

Untersuchung von Nichtsilbermaterialien als Füllstoff für gesinterte Silberverbindungen für SiC-Leistungshalbleiteranwendungen

Zur Erlangung des akademischen Grades eines
DOKTORS DER INGENIEURWISSENSCHAFTEN (Dr.-Ing.)

von der KIT-Fakultät für Maschinenbau des
Karlsruher Instituts für Technologie (KIT)
angenommene

DISSERTATION

von

M. Sc. David Burkhard Stenzel

Tag der mündlichen Prüfung:

13. Januar 2022

Hauptreferent:

Prof. Dr. rer. nat. Michael J. Hoffmann

Korreferent:

Prof. Dr. rer. nat. Marc Weber

Kurzfassung

Die Markteinführung neuer, effizienterer Halbleitermaterialien mit größerer Bandlücke sowie geltende gesetzliche Einschränkungen von bisherigen bleihaltigen Lotmaterialien sind die aktuellen Innovationstreiber für die Suche nach alternativen Fügetechnologien im Bereich der Aufbau- und Verbindungstechnik der Leistungselektronik. Neben den steigenden Anforderungen an die Verbindungsmaterialien insbesondere hinsichtlich ihrer Zuverlässigkeit bei zugleich erhöhten Einsatztemperaturen, spielt der Kostenfaktor ebenfalls eine entscheidende Rolle. Vor diesem Hintergrund beschäftigt sich die vorliegende Doktorarbeit mit der Modifizierung von Silbersintermaterialien mit nicht-silber Füllstoffen, um gezielt die Materialeigenschaften allen voran die Temperaturwechselfestigkeit zu optimieren und zugleich die Kosten durch einen reduzierten Silbergehalt zu senken.

Die Untersuchungsmethodik ist zweistufig aufgebaut. In der ersten Phase werden kommerziell verfügbare Sinterwerkstoffe mit verschiedenen Füllstoffen versetzt, welche sich in Material oder Pulvertyp unterscheiden. Diese werden anhand von relevanten Kenngrößen der Leistungselektronik systematisch hinsichtlich ihrer Materialeigenschaften analysiert. Dabei werden neben der elektrischen und thermischen Leitfähigkeit, die mechanische Scher- und Zugfestigkeit, sowie die Temperaturwechselfestigkeit ermittelt, wobei die mechanische Zuverlässigkeit von besonderem Interesse ist. Anschließend werden die Eigenschaften der mit Füllstoff modifizierten Sinterpasten mit Hilfe eines Bewertungsschemas beurteilt. In der zweiten Phase der Arbeit wird das Sintermaterial mit der favorisierten Pastenmodifikation weiter optimiert und die funktionalen Eigenschaften aus materialtechnischer Sicht betrachtet.

In der ersten Projektphase geht das Sintermaterial mit Zinn-Silber-Kupfer als Füllstoff (SAC-Sintermaterial) mit den besten Eigenschaften hervor. In den weiterführenden Untersuchungen der zweiten Projektphase hat sich gezeigt, dass sich das SAC-Sintermaterial im Vergleich zu klassischen Sintermaterialien durch ein zweiphasiges Gefüge auszeichnet, wobei die gesinterte Silbermatrix durch lokal gebildete intermetallische Phasen (Ag_3Sn) verstärkt wird. Diese Gefügeveränderung bildet die Grundlage für eine höhere mechanische Festigkeit, insbesondere bei erhöhten Temperaturen, und sorgt weiterhin für eine signifikante Steigerung der Temperaturwechselfestigkeit. Einen weiteren Vorteil stellt die hohe Temperaturstabilität bei gleichzeitigem Oxidationsschutz der Fügepartner dar. Zudem ermöglicht die Modifikation mit SAC-Füllstoff eine sehr flexible Prozessierung in Anbetracht des Sinterprozesses und der geeigneten Bauteilendoberflächen.

Die Eignung der mit SAC-Füllstoff modifizierten Sinterpaste als Fügемaterial für zukünftige Leistungsmodule mit SiC-Halbleitermaterialien unter der Verwendung eines moderaten Sinterprozesses konnte sowohl anhand von passiven Temperaturwechseltests als auch aktiven Lastwechseltests nachgewiesen werden. Im Vergleich zum klassischen Ag-Sintermaterial (87 % Festigkeitsabfall), zeigte das modifizierte „SAC-Sintermaterial“ selbst nach 3000 Zyklen nur eine geringe Veränderung der Haftfestigkeit (6 %). Ebenso konnte eine signifikante Steigerung der charakteristischen Lebensdauer im aktiven Lastwechseltest nachgewiesen werden, obwohl die Wärmeleitfähigkeit durch den SAC-Füllstoff negativ beeinflusst wird.

Damit konnte im Rahmen dieser Arbeit aufgezeigt werden, dass klassische Ag-Sinterschichten durch nicht-silber Füllstoffe hinsichtlich ihrer Materialeigenschaften, unter der Verwendung eines moderaten Sinterprozesses, modifiziert werden können. Ferner konnten auf diese Weise die Materialkosten aufgrund des geringeren Ag-Gehalts reduziert werden.

Abstract

The market launch of new, more efficient semiconductor materials with larger bandgaps and current legal restrictions on solder materials containing lead are the current innovation drivers for the search for alternative joining technologies in the field of packaging and interconnection technology for power electronics. In addition to the increasing demands on the joining materials, particularly regarding their reliability at increased operating temperatures, the cost factor also plays a decisive role. Against this background, the present doctoral thesis deals with the modification of silver sintering materials with non-silver fillers in order to specifically optimize the material properties, above all the thermal shock resistance, and at the same time to lower the costs by reducing the silver content.

The investigation methodology is based on a two-stage approach. In the first phase, commercially available sinter materials are mixed with various fillers which differ in material or powder type. These are systematically analyzed with respect to their material properties on the basis of relevant power electronics parameters. In addition to electrical and thermal conductivity, mechanical and tensile strength as well as thermal shock resistance are determined, with mechanical reliability being of particular interest. Subsequently, the properties of the filler-modified sintered pastes are evaluated by means of an evaluation matrix. In the second phase of the work, the sintered material with the favored paste modification will be further optimized and the functional properties will be considered from a materials engineering point of view.

In the first phase of the project, the sintered material with tin-silver-copper as filler (SAC sintered material) outperformed the other modified sinter materials. In the further investigations of the second project phase, it was shown that the SAC sintered material is characterized by a two-phase microstructure compared with classical sintered materials, with the sintered silver matrix being reinforced by locally formed intermetallic phases (Ag_3Sn). This microstructural change forms the basis for higher mechanical strength, especially at elevated temperatures, and also ensures a significant increase in thermal shock resistance. A further advantage is the anti-oxidation properties which led to high-temperature stability of the joining partners. In addition, modification with SAC filler allows very flexible processing in terms of the sintering process and the suitable component end surfaces.

The suitability of the sinter paste modified with SAC filler as a joining material for future power modules with SiC semiconductor materials using a moderate sintering process was demonstrated by both passive temperature cycling tests and active power cycling tests. Compared to the classical Ag sintered material (87% strength decrease), the modified "SAC sintered material" showed only a slight change in bonding strength (6 %) even after 3000 cycles. Similarly, a significant increase in characteristic life was demonstrated in the active power cycling test, although the thermal conductivity was negatively affected by the SAC filler.

This work demonstrated that classical Ag sintered materials can be modified by non-silver fillers with respect to their material properties, using a moderate sintering process. Furthermore, the material costs could be reduced due to the lower Ag content.

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung	i
Abstract.....	iii
Inhaltsverzeichnis.....	v
Abbildungsverzeichnis.....	ix
Tabellenverzeichnis	xvii
Abkürzungsverzeichnis	xix
Formelverzeichnis	xxiii
Vorwort.....	xxv
1 Einleitung.....	1
2 Stand der Technik – Aufbau- und Verbindungstechnik in der Leistungselektronik	3
2.1 Leistungselektronik	3
2.2 Aufbau- und Verbindungstechnik in der Leistungselektronik	4
2.2.1 Isolationssubstrate.....	6
2.2.2 Fügetechnologien – Weichlöten, Diffusionslöten, Silbersintern	7
2.2.3 Silizium und Siliziumkarbid als Halbleitermaterial	13
2.2.4 Oberseitenkontaktierung mittels Drahtbonden	14
2.2.5 Vergussmaterialien	15
2.2.6 Zuverlässigkeitsanforderungen an Sinterverbindungsschichten in Leistungsmodulen	15
3 Vorgehensweise und Methodik zur Charakterisierung von Silbersinterverbindungen	17
3.1 Auswahl des Fügемaterials.....	17
3.1.1 Silberpulver	17
3.1.2 Füllstoffe	17
3.2 Herstellung modifizierter Silbersinterpasten	19
3.3 Auswahl der Materialien und Komponenten	20
3.3.1 Halbleiterbauelemente	20
3.3.2 Substrate.....	20
3.3.3 Übersicht der Testprobekörper	21
3.4 Herstellungsprozess von druckgesinterten Fügeverbindungen	23
3.4.1 Pastenauftrag.....	24
3.4.2 Trocknungsprozess und Positionierung des Halbleiterbauelements	24
3.4.3 Drucksinterprozess	24
3.5 Methoden zur Ermittlung von Materialeigenschaften der gesinterten Fügeverbindung	25
3.5.1 Bestimmung der Dichte und Porosität der Sinterschicht.....	25
3.5.2 Ermittlung der elektrischen Leitfähigkeit.....	26
3.5.3 Messung der thermischen Leitfähigkeit.....	27
3.5.4 Bestimmung der mechanischen Materialeigenschaften	29
3.6 Beschleunigte Alterungstests	36
3.6.1 Temperaturwechseltest- und Temperaturschocktest	36

3.6.2	Hochtemperaturlagerung.....	37
3.6.3	Elektrochemische Migration	38
3.6.4	Aktiver Lastwechseltest	39
3.7	Statistische Auswertung - Zwei Stichproben t-Test.....	43
4	Voruntersuchung der modifizierten Sintermaterialien zur Eignung als Fügema- terial	45
4.1	Gefügeuntersuchung.....	45
4.2	Evaluation der Sinterschichteigenschaften	48
4.2.1	Elektrische Leitfähigkeit in Abhängigkeit des Füllstoffs	48
4.2.2	Einfluss des Füllstoffs auf die thermische Leitfähigkeit	49
4.2.3	Festigkeit und Elastizitätsmodul in Abhängigkeit des Füllstoffs.....	51
4.3	Vergleichende Bewertung der mit Füllstoffen modifizierten Sinterpasten als Fügema- terial	53
4.3.1	Einfluss des Füllstoffs auf die Hochtemperatur-Scherfestigkeit	53
4.3.2	Temperaturwechselfestigkeit in Abhängigkeit des Füllstoffs	55
4.3.3	Degradation der Fügeverbindung infolge des Temperaturschocktests	57
4.4	Beurteilung und Auswahl eines Füllstoffs	59
5	Eigenschaften und Charakterisierung der modifizierten Sinterschicht mit SAC-Füllstoff	61
5.1	Mikrostruktur des Referenzmaterials im Vergleich zu der des SAC-Sintermaterials	61
5.2	Mechanische Eigenschaften des SAC-Sintermaterials.....	62
5.2.1	Thermische Ausdehnung.....	62
5.2.2	Spannungs-Dehnungs-Verhalten	64
5.2.3	Kriechverhalten	67
5.3	Einflussfaktoren auf die Sinterverbindungsschicht	70
5.3.1	Abhängigkeit der Scherfestigkeit von der Temperatur	70
5.3.2	Fügepartner und deren Oberflächen	71
5.3.3	Prozessparameter	75
5.4	Optimierung des SAC-Sintermaterials durch die Variation des Füllstoffgehalts und der Partikelart.....	79
5.4.1	Mikrostruktur in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts und der Partikelart.....	79
5.4.2	Einfluss des Füllstoffgehalts und der Partikelart auf die thermische Leitfähigkeit	81
5.4.3	Abhängigkeit der Hochtemperatur-Scherfestigkeit vom Füllstoffgehalt und der Partikelart.....	83
5.4.4	Abhängigkeit der Festigkeit und des E-Moduls vom Füllstoffgehalt und der Partikelart ..	85
5.4.5	Temperaturwechselfestigkeit in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts und der Partikelart ..	86
5.5	Zusammenfassung und Diskussion.....	88
6	Thermische Einwirkung auf das gesinterte Gefüge	91
6.1	Mikrostruktur in Abhängigkeit der thermischen Einwirkung	91
6.2	Einfluss der thermischen Einwirkung auf die thermische Leitfähigkeit	95
6.3	Abhängigkeit der Festigkeit und des E-Moduls von der thermischen Einwirkung	96
6.4	Hochtemperatur-Scherfestigkeit in Abhängigkeit der thermischen Einwirkung.....	97
6.5	Schliffuntersuchung der Verbindungsgrenzflächen	100
6.6	Zusammenfassung und Diskussion.....	103
7	Zuverlässigkeit	105
7.1	Passive beschleunigte Alterungstests.....	105
7.1.1	Temperaturwechseltest vs. Temperaturschocktest.....	105

7.1.2	Materialvergleich zwischen Sintermaterialien und Weichloten für Hochtemperaturanwendungen	110
7.2	Elektrochemische Migration – SIR-Test	112
7.3	Aktiver Lastwechseltest	114
7.4	Zusammenfassung und Diskussion	127
8	Zusammenfassung und Ausblick	129
9	Literaturverzeichnis	133
	Publikationen.....	149

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Schematischer Aufbau eines Leistungsmoduls nach [5, 6]	6
Abbildung 2: a) Schematischer Vergleich einer Standard SnAg - Weichlotverbindung (links) und einer Diffusionslotverbindung (rechts) und b) Querschliff einer Diffusionslotverbindung. Abbildung nach [30].....	10
Abbildung 3: REM-Aufnahmen der mikroskaligen Silberflakes (Übersicht mit SE-Detektor und Vergrößerung mit InLens Detektor): a) Übersicht mit SE-Detektor, b) Vergrößerung zu a mit InLens Detektor)	17
Abbildung 4: Binäre Phasendiagramme des Ag-Sn Systems (a) nach [100] und des Ag-In Systems (b) nach [102].....	19
Abbildung 5: Si ₃ N ₄ -AMB Substrat mit oberseitiger Leiterbahnstrukturierung	21
Abbildung 6: Schematische Darstellung des gesamten Drucksinterprozesses	23
Abbildung 7: Bestimmung der Porosität mittels Bildanalyse: a) REM-Aufnahme der Sinterschicht nach Ionenpolitur, b) Binarisiertes Bild. Die ermittelte Porosität liegt hier bei ca. 15,8 %, c) Als Poren identifizierte Bildbereiche	26
Abbildung 8: Widerstandsmessung mittels 4-Punkt-Methode: a) Schematisches Messprinzip nach [108, 109], b) Experimenteller Messaufbau	26
Abbildung 9: LaTIMA-Methode zur Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit von dünnen gut leitenden Probekörpern: a) Schematischer Messaufbau der LaTIMA-Methode nach [111], b) Experimenteller Messaufbau [111]	29
Abbildung 10: Schema eines Schubstangendilatometers nach [116].....	30
Abbildung 11: a) Schematische Darstellung des Hochtemperatur-Schertests zur Qualifizierung der Fügeverbindung eines Leistungsmoduls nach [117, 118], b) Modulaufbau auf beheizbarem Probenhalter mit Schermeißel im Hintergrund	31
Abbildung 12: Übersicht der unterschiedlich auftretenden Bruchmechanismen während des Schertests	31
Abbildung 13: a) Spannungs-Dehnungs-Diagramm eines duktilen Metalls ohne ausgeprägte Streckgrenze R _e nach [127], b) Zugprobe in Zugprüfanlage (ZwickRoell Z0.5 TN) bei Raumtemperatur	33
Abbildung 14: a) Schematische Darstellung einer Kriechkurve mit den charakteristischen Kriechstadien nach [26], b) Schematische Darstellung der Dehnrates in Abhängigkeit der einzelnen Kriechstadien nach [26]	34
Abbildung 15: Verformungsmechanismen-Diagramm für dichtes Silber unter dem Einfluss unterschiedlicher Korngrößen nach [26, 49]	35
Abbildung 16: a) Flüssig-Flüssig-Temperaturschockschrank, b) Temperaturprofile eines Prüfzyklus des TST und TCT	37
Abbildung 17: Schematische Darstellung der Silbermigration [135]	38
Abbildung 18: a) DCB Substrat mit strukturiertem Testlayout, b) Vergrößerung zu (a) mit aufgesintertem Silber	39

Abbildung 19: Darstellung des Heizstrom- und Temperaturverlaufs während eines Lastwechsels mit gleicher Dauer der Heiz- und Kühlphase ($t_{on} = t_{off}$) [139]	40
Abbildung 20: Experimenteller Aufbau des aktiven Lastwechseltest: a) Übersicht der kontaktierten Testmodule auf dem Lastwechselteststand TLW 763 der Firma Schuster. Der Laststrom wird über die kupferfarbenen Kabel zugeführt, während der Messstrom über die roten und blauen Kabel angelegt wird. Die Ansteuerung des Gate-Kontakts erfolgt über die gelben Anschlüsse. b) Über Federkontakte angeschlossener Demonstrator mit SiC-MOSFET	42
Abbildung 21: REM-Gefügeaufnahmen der modifizierten Sintermaterialien innerhalb eines Modulaufbaus: a) Referenzmaterial ohne Füllstoff, b) Cu-Flakes, c) Cu-Pulver, d) SiC-Pulver, e) ZrO ₂ -Pulver, f) SAC 305-Pulver, g) In-Pulver	46
Abbildung 22: Einfluss des Füllstoffs auf die mittlere elektrische Leitfähigkeit der modifizierten Sinterschichten	49
Abbildung 23: Einfluss des Füllstoffs auf die mittlere thermische Leitfähigkeit der modifizierten Sinterschichten	51
Abbildung 24: Einfluss des Füllstoffs auf die mittlere Zugfestigkeit R_m der modifizierten Sinterschichten	52
Abbildung 25: Einfluss des Füllstoffs auf den mittleren E-Modul der modifizierten Sinterschichten	53
Abbildung 26: Mittlere Scherfestigkeit bei 260 °C der modifizierten Sintermaterialien im initialen Zustand	54
Abbildung 27: LM-Aufnahmen der Bruchflächen nach dem Scherversuch bei 260 °C. In Abhängigkeit des Füllstoffmaterials konnten unterschiedliche Brucharten identifiziert werden: a) Mischbruch des Referenzmaterials ohne Füllstoff, b) Adhäsionsbruch am Chip mit Cu-Flakes als Füllstoff, c) Adhäsionsbruch am Chip mit Cu-Pulver als Füllstoff, d) Kohäsionsbruch in der Verbindungsschicht mit SiC als Füllstoff, e) Kohäsionsbruch in der Verbindungsschicht mit ZrO ₂ als Füllstoff, f) Mischbruch mit SAC 305 als Füllstoff, g) Kohäsionsbruch in der Verbindungsschicht mit Indium als Füllstoff	55
Abbildung 28: Veränderung der mittleren Scherfestigkeit in Abhängigkeit der durchlaufenen Temperaturschockzyklen bei -55 °C bis 150 °C	56
Abbildung 29: REM-Gefügeaufnahmen der modifizierten Sintermaterialien innerhalb eines Modulaufbaus nach dem Temperaturschocktest bei 1000-facher Vergrößerung: a) Referenzmaterial ohne Füllstoff nach 3000 Zyklen, b) SiC-Pulver nach 1000 Zyklen, c) ZrO ₂ -Pulver nach 1000 Zyklen, d) SAC 305-Pulver nach 3000 Zyklen, e) In-Pulver nach 3000 Zyklen	58
Abbildung 30: Rangliste der modifizierten Sintermaterialien in Abhängigkeit ihrer Materialeigenschaften im Vergleich zum Referenzmaterial ohne Füllstoff	60
Abbildung 31: REM-Aufnahmen ionenpolierter Querschliffe der gesinterten Zugproben des Referenzmaterials (a) und des SAC-Sintermaterials (b) mit 1000-facher und 5000-facher Vergrößerung	62
Abbildung 32: Thermische Ausdehnung des Referenzmaterials und des SAC-Sintermaterials im Temperaturbereich von Raumtemperatur bis 200 °C anhand einer exemplarischen Beispielmessung	63

Abbildung 33: Darstellung des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens des Referenzmaterials (a) und des SAC-Sintermaterials (b) bei Raumtemperatur (RT), 100 °C und 175 °C anhand exemplarischer Messkurven	65
Abbildung 34: REM-Aufnahmen der Bruchflächen des Referenzmaterials (a bis c) und des SAC-Sintermaterials (d bis f) nach dem Zugversuch bei RT, 100 °C und 175 °C.....	66
Abbildung 35: Exemplarische Kriechkurven des Referenzmaterials (a) und des SAC-Sintermaterials (b) bei einer konstanten Spannung von 9 MPa bzw. 18 MPa und Temperaturen von RT, 100 °C und 175 °C	68
Abbildung 36: Exemplarische Kriechkurven des Referenzmaterials und des SAC-Sintermaterials bei einer konstanten Temperatur mit unterschiedlichen Spannungen: a) Referenz bei 100 °C, b) SAC-Sintermaterial bei 100 °C, c) Referenz bei 175 °C, d) SAC-Sintermaterial bei 175 °C.....	69
Abbildung 37: Scherfestigkeit des Referenzmaterials und des SAC-Sintermaterials in Abhängigkeit der Prüftemperatur (25 °C vs. 260 °C)	71
Abbildung 38: Einfluss der Substratmetallisierung auf die mittlere Scherfestigkeit des Referenzmaterials und des SAC-Sintermaterials	72
Abbildung 39: LM-Aufnahmen der Bruchflächen des Referenzmaterials in Abhängigkeit der Substratmetallisierung: a) Ag, b) Au, c) Cu, d) Ni. In der oberen Reihe ist jeweils die Substratoberfläche dargestellt, während in der unteren Reihe die Chiprückseite zu sehen ist.....	72
Abbildung 40: LM-Aufnahmen der Bruchflächen des SAC-Sintermaterials in Abhängigkeit der Substratmetallisierung: a) Ag, b) Au, c) Cu, d) Ni. In der oberen Reihe ist jeweils die Substratoberfläche dargestellt, während in der unteren Reihe die Chiprückseite zu sehen ist.....	73
Abbildung 41: Einfluss der Halbleiterbauelemente auf die mittlere Scherfestigkeit des Referenzmaterials und des SAC-Sintermaterials	74
Abbildung 42: LM-Aufnahmen der Bruchflächen des Referenzmaterials in Abhängigkeit des Halbleiterbauteils: a) 4x4 Si_Ag, b) 4x7,3 SiC_Ag, c) 4x7,3 SiC_Au. In der oberen Reihe ist jeweils die Substratoberfläche dargestellt, während in der unteren Reihe die Chiprückseite zu sehen ist.	75
Abbildung 43: LM-Aufnahmen der Bruchflächen des SAC-Sintermaterials in Abhängigkeit des Halbleiterbauteils: a) 4x4 Si_Ag, b) 4x7,3 SiC_Ag, c) 4x7,3 SiC_Au. In der oberen Reihe ist jeweils die Substratoberfläche dargestellt, während in der unteren Reihe die Chiprückseite zu sehen ist.	75
Abbildung 44: Mittlere Scherfestigkeit des SAC-Sintermaterials in Abhängigkeit der Prozessparameter Temperatur, Druck und Zeit. Als Referenzwerte sind einzelne Datenpunkte des Referenzmaterials mit aufgeführt.	76
Abbildung 45: Statistische Auswertung der Prozessevaluation des SAC-Sintermaterials: a) Haupteffektdiagramm, b) Wechselwirkungsdiagramm der statistisch signifikanten Faktoren.....	77
Abbildung 46: Mittlere Scherfestigkeit des SAC-Sintermaterials in Abhängigkeit des Sinterdrucks und der Sinterzeit bei einer konstanten Temperatur von 230 °C	78

Abbildung 47: Mittlere Scherfestigkeit des SAC-Sintermaterials in Abhängigkeit der Sinteratmosphäre unter Verwendung des Standardprozesses (10 MPa, 230 °C, 3 min)	79
Abbildung 48: Ionenpolierte Querschliffe der gesinterten Zugproben in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts, sowie der Partikelgröße und -form: a) 5 Gew.-% Typ 8, b) 10 Gew.-% Typ 8, c) 20 Gew.-% Typ 8, d) 10 Gew.-% Typ 5 (10 µm bis 25 µm, e) 10 Gew.-% SAC Flakes	80
Abbildung 49: Einfluss des Füllstoffgehalts an SAC Typ 8 Pulver (links) sowie der Partikelgröße und -form bei einem Mengenanteil von 10 Gew.-% (rechts) auf die mittlere Porosität	81
Abbildung 50: Einfluss des Füllstoffgehalts an SAC Typ 8 Pulver (links) sowie der Partikelgröße und -form bei einem Mengenanteil von 10 Gew.-% (rechts) auf die mittlere Wärmeleitfähigkeit	82
Abbildung 51: Einfluss des Füllstoffgehalts an SAC Typ 8 Pulver (links) sowie der Partikelgröße und -form bei einem Mengenanteil von 10 Gew.-% (rechts) auf die mittlere Scherfestigkeit	83
Abbildung 52: LM-Aufnahmen der Bruchflächen nach dem Scherversuch bei 260 °C. In Abhängigkeit des Füllstoffanteils und der Partikelform/-größe konnten unterschiedliche Brucharten identifiziert werden: a) Mischbruch des Referenzmaterials ohne Füllstoff, b) Mischbruch mit 5 Gew.-% SAC, c) Mischbruch mit 10 Gew.-% SAC, d) Kohäsionsbruch in der Verbindungsschicht mit 20 Gew.-% SAC, e) Kohäsionsbruch in der Verbindungsschicht mit 10 Gew.-% SAC mit ausgelaufener Flüssigphase, f) Mischbruch mit 10 Gew.-% SAC Typ 5, g) Mischbruch mit 10 Gew.-% SAC Flakes	84
Abbildung 53: Einfluss des Füllstoffgehalts an SAC Typ 8 Pulver (links) sowie der Partikelgröße und -form bei einem Mengenanteil von 10 Gew.-% (rechts) auf die mittlere Zugfestigkeit	85
Abbildung 54: Einfluss des Füllstoffgehalts an SAC Typ 8 Pulver (links) sowie der Partikelgröße und -form bei einem Mengenanteil von 10 Gew.-% (rechts) auf den mittleren E-Modul	86
Abbildung 55: Veränderung der mittleren Scherfestigkeit in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts nach Temperaturschocktest zwischen -55 °C und 150 °C wie in Kapitel 3.6.1. beschrieben .	87
Abbildung 56: Veränderung der mittleren Scherfestigkeit in Abhängigkeit der Partikelgröße und -form bei einem Mengenanteil von 10 Gew.-% nach Temperaturschocktest zwischen -55 °C und 150 °C wie in Kapitel 3.6.1. beschrieben	88
Abbildung 57: Ionenpolierte Querschliffe des Referenzmaterials nach Hochtemperaturlagerung bei 150 °C und 250 °C: a) Initialzustand, b) 150 °C / 500 h, c) 150 °C / 1000 h, d) 250 °C / 500 h, e) 250 °C / 1000 h.....	92
Abbildung 58: Ionenpolierte Querschliffe des SAC-Sintermaterials nach der Hochtemperaturlagerung bei 150 °C und 250 °C: a) Initialzustand, b) 150 °C / 500 h, c) 150 °C / 1000 h, d) 250 °C / 500 h, e) 250 °C / 1000 h.....	92
Abbildung 59: EDX-Analyse des SAC-Sintermaterials nach der Hochtemperaturlagerung bei 150 °C und 250 °C: a) Initialzustand, b) 150 °C / 500 h, c) 150 °C / 1000 h, d) 250 °C / 500 h, e) 250 °C / 1000 h	93
Abbildung 60: Quantitative Auswertung der Gefügestruktur in Abhängigkeit der HTS bei 150 °C und 250 °C für bis zu 1000 h: a) Porenanzahl, b) Porengröße, c) Porosität	94
Abbildung 61: Einfluss der HTS bei 150 °C und 250 °C auf die Wärmeleitfähigkeit des Referenz- und SAC-Sintermaterials im Vergleich zu dichtem Silber [145].....	95
Abbildung 62: Einfluss der HTS bei 150 °C und 250 °C auf die Zugfestigkeit des Referenz- und SAC-Sintermaterials bei RT	96

Abbildung 63: Einfluss der HTS bei 150 °C und 250 °C auf den Elastizitätsmodul des Referenz- und SAC-Sintermaterials bei RT.....	97
Abbildung 64: Einfluss der HTS bei 150 °C und 250 °C auf die Scherfestigkeit bei 260 °C des Referenz- und SAC-Sintermaterials	98
Abbildung 65: LM-Aufnahmen der Bruchflächen des Referenzmaterials nach der HTS bei 150 °C sowie bei 250 °C: a) Initialzustand, b) 500 h bei 150 °C, c) 1000 h bei 150 °C, d) 500 h bei 250 °C, e) 1000 h bei 250 °C	99
Abbildung 66: LM-Aufnahmen der Bruchflächen des SAC-Sintermaterials nach der HTS bei 150 °C sowie bei 250 °C: a) Initialzustand, b) 500 h bei 150 °C, c) 1000 h bei 150 °C, d) 500 h bei 250 °C, e) 1000 h bei 250 °C	99
Abbildung 67: LM-Gefügaufnahmen des Referenzmaterials innerhalb eines Modulaufbaus nach der HTS bei 150 ° und 250 °C: a) Initialzustand, b) 150 °C / 500 h, c) 150 °C / 1000 h, d) 250 °C / 500 h, e) 250 °C / 1000 h	101
Abbildung 68: LM-Gefügaufnahmen des SAC-Sintermaterials innerhalb eines Modulaufbaus nach der HTS bei 150 ° und 250 °C: a) Initialzustand, b) 150 °C / 500 h, c) 150 °C / 1000 h, d) 250 °C / 500 h, e) 250 °C / 1000 h.....	102
Abbildung 69: Veränderung der mittleren Scherfestigkeit in Abhängigkeit der durchlaufenen Zyklen im Temperaturwechsel- bzw. Temperaturschocktest bei -55 °C bis 150 °C des Referenzmaterials.....	106
Abbildung 70: Veränderung der mittleren Scherfestigkeit in Abhängigkeit der durchlaufenen Zyklen im Temperaturwechsel- bzw. Temperaturschocktest bei -55 °C bis 150 °C des SAC-Sintermaterials	106
Abbildung 71: LM-Gefügaufnahmen des Referenzmaterials innerhalb eines Modulaufbaus nach dem Temperaturwechseltest (TCT) bei -55 °C bis 150 °C: a) Initialzustand, b) 1000 Zyklen, c) 3000 Zyklen.....	107
Abbildung 72: LM-Gefügaufnahmen des Referenzmaterials innerhalb eines Modulaufbaus nach dem Temperaturschocktest (TST) bei -55 °C bis 150 °C: a) Initialzustand, b) 1000 Zyklen, c) 3000 Zyklen.....	108
Abbildung 73: LM-Gefügaufnahmen des SAC-Sintermaterials innerhalb eines Modulaufbaus nach dem Temperaturwechseltest (TCT) bei -55 °C bis 150 °C: a) Initialzustand, b) 1000 Zyklen, c) 3000 Zyklen.....	108
Abbildung 74: LM-Gefügaufnahmen des SAC-Sintermaterials innerhalb eines Modulaufbaus nach dem Temperaturschocktest (TST) bei -55 °C bis 150 °C: a) Initialzustand, b) 1000 Zyklen, c) 3000 Zyklen.....	109
Abbildung 75: Scherfestigkeit verschiedener Hochtemperatur-Verbindungsmaterialien nach erfolgtem Temperaturschocktest von - 55 °C bis +150 °C.....	110
Abbildung 76: REM-Aufnahme der Querschliffe nach 2000 Zyklen im TST. a) gelötete Au-Ge-Schicht, b) gelötete Au-Sn-Schicht, c) gelötete Pb-Sn-Ag-Schicht, d) gesinterte Ag-Schicht.....	111
Abbildung 77: Exemplarische Messkurven des Oberflächenwiderstands während des SIR-Tests	113
Abbildung 78: Testsubstrat mit herstellungsbedingtem Artefakt, der zu einer Veränderung des Oberflächenwiderstands geführt hat	113
Abbildung 79: Wahrscheinlichkeitsnetz zum Vergleich des Referenzmaterials und des SAC-Sintermaterials im PCT anhand des Demonstrators mit Si-Diode	115

Abbildung 80: Exemplarischer Verlauf der Vorwärtsspannung V_{CE} und des Wärmewiderstands R_{th} während des PCT für das Referenzmaterial (a) und das SAC-Sintermaterial (b)	116
Abbildung 81: Versagen der Oberseitenkontaktierung in Form von Bonddrahtabhebern gepaart mit Bruch des DCB-Substrates. a) Referenz, b) SAC-Sintermaterial.....	117
Abbildung 82: C-SAM Aufnahmen des Referenzmaterials (a) und des SAC-Sintermaterials (b) vor und nach dem Lastwechseltest.....	117
Abbildung 83: LM-Gefügebraufnahmen des Referenzmaterials (a) und des SAC-Sintermaterials (b) innerhalb des Demonstrators mit Si-Diode nach ca. 1,2 Mio. Zyklen im aktiven Lastwechseltest.....	118
Abbildung 84: Ionenpolierte Querschliffe des Referenzmaterials (a) und des SAC-Sintermaterials (b) im Zentrum der Si-Diode nach ca. 1,2 Mio. Zyklen im aktiven Lastwechseltest.....	118
Abbildung 85: Versagen der Oberseitenkontaktierung in Form von Abhebern der AlCu-Bändchen (a) sowohl bei dem Referenzmaterial als auch dem SAC-Sintermaterial. SiC-MOSFET-Demonstrator mit nachgebondeten CucorAl-Bonddrähten (b) nach ca. 140.000 Zyklen im PCT.	119
Abbildung 86: C-SAM Aufnahmen des SAC-Sintermaterials zu Beginn und nach Abbruch des Lastwechseltests nach ca. 2 Mio. Lastwechsel: a) Demonstrator 1 mit geringer Veränderung der Fügeverbindung nach dem PCT, b) Demonstrator 2 ohne merkliche Veränderungen der Fügeverbindung.....	120
Abbildung 87: LM-Aufnahmen des Demonstrators 2: a) Linker Randbereich des SiC-MOSFET, b) Mitte des SiC-MOSFET.....	120
Abbildung 88: Darstellung eines DTS-Moduls im realen Aufbau (a) und einer schematischen Animation (b) [171]	121
Abbildung 89: Wahrscheinlichkeitsnetz zum Vergleich des Referenzmaterials und des SAC-Sintermaterials im PCT anhand der DTS-Module	122
Abbildung 90: Exemplarischer Verlauf der Vorwärtsspannung V_{CE} und des Wärmewiderstands R_{th} während des PCT für das Referenzmaterial (a) und das SAC-Sintermaterial (b)	123
Abbildung 91: Oxidation der Cu-Folie sowie der Cu-Bonddrähte am Beispiel eines DTS-Moduls nach dem aktiven Lastwechseltest	124
Abbildung 92: C-SAM Aufnahmen der DTS-Module vor und nach dem PCT: a) DTS-Modul im Initialzustand, b) Delamination des DTS nach ca. 200.000 Zyklen des Referenzmaterials, c) Delamination des DTS nach ca. 300.000 Zyklen des SAC-Sintermaterials, d) Teilweise Delamination des DTS nach 400.000 Zyklen eines Moduls mit SAC-Sintermaterial, welches keines der Ausfallkriterien bis zum Testende erreicht hat	124
Abbildung 93: LM-Gefügebraufnahmen der Sinterverbindung des Referenzmaterials zwischen dem Si-IGBT und dem DCB-Substrat nach ca. 180.000 Zyklen im PCT: a) Linker Randbereich des Si-IGBT, b) Mitte des Si-IGBT mit oberseitiger Ni-Au-Metallisierung.....	125
Abbildung 94: LM-Gefügebraufnahmen der Sinterverbindung des SAC-Sintermaterials zwischen dem Si-IGBT und dem DCB-Substrat nach ca. 350.000 Zyklen im PCT: a) Linker Randbereich des Si-IGBT, b) Mitte des Si-IGBT mit zerrütteter Al-Ni-Au-Metallisierung	125
Abbildung 95: LM-Gefügebraufnahmen der Sinterverbindung des Referenzmaterials zwischen dem Si-IGBT und dem DTS nach ca. 180.000 Zyklen im PCT. Durchgängiger Delamination zwischen	

Al-Ni-Au-Metallisierung und Sinterschicht vom linken Randbereich des DTS (a), über die Mitte (b) bis hin zum rechten Randbereich (c)	126
Abbildung 96: LM-Gefügebildungen der Sinterverbindung des SAC-Sintermaterials zwischen dem Si-IGBT und dem DTS nach ca. 350.000 Zyklen im PCT. Fortgeschrittene Schädigung der Al-Ni-Au-Metallisierung im linken Randbereich und in der Mitte des DTS (a, b). Intakte Verbindung des rechten Randbereichs (c).....	126
Abbildung 97: LM-Aufnahmen der Oberseitenkontaktierung mittels Cu-Bonddraht: a) Referenzmaterial, b) SAC-Sintermaterial	127

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Thermische Ausdehnungskoeffizienten relevanter Materialien der AVT	5
Tabelle 2: Vergleich relevanter Substrateigenschaften	7
Tabelle 3: Übersicht gängiger bleihaltiger Lotlegierungen	8
Tabelle 4: Übersicht ausgewählter bleifreier Lotlegierungen.....	8
Tabelle 5: Vergleich der wichtigsten Materialkenngrößen von Si und SiC als Halbleitermaterial in der Leistungselektronik.....	14
Tabelle 6: Übersicht relevanter Materialeigenschaften der verwendeten Füllstoffe	18
Tabelle 7: Layout der verwendeten Probenkörper mit zugeordneten Charakterisierungsmethoden	22
Tabelle 8: Ausfallmechanismen, -merkmale und -kriterien von Leistungsmodulen im aktiven Lastwechseltest [5, 54, 130, 139]	41
Tabelle 9: Testparameter der aktiven Lastwechseltests mit Si-Diode und SiC-MOSFET	43
Tabelle 10: Mittlere thermische Ausdehnungskoeffizienten des Referenzmaterials und des SAC-Sintermaterials für die Temperaturbereiche RT bis 100 °C, bis 150 °C und bis 200 °C...	64
Tabelle 11: Übersicht der im Zugversuch bei RT, 100 °C und 175 °C ermittelten mechanischen Eigenschaften des Referenzmaterials und des SAC-Sintermaterials	65
Tabelle 12: Versuchsmatrix der durchgeführten Kriechversuche des Referenzmaterials und des SAC-Sintermaterials	67
Tabelle 13: Übersicht der verwendeten Halbleiterbauelemente	73
Tabelle 14: Quantitative Phasenzusammensetzung in Abhängigkeit der Hochtemperaturlagerung bei 150 °C und 250 °C	93
Tabelle 15: Übersicht der Ergebnisse und Fehlerursachen des SIR-Tests.....	113
Tabelle 16: Übersicht der im aktiven Lastwechseltest aufgetretenen Ausfallkriterien	116
Tabelle 17: Übersicht der im aktiven Lastwechseltest aufgetretenen Ausfallkriterien	123

Abkürzungsverzeichnis

AES	Auger-Elektronen-Spektroskopie
Ag	Silber
Al	Aluminium
Al ₂ O ₃	Aluminiumoxid
AlN	Aluminiumnitrid
AMB	Active-Metal-Brazing
AQG 324	Automotive Qualification Guideline
ASTM	American Society for Testing and Materials
Au	Gold
Au-Sn	Gold-Zinn Lotlegierung
Au-Ge	Gold-Germanium Lotlegierung
AVT	Aufbau- und Verbindungstechnik
CTE	Thermischer Ausdehnungskoeffizienten
Cu	Kupfer
CucorAl	Aluminium ummantelter Kupferdraht
DCB	Direct-Copper-Bonding
DIN	Deutsches Institut für Normung
DTS	Die Top System®
ECM	Elektrochemische Migration
ECPE	European Center for Power Electronics e.V.
EDX	Energiedispersive Röntgenspektroskopie
E-Modul	Elastizitätsmodul
EN	Europäische Norm
GaN	Galiumnitrid
Ge	Germanium

Abkürzungsverzeichnis

h-BN	Hexagonales Bornitrid
HTS	High temperature storage / Hochtemperaturlagerung
IGBT	Insulated Gate Bipolar Transistor
In	Indium
ISO	International Standards Organization
JEDEC	Joint Electron Device Engineering Council
LaTIMA	Lateral Thermal Interface Material Analyzer
LM	Lichtmikroskop
mAgic®	Microbond Silver Interconnect
MOSFET	Metal Oxide Semiconductor Field Effect Transistor
Ni	Nickel
NTV	Niedertemperatur-Verbindungstechnik
Pb	Blei
Pb-Sn-Ag	Hochbleihaltige Lotlegierung mit Zinn und Silber
PCT	Power cycling test / aktiver Lastwechseltest
PTFE	Polytetrafluorethylen
REM	Rasterelektronenmikroskop
ROHS	Restriction of Hazardous Substances
RT	Raumtemperatur
SAC	Zinn-Silber-Kupfer Lotlegierung / Sn-Ag-Cu Lotlegierung
SAC 305	Sn-Ag-Cu Lotlegierung mit 3 % Ag und 0,5 % Cu
SAM	Scanning acoustic microscopy / Ultraschallmikroskopie
Si	Silizium
Si ₃ N ₄	Siliziumnitrid
SiC	Siliziumkarbid
SIR-Test	Surface Insulation Resistance Test / Oberflächenwiderstandtest
Sn	Zinn

TCT	Temperatur cycling test / Temperaturwechseltest
Ti	Titan
TIM	Thermal-Interface-Material
TLPB	Transient-Liquid-Phase-Bonding / Diffusionslötten
TST	Temperaturschocktest
WBG	Wide band gap
Y-TZP	Yttrium stabilized tetragonal zirconia / Teilstabilisiertes Zirkoniumoxid
ZrO ₂	Zirkoniumdioxid

Formelverzeichnis

(1)	Homologe Temperatur	9
(2)	Durchbruchspannung	14
(3)	Thermische Dehnung	16
(4)	Porosität	25
(5)	Flächenwiderstand	27
(6)	Spezifischer Widerstand	27
(7)	Elektrische Leitfähigkeit	27
(8)	Fouriersches Gesetz	27
(9)	Wärmeleitfähigkeit mit LaTIMA	28
(10)	Wiedemann-Franz-Gesetz	29
(11)	Thermischer Ausdehnungskoeffizient	29
(12)	Hookesche Gesetz	33
(13)	Norton-Kriechen	34
(14)	Spannungsabfall an einem pn-Übergang	40
(15)	Thermischer Widerstand	40
(16)	Ausfallwahrscheinlichkeit	41
(17)	Wahrscheinlichkeitsdichte	42
(18)	Maxwell-Eucken Modell zur Berechnung der effektiven Wärmeleitfähigkeit	82

Vorwort

Die vorliegende Doktorarbeit entstand im Rahmen einer Industriepromotion am Institut für Angewandte Materialien – Keramische Werkstoffe und Technologien des Karlsruher Instituts für Technologie und der Firma Heraeus Deutschland GmbH & Co. KG.

Die Erstellung dieser Arbeit im Rahmen einer Industriepromotion war für mich eine herausfordernde Aufgabe, bei der ich die industriellen sowie wissenschaftlichen Interessen gleichermaßen berücksichtigen musste. Allerdings konnte ich auf diese Weise Erfahrungen sowohl in der industriellen als auch in der akademischen Arbeitswelt für mich gewinnen. An dieser Stelle möchte ich allen ganz herzlich Danken, die mich auf unterschiedlichster Weise während meiner Promotionszeit unterstützt haben.

Mein besonderer Dank gilt meinem Doktorvater Herrn Prof. Dr. M. J. Hoffmann, der mir die Möglichkeit und das Vertrauen entgegengebracht hat, diese Arbeit an seinem Institut durchführen zu können und mir mit seinen konstruktiven Anregungen zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen hat. Ebenfalls möchte ich Herrn Dr. Dr. Thomas Blank vom Institut für Prozessdatenverarbeitung und Elektronik für die fachliche Betreuung und die zahlreichen Diskussionen danken. Daneben danke ich Herrn Prof. Dr. Marc Weber für die Übernahme des Korreferats und Herrn Prof. Dr. Christoph Stiller vom Institut für Mess- und Regelungstechnik für den Prüfungsvorsitz in meiner Promotionskommission.

Ein weiteres herzliches Dankeschön möchte ich an Herrn Dr. Michael Jörger von der Firma Heraeus Deutschland GmbH & Co. KG richten, der die Industriepromotion überhaupt erst ermöglicht hat. Ebenso danke ich Frau Dr. Ly May Chew für die fachliche Betreuung sowie all meinen Kollegen und Kolleginnen, die während der Promotionszeit immer ein offenes Ohr für mich hatten und mich tatkräftig unterstützt haben.

Weiterhin möchte ich Herrn Dr. Habib Mustain herzlichst danken, der mir während seiner Tätigkeit bei Wolfspeed, einer Cree Gesellschaft, SiC-MOSFET Halbleiterbauelemente für die vorliegende Arbeit zur Verfügung gestellt hat.

Ein ganz besonderer Dank gilt meinem Promotionskollegen Christian Schwarzer von der Technischen Hochschule Aschaffenburg, der zeitgleich seine Industriepromotion bei Heraeus zum Thema Kupfersintern durchgeführt hat. Während der vergangenen dreieinhalb Jahre haben wir gemeinsam herausfordernde Phasen gemeistert und Erfolge gefeiert, durch die ich meine Promotionszeit in schöner Erinnerung behalten werde.

Mein größter Dank gilt an dieser Stelle Michelle und meiner gesamten Familie, die immer an mich geglaubt haben, mich in schwierigen Zeiten aufgeheitert haben und damit im wesentlichen Maße zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben. Meiner Schwester Theresa möchte ich zudem für das Lektorat meiner Arbeit danken.

Karlsruhe, im Oktober 2021

David Stenzel

1 Einleitung

Der leistungselektronische Sektor gewinnt im Zuge der gesetzlichen Klimaschutzziele zunehmend an Bedeutung. Zu den Technologietreibern zählen in diesem Zusammenhang vor allem der Bereich der Energieerzeugung durch erneuerbare Energien sowie die elektrische Mobilität und der damit auch verbundenen intelligenten Stromversorgung. Die Leistungselektronik bildet dabei das Bindeglied zwischen dem Stromerzeuger und dem Energieverbraucher und ermöglicht sowohl eine effiziente Umwandlung der bereitgestellten elektrischen Energie als auch die Steuerung von elektronischen Antrieben in Anlagen oder Fahrzeugen.

In der Vergangenheit dienten vorwiegend bleihaltige Lotlegierungen als Verbindungsmaterialien in Leistungsmodulen. Das gesetzliche Verbot von bleihaltigen Materialien in zukünftigen elektronischen Komponenten sowie neue Halbleitermaterialien mit größerer Bandlücke (engl. wide band gap - WBG) und höherer elektrischer Effizienz stellen derzeit die Innovationstreiber für die Suche nach alternativen Verbindungsmaterialien wie z.B. Diffusionslote, Gold-basierte Lote oder gesintertem Silber dar. Die WBG-Halbleitermaterialien Siliziumkarbid (SiC) und Galliumnitrid (GaN) ermöglichen den Betrieb bei Temperaturen oberhalb von 200 °C bei gleichzeitig höheren Schaltfrequenzen, kleineren Bauteilgrößen und damit einhergehend höheren Leistungsdichten. In Verbindung mit der Forderung nach einer höheren Zuverlässigkeit und deutlich steigenden Anforderungen an die Lebensdauer leistungselektronischer Baugruppen, steigen auch die Ansprüche an das Verbindungsmaterial und die gesamte Aufbau- und Verbindungstechnik. Großes Interesse gilt in diesem Zusammenhang insbesondere einer effizienten Entwärmung und einer hohen Temperaturwechselbeständigkeit.

Das Silbersintern hat sich als Niedertemperatur-Verbindungstechnik (NTV) seit Mitte der 2000er Jahre zu einer vielversprechenden alternativen Verbindungstechnik zum Fügen von Halbleiterbauelementen im Bereich der Leistungselektronik entwickelt. Bei der Ag-Sintertechnologie wird die Fügeverbindung zwischen Halbleiterbauelement und Trägersubstrat in einem druckunterstützten Sinterprozess bei Temperaturen von 230 °C bis 250 °C durch Festphasendiffusion erzeugt. Dabei zeichnet sich die Ag-Sinterverbindungsschicht insbesondere durch deren hohe thermische und elektrische Leitfähigkeit, sowie den hohen Schmelzpunkt von 961 °C im Vergleich zu der verhältnismäßig niedrigen Prozesstemperatur aus. Zudem zeigen Sinterverbindungsschichten sowohl in passiven als auch in aktiven Temperaturwechseltests eine signifikante Steigerung der Zuverlässigkeit gegenüber gängigen Lötverbindungen. Dies ist vor allem auf die höhere Festigkeit des gesinterten Silbers zurückzuführen. Aufgrund der überaus positiven Materialeigenschaften eignen sich Silbersinterschichten hervorragend als alternatives Verbindungsmaterial zum Fügen von Halbleiterbauelementen. Ungeachtet dessen steigen die Anforderungen zukünftiger Leistungsmodule hinsichtlich ihrer Zuverlässigkeit und Lebensdauer sowie ihrer Kosteneffizienz weiter an. Dies ist insbesondere vor dem Hintergrund von kostenintensiven Wartungsarbeiten, von beispielsweise Offshore-Windkraftanlagen, zu sehen. Zudem stellt das Rohmaterial Silber für die leistungselektronischen Module, im Vergleich zu gängigen Lotmaterialien, einen beträchtlichen Kostenfaktor dar. Aus diesem Grund wird versucht die Sinterverbindungsschichten hinsichtlich ihrer Temperatur- und Temperaturwechselbeständigkeit gezielt mit metallischen oder keramischen Füllstoffmaterialien zu optimieren und zeitgleich die Materialkosten durch einen verringerten Silbergehalt zu reduzieren.

Ziel dieser Arbeit ist es, klassische Silbersinterverbindungen systematisch durch nicht-silber Füllstoffe unter der Verwendung eines moderaten Sinterprozesses zu modifizieren. Neben der Modifikation der Sintermaterialien mit Füllstoffen steht eine umfassende Materialcharakterisierung mit dem Fokus auf der Zuverlässigkeit der Verbindungsschichten für zukünftige Leistungsmodule mit SiC-Halbleiterbauelementen im Zentrum der Untersuchung. Dazu werden in einem ersten Schritt Silbersinterpasten mit verschiedenen Füllstoffpulvern versehen, welche sich in Material oder Pulvertyp unterscheiden. Diese werden anhand von relevanten Kenngrößen der Leistungselektronik, wie der elektrischen und thermischen Leitfähigkeit, der mechanischen Scher- und Zugfestigkeit und der Temperaturwechselfestigkeit, untersucht und anschließend mit Hilfe eines Bewertungsschemas beurteilt.

Die aus dem Füllstoffscreening hervorgehende favorisierte Pastenmodifikation wird im Zuge der Arbeit einer umfassenden Materialuntersuchung unterzogen. Neben dem Einfluss des Füllstoffgehalts auf die Materialeigenschaften, werden die mechanischen Eigenschaften sowohl im Zugversuch als auch im Zeitstandversuch bei Temperaturen von bis zu 175 °C analysiert. Mit Hilfe eines Prozessscreenings soll außerdem der Einfluss der Sinterparameter auf die Qualität der Sinterverbindung evaluiert werden, um ein geeignetes Prozessfenster abzuleiten.

Des Weiteren sollen die Auswirkungen einer Hochtemperaturlagerung bei 150 °C sowie bei 250 °C von bis zu 1000 h bezüglich des gesinterten Gefüges und den damit verbundenen Materialeigenschaften untersucht werden. Dieses Vorgehen begründet sich aus der Tatsache heraus, dass mit einer thermischen Einwirkung eine Vergrößerung des Sintergefüges einhergeht, die sich nachteilig auf die Fügeverbindung auswirken kann. Ferner können Oxidationserscheinungen an den Grenzflächen zu den Fügepartnern hervorgerufen werden und zu ähnlichen Auswirkungen führen.

Die Eignung der mit Füllstoff modifizierten Sinterpaste als Fügematerial in Leistungsmodulen soll im letzten Schritt, in Form von passiven als auch aktiven Temperaturwechseltests, verifiziert werden. Dazu soll die Temperaturwechselfestigkeit sowohl im Temperaturwechsel- als auch im Temperaturschocktest zwischen -55 °C und 150 °C untersucht werden. Zudem werden im anwendungsnahen aktiven Lastwechseltest drei unterschiedliche Demonstratoren (Si-Diode, SiC-MOSFET, Si-IGBT mit Die Top System®) mit anschließender Schadensanalyse hinsichtlich ihrer Lebensdauer untersucht.

2 Stand der Technik – Aufbau- und Verbindungstechnik in der Leistungselektronik

2.1 Leistungselektronik

Der Begriff der Leistungselektronik geht Mitte der sechziger Jahre durch die Entwicklung von Halbleiterbauelementen aus der ursprünglichen Stromrichtertechnik hervor. Die grundlegende Aufgabe der Leistungselektronik besteht im Schalten, Steuern und Umformen von elektrischer Energie mit Hilfe von elektronischen Mitteln. Sie stellt damit das Bindeglied zwischen dem Stromerzeuger und dem Energieverbraucher dar. Die daraus resultierenden Anwendungsbereiche können im Wesentlichen in die effiziente Umwandlung der im Allgemeinen als Gleichspannung bereitgestellten elektrischen Energie wie z. B. Strom, Spannung oder Frequenz in die vom Verbraucher benötigte Form, wie auch die Steuerung von elektronischen Antrieben von Anlagen und Fahrzeugen unterteilt werden. [1, 2]

Seit Beginn des 21. Jahrhunderts gewinnt die Leistungselektronik zunehmend an Bedeutung. Grund dafür sind neben materialspezifischen Weiterentwicklungen vor allem aktuelle politische und gesellschaftliche Fragestellungen betreffend der vereinbarten globalen Klimaziele. Neben einer ressourcenschonenden Energieerzeugung durch die Substitution von atomaren und fossilen Brennstoffen mit Hilfe von erneuerbaren Energien wie z.B. Windkraft und Photovoltaik ermöglicht der Umstieg von konventionellen Verbrennungsmotoren auf elektrische und hybride Fahrzeugantriebe ein innovatives, breites Anwendungsfeld für leistungselektronische Systeme [3, 4]. In Verbindung mit der regenerativen Energieerzeugung sind effiziente Energiespeichersysteme erforderlich, welche mit Hilfe des sogenannten intelligenten Stromnetzes die zukünftige Energieversorgung sicherstellen sollen. Die Leistungselektronik trägt an dieser Stelle eine entscheidende Rolle. In diesem Zusammenhang ist derzeit der größte Nutzen der Leistungselektronik eine verbesserte Energieeffizienz durch geringere Verluste der Bauelemente sowie optimierter Steuer- und Regelungsverfahren. Die Weiterentwicklung zukünftiger leistungselektronischer Systeme wird zunehmend durch die steigende Anforderung an die Zuverlässigkeit bei gleichzeitig höherer Leistungsdichte und einer optimierten Kosten- und Energieeffizienz intensiviert. [1, 4]

Das Kernelement eines jeglichen leistungselektronischen Systems stellt das Halbleiterbauelement dar. Dieses erfüllt im Allgemeinen nur die Funktion eines verlustarmen Schalters unter sehr hohen Anforderungen. Zu den Anforderungen zählen insbesondere hohe Schaltleistung und -frequenz, hohe Sperrfähigkeit, hohe Stromtragfähigkeit und steigende Betriebstemperaturen bis zu 200 °C und mehr bei gleichzeitig immer kompakterer Bauteilgröße. Die aufgeführten Leistungsanforderungen kann allerdings kaum ein Bauelement gleichzeitig erfüllen, sodass im unteren Leistungsbereich (bis zu 100 kW) diskrete Bauelemente eingesetzt werden, wohingegen im oberen Leistungsbereich (bis in den MW-Bereich) Leistungsmodule mit mehreren Halbleiterbauelementen verwendet werden. Neben den Leistungsbereichen der Bauelemente, ist der effiziente und zuverlässige Betrieb eines leistungselektronischen Systems von großer Bedeutung. In diesem Zusammenhang kommt der Aufbau- und Verbindungstechnik eine tragende Rolle

zu, die maßgeblich die Lebensdauer eines leistungselektronischen Systems in Abhängigkeit der verwendeten Materialien und Technologien beeinflusst. [5, 6]

Je nach Einsatz- und Leistungsbereich einer leistungselektronischen Schaltung werden verschiedene Grundtypen von Halbleiterbauelementen eingesetzt, die sich in deren Sperrspannung, Stromtragfähigkeit und Schaltfrequenz unterscheiden. Die nachfolgend aufgeführten Halbleiterbauelemente beziehen sich alle auf das Halbleitermaterial Silizium, welches den aktuellen Stand der Technik repräsentiert. [1, 5]

Die Leistungsdiode wird überwiegend in Systemen zur Umwandlung von Wechselspannung in Gleichspannung eingesetzt. Sie ermöglicht dem Strom in Durchlassrichtung ab der sogenannten Schwellspannung zu fließen und verhindert den Stromfluss in Sperrichtung. [1, 5]

Der Thyristor kann aufgrund seiner Bauweise in beide Richtungen sperren. Durch Anlegen eines niedrigen Signalstroms am Gate, kann der Thyristor in Vorwärtsrichtung aus der Sperrstellung in die Durchlassstellung geschaltet werden. Nach dem Einschalten des Thyristors verbleibt dieser auch ohne Signalstrom so lange im eingeschalteten Zustand, bis der Haltestrom unterschritten wird. In der Vergangenheit wurden Thyristoren bei Anwendungen mit niedrigen Schaltfrequenzen (50 Hz bis 500 Hz) eingesetzt. Heute werden sie vor allem in Leistungsklassen mit sehr hohen Spannungen (bis 12 kV) und Strömen (bis 6 kA) eingesetzt, die von anderen Bauelementen noch nicht erreicht werden. [1, 5]

Der Metal Oxyde Semiconductor Field Effect Transistor (MOSFET) ist das Halbleiterbauelement, welches aufgrund von unipolaren Ladungsträgern über die höchste Schaltfrequenz (bis 500 kHz) verfügt. Diese kann allerdings nur bei moderaten Sperrspannungen (<200 V) effektiv ausgenutzt werden, da andernfalls der Widerstand sehr groß wird. [5]

Der Insulated Gate Bipolar Transistor (IGBT) deckt den mittleren Bereich der Leistungsklasse ab. Aufgrund des breiten Leistungsbereichs ist der IGBT heute das wichtigste Bauelement der Leistungselektronik. [5]

Neben den Leistungsklassen werden die Halbleiterbauelemente nach ihren Materialien unterschieden. Während Silizium als Halbleitermaterial den aktuellen Stand der Technik darstellt, werden Siliziumkarbid (SiC) und Galliumnitrid (GaN) als Halbleitermaterialien mit einer breiten Bandlücke als die zukünftigen Materialien der Leistungselektronik gesehen. Diese ermöglichen Bauelemente mit höheren Sperrspannungen, höheren Schaltfrequenzen und insbesondere niedrigeren Verlusten herzustellen, welche zusätzlich bei höheren Betriebstemperaturen (> 175 °C) effizient arbeiten. [5]

2.2 Aufbau- und Verbindungstechnik in der Leistungselektronik

Die Aufbau- und Verbindungstechnik (AVT) befasst sich im Bereich der Leistungselektronik mit dem Aufbau und der Verbindung von Halbleiterbauelementen auf Trägersubstraten, die anschließend je nach Leistungsklasse in unterschiedliche Gehäuseformen unterschieden werden. Dazu zählen diskrete Bauelemente im Bereich kleiner Leistungen, Scheibenzellen im Bereich hoher Leistungen und Leistungsmodule, die je nach Anzahl an integrierten Halbleiterbauelementen im Bereich mittlere bis hohe Leistungen eingesetzt werden. [5]

Unabhängig von der Gehäuseform muss die AVT grundsätzlich eine Reihe von Funktionen erfüllen. An erster Stelle steht die elektrische Kontaktierung des Halbleiterbauelementes mit dem Stromkreis. Zudem muss eine gute thermische Anbindung zu einer Kühlvorrichtung gewährleistet sein, um die entstehende

Verlustwärme des Halbleiters abzuführen. Leistungsmodul verfügen zusätzlich über einen elektrisch isolierten Aufbau, welcher den elektrischen Kreis von der wärmeabführenden Kühlvorrichtung dielektrisch trennt. Um die geforderten Zuverlässigkeiten der leistungselektronischen Systeme zu erfüllen, ist neben einer stabilen mechanischen Montage der Halbleiterbauelemente ein zusätzlicher Schutz vor schädlichen Umgebungseinflüssen erforderlich. [5, 7, 8]

Die Zuverlässigkeit von Leistungsmodulen stellt die Schlüsselaufgabe der AVT dar, damit die geforderte Lebensdauer erreicht wird [6]. Leistungsmodul sind während ihres Betriebs einer permanenten Temperatur- bzw. Lastwechselbeanspruchung ausgesetzt. Aufgrund der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten (CTE) der Einzelkomponenten werden mit jedem Temperaturwechsel thermomechanische Spannungen induziert, welche zur Schädigung oder zum Versagen des Gesamtbauteils führen können. Hierzu gibt Tabelle 1 eine Übersicht über die unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten gängiger Materialien der AVT. [7, 8]

Tabelle 1: Thermische Ausdehnungskoeffizienten relevanter Materialien der AVT

Komponente	Material	Thermischer Ausdehnungskoeffizient α [ppm/K]
Kühlkörper, Bonddraht	Aluminium	22,5 [7]
Bodenplatte, Keramikmetallisierung	Kupfer	17,5 [7]
Isolationskeramik	Aluminiumoxid	6,7 – 8,7 [9]
	Siliziumnitrid	2,6 [10]
Fügematerial	Lote	15-30 [7]
	Ag-Sintermaterial	19 [7]
Halbleiterbauelement	Silizium	2,6 [5]
	Siliziumkarbid	4,3 [5]

Die heute gängigste Form eines Leistungsmoduls ist trotz der Vielzahl an unterschiedlichen Schaltungssystemen und Materialkombinationen durch den in Abbildung 1 grundsätzlichen Aufbau gekennzeichnet. Die Basis eines Leistungsmoduls ist durch den Schaltungsträger gegeben, der in der Regel aus einem Metall-Keramik-Substrat besteht. Die Halbleiterbauelemente werden je nach Fügetechnologie auf das Substrat gelötet oder gesintert, wohingegen die oberseitige Kontaktierung durch Bonddrähte generiert wird. Neben den Halbleiterbauelementen werden zusätzlich Lastanschlüsse montiert. Zum Schutz vor schädlichen Umgebungseinflüssen wird der Schaltungsträger samt Halbleiterbauteile mit einer Vergussmasse umgeben und zusätzlich mit einem Kunststoffgehäuse verkapselt. Die thermische Kontaktierung des Moduls zur Abfuhr der Verlustwärme kann durch ein Thermal-Interface-Material (TIM) oder eine Lotverbindung zu der Kühleinheit erfolgen. Ebenfalls ist eine Ausführungsform mit Direktkühlung möglich. Für eine effiziente Wärmeabfuhr kann zwischen der Kühleinheit und dem Schaltungsträger eine zusätzliche gut wärmeleitende Bodenplatte eingefügt werden, die zur Wärmespreizung und damit zu einer besseren Entwärmung beiträgt. Eine detaillierte Beschreibung der genannten Technologien und Materialien erfolgt in den folgenden Kapiteln 2.2.1 bis 2.2.5. [5, 7, 11]

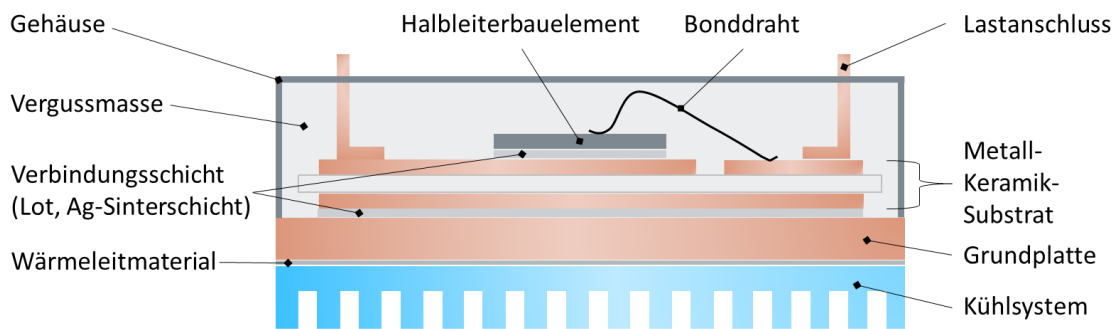


Abbildung 1: Schematischer Aufbau eines Leistungsmoduls nach [5, 6]

2.2.1 Isolationssubstrate

Metall-Keramik-Substrate dienen in Leistungsmodulen zur Trennung des elektrischen Kreises von der wärmeabführenden Grundfläche. Darüber hinaus stellen sie als Schaltungsträger die Basis eines Leistungsmoduls dar. Die keramische Isolationschicht besteht zumeist aus 0,38 mm bis 0,63 mm dicken Aluminiumoxid (Al_2O_3) [5]. Für Anwendungen mit erhöhten Anforderungen an die Wärmeleitfähigkeit und Zuverlässigkeit werden zunehmend Siliziumnitrid (Si_3N_4) oder Aluminiumnitrid (AlN) eingesetzt. Die ober- und unterseitige Metallisierung erfolgt im Allgemeinen mit Kupfer im sogenannten „Direct Copper Bonding“ Verfahren, weshalb die Substrate auch als DCB-Substrate bezeichnet werden [5]. Die Verbindung zwischen der Kupferfolie und der Keramik wird dabei knapp unterhalb der Schmelztemperatur von Kupfer bei ca. 1070 °C durch eine eutektische Schmelze erzeugt, welche sich aus einer dünnen Kupferoxidschicht und dem benachbarten Kupfer bildet [12, 13]. Die auf diese Weise aufgebraute Kupferfolie weist zumeist eine Dicke von 300 μm auf. Für eine bessere Wärmespreizung in Chipnähe und der damit einhergehenden höheren Stromtragfähigkeit werden bereits auch dickere Kupferfolien verwendet [13]. Die oberseitige Kupfermetallisierung wird mittels eines Maskierungs- und Ätzverfahrens in die für die Modulverschaltung notwendigen Leiterbahnen strukturiert, während die unterseitige Kupfermetallisierung zur Anbindung an die Grundplatte oder den Kühlkörper unstrukturiert verbleibt [12, 13]. Zum Schutz vor Oxidation der Kupferoberflächen und für eine verbesserte Anbindung der Halbleiterbauelemente werden diese häufig mit einem dünnen Überzug aus Nickel-Gold oder Silber versehen [9, 14].

Der Fügeprozess von Kupferfolien mit Si_3N_4 - und AlN -Keramiken erfolgt hingegen in einem Aktivlot-Verfahren, dem sogenannten Active Metal Brazing (AMB). Dabei wird eine Verbindung zwischen den beiden Fügepartnern unter der Verwendung eines Aktivlotes bei Temperaturen zwischen 650 – 1000 °C erzeugt. Die Lotlegierung setzt sich aus den Hauptbestandteilen Silber und Kupfer sowie 1 % bis 10 % Titan als Aktivmetall zusammen. Das Aktivmetall bildet dabei durch eine chemische Reaktion eine Verbindung mit der Keramik aus, wohingegen die Verbindung zwischen dem Lot und der Kupferfolie eine metallische Hartlöt-Verbindung darstellt. [12, 13]

DCB-Substrate stellen die wichtigsten und weitverbreitetsten Isolationssubstrate in der Leistungselektronik aufgrund ihrer Funktionalität und breiten Verfügbarkeit dar. Dennoch gewinnen Si_3N_4 - und AlN -AMB's aufgrund von steigenden Anforderungen an Leistungsdichte und Zuverlässigkeit trotz ihrer deutlich höheren Kosten zunehmend an Bedeutung [13]. Grund dafür ist die Anfälligkeit von DCB Substraten gegenüber großen sich häufig wiederholenden Temperaturwechseln, die aufgrund des stark unterschiedli-

chen CTE's zwischen Kupfer und Al₂O₃ (vgl. Tabelle 2) große thermomechanischen Spannungen induzieren. Die erzeugten thermomechanischen Spannungen können zum Versagen der Keramik bzw. zum Ablösen der Kupferschicht in Form eines typischen Muschelbruchs führen. [15]

Si₃N₄ AMB Substrate zeichnen sich hingegen auch bei extremer Temperaturwechselbeanspruchung von -40°C bis 250°C durch eine hohe Zuverlässigkeit hinsichtlich des Ermüdungsverhaltens aus. Dies ist insbesondere auf die wesentlich höhere Biegefestigkeit von 750 MPa zurückzuführen [13, 15, 16]. Weiterhin ermöglicht die hohe Biegefestigkeit die Dicke der Keramik im Bereich von 320 µm und weniger zu ermöglichen, um den Wärmewiderstand der Isolationskeramik im Wärmepfad möglichst gering zu halten [13]. Schließlich trägt diese mehr als 30 % am gesamten Wärmewiderstand eines Leistungsmoduls bei [7].

AlN Keramiken werden insbesondere aufgrund ihrer besseren Wärmeleitfähigkeit und höheren Isolationsspannung eingesetzt. Typische Keramikdicken liegen im Bereich von 0,63 bis 1 mm, um die Isolationsanforderungen zu erfüllen und ausreichend mechanische Stabilität aufgrund der niedrigen Festigkeit zu gewährleisten. Dies hat zur Folge, dass der Wärmewiderstand vergleichbar mit der von Si₃N₄ ist, obwohl AlN eine mehr als doppelt so hohe Wärmeleitfähigkeit aufweist. [5, 13]

Tabelle 2: Vergleich relevanter Substrateigenschaften

Material	Thermischer Ausdehnungskoeffizient α [ppm/K] [5]	Wärmeleitfähigkeit [W/m*K] [5]	Biegefestigkeit [MPa]
Al ₂ O ₃	6,8	24	360 [17]
Si ₃ N ₄	2,7	70	750 [17]
AlN	4,7	180	300-400 [13]
Cu	17,5	394	n.a.

2.2.2 Fügetechnologien – Weichlöten, Diffusionslöten, Silbersintern

Im Bereich der AVT werden unterschiedliche Technologien, für die Verbindung zwischen Halbleiterbauelement und Trägersubstrat eingesetzt. Das Weichlöten stellt die gängigste Verbindungstechnologie zum Fügen von Halbleiterbauelementen in der Elektronik dar. Steigende Anforderungen, insbesondere hinsichtlich höherer Betriebstemperaturen und Zuverlässigkeit sowie gesetzliche Vorgaben, treiben die Entwicklung alternativer Technologien wie z.B. das Diffusionslöten oder die Niedertemperatur-Verbindungstechnik voran.

Weichlöten

Die Entwicklung der Löttechnologie geht über viele Jahrzehnte zurück und wurde über die Zeit immer weiter perfektioniert. Es gibt eine Vielzahl an verschiedenen Lotmaterialien, die sowohl in Pastenform als auch als Preform oder Lotdraht/-band verfügbar sind [18]. Unabhängig von der Form kann der Prozess zum Fügen eines Halbleiterbauelements mit einem Substrat in drei Schritte unterteilt werden: 1) Aufschmelzen des Lotes, 2) Benetzung und Interdiffusion zwischen dem flüssigen Lot und den Kontaktflächen, 3) Erstarren der Lötverbindung. Für das Erzeugen einer Lötverbindung muss das Lotmaterial über seine

entsprechende Schmelztemperatur erhitzt werden. Das verflüssigte Lot kann nun die Kontaktflächen der Fügepartner benetzen. Für ein verbessertes Benetzungsverhalten werden die Kontaktflächen in der Regel mit Hilfe von Flussmitteln von Verunreinigungen und Oxiden befreit. An den Grenzflächen zwischen flüssigem Lot und den Fügepartnern bilden sich diffusionsbasierte intermetallische Phasen aus. Nach dem Abkühlen erstarrt die Lötverbindung und erzeugt dabei eine mechanische und elektrisch-thermische Kontaktierung. [18, 19]

Tabelle 3: Übersicht gängiger bleihaltiger Lotlegierungen

System	Zusammensetzung [Gew. -%]	Schmelztemperatur [°C]	Referenz
Sn-Pb	Sn63-Pb37	183	[20]
Pb-Sn	Pb95-Sn5	308-312	[19]
Pb-Sn-Ag	Pb95,5-Sn2-Ag2,5	299-304	[19]

In der Elektronik waren in der Vergangenheit bleihaltige Lotlegierungen als Verbindungsmaterial das Maß aller Dinge. Eine Übersicht der gängigsten bleihaltigen Lotlegierungen ist in Tabelle 3 dargestellt. Aufgrund der gesundheitlichen Risiken von Blei wurde zu Beginn des 21. Jahrhunderts im Europäischen Parlament die Richtlinie zur Beschränkung der Verwendung bestimmter gefährlicher Stoffe in Elektro- und Elektronikgeräten (Restriction of Hazardous Substances, ROHS) verabschiedet [20–22]. Sie soll dazu dienen, die menschliche Gesundheit und Umwelt durch die Reduzierung gefährlicher Stoffe bei der Herstellung, Verwendung und Entsorgung elektronischer Geräte zu schützen. Aus diesem Grund sind bis auf wenige Ausnahmen bleihaltige Lotlegierungen in der Elektronik seitdem verboten. Als alternative Lotmaterialien zu der bisherigen eutektischen Sn63-Pb37 Lotlegierung werden insbesondere Sn-Ag-Cu (SAC) Legierungen verwendet [23, 24]. Für Hochtemperatur-Anwendungen, bei denen bisher hochbleihaltige Lotlegierungen eingesetzt wurden, existieren Gold basierte Lotlegierungen, die allerdings aufgrund ihrer hohen Materialkosten und einer teils schlechten Prozessierbarkeit keine adäquate Lösung darstellen [19]. Tabelle 4 gibt hierzu eine Auswahl an bleifreien Lotlegierungen.

Tabelle 4: Übersicht ausgewählter bleifreier Lotlegierungen

System	Zusammensetzung [Gew. -%]	Schmelztemperatur [°C]	Referenz
Sn-Ag-Cu	Sn98,5-Ag3,8-Cu0,7	217	[20]
Au-Sn	Au80-Sn20	280	[20]
Au-Ge	Au88-Ge12	356	[20]

Das Ermüdungsverhalten einer Lotverbindung durch thermische Belastung wird einerseits durch die Fügepartner aufgrund der sich unterscheidenden thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Chip und Trägersubstrat beeinflusst. Andererseits spielt die Höhe der Betriebstemperatur eine entscheidende Rolle. Die während des Betriebs auftretenden Temperaturwechsel erzeugen thermomechanische Spannungen

in der Lötstelle, welche durch Kriechdehnung abgebaut werden. Durch die Akkumulation der Kriechdehnung mit jedem Temperaturwechsel entstehen Ermüdungsrisse, die zu einer Verringerung der mechanischen Festigkeit und einem Anstieg des Wärmewiderstandes führen. Daraus kann schließlich der Ausfall des Bauteils resultieren. [18, 20]

Das Kriechverhalten einer Lotverbindung wird neben ihrer Schmelztemperatur T_m maßgeblich durch die Höhe der Betriebstemperatur T_{Betrieb} bestimmt. Das Verhältnis zwischen T_{Betrieb} und T_m kann dabei mit der homologen Temperatur T_h wie folgt beschrieben werden:

$$T_h = \frac{T_{\text{Betrieb}}[K]}{T_m[K]} \quad (1)$$

Da die Aktivierungsenergie zur Selbstdiffusion mit der Bindungsenergie und damit verbunden dem Schmelzpunkt zusammenhängt, kann mit Hilfe der homologen Temperatur auch die Kriechneigung einer Lotlegierung abgeschätzt werden. Oberhalb einer homologen Temperatur von $T_h > 0,4$ treten in metallischen Werkstoffen bereits Kriechvorgänge auf. Um ein Materialversagen aufgrund von Kriechverformung zu vermeiden, sollte daher die Einsatzgrenze von $T_h = 0,5$ nicht überschritten werden. [25, 26]

Neue Halbleitermaterialien wie Siliziumkarbid (SiC) oder Galliumnitrid (GaN), die höhere Betriebstemperaturen und höhere Leistungsdichten ermöglichen, bringen herkömmliche Lotlegierungen an ihre Belastungsgrenze. So ergibt sich beispielsweise für eine SAC-Legierung bereits bei einer Betriebstemperatur von 125 °C eine T_h von ca. 0,8. Halbleiterbauelemente aus SiC ermöglichen Einsatztemperaturen oberhalb von 200 °C, sodass herkömmliche Weichlote durch höher schmelzende alternative Verbindungsmaterialien ersetzt werden müssen [27].

Diffusionslöten

Eine alternative Verbindungstechnik stellt das Diffusionslöten, oder auch die als Transient-Liquid-Phase-Bonding (TLPB) bekannte Technologie, dar. Im klassischen Lötprozess bilden sich lediglich im Grenzbereich der Fügepartner intermetallische Phasen als dünne Schichten aus, die im Vergleich zum Ausgangslot wesentlich höhere Schmelztemperaturen aufweisen. Das Diffusionslöten basiert ebenfalls auf diesem Mechanismus, wobei allerdings das gesamte Ausgangslot vollständig in intermetallische Phasen umgesetzt wird (siehe Abbildung 2). Dazu wird ein Materialsystem mit einem höher- und einem niedrigschmelzenden Metall verwendet. Zum Fügen einer Chip-Substrat Verbindung wird das Materialsystem oberhalb des niedrigschmelzenden Metall Schmelzpunktes erhitzt, sodass sich eine flüssige Phase zur Benetzung der Kontaktflächen ausbildet. Diffusionsbedingt findet eine isotherme Erstarrung der flüssigen Phase und dem höherschmelzenden Metall mit der Bildung einer intermetallischen Phase mit signifikant höherem Schmelzpunkt statt. Das Verhältnis der Metalle und die Prozessführung sind dabei so zu wählen, dass eine vollständige Umsetzung des Ausgangslots in eine intermetallische Phase ermöglicht wird. Nicht umgesetzte Teile des niedrigschmelzenden Metalls würden andernfalls die Hochtemperaturstabilität signifikant beeinträchtigen. [28–34]

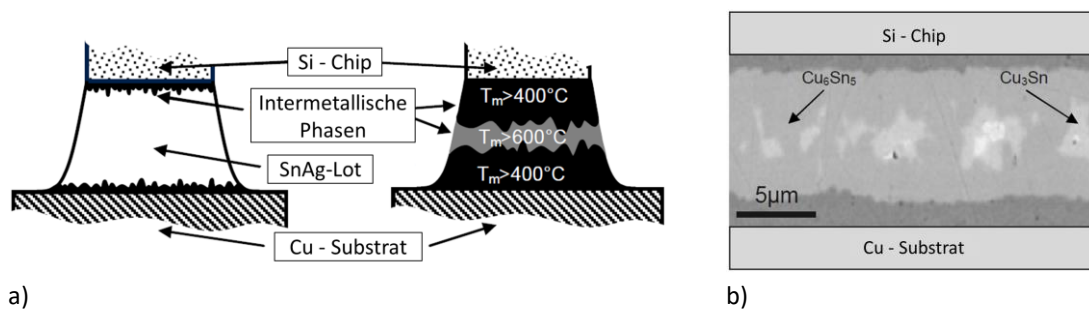


Abbildung 2: a) Schematischer Vergleich einer Standard SnAg - Weichlotverbindung (links) und einer Diffusionslotverbindung (rechts) und b) Querschliff einer Diffusionslotverbindung. Abbildung nach [30]

Für leistungselektronische Module wird als hochschmelzendes Metall überwiegend Cu aber auch Au und Ag verwendet, wohingegen als niedrigschmelzende Komponente überwiegend Sn seltener auch In eingesetzt wird [19, 31, 35, 36]. Die Materialsysteme können dabei in unterschiedlichen Ausgangsformen vorliegen. So existieren neben Ein- und Zweipastensystemen auch vereinzelt Foliensysteme mit Multilayeraufbau [19]. Die Vor- und Nachteile der verschiedenen Ausgangsformen bestehen dabei in der Applikation des Diffusionslotes, dem Benetzungsverhalten, der Prozesszeit und der Qualität der resultierenden Verbindungsschicht, welche detailliert in [19] und [33] beschrieben sind.

Im Falle des Cu-Sn-Materialsystems, welches das gängigste System des Diffusionslötens darstellt, können bei moderaten Temperaturen von ca. 230°C hochschmelzende Cu_3Sn - und Cu_6Sn_5 -Phasen ausgebildet werden, die mit ihren hohen Schmelztemperaturen von 415°C und 676°C den Einsatz in Hochtemperaturanwendungen ermöglichen [30, 34].

Das Diffusionslötens stellt eine vielversprechende Alternative zu der standardmäßigen Weichlottechnologie dar. Dennoch gibt es derzeit noch eine Reihe von Herausforderungen, die einer breiten Kommerzialisierung in leistungselektronischen Modulen im Wege stehen. Dazu zählen insbesondere der komplexe, sehr zeitintensive Fügeprozess, um eine vollständige Umsetzung und homogene Verteilung der erzeugten intermetallischen Phasen zu gewährleisten. Ebenso die verhältnismäßig spröde Verbindungsschicht deren Schädigungsmechanismus im Vergleich zu klassischen Weichloten nicht durch Kriechvorgänge, sondern bevorzugt durch Spröbruchverhalten gekennzeichnet ist. [33, 34, 37]

Niedertemperatur-Verbindungstechnik – Silbersintern

Unter der Niedertemperatur-Verbindungstechnik (NTV) ist in der AVT ein Drucksinterverfahren von Silberpulvern zum Fügen von Halbleiterbauelementen auf Trägersubstraten zu verstehen. Der Begriff der NTV geht aus den verhältnismäßig niedrigen Sintertemperaturen von ca. $2/5$ der Schmelztemperatur von Silber hervor [38]. Entwickelt wurde diese Technologie Ende der 1980er Jahre von H. Schwarzbauer und R. Kuhnert [39, 40], wonach sie aufgrund der verwendeten Prozesse nach DIN 1910 als Diffusionsschweißverfahren kategorisiert werden kann [41]. Mitte der 2000er Jahre hat die NTV großes Interesse sowohl in der akademischen und auch der industriellen Forschung geweckt und hat sich bis heute aus dem ehemaligen Labormaßstab bis hin zu einer konventionell etablierten Technologie entwickelt [42].

Grundsätzlich zählt das Fertigungsverfahren des Sinterns zu den urformenden Verfahren, bei welchen infolge einer Wärmebehandlung ein Ausgangspulver unter der Einwirkung von Temperatur, Zeit und gegebenenfalls Druck zu einem in sich festen und kompakten Körper umgewandelt wird. Ein großer Vorteil dieses Herstellungsverfahrens ist es, dass die Sintertemperaturen unterhalb der Schmelztemperatur des

Hauptbestandteils - bei Mehrstoffsystemen oberhalb der Schmelztemperatur der niedrigschmelzenden Komponente - liegen. Hierbei ist allerdings zwischen den unterschiedlichen Sinterverfahren des Festphasensinterns und des Flüssigphasensinterns zu differenzieren, die sich aus der Zusammensetzung der Ausgangsmaterialien ergeben. Das Festphasensintern gilt für Einstoffsysteme und findet bei ca. 0,8 bis 0,9 der Schmelztemperatur des Ausgangsstoffes statt. Wie der Name erahnen lässt, kommt es hierbei zu keiner flüssigen Phase während des Prozesses. Die Kontaktbildung erfolgt ausschließlich durch verschiedene Diffusionsprozesse. Beim Flüssigphasensintern tritt hingegen eine flüssige Phase auf, welche die Festpartikel vollständig benetzt. Hierfür liegt die Sinter Temperatur in der Regel oberhalb der niedrigschmelzenden Komponente. Da diesem Verfahren mindestens zwei verschiedene Ausgangsstoffe mit unterschiedlichen Schmelztemperaturen zugrunde liegen, sind hierfür Mehrstoffsysteme notwendig. Das Silbersintern ist somit, aufgrund des Silberpulvers als einzige Ausgangskomponente, dem Festphasensintern zuzuordnen. [38, 43–45]

Die treibende Kraft des ablaufenden Sintervorgangs liegt im Bestreben des Ausgangspulvers einen energetisch niedrigeren Zustand zu erreichen. Dazu wird während des Sinterns die Oberflächenenergie des Pulvers durch diffusionsbasierte Materialtransportmechanismen abgebaut, wodurch die Versinterung der Einzelpartikel erfolgt [44, 46]. Dabei kann der Materialtransport mit erhöhten Temperaturen und zusätzlich aufgebrachtem Druck beschleunigt werden. Es gibt eine Reihe von verschiedenen Materialtransportmechanismen, die sich nach Art und zeitlicher Abfolge unterscheiden. Dazu zählt das Verdampfen/Kondensieren (Gasphasentransport), die Oberflächen-, Volumen- und Korngrenzendiffusion, das plastische und viskose Fließen sowie Kriechvorgänge. Während das Verdampfen/Kondensieren und die Oberflächendiffusion für die erste Kontaktausbildung zwischen den Partikeln sorgt, erfolgt der Hauptmaterialtransport über die Volumen- und Korngrenzendiffusion. Plastisches und viskoses Fließen sowie Kriechvorgänge treten hingegen nur bei druckunterstützten Sinterprozessen auf. [14, 47]

Das Silbersintern kann je nach Partikelgröße des Ausgangspulvers in die Unterkategorien „Drucklossintern“ und „Drucksintern“ unterteilt werden, wobei das Silberpulver zumeist in Form einer Sinterpaste vorliegt [42, 48]. Für den druckfreien Sinterprozess werden überwiegend nanoskalige Silberpulver eingesetzt, die aufgrund ihrer enorm großen Oberflächenenergie eine besonders hohe Sinterneigung aufweisen. Zum Vermeiden von Agglomeraten und dem vorzeitigen Versintern der Partikel werden der Sinterpaste Dispergiermittel bzw. „Capping Agents“ zugesetzt. Weiterhin enthalten die silberhaltigen Pasten organische Löse- und Bindemittel, die eine gute Prozessierung der Pasten ermöglichen [49]. Neben dem drucklosen Sinterprozess kann ebenfalls die Sinter Temperatur aufgrund der nanoskaligen Silberpartikel reduziert werden [42]. Allerdings bergen nanoskalige Silberpasten einige Nachteile betreffend des Sinterverhaltens durch vorzeitige Agglomeration und Versinterung sowie einer resultierenden höheren Porosität [49]. Weiterhin sind die Materialkosten aufgrund des aufwendigen Herstellungsprozesses der Nanopartikel erheblich teurer im Vergleich zu mikroskaligen Silberpulvern [49, 50]. Ferner gibt es Bedenken hinsichtlich gesundheitlicher Risiken, die durch nanoskalige Partikel verursacht werden [51, 52].

Da die vorliegende Arbeit auf dem Drucksinterprozess von mikroskaligen Silberpartikeln basiert, ist dieser im Folgenden näher beschrieben. Das Drucksintern entspricht der von Schwarzbauer entwickelten NTV, deren Ausgangsmaterial aus flakeförmigen, mikroskaligen Silberpartikeln besteht [39, 40]. Bedingt durch den Herstellungsprozess und zum Schutz vor Agglomeration und vorzeitiger Versinterung ist die Oberfläche der Silberpartikel mit einem organischen „Coating“ überzogen. Dieses besteht häufig aus Fettsäuren oder deren Salzen wie z.B. Stearinsäure, Palmitinsäure und wird dem Pulver während des Herstellungsprozesses in Form von Mahlwachsen beigefügt [38, 41]. Zusätzlich werden in manchen Sinterpasten Sinterhilfsstoffe wie Silberoxid, -laktat, -formiat, -carbonat oder Silbercitrat beigefügt, um die Sinteraktivität

zu steigern und somit die Prozessparameter Druck und Temperatur zu reduzieren [42, 53]. Bei der Zersetzung dieser Hilfsstoffe entstehen in situ nanoskalige Silberpartikel, die entsprechend ihrer Oberflächenenergie über eine hohe Sinterneigung verfügen [50].

Für die Prozessierung werden die flakeförmigen Silberpartikel mit organischen Lösemitteln, wie Terpeneol oder Butanol, versetzt und durch Rühr- und Walzprozesse in eine pastöse Suspension gebracht. Diese kann anschließend mittels Siebdruck, Schablonendruck oder Dispensiertechnik auf die zu kontaktierende Fläche des Trägersubstrates aufgebracht werden [38].

Um die enthaltenen Lösemittel aus der Sinterpaste zu verdampfen, ist dem Pastenauftrag ein Trocknungsschritt bei Temperaturen bis 150 °C nachgeschaltet [38, 41]. Im Anschluss wird das Halbleiterbauelement auf der vorgetrockneten Sinterpaste platziert und dem eigentlichen Verbindungsprozess unterzogen. Dieser erfolgt bei Sintertemperaturen zwischen 200 °C bis 255 °C für wenige Minuten unter der Beaufschlagung eines externen Drucks im Bereich von 10 bis 45 MPa in sauerstoffhaltiger Atmosphäre [38, 41, 54].

Aufgrund des Sinterprozesses unter Luft ist eine oxidfreie Kontaktfläche der Fügepartner die Voraussetzung für eine gute und feste Verbindung. Daher sind die Kontaktflächen in der Regel mit einer Edelmetallisierung aus Silber oder Gold versehen [38, 39]. Da der Edelmetallabschluss allerdings einen zusätzlichen kostenintensiven Prozessschritt darstellt, wird an Sinterverbindungen auf unedlen Oberflächen geforscht [55].

Neben den reinen Silbersintermaterialien steht die Modifikation der Silbersinterverbindung durch nicht-silber Partikel hinsichtlich ihrer mechanischen Eigenschaften, ihrer Hochtemperaturstabilität und der verbleibenden Restporosität im Fokus aktueller Forschungsvorhaben. So haben Untersuchungen bezüglich des CTE Unterschieds zwischen Halbleiterbauteil, Sinterschicht und Trägersubstrat ergeben, dass der CTE der Sinterschicht durch keramische Partikel wie SiC und h-BN [56] sowie durch Silber beschichtete Nickelpartikel [57] reduziert werden kann. Durch den angepassten CTE konnte der thermomechanische Stress in der Fügeverbindung verringert werden, wodurch die Temperaturwechselbeständigkeit verbessert werden konnte. Durch die Beigabe von SiC Partikeln konnte ebenfalls die Hochtemperaturstabilität optimiert werden. Dies konnte durch ein Ausbleiben des Kornwachstum gezeigt werden [58].

Ein weiterer Ansatz besteht in der Beigabe eines niedrigschmelzenden Füllstoffs in Form von dünnen Indiumfolien. Aufgrund des Pastensystems mit einer zusätzlich niedrigschmelzenden Zweitphase kann der Sinterprozess dem Flüssigphasensintern zugeordnet werden. Mit Hilfe des Indiums konnte die verbleibende Restporosität in der Sinterschicht reduziert und eine bessere Benetzung der Kontaktflächen der Fügepartner erzielt werden. Durch die geringere Porosität und die vollständige Benetzung der Kontaktflächen, konnte zusätzlich die Substratoxidation bei hohen Betriebstemperaturen verhindert werden [59–62]. Ebenfalls zeigen die mit Indium modifizierten Sinterverbindungen eine verbesserte Temperaturwechselbeständigkeit gegenüber der reinen Silber-Sinterverbindung [59].

Die druckgesinterte Silberverbindung zeichnet sich gegenüber herkömmlicher Weichlotverbindungen insbesondere durch ihre hohe Schmelztemperatur von 961 °C aus, welche ein Vielfaches höher ist als deren Prozesstemperatur. Während die homologe Temperatur einer klassischen SAC-Legierung bei einer Betriebstemperatur von 125 °C bereits 0,8 beträgt, liegt diese für eine gesinterte Silberschicht bei lediglich ca. 0,3 [19, 38]. Weiterhin verfügen Silbersintermaterialien über eine hervorragende thermische und elektrische Leitfähigkeit sowie eine höhere mechanische Festigkeit. [19, 38] Sowohl in passiven als auch in aktiven Temperaturwechseltests haben eine Vielzahl von Untersuchungen eine signifikante Steigerung

der mechanischen Zuverlässigkeit von gesinterten Verbindungen gegenüber herkömmlichen Lötverbindungen gezeigt [19, 49, 54, 63–67]. Dies ist insbesondere auf die höhere Festigkeit des gesinterten Silbers im Vergleich zu gängigen Weichlotmaterialien zurückzuführen, sodass mechanische Spannungen zunächst elastisch ohne bleibende Schädigung aufgenommen werden können [38, 68]. Somit eignen sich Silber-Sinterverbindungen hervorragend für Hochtemperaturanwendungen, wie sie in zukünftigen Leistungsmodulen mit SiC-Halbleiterbauelementen vermehrt auftreten.

Trotz der hervorragenden Materialeigenschaften druckgesinteter Silberverbindungen, stellt der Herstellungsprozess die größte Herausforderung des Drucksinterns dar. Aufgrund des erforderlichen Prozessdrucks ist spezielles Sinterequipment erforderlich, was mit einem hohen Investment verbunden ist und keine „drop in“ Lösung zu der bisherigen Weichlöttechnik ermöglicht. Allerdings wurden innerhalb der letzten Jahre serienfähige Fertigungsanlagen konzipiert, die das Herstellen von marktreifen Produkten ermöglichen [19, 42, 48]. Außerdem sind die Eigenschaften der Sinterverbindung stark von den gewählten Prozessparametern Druck, Temperatur und Zeit abhängig, die die Qualität der Verbindung entscheidend beeinflussen [19, 67]. Insbesondere korreliert die Dichte der Sinterschicht mit dem aufgetragenen Sinterdruck. Mit steigendem Sinterdruck nimmt die Dichte der Sinterschicht zu [38]. Die Dichte steht dabei in direktem Zusammenhang mit den Materialeigenschaften der Sinterverbindung. Dichtere Sinterschichten verfügen über höhere elektrische und thermische Leitfähigkeiten sowie höhere mechanische Festigkeiten, die eine größere Leistungsfähigkeit eines gesinterten Leistungsmoduls ermöglichen [38]. Allerdings steigt mit zunehmendem Prozessdruck das Risiko, die empfindlichen Halbleiterbauelemente zu beschädigen. Unabhängig davon sind die Materialkosten der Silbersintertechnologie höher als die von hochbleihaltigen Lötlegierungen, jedoch um ein Vielfaches günstiger im Vergleich zu goldbasierten Loten [19].

2.2.3 Silizium und Siliziumkarbid als Halbleitermaterial

Silizium ist das wichtigste und weitverbreitetste Halbleitermaterial für leistungselektronische Bauelemente. Dennoch kommen moderne Leistungsbaulemente durch steigende Anforderungen wie höhere Betriebstemperaturen und immer kleinere Bauteilgrößen sowie immer komplexere Technologien an ihre physikalischen Grenzen [7, 69].

Als alternative Materialien zu Silizium stehen sogenannte „wide band gap“ (WBG) Materialien wie z.B. Siliziumkarbid (SiC) im Fokus. SiC verfügt im Vergleich zu Silizium über einen wesentlich größeren energetischen Abstand zwischen Valenz- und Leitungsband, sodass verhältnismäßig geringe Durchlass- und Schaltverluste sowie höhere Betriebstemperaturen ermöglicht werden. Nebenbei weist SiC eine höhere Wärmeleitfähigkeit auf. Ein weiterer Vorteil des großen Bandabstands liegt in der niedrigen intrinsischen Ladungsträgerdichte. Die Anzahl der Elektronen im Leitungsband ist aufgrund der größeren Bandlücke im Vergleich zu Silizium deutlich geringer. Die Ladungsträgerdichte ist dabei exponentiell von der Bandlücke und der Temperatur abhängig. Da der Leckstrom proportional zu der intrinsischen Ladungsträgerdichte ist, zeigen WBG Halbleiter um ein Vielfaches kleinere Leckströme im Vergleich zu Silizium. Aus diesem Grund können WBG Halbleiter bei wesentlich höheren Temperaturen betrieben werden, vorausgesetzt die restlichen Komponenten der Aufbau- und Verbindungstechnik sind für ebensolche Temperaturen geeignet. Während die Sperrschichttemperatur bei Silizium auf max. 150 °C begrenzt ist, sind mit Siliziumkarbid theoretisch mehr als 800 °C Betriebstemperatur möglich. [5, 69]

Ein weiterer Vorteil ist die hohe Durchbruchfeldstärke E_c , die ebenfalls aus der hohen Bindungsenergie resultiert. Die Durchbruchspannung V_{BR} kann dabei wie folgt berechnet werden:

$$V_{BR} = \frac{1}{2} \times w_{drift} \times E_c \quad (2)$$

Die Durchbruchspannung ist proportional zu der kritischen Durchbruchfeldstärke und der Breite w_{drift} der Driftzone, welche näherungsweise der Bauteildicke entspricht. Somit ist aufgrund der zehnfach höheren Durchbruchfeldstärke von SiC gegenüber Si, die Driftzone bei der gleichen Durchbruchspannung V_{BR} um ein zehnfaches kleiner. Dadurch können bei gleicher Bauteildicke sehr viel größere Sperrspannungen oder bei gleicher Sperrspannung wesentlich kleinere Bauteildicken ermöglicht werden. Tabelle 5 gibt dazu einen Überblick über die relevanten Materialkenndaten von Si und SiC. [5, 69]

Tabelle 5: Vergleich der wichtigsten Materialkenngrößen von Si und SiC als Halbleitermaterial in der Leistungselektronik

Materialeigenschaft		Si	4H SiC
Bandlücke [eV]	E_g	1,12 [69]	3,26 [69]
Intrinsische Ladungsträgerdichte [cm^{-3}]	n_i	$1,4 \times 10^{10}$ [69]	$8,2 \times 10^{-9}$ [69]
Durchbruchfeldstärke [MV/cm]	E_c	0,23 [69]	2,2 [69]
Wärmeausdehnungskoeffizient [ppm/K]	CTE	2,6 [5]	2 bis 3,1 [70]; 4,3 [5]
E-Modul [GPa]	E	156 [71]	400 [71]
Wärmeleitfähigkeit [$\text{W}/\text{m} \cdot \text{K}$]	λ	150 [69]	370 [69]

Der entscheidende Faktor einer breiten kommerziellen Einführung von SiC in der Leistungselektronik liegt in der kosteneffizienten Verfügbarkeit von SiC-Einkristallen. Die Herstellung defektfreier SiC-Einkristalle in gängigen Wafergrößen ist nach wie vor eine große Herausforderung. Während die Kosten für einen 8“ Si-Wafer bei ca. 0,10 €/cm² liegen, sind die Kosten für SiC immer noch zwei Größenordnungen höher aufgrund von kleineren Wafergrößen und stets höheren Defektraten pro Fläche [69]. Siliziumbasierte Halbleiter dominieren aufgrund ihres Entwicklungsstandes und der niedrigen Herstellungskosten die meisten Anwendungen in der Leistungselektronik. Es wird voraussichtlich 20 bis 30 Jahre dauern, bis sie im breiten Feld von SiC-Bauteilen ersetzt werden [72].

Um die oben aufgezeigten Vorteile von Leistungshalbleitern aus SiC gegenüber Si ausnutzen zu können, bedarf es ebenso einer Weiterentwicklung der anderen Komponenten der AVT, wie beispielsweise der Oberseitenkontaktierung, der Fügeverbindungen oder der Vergussmassen [5, 7, 71].

2.2.4 Oberseitenkontaktierung mittels Drahtbonden

Das Ultraschall-Wedge-Wedge-Bonden ist die gängigste Methode in der Leistungselektronik, um die oberseitige Kontaktierung der Halbleiterbauelemente sicher zu stellen. Zur Herstellung der sogenannten Bondverbindung wird in der Regel ein Aluminiumdraht mit einem Durchmesser von 100 μm bis 500 μm mit Hilfe eines keilförmigen Bondwerkzeugs (Wedge) auf die zu kontaktierende Oberfläche gedrückt. Eine

zusätzlich aufgebrachte Ultraschallenergie erzeugt dabei eine stoffschlüssige Reibschweißverbindung zwischen dem Al-Draht und der Halbleiteroberfläche. Nach dem Erzeugen der chipseitigen Verbindung wird ein Bogen (Loop) zum Trägersubstrat geformt und mit diesem verbunden. Anschließend wird der Draht mit Hilfe eines Messers durchtrennt, sodass die nächste Bondverbindung erzeugt werden kann. [73, 74]

Die oberseitige Bondverbindung von Halbleiterbauelementen mit Al-Drähten stellt zumeist die Schwachstelle eines Leistungsmoduls dar. Grund dafür ist die große Differenz des CTE's zwischen Si-Chip und Al-Draht, wodurch während des Betriebs thermomechanische Spannungen im Bereich des Bondfußes induziert werden. Diese führen zu einer Schädigung und letztlich zum Abriss (lift-off) der Verbindung. [7]

Durch die Verwendung von Cu-Draht, Aluminium beschichteten Cu-Draht oder Bändchen aus einem Verbund aus Aluminium und Kupfer, können neben der Stromtragfähigkeit insbesondere die Zuverlässigkeit der Bondverbindung signifikant gesteigert werden [75–77]. Allerdings werden für das Bonden von Cu-Draht geeignete Chipoberflächen benötigt, da andernfalls die Gefahr einer Beschädigung des Halbleiterbauteils bzw. keine ausreichende Verbindung erzeugt werden kann [78]. Dahingegen werden für Cu-Draht mit Al-Mantel und die Bändchen aus Al und Cu keine speziellen Oberflächenmetallisierungen benötigt [77, 79].

Eine Lösungsvariante für die Verwendung von Cu-Draht besteht in einer dünnen Kupferfolie als Ausgleichsschicht, wie Danfoss Bond Buffer oder Heraeus Die Top System® (DTS), die oberseitig auf den Halbleiter aufgesintert wird. Die dünne Cu-Folie schützt das Halbleiterbauteil während des Cu-Drahtbondens vor mechanischen Beschädigungen und ermöglicht so die Vorteile des Kupfer-Drahts hinsichtlich der Stromtragfähigkeit und Zuverlässigkeit. [80–82]

2.2.5 Vergussmaterialien

Innerhalb von Leistungsmodulen werden zur elektrischen Isolation und zum Schutz vor äußeren Umgebungseinflüssen überwiegend Vergussmaterialien auf Basis von Epoxiden oder Silikonen verwendet. Die maximale Einsatztemperatur dieser Vergussmassen ist allerdings auf ca. 200 °C begrenzt, da oberhalb von ca. 200 °C die Zersetzung durch thermische Degradation einsetzt. [83, 84]

Aufgrund der in Kapitel 2.2.3 beschriebenen steigenden Betriebstemperatur (>200 °C) durch die Verwendung von WBG-Halbleitermaterialien müssen die Vergussmaterialien an die steigenden Anforderungen angepasst werden, um einen zuverlässigen Betrieb zu gewährleisten. Daher wird an alternativen Vergussmaterialien geforscht, zu denen neben Weiterentwicklungen der silikonbasierten Vergussmaterialien insbesondere zementbasierte Systeme auf Basis von Kalziumaluminat oder Phosphat vielversprechende Ergebnisse zeigen [83, 85]. So konnte die Zuverlässigkeit in aktiven Lastwechseltest um den Faktor 3,5 gegenüber des standardmäßigen Silikongels optimiert werden [85].

2.2.6 Zuverlässigkeitsanforderungen an Sinterverbindungsschichten in Leistungsmodulen

Die Leistungsfähigkeit und Zuverlässigkeit von Leistungsmodulen unter rauen Einsatzbedingungen stellen eine der größten Herausforderungen der AVT dar und steht dementsprechend im Fokus aktueller Forschungsarbeiten. Leistungsmodule sind während ihres Betriebs einer permanenten Temperatur- bzw.

Lastwechselbeanspruchung ausgesetzt, die zu thermomechanischen Spannungen in der Baugruppe führen [7, 8, 11, 19, 86]. Diese werden zum einen durch den Verbund aus Materialien mit unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten als auch durch auftretende Temperaturgradienten innerhalb des Moduls hervorgerufen. Aufgrund der sich zyklisch wiederholenden Beanspruchungen können unterschiedliche Ausfallmechanismen auftreten. In Bezug auf die Sinterverbindung sind vor allem Risse in der Sinterschicht und entlang der Fügepartner eine typische Degradationserscheinung infolge von thermischer Wechselbeanspruchung [63, 87].

Die Temperaturwechselfestigkeit eines Leistungsmoduls steht in direktem Zusammenhang mit den mechanischen Eigenschaften der Fügeverbindung. Die thermisch bedingte Formänderung, die letztlich die thermomechanischen Spannungen verursacht, wird durch die thermische Dehnung ε_{th} wie folgt beschrieben:

$$\varepsilon_{th} = \frac{\Delta L}{L_0} = \alpha_l \times \Delta T \quad (3)$$

Dabei ist α_l der thermische Längenausdehnungskoeffizient, der die mittlere Längenänderungen in dem betrachteten Bereich angibt und ΔT die entsprechende Temperaturdifferenz [25].

Da die stoffschlüssige Fugeschicht zwischen Halbleiterbauelement und Trägersubstrat eine ungehinderte Ausdehnung der jeweiligen Fügepartner verhindert, werden mechanische Verformungen in dem Materialverbund erzeugt. Je nach Höhe der induzierten Spannungen und je nach Festigkeit und Steifigkeit des Fügmaterials treten elastische oder elastisch-plastische Dehnungen oder Stauchungen auf. Bei erhöhten Temperaturen können zusätzlich Kriechdehnungen hervorgerufen werden. Während die elastische Dehnung reversibel ist, führen die plastische Dehnung sowie die Kriechdehnung zu einer irreversiblen Formänderung. Durch vielfach wiederholte Temperaturwechsel während des Betriebs eines Leistungsmoduls akkumulieren die vielen einzelnen plastischen Dehnungen beim Überschreiten einer kritischen Spannung. Diese können Risse in der Schicht oder entlang der Grenzflächen induzieren und schließlich zum Versagen des Bauteils führen [19, 63, 87]. Neben den thermisch induzierten Spannungen wird die Rissentstehung und das Risswachstum durch Fehlstellen in der Fugeschicht wie z. B. Poren begünstigt, da diese lokale Spannungsspitzen in der Verbindungsschicht erzeugen [88].

Neben der Temperaturwechselfestigkeit der Fügeverbindung, bzw. des gesamten Leistungsmoduls, wird die Zuverlässigkeit insbesondere auch durch die Hochtemperaturstabilität der Fügeverbindung beeinflusst. Die Anforderung an die Hochtemperaturstabilität nehmen durch die steigenden Betriebstemperaturen in Verbindung mit der Verwendung von WBG-Leistungsbau-elementen zu. Während derzeit Betriebstemperaturen bis 125 °C den Stand der Technik im Bereich der Automobilelektronik darstellen [89] und die maximale Einsatztemperatur von Si-Halbleiterbauelementen durch deren maximale Sperrschichttemperatur von 150 °C begrenzt ist [5], können aktuelle SiC-Leistungshalbleiterbauelemente bereits bei Temperaturen bis 175 °C betrieben werden. Zukünftige SiC-Halbleiterbauelemente können bei 200 °C und höheren Temperaturen operieren [90], vorausgesetzt die übrigen Komponenten der AVT sind für diese Einsatzbedingungen geeignet (vgl. Kapitel 2.2.3).

3 Vorgehensweise und Methodik zur Charakterisierung von Silbersinterverbindungen

3.1 Auswahl des Fügемaterials

In Anbetracht der Zielsetzung dieser Arbeit, eine auf mikroskaligen Silberpartikeln basierte Sinterschicht mit nicht-silber Füllstoffen hinsichtlich ihrer Materialeigenschaften zu optimieren, wird eine aus der mAgic®-Serie kommerziell erhältliche Silbersinterpaste der Firma Heraeus als Referenzmaterial zu Grunde gelegt. Bei der genannten Paste handelt es sich um eine mikroskalige Silberpaste, die entsprechend der NTV für das Verbinden von Halbleiterbauelementen auf Trägersubstraten mit Hilfe eines Drucksinterprozesses entwickelt wurde.

3.1.1 Silberpulver

Als Silberpulver für die Sinterpaste der mAgic®-Serie werden flakeförmige mikroskalige Silberpartikel verwendet. Die mittlere Partikelgröße D50 beträgt dabei 4 μm . Die Morphologie des Pulvers ist anhand von Rasterelektronenmikroskopaufnahmen (REM) in Abbildung 3 zu erkennen. Während die Partikel in Längs- und Querrichtung mehrere Mikrometer groß sind, liegt die Dicke der Mikroflakes weit unter einem Mikrometer. Zum Schutz vor Agglomeration und vorzeitiger Versinterung ist die Oberfläche des Silberpulvers mit einem organischen Coating versehen, dessen Anteil ca. 0,5 Gew.-% beträgt.

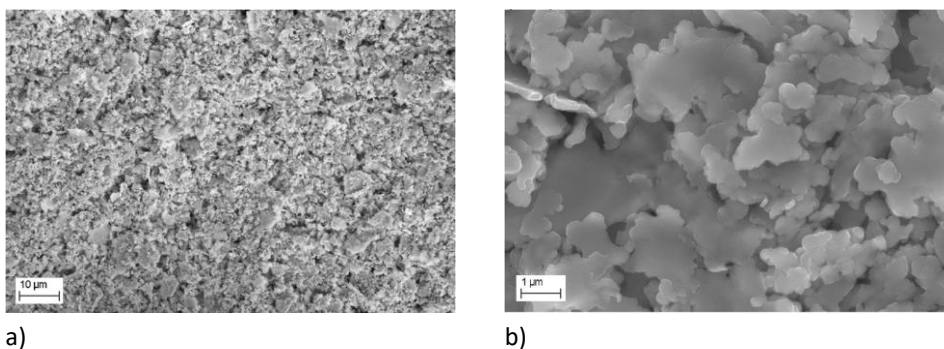


Abbildung 3: REM-Aufnahmen der mikroskaligen Silberflakes: a) Übersicht mit SE-Detektor, b) Vergrößerung zu a mit InLens Detektor

3.1.2 Füllstoffe

Die Auswahl der verwendeten nicht-silber Füllstoffe erfolgt anhand unterschiedlicher Ansätze, um die Materialeigenschaften der gesinterten Fügeverbindung zu optimieren. Im Fokus aller Ansätze steht letztendlich das Ziel, die Temperaturwechselfestigkeit zu verbessern, um die Lebensdauer der Leistungs-

dule zu erhöhen. Als positiver Nebeneffekt kann die Verwendung von nicht-silber Füllstoffen je nach Kosten und Mengenanteil des Füllstoffs dazu beitragen die Materialkosten der Sinterpaste zu reduzieren. Die verwendeten Füllstoffe können dabei in Anbetracht der Sinter Temperatur von 230 °C bis 250 °C in hoch- und niedrigschmelzende Materialien und nach deren Materialart in metallische und keramische Füllstoffe kategorisiert werden. Eine Übersicht der relevanten Füllstoffeigenschaften ist aus Tabelle 6 zu entnehmen.

Tabelle 6: Übersicht relevanter Materialeigenschaften der verwendeten Füllstoffe

Material	Schmelztemperatur [°C]	Partikelgröße [µm]			Partikelform	Thermischer Ausdehnungskoeffizient α [ppm/K]	Wärmeleitfähigkeit [W/m*K]
		D10	D50	D90			
Cu	1083 [91]	1,56 ¹	3,75 ¹	6,87 ¹	Flake	17,5 [7]	394 [7]
Cu	1083 [91]	2,15 ¹	4,86 ¹	8,63 ¹	Pulver	17,5 [7]	394 [7]
SiC	> 2300 [92]	0,50 ²	1,80 ²	4,50 ²	Pulver	2 bis 3,1 [70]; 4,3 [5]	370 [69]
ZrO ₂	2715 [17]	0,28 ²	0,60 ²	1,90 ²	Pulver	9,6 [17]	3,0 [17]
SAC 305	217/221 [93]	3,10 ¹	5,48 ¹	7,88 ¹	Pulver	23,5 [93]	58,7 [93]
In	156,6 [94]	7,95 ¹	18,3 ¹	37,2 ¹	Pulver	32,1 [94]	81,8 [94]

¹ Ermittelte Daten; ² Herstellerangaben [95], [96]

Hochschmelzende Materialien $T_m > T_{sinter}$

Als hochschmelzende Füllstoffe werden zwei Kupferpulver, welche sich in ihrer Partikelform unterscheiden, sowie die keramischen Pulver Siliziumkarbid (SiC) und ein teilstabilisiertes Zirconiumoxid (ZrO₂) verwendet. Die mittlere Partikelgröße D50 der Kupferpulver ist mit knapp 5 µm vergleichbar zu dem flakeförmigen Silberpulvern. Die keramischen Pulver weisen hingegen eine etwas kleinere Partikelgröße zwischen 0,6 µm (ZrO₂) und 1,8 µm (SiC) auf. Cu wurde aufgrund der vergleichbaren Materialeigenschaften zu Ag ausgewählt, welches allerdings eine höhere Festigkeit und einen etwas niedrigeren CTE aufweist. Zusätzlich wurden zwei unterschiedliche Partikelformen verwendet, um deren Einfluss auf die Eigenschaften der Sinterschicht zu analysieren. SiC wurde bereits in anderen wissenschaftlichen Arbeiten [56] als Füllstoffmaterial aufgrund seines sehr niedrigen CTE's und seiner hervorragenden Wärmeleitfähigkeit eingesetzt. Es wurde gezeigt, dass der CTE der Sinterschicht durch die Beigabe von SiC-Partikeln reduziert werden kann. Durch den verkleinerten CTE-Unterschied innerhalb eines Modulaufbaus konnten dadurch die thermomechanisch induzierten Spannungen deutlich verringert werden. Zirconiumoxid ist eine polymorphe Keramik mit drei verschiedenen Kristallmodifikationen. Die Besonderheit der Kristallmodifikationen ist, dass die Umwandlung aus der tetragonalen Phase in die bei Raumtemperatur stabile monokline Phase mit einer Volumenzunahme von ca. 5-8 % einhergeht. Auf diese Weise werden Druckspannungen in einem Bauteil erzeugt. Die Verwendung des teilstabilisierten Zirconiumoxids zielt durch diesen Mechanismus der sogenannten Umwandlungsverstärkung darauf ab, das Risswachstum zu verlangsamen oder im Idealfall zu stoppen [97–99]. Im Fall des ZrO₂ liegt die tetragonale Phase bis hinab zu Raumtemperatur metastabil vor. Die Phasenumwandlung in die stabile monokline Phase wird hier durch die sehr hohen mechanischen Spannungen an einem auftretenden Riss initiiert, wobei die Spannungsintensität an

der Risspitze durch die hervorgerufene Volumenzunahme gesenkt und das Risswachstum behindert wird.

Niedrigschmelzende Materialien $T_m < T_{\text{Sinter}}$

Als niedrigschmelzende Füllstoffe wird die aus der Elektrotechnik gängige SAC305 Lötlegierung sowie reines Indium verwendet. Sowohl das SAC Lot als auch das Indium werden der Sinterpaste pulverförmig hinzugefügt. Dabei liegt die mittlere Partikelgröße des SAC Pulvers mit ca. 5 μm in der Größenordnung der Silberflakes. Das Indiumpulver ist hingegen herstellungsbedingt mit einer mittleren Partikelgröße von 18,3 μm mehr als dreimal so groß. Ziel der niedrigschmelzenden Zweitphase ist es, die poröse Sinterschicht während des Sinterprozesses zu infiltrieren und eine bessere Benetzung der Kontaktflächen herbeizuführen. Weiterhin sollen die mechanischen Eigenschaften der Sinterschicht durch lokale diffusionsbasierte intermetallische Phasen optimiert werden. Denn sowohl das binäre Sn-Ag als auch das binäre In-Ag Phasendiagramm enthalten hochtemperaturstabile intermetallische Phasen, wie z.B. $\epsilon\text{-Ag}_3\text{Sn}$ mit einer Schmelztemperatur von 480 °C [100] oder $\zeta\text{-Ag}_3\text{In}$ mit einer Schmelztemperatur von 670 °C [101], welche sich während des Sinterprozesses zwischen der niedrigschmelzenden Phase und den Silberpartikeln ausbilden, vgl. Abbildung 4. Wie bereits in Kapitel 2.2.2 beschrieben, haben eine Reihe von wissenschaftlichen Arbeiten [59–62] gezeigt, dass die Restporosität verringert und das Benetzungsverhalten der Fügepartner optimiert werden kann. Zusätzlich wurde nachweislich die Hochtemperaturstabilität und die Temperaturwechselbeständigkeit gegenüber reinen Silber-Sinterverbindungen verbessert.

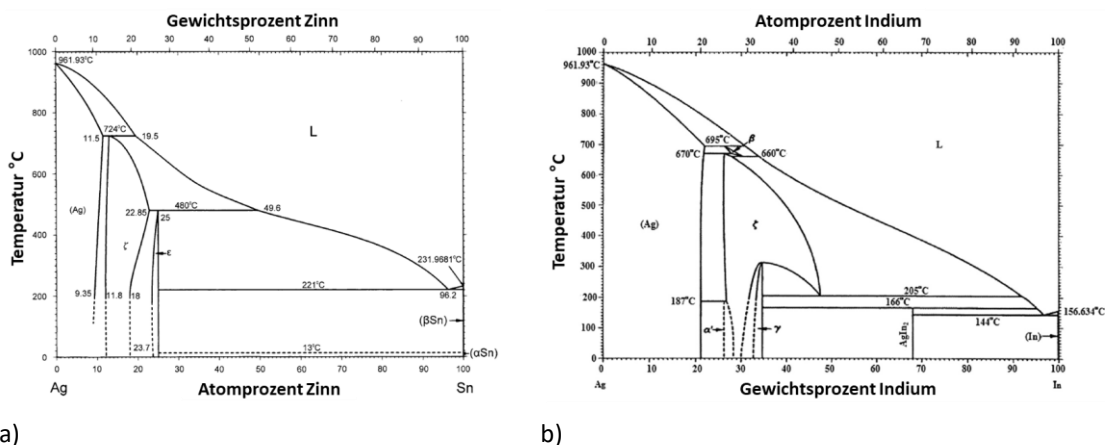


Abbildung 4: Binäre Phasendiagramme des Ag-Sn Systems (a) nach [100] und des Ag-In Systems (b) nach [102]

3.2 Herstellung modifizierter Silbersinterpasten

Die Herstellung der in dieser Arbeit verwendeten modifizierten Silbersinterpasten erfolgt analog zu dem Produktionsprozess einer aus der mAgic®-Serie kommerziell erhältlichen Silbersinterpaste der Firma Heraeus. Deren Zusammensetzung besteht aus 85 ± 3 Gew.-% des Ag-Pulver und 15 ± 3 Gew.-% an organischen Hilfsstoffen, die sich aus verschiedenen Lösemitteln als auch Bindemitteln zusammensetzen. Die Referenzpaste bildet die Basis der mit Füllstoffen modifizierten Silberpasten, wobei 10 ± 3 Gew.-% des Ag-Gehalts durch das jeweilige Füllstoffpulver ersetzt werden.

Je Füllstoff werden Pastenansätze von 300 g hergestellt. Dazu werden die Rohstoffe eingewogen und händig zu einer Suspension verrührt. Anschließend wird die Suspension mittels eines Labormischsystems des

Typs Hauschild SpeedMixer DAC800.1 FVZ bei einer Drehzahl von 800 U/min für zwei Minuten homogenisiert. Die doppelte Rotation des Mischbechers und die in unterschiedlichen Ebenen wirkenden Zentrifugalkräfte ermöglichen eine effiziente Homogenisierung auch ohne zusätzliche Schaufelrührer. Der Mischvorgang erfolgt in der geschlossenen Pastendose, sodass die Gefahr von Verunreinigungen minimiert wird [103]. Zum Vermeiden von Agglomeraten und Lufteinschlüssen infolge des Mischvorgangs wird die modifizierte Silberpaste nachfolgend in zwei Schritten mit unterschiedlichen Spaltbreiten auf einem Dreiwalzwerk des Typs EXACT 80E gewalzt.

3.3 Auswahl der Materialien und Komponenten

3.3.1 Halbleiterbauelemente

Aufgrund der Zielsetzung dieser Studie, Silbersinterschichten gezielt für SiC-Anwendungen zu modifizieren, werden alle Testaufbauten mit SiC-Chips realisiert. Aufgrund der hohen Materialkosten werden für alle zerstörenden Testverfahren mechanische SiC-Chips verwendet. Lediglich für die aktiven Lastwechseltests werden funktionsfähige SiC-Chips eingesetzt. Als Halbleiterbauelement wird der kommerziell erhältliche „Silicon Carbide Power MOSFET“ des Typs Cree CPM2-1700-0045B verwendet, der sowohl als mechanische als auch funktionale Variante von „Wolfspeed, a Cree Company“ zur Verfügung gestellt wurde. Frontseitig (Gate & Source) ist die Oberfläche mit einer Al-Metallisierung versehen, die die oberseitige Kontaktierung mittels Al-Bonddrähten ermöglicht (vgl. Kapitel 2.2.4). Rückseitig (Drain) ist der Chip mit einer Titan-Nickel-Silber-Beschichtung versehen, wobei Ti und Ni als Diffusionsbarriere und Ag als sinterbare Oberfläche aufgebracht sind. Die Chipgröße beträgt 4,08 mm x 7,35 mm mit einer Chipdicke von 380 µm. Die maximale Sperrschichttemperatur T_J liegt bei 150 °C, wobei die maximale Prozesstemperatur kurzzeitig bis zu 325 °C betragen kann [104]. Der Durchlassstrom des SiC MOSFET's beträgt maximal 72 A bei einer Durchbruchspannung von 1700 V. Zusätzlich zu den SiC MOSFETs werden Silizium-Dioden des Typs SKCD 81 C 170 I HD der Firma Semikron als Halbleiterbauelemente für aktive Lastwechseltests verwendet. Die oberseitige Kontaktfläche ist ebenfalls mit einer Al-Metallisierung für die Kontaktierung mittels Al-Bonddrähten versehen. Rückseitig ist eine sinterbare Oberflächenmetallisierung aus Ni und Ag aufgebracht. Die Chipgröße beträgt 9 mm x 9 mm mit einer Chipdicke von 300 µm. Die maximale Sperrschichttemperatur T_J liegt bei 150 °C, wobei die maximale Prozesstemperatur kurzzeitig bis zu 320 °C betragen kann [105]. Der Durchlassstrom der Si-Diode beträgt maximal 85 A bei einer Durchbruchspannung von 1700 V.

3.3.2 Substrate

Als Isolationssubstrate werden in dieser Arbeit neben den gängigen Condura®.classic – DCB-Al₂O₃ Substraten von Heraeus auch die für Hochleistungsanwendungen eingesetzte Si₃N₄-AMB Substrate von Toshiba Materials C., Ltd. verwendet. Die Auswahl erfolgt anhand der jeweiligen Testmethode, wobei der Schwerpunkt auf den hochzuverlässigen AMB Substraten liegt (vgl. Kapitel 2.2.1). Sämtliche Testaufbauten, die einer zyklischen Beanspruchung unterzogen werden, werden mit AMB Substraten realisiert. Aufgrund der hohen Materialkosten der AMB Substrate werden Untersuchungen ohne zyklische Beanspruchung mit Hilfe der standardmäßigen DCB Substrate durchgeführt. Die verwendeten Substrate unterscheiden sich allerdings lediglich durch deren Isolationskeramik, wobei die Dicke der Keramik jeweils 0,32 mm beträgt. Beide Substrattypen haben eine Größe von 27 mm x 38 mm und sind beidseitig mit

einer 0,3 mm starken Kupferschicht versehen. Die oberseitige Kupferschicht ist mittels eines Ätzverfahrens in die in Abbildung 5 dargestellten Leiterbahnen strukturiert. Sie dient der Modulverschaltung im Falle von aktiven Lastwechseltests. Zum Schutz vor Oxidation und für eine verbesserte Anbindung der Ag-Sinterpaste ist das Kupfer mit einer ca. 0,15 µm dicken Ag-Metallisierung aus Immersionsilber versehen.



Abbildung 5: Si₃N₄-AMB Substrat mit oberseitiger Leiterbahnstrukturierung

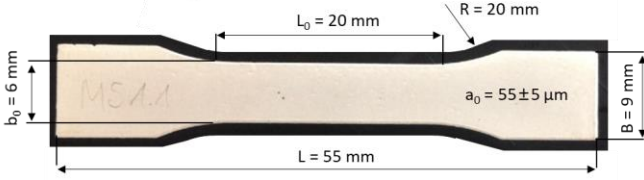
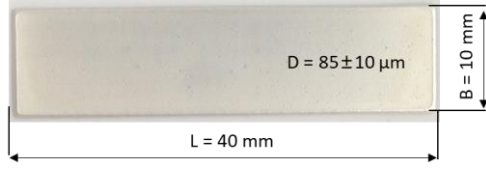
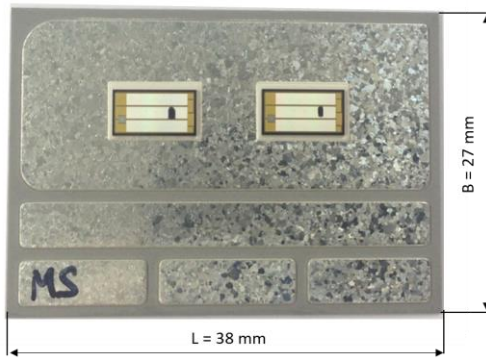
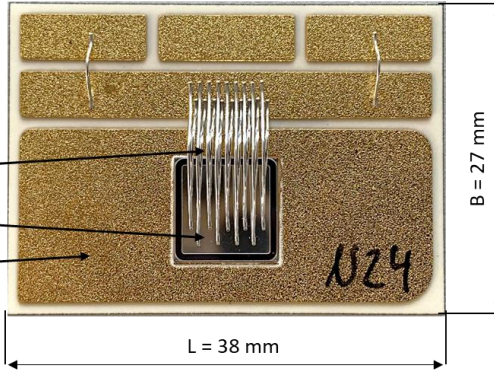
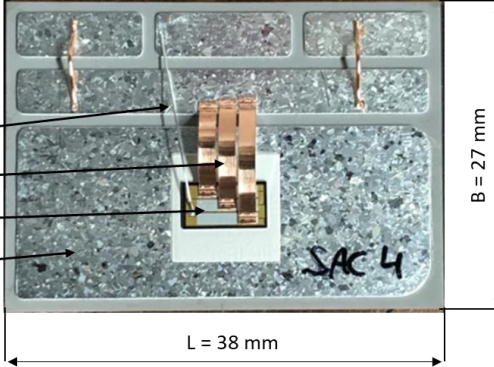
3.3.3 Übersicht der Testprobekörper

Für die Ermittlung der verschiedenen Materialeigenschaften werden entsprechend der jeweiligen Untersuchungsmethode vier unterschiedliche Probekörper (Zugprobe, Sinterstreifen, Modulaufbau, Demonstratoren) hergestellt. Während der Modulaufbau und die Demonstratoren dem klassischen Aufbau eines Leistungsmoduls, bestehend aus Halbleiterbauteil und Trägersubstrat, entsprechen, handelt es sich bei der Zugprobe und dem Sinterstreifen lediglich um einen reinen Sinterkörper. Die Probenlayouts und die dazugehörigen Untersuchungsmethoden sind aus Tabelle 7 zu entnehmen.

Zur Charakterisierung der modifizierten Silbersintermaterialien wird der in Kapitel 3.4 beschriebene Herstellungsprozess von druckgesinterten Fügeverbindungen für alle Probekörper verwendet (10 MPa, 230 °C, 3 min). Die Fügeverbindungen der Modulaufbauten sowie der Demonstratoren zwischen den in Kapitel 3.3.1 und 3.3.2 beschriebenen Halbleiterbauelementen und Trägersubstraten werden mit Hilfe einer ca. 20 µm bis 30 µm dicken Sinterschicht erzeugt. Für die Charakterisierung der reinen Sinterkörper wurden diese möglichst prozessnah zu den Verbindungsschichten der Modulaufbauten hergestellt. Dennoch entspricht die Probendicke der Sinterkörper in etwa der zwei- bis dreifachen Dicke einer Fügeverbindung, um die Handhabung der Proben während der Untersuchungen zu gewährleisten. Die Geometrie der Zugprobe orientiert sich an der DIN 50125 Zugprobe Form H [106]. Zur Durchführung des aktiven Lastwechseltests wird die Si-Diode des Demonstrators oberseitig mit 18 CucorAl-Bonddrähten mit einem Durchmesser von 300 µm kontaktiert. Für die Kontaktierung des SiC-MOSFET werden für den Lastanschluss drei AlCu-Bändchen (2000 µm x 200 µm) und für den Gate-Anschluss ein Al-Bonddraht mit 150 µm Durchmesser verwendet.

3 Vorgehensweise und Methodik zur Charakterisierung von Silbersinterverbindungen

Tabelle 7: Layout der verwendeten Probenkörper mit zugeordneten Charakterisierungsmethoden

Probenbezeichnung	Charakterisierungsmethode	Probenlayout
Zugprobe	Dichte; Mikrostrukturanalyse; Thermische Leitfähigkeit; Thermische Ausdehnung; Zugversuch; Kriechversuch	
Sinterstreifen	Elektrische Leitfähigkeit	
Modulaufbau:	Schertest: Initial und nach beschleunigten Alterungstests (vgl. Kapitel 3.6)	
Demonstratoren:	Aktiver Lastwechseltest: 1. Testsetup mit Si-Diode	 <p>CucorAl-Bonddraht Si Diode DCB-Substrat</p>
	2. Testsetup mit SiC-MOSFET	 <p>Al-Draht AlCu-Band SiC MOSFET AMB-Substrat</p>

3.4 Herstellungsprozess von druckgesinterten Fügeverbindungen

Im folgenden Kapitel werden die einzelnen Schritte des gesamten Drucksinterprozesses detailliert beschrieben. Der Prozess besteht im Wesentlichen aus vier Schritten, wie in Abbildung 6 schematisch dargestellt. Dies sind: Der Pastenauftrag, die Pastenvortrocknung, die Bauteilbestückung und das Drucksintern.

Aufgrund der Vielzahl an unterschiedlichen Untersuchungsmethoden werden, wie in Kapitel 3.3.3 beschrieben, verschiedene Probenlayouts benötigt. Neben Modulaufbauten, bestehend aus Trägersubstrat und Halbleiterbauelement, werden zusätzlich reine Sinterstreifen hergestellt. Die dazu verwendeten Sinterparameter sind allerdings einheitlich, sodass sich die Proben lediglich durch deren Layout unterscheiden.

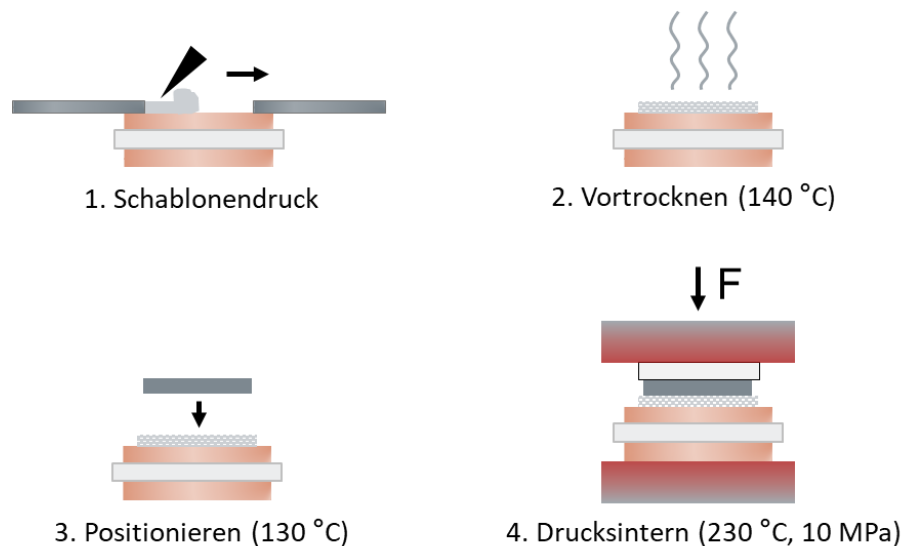


Abbildung 6: Schematische Darstellung des gesamten Drucksinterprozesses

3.4.1 Pastenauftrag

Die Pastenapplikation erfolgt für alle Proben mit Hilfe des Schablonendruckverfahrens. Damit ein homogener und vor allem reproduzierbarer Schichtauftrag realisiert werden kann, wird die Sinterpaste mit einem Schablonendrucker des Typs Horizon 03iX der Firma DEK appliziert. Die Aussparungen der Schablonen sind entsprechend der unterschiedlichen Proben an das jeweilige Layout angepasst. Für den Druckvorgang wird die Sinterpaste auf die Schablone gegeben und mit Hilfe von Druckleisten, den sogenannten Rakeln, mit einer definierten Kraft und Geschwindigkeit auf das unter der Schablone zugeführte Substrat aufgebracht. Die Qualität der gedruckten Sinterschicht wird insbesondere durch die Verfahrensparameter Rakelgeschwindigkeit, -druck und Schablonendicke als auch durch das Fließverhalten der Sinterpaste bestimmt.

Für die Modulaufbauten wird der Pastendruck mit einer Schablone mit zwei Aussparungen von jeweils 5 mm x 8 mm und einer Dicke von 75 μm durchgeführt. Damit sind die Aussparungen der Schablone in

etwa einen Millimeter größer als das zu fügende SiC-Halbleiterbauelement (vgl. Kapitel 3.3.1) gewählt. Die Schablonendicke der Zugprobe beträgt 150 μm und die des Sinterstreifens 200 μm . Grund für die größere Dicke im Vergleich zu den Modulaufbauten sind die filigranen Proben, die mit dünneren Schichtdicken nicht mehr zu handhaben wären. Trotz der stärkeren Schablonendicke wird der in Abbildung 6 dargestellte Prozessablauf beibehalten.

3.4.2 Trocknungsprozess und Positionierung des Halbleiterbauelements

Das in der Sinterpaste enthaltene Lösemittel wird nach der Pastenapplikation in einem Konvektionsofen der Firma Binder ausgetrieben. Der Vortrocknungsschritt verhindert neben der Entstehung von Trocknungskanälen durch das Abdampfen der Lösemittel auch das Verlaufen der gedruckten Pastendepots während des Drucksinterprozesses. Die Temperatur sollte im Trocknungsprozess möglichst unterhalb von 150 $^{\circ}\text{C}$ gehalten werden, da andernfalls bereits vorzeitige Sintervorgänge auftreten können. Der Trocknungsprozess wird daher standardmäßig entsprechend des Produktdatenblatts in einem vorgeheizten Ofen bei 140 $^{\circ}\text{C}$ für 10 min unter Luft-Atmosphäre durchgeführt.

Nach dem erfolgten Trocknungsschritt wird das Halbleiterbauelement (Chip) auf dem getrockneten Pastendepots platziert. Die SiC-Chips werden dazu mit einem semi-automatischen Die-Bonder der Firma Dr. Tresky AG auf die vorgetrocknete Sinterpaste gesetzt. Um eine Anhaftung der Chips mit der getrockneten Sinterpaste zu erreichen und damit die Handhabung der Proben bis zum eigentlich Sinterprozess zu verbessern, findet die Positionierung bei erhöhten Temperaturen statt. Die vorübergehende leichte Anhaftung des Halbleiterbauelements wird hierbei durch das noch vorhandene Coating der Ag-Partikel ermöglicht. Die SiC-Chips werden daher bei 130 $^{\circ}\text{C}$ mit einer Kraft von 20 N auf der getrockneten Paste platziert.

3.4.3 Drucksinterprozess

Die eigentliche Fügeverbindung wird im Drucksinterprozess durch das Aufbringen einer uniaxialen Kraft zwischen zwei beheizbaren Presswerkzeugen generiert. Zum Schutz vor Verunreinigungen und vor mechanischen Beschädigungen des empfindlichen Halbleiterbauelements durch das Presswerkzeug werden sowohl die Modulaufbauten als auch die Sinterstreifen mit einer 100 μm dicken Polytetrafluorethylenfolie (PTFE) geschützt. Zusätzlich wird ein Silikonkissen zwischen PTFE-Folie und Presswerkzeug verwendet, um den Druck „quasi-hydrostatisch“ zu verteilen und somit eine homogene Druckverteilung zu gewährleisten.

Alle in dieser Arbeit verwendeten Modulaufbauten und Sinterkörper werden mit der Drucksinterpresse Sinterstar Innovate-F-XL der Firma Boschman hergestellt. Die Temperatureinbringung erfolgt dabei sowohl über das obere als auch das untere Presswerkzeug. Der Prozessdruck wird hydraulisch entsprechend der Probengröße aufgebracht. Während die Modulaufbauten direkt in die Sinterpresse gegeben werden, erfolgt die Sinterung der Sinterstreifen mit einem speziell entwickelten Sintertool. Dieses ermöglicht das gleichzeitige Herstellen von sieben Proben mit einer homogenen Druckverteilung [107].

Als Standard-Prozessparameter wird eine Sintertemperatur von 230 $^{\circ}\text{C}$, ein Sinterdruck von 10 MPa und eine Sinterzeit von 3 min für alle in dieser Studie hergestellten Proben verwendet.

3.5 Methoden zur Ermittlung von Materialeigenschaften der gesinterten Fügeverbindung

3.5.1 Bestimmung der Dichte und Porosität der Sinterschicht

Die Porosität ist eine charakteristische Kenngröße eines gesinterten Körpers. Im Vergleich zu schmelzmetallurgisch hergestellten Werkstoffen, deren Eigenschaften insbesondere durch ihre chemische Zusammensetzung und Gefügeausbildung beeinflusst werden, sind die Materialeigenschaften eines Sinterkörpers maßgeblich durch ihre Porosität bestimmt [46]. Gesinterte Silberschichten weisen ebenfalls eine gewisse Porosität auf, die in Abhängigkeit der verwendeten Sinterparameter in der Regel zwischen 5 % und 25 % liegt. Während eine geringe Porosität sowohl zu einer Erhöhung der mechanischen Festigkeit als auch der thermischen und elektrischen Leitfähigkeit führt, kann sich eine poröse Struktur durch einen reduzierten Elastizitätsmodul (E-Modul) positiv auf die thermomechanischen Eigenschaften auswirken [38].

Ein gängiges Verfahren zur Bestimmung der Porosität von gesinterten Probekörpern ist das Wägungsverfahren nach dem Archimedische Prinzip nach DIN ISO 3369. Danach ergibt sich die Porosität P aus dem Verhältnis der Dichte des porösen Körpers ρ zu der Dichte des Vollmaterials ρ_k (theoretische Dichte) und wird in der Regel in Prozent angegeben [46]:

$$P = \left(1 - \frac{\rho}{\rho_k}\right) \times 100 \% \quad (4)$$

Aufgrund des typischen Modulaufbaus, bestehend aus Halbleiterbauteil, Sinterschicht und Trägersubstrat, ist ein bewährtes Verfahren zur Ermittlung der Porosität von gesinterten Silberschichten die bildanalytische Auswertung von Gefügeschliffbildern. Mit Hilfe dieser Methode wird die Porosität der in dieser Arbeit hergestellten Sinterproben bestimmt. Für die Auswertung werden Querschliffe der gesinterten Zugproben zunächst metallografisch vorpräpariert und nachfolgend mittels Ionenpolitur aufbereitet. Die Auswertung der Porosität erfolgt anhand von REM-Gefügebraufnahmen mit Hilfe des Bildverarbeitungsprogramms imageJ. Der Schwellwert ist dabei so zu wählen, dass die Poren schwarz und die versinterten Silberpartikel weiß abgebildet werden, vgl. Abbildung 7. Das Verhältnis der schwarzen Fläche zur Gesamtfläche entspricht der Porosität der Sinterschicht. Zusätzlich können die Anzahl und die Größe der ermittelten Poren ausgegeben werden.

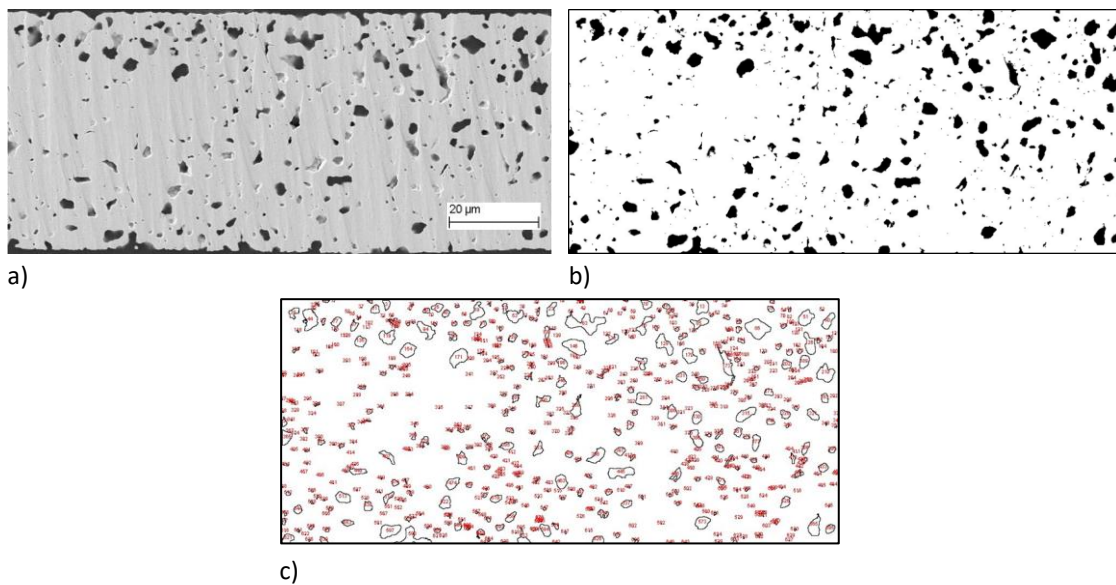


Abbildung 7: Bestimmung der Porosität mittels Bildanalyse: a) REM-Aufnahme der Sinterschicht nach Ionenpolitur, b) Binarisiertes Bild. Die ermittelte Porosität liegt hier bei ca. 15,8 %, c) Als Poren identifizierte Bildbereiche

3.5.2 Ermittlung der elektrischen Leitfähigkeit

Silber ist der beste elektrische Leiter aller metallischen Werkstoffe. Aufgrund der Verwendung von hochreinen Silberpulvern als Ausgangsmaterial ist für gesinterte Silber-Fügeverbindungen ebenfalls eine hohe elektrische Leitfähigkeit zu erwarten, die lediglich durch die verbleibende Restporosität in der Sinterschicht vermindert wird. Da die verbleibende Schichtporosität eine starke Abhängigkeit von den Sinterparametern aufweist, ist die Ermittlung der elektrischen Leitfähigkeit unter den in dieser Studie verwendeten Sinterparametern (vgl. Kapitel 3.4.3) von großer Bedeutung.

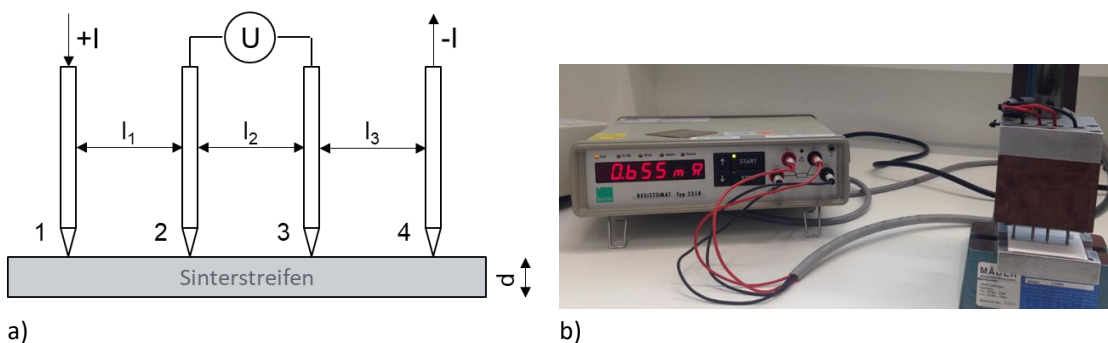


Abbildung 8: Widerstandsmessung mittels 4-Punkt-Methode: a) Schematisches Messprinzip nach [108, 109], b) Experimenteller Messaufbau

Die Vier-Punkt-Methode ist ein gängiges Verfahren zur Bestimmung des Flächenwiderstands von dünnen Materialschichten. Im Vergleich zu der einfachen Zwei-Punkt-Messung (Multimeter) basiert die Vier-Punkt-Messung auf zwei voneinander getrennten Stromkreisen, die eine präzise Messung des Widerstands stromlos und ohne den Einfluss von Kontakt- und Leitungswiderständen ermöglicht [109]. Bei die-

ser Methode wird die zu messende Probenoberfläche mit vier in der Regel kollinear angeordneten, nadel-förmigen Elektroden kontaktiert (Abbildung 8 a). Über die äußeren Elektroden (1; 4) wird ein konstanter Gleichstrom I eingebracht. Die zwei inneren Elektroden (2; 3) dienen dazu den Spannungsabfall U zu mes-sen, welcher infolge der materialabhängigen Leitfähigkeit aufgetreten ist. Unter der Berücksichtigung ei-nes Korrekturfaktors C , welcher durch die Elektrodenpositionierung und der Probengeometrie bestimmt wird, berechnet sich der Flächenwiderstand R_{\square} nach [108]:

$$R_{\square} = C \times \frac{U}{I} \quad (5)$$

Der spezifische Widerstand ρ kann unter Berücksichtigung der Schichtdicke d nach Gl. 6 bestimmt werden.

$$\rho = d \times R_{\square} \quad (6)$$

Die elektrische Leitfähigkeit σ kann schließlich über den Kehrwert des spezifischen Widerstandes ermittelt werden.

$$\sigma = \frac{1}{\rho} \quad (7)$$

Zur Ermittlung der elektrischen Leitfähigkeit der modifizierten Sinterschichten wird der Flächenwider-stand mit einem Milliohmmeter des Typs Resistomat 2318 der Firma Burster (Abbildung 8 b) unter der Verwendung eines konstanten Gleichstroms von 900 mA gemessen. Die kollinear mit gleichem Abstand angeordneten nadelförmigen Elektroden sind in einem Messkopf federgelagert und werden mit Hilfe ei-ner Kniehebelpresse auf die Probenoberfläche aufgesetzt. Als Probekörper werden die in Kapitel 3.3.3 beschriebenen Sinterstreifen verwendet. Je Sintermaterial werden 5 Sinterstreifen jeweils fünffach ge-messen.

3.5.3 Messung der thermischen Leitfähigkeit

Die thermische Leitfähigkeit der gesinterten Fügeverbindung ist hinsichtlich der Abführung der vorhande-nen Verlustwärme des Halbleiterbauelements von großer Bedeutung.

Der als Wärmeleitung bekannte Energietransportmechanismus innerhalb von Festkörpern wird durch Temperaturunterschiede hervorgerufen. Nach dem zweiten Hauptsatz der Thermodynamik fließt ein Wärmestrom stets von einer höheren zu einer niedrigeren Temperatur. In Metallen erfolgt der thermi-sche Energietransport sowohl durch Gitterschwingungen als auch durch die Bewegung der freien Valen-zelektronen, welche in der Regel den dominierenden Anteil ausmachen. Die Fourier'sche Wärmeleitglei-chung (Gl. 8) beschreibt für den stationären Fall die Proportionalität zwischen dem Wärmestrom \dot{Q} und der Temperaturdifferenz $T_2 - T_1$ sowie der des Probenquerschnitts A . Der materialcharakteristische Pro-portionalitätsfaktor wird durch den Wärmeleitungskoeffizienten λ beschrieben, während die durch-strömte Materialdicke durch d gegeben ist. [110]

$$\dot{Q} = -\lambda \times \frac{A}{d} \times (T_2 - T_1) \quad (8)$$

Anhand dieses Zusammenhangs wird deutlich, dass für eine effektive Entwärmung eines Leistungsmoduls neben den geometrischen Größen insbesondere der materialspezifische Wärmeleitkoeffizient der Fügeverbindung eine tragende Rolle spielt.

Daher eignen sich gesinterte Silber-Fügeverbindungen, aufgrund der geringen Schichtdicke (20 bis 60 μm) und der hohen thermischen Leitfähigkeit, ideal für eine effiziente Wärmeabführung. Es gibt eine Reihe von standardisierten Testmethoden zur Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit, dabei ist die nach ASTM D5470 die gängigste Methode im stationären Versuch. Sie ist allerdings nicht für Materialien mit sehr hohen Wärmeleitfähigkeiten und sehr dünnen Schichten geeignet [111]. Die Laser-Flash-Methode (ASTM E1461), welche einem instationären Verfahren entspricht, hat sich für die Charakterisierung von gesinterten Fügeverbindungen zu einem gängigen Verfahren entwickelt [38]. Mit dieser Methode können Materialien mit höchsten Wärmeleitfähigkeiten analysiert werden. Allerdings gibt es auch hier Anforderungen an die Probengeometrie, sodass Probendicken von 0,1 mm bis 6 mm Dicke für eine präzise Messung erforderlich sind [112]. Aus diesem Grund ist es nicht möglich die in dieser Arbeit hergestellten prozessnahen Sinterproben (vgl. Kapitel 3.3.3) mit Schichtdicken im Bereich von 50 μm zu messen.

Die Wärmeleitfähigkeit der prozessnah hergestellten Sinterproben wird daher mit der LaTIMA Methode (Lateral Thermal Interface Material Analyzer) der Nanotest und Design GmbH ermittelt. Diese Messmethode ermöglicht eine laterale Messung von gut wärmeleitenden dünnen Materialproben (Abbildung 9), wie beispielsweise Silber-Sinterschichten [111]. Die Methode basiert auf dem stationären Verfahren der ASTM D5470, allerdings wird bei der LaTIMA-Methode eine streifenförmige Probe horizontal auf zwei Sockel gelegt, wobei einer als Wärmequelle und der andere als Wärmesenke fungiert. Die thermische Leitfähigkeit λ_S wird über den Wärmestrom \dot{Q} und den Temperaturgradienten ΔT_{IR} berechnet, wobei der Wärmestrom an beiden Sockeln mit Hilfe von jeweils drei Thermoelementen (T1 bis T3 bzw. T4 bis T6) anhand von Gl. 9 ermittelt wird. Der Temperaturgradient über die Länge L_{IR} des mittleren Probenabschnittes wird mit Hilfe einer Infrarot-Kamera erfasst. Um die exakte Probentemperatur zu bestimmen, werden die Materialproben mit dem Querschnitt A_S mit einem speziellen schwarzen Kameralack der Firma Tetental Europe GmbH [113] mit einem Absorptionsgrad von >95 % beschichtet.

$$\lambda_S = \frac{L_{IR}}{A_S} \times \frac{\dot{Q}}{\Delta T_{IR}} \quad (9)$$

Die LaTIMA Methode wurde im Rahmen einer Dissertation sowohl an Vollmaterialien als auch an gesinterten Probekörpern mit unterschiedlicher Porosität qualifiziert, sodass die Messmethode für die dünnen Sinterproben bestens geeignet ist [111].

Die Messung der thermischen Leitfähigkeit wird mit der LaTIMA-Methode anhand der gesinterten Zugproben durchgeführt (vgl. Kapitel 3.3.3). Die Verwendung einer einheitlichen Probengeometrie für verschiedene Untersuchungsmethoden ermöglicht die Charakterisierung unterschiedlicher Materialeigenschaften an ein und demselben Probekörper. Dadurch können geometrische und herstellungsbedingte Einflüsse umgangen werden. Pro Sintermaterial werden drei Probekörper jeweils 11-mal gemessen.

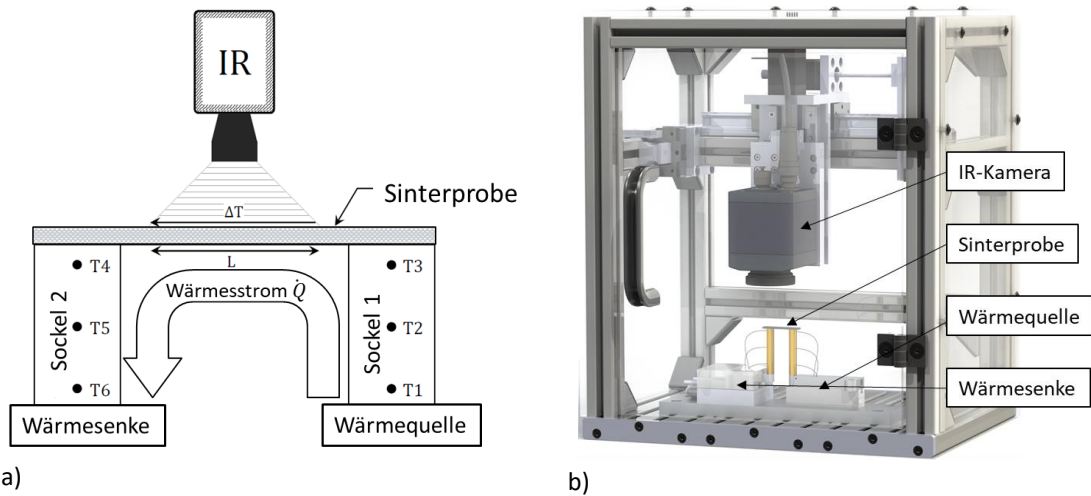


Abbildung 9: LaTIMA-Methode zur Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit von dünnen gut leitenden Probekörpern: a) Schematischer Messaufbau der LaTIMA-Methode nach [111], b) Experimenteller Messaufbau [111]

Der Energietransport erfolgt bei der thermischen als auch der elektrischen Leitfähigkeit überwiegend über die freibeweglichen Valenzelektroden. Der Zusammenhang kann mit Hilfe des Wiedemann-Franz-Gesetzes, welches auf der Drudeschen Theorie basiert, wie folgt beschrieben werden:

$$\frac{\lambda_{el}}{\sigma} = L \times T \quad (10)$$

Dabei kann die durch Elektronen hervorgerufene thermische Leitfähigkeit λ_{el} mit der für Metalle nahezu konstanten Lorenz-Konstante L bei einer Temperatur T und aus der bekannten elektrischen Leitfähigkeit σ eines Metalls bestimmt werden [110, 114].

3.5.4 Bestimmung der mechanischen Materialeigenschaften

Thermische Ausdehnung

Die thermische Ausdehnung der modifizierten Sinterschichten wird mit Hilfe der Schubstangen-Dilatometrie ermittelt. Die Messmethode basiert auf der DIN 51045 und der ASTM E221, mit welcher die Dimensionsänderung einer Probe während eines vorgegebenen Temperaturprofils bestimmt werden kann. Die Längenänderung ΔL einer Probe, bezogen auf deren Ausgangslänge L_0 infolge einer Temperaturdifferenz ΔT , wird durch den materialspezifischen Längenausdehnungskoeffizienten α angegeben. [115]

$$\alpha = \frac{\Delta L}{L_0 \times \Delta T} \quad (11)$$

Zur Bestimmung des Längenausdehnungskoeffizienten mittels Schubstängendilatometer, wie schematisch in Abbildung 10 dargestellt, wird die zu messende Probe in einen Probenhalter gelegt und mit einem Fühlstempel bzw. mit der Wand der Probenkammer durch eine definierten Kraft im Bereich von 10 mN bis 3 N in Kontakt gebracht. Die Probenkammer wird anschließend in einem horizontal verschiebbaren Ofen platziert. Sowohl die Ausgangslänge als auch die Längenänderung werden automatisch über eine

Skala am Fühlstempel und einem optischen Encounter ermittelt. Die Anpresskraft wird durch einen Aktuator aufgebracht und mit Hilfe eines elastischen Kraftsensors detektiert. Die Temperatur wird über einen Temperatursensor in unmittelbarer Probennähe erfasst. [116]

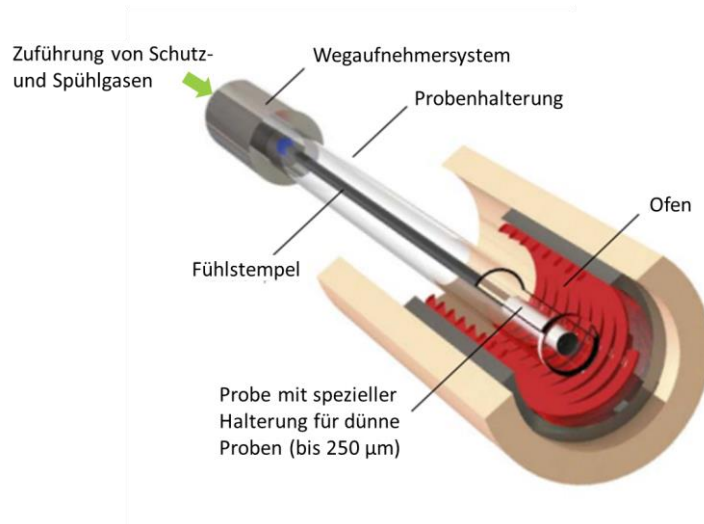


Abbildung 10: Schema eines Schubstangendilatometers nach [116]

Die experimentelle Bestimmung der Wärmeausdehnung der modifizierten Sinterschichten wird mit einem horizontalen Dilatometer des Typs DIL 402 Expedis® Supreme der Firma Netzsch durchgeführt. Die Sinterproben werden dazu bei Raumtemperatur in eine für dünne Proben geeignete zylindrische Probenhalterung mit Nut aus Aluminiumoxid gelegt. Anschließend wird die Probe durch den Fühlstempel mit einer Anpresskraft von 20 mN mechanisch kontaktiert. Als Probekörper wird der mittlere Teil (ca. 20 mm) der Zugproben verwendet, wobei die Probenköpfe zuvor abgetrennt werden. Nach Verschließen der Ofenkammer, wird der geschlossene Ofenraum zweifach evakuiert und anschließend mit Stickstoff gespült. Die Messung erfolgt unter Stickstoff-Atmosphäre. Die Ausgangslänge L_0 der Sinterprobe wird automatisch durch das Wegaufnehmersystem bestimmt. Die Berechnung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten für den entsprechenden Temperaturbereich erfolgt über die Aufzeichnung der Längenänderung ΔL und der Temperaturdifferenz ΔT . Der thermische Ausdehnungskoeffizient wird im Rahmen der vorliegenden Arbeit für den Temperaturbereich von 25 °C bis 200 °C ermittelt. Dazu wird die Dilatometermessung für jedes Sintermaterial an drei gesinterten Probekörpern durchgeführt.

Scherfestigkeit

Ein gängiges Verfahren zur Bestimmung der Festigkeit einer Fügeverbindung im Bereich der AVT ist der sogenannte Schertest nach dem MIL-STD 883 Methode 2019.8 und dem IPC-TM-650 Nr. 2.4.42.2, mit welcher beispielsweise die Scherfestigkeit einer Fügeverbindung zwischen Halbleiterbauelement und Trägersubstrat analysiert werden kann [117, 118]. Der Schertest ist insbesondere aufgrund der einfachen Durchführung ein bevorzugtes Verfahren zur Qualifizierung von unterschiedlichen Fügmaterialien bzw. Fügeprozessen von elektronischen Komponenten.

Für die Durchführung des Schertests wird das Trägersubstrat in einer Probenhalterung fixiert oder an einen festen Anschlag gelegt. Mit Hilfe des parallel zur Oberfläche verfahrenen Schermeißels wird mit

konstanter Testgeschwindigkeit und definiertem Abstand zur Substratoberfläche das Halbleiterbauelement mit einer stetig steigenden Kraft bis zum Versagen der Fügeverbindung belastet (Abbildung 11 a). Die Scherfestigkeit T der Fügeverbindung lässt sich aus der maximalen Scherkraft F_{\max} und der entsprechenden Anbindungsfläche A berechnen. Zur Qualifizierung der Fügeverbindung kann neben der ermittelten Scherfestigkeit eine Analyse der Bruchflächen durchgeführt werden, die eine Aussage über den Bruchmechanismus ermöglicht. Als Mindestanforderung wird im MIL-Std-883 eine flächenabhängige Scherfestigkeit von ca. 12 MPa für Anbindungsflächen ab 4,1 mm² Größe angegeben [118], während das Industriekonsortium DA5¹ 20 MPa als hohe Scherfestigkeit klassifiziert [119].

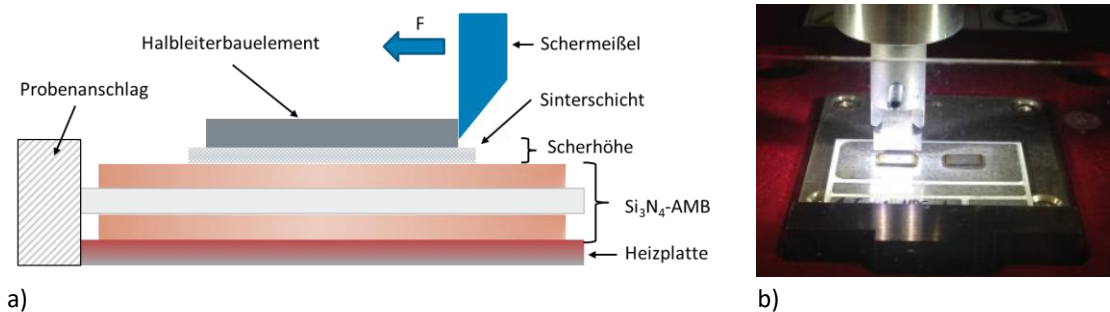


Abbildung 11: a) Schematische Darstellung des Hochtemperatur-Schertests zur Qualifizierung der Fügeverbindung eines Leistungsmoduls nach [117, 118], b) Modulaufbau auf beheizbarem Probenhalter mit Schermeißel im Hintergrund

Nach den Standards MIL-Std-883 und ICP-TM-650 werden die auftretenden Brüche in drei unterschiedliche Kategorien eingeteilt, wie sie in Abbildung 12 dargestellt sind. Während die adhäsiven Bruchmechanismen der Kategorien 2 und 3 zumeist ein Indikator für eine Fügeverbindung mit niedriger Festigkeit sind, deutet der kohäsive Mischbruch der Kategorie 1 auf eine gute Qualität der Fügeverbindung hin. In der Praxis treten allerdings häufig auch undefinierte Mischbrüche oder kohäsive Brüche innerhalb der Verbindungsschicht auf.

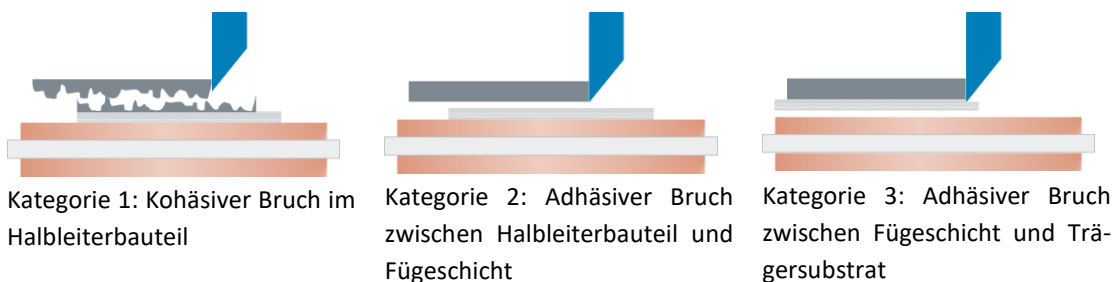


Abbildung 12: Übersicht der unterschiedlich auftretenden Bruchmechanismen während des Schertests

Der Scherversuch wird in der Regel bei Raumtemperatur durchgeführt. Allerdings muss, in Hinblick auf die steigenden Betriebstemperaturen der Leistungsmodule, ein zuverlässiger Betrieb ebenfalls bei erhöhten Temperaturen gewährleistet sein. Da für metallische Werkstoffe mit steigender Temperatur häufig eine Abnahme der Festigkeit [120] einhergeht, werden von dem MIL-Std-883 zusätzlich Scherversuche bei erhöhten Temperaturen gefordert [118]. Daher werden sowohl von dem DA5-Konsortium [119] als auch von Materialherstellern [121] Scherfestigkeiten bei 260 °C angegeben. So haben Untersuchungen an Au-

¹ Internationales Industrie-Konsortium „Die-Attach 5 (DA5)“ bestehend aus Robert Bosch, STMicroelectronics, NXT Semiconductor, Infineon Technologies und Nexperia

Sn Diffusionslot eine drastische Abnahme der Scherfestigkeit bei 200 °C respektive 300 °C ergeben [122], während für gesinterte Silberverbindungen lediglich eine leichte Abnahme der Scherfestigkeit festgestellt wurde [123].

Für die experimentelle Bestimmung der Scherfestigkeit wird ein Schertester des Typs Dage 4000Plus der Firma Nordson verwendet, welcher zusätzlich mit einer beheizbaren Probenhalterung ausgestattet ist. Der Scherversuch wird bei 260 °C an den Modulaufbauten, wie in Abbildung 11 b dargestellt, durchgeführt. Die Halbleiterbauelemente werden dabei mit einer Schergeschwindigkeit von 300 $\mu\text{m/s}$ und einer Scherhöhe von 80 μm abgeschert. Auf diese Weise werden je Sintermaterial 10 Messwerte durch das Abschneiden der SiC-Chips generiert.

Spannungs-Dehnungs-Verhalten

Während der Scherversuch eine gängige Methode zur Qualifizierung der Fügeverbindung eines Modulaufbaus ist, eignet sich der nach DIN EN ISO 6892-1² standardisierte Zugversuch zur Bestimmung des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens der modifizierten Sinterschichten [38, 63, 124–126]. Gegenüber des Scherversuchs zeichnet sich der Zugversuch durch seinen klar definierten einachsigen Spannungszustand aus. Die Bestimmung der mechanischen Materialkennwerte der gesinterten Probekörper ist von großer Bedeutung, da sie sich teilweise stark von dichtem Silber unterscheiden. Hauptursache der veränderten Eigenschaften ist die poröse Struktur des gesinterten Silbers. Sie führt zu einer Reduzierung des effektiven Probenquerschnitts, sodass auf die Sinterhalse im Innern des Sinterkörpers bei gleichen äußeren Kräften wesentlich höhere Spannungen wirken [126]. Der Einfluss der Porosität wird auch bei der Analyse der Proben nach dem Zugversuch ersichtlich. Während dichtes Silber makroskopisch eine deutliche Einschnürung der Probe aufweist, was charakteristisch für ein duktilen Metall wie Silber ist, zeigt gesintertes Silber makroskopisch eher ein Spröbruchverhalten ohne erkennbare Einschnürung. Bei Betrachten der Bruchfläche ist allerdings ein duktilen Bruchverhalten mit plastischer Verformung bzw. lokalen Einschnürungen zu erkennen, welches durch seine typische Wabenstruktur gekennzeichnet ist [63].

Im Zugversuch wird eine Probe mit einer Zugbeanspruchung mit definierter Prüfgeschwindigkeit bis zum Versagen gedehnt. Aus der gemessenen Dehnung ϵ und der aufgebrachten Zugkraft F können, unter Berücksichtigung des belasteten Probenquerschnitts S_0 , die mechanischen Kennwerte Zugfestigkeit R_m , Dehngrenze $R_{p0,2}$ (Streckgrenze) als auch Elastizitätsmodul E bestimmt werden [127]. Die Ergebnisse werden in der Regel in Spannungs-Dehnungs-Diagrammen dargestellt, wie es für ein duktilen Metall exemplarisch in Abbildung 13 a gezeigt ist.

² DIN EN ISO 6892-1 Metallische Werkstoffe – Zugversuch – Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur

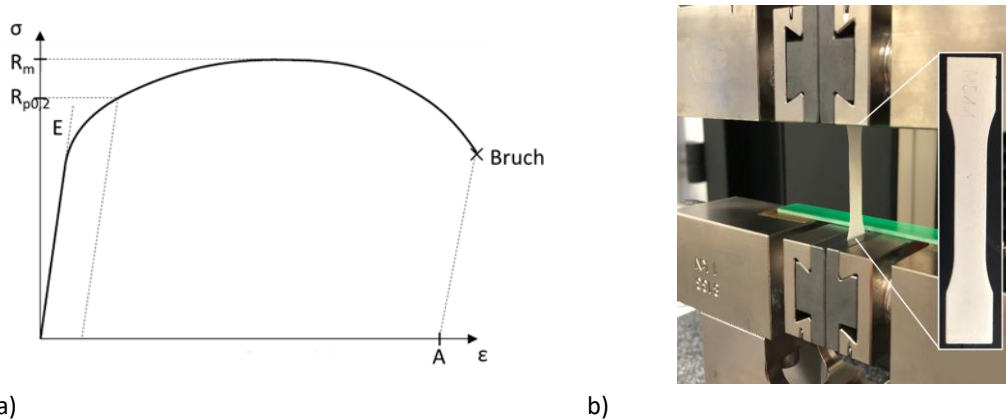


Abbildung 13: a) Spannungs-Dehnungs-Diagramm eines duktilen Metalls ohne ausgeprägte Streckgrenze R_e nach [127], b) Zugprobe in Zugprüfanlage (ZwickRoell Z0.5 TN) bei Raumtemperatur

Wird eine Probe auf Zug belastet, stellt sich je nach Höhe der angelegten Spannung und je nach Materialverhalten eine Verformung ein. Kehrt die Probe nach Entlastung wieder in deren Ausgangsform zurück, spricht man von elastischer Formänderung. Verbleibt hingegen die Formänderung nach Entlasten der Probe, so wurde die Probe plastisch verformt. Die elastische Dehnung ist durch den linearen Kurvenverlauf im Spannungs-Dehnungs-Diagramm gekennzeichnet, der den proportionalen Zusammenhang zwischen Zugspannung σ und Dehnung ϵ_e nach dem Hookesche Gesetz wie folgt beschreibt:

$$\sigma = E \times \epsilon_e \quad (12)$$

Der Proportionalitätsfaktor wird mit dem Elastizitätsmodul E beschrieben. Beim Belasten einer Probe oberhalb der Dehngrenze $R_{p0,2}$ (Streckgrenze) wird eine plastische Dehnung bis zum Versagen hervorgerufen, die durch den nicht-linearen Kurvenverlauf gekennzeichnet ist.

Im Rahmen dieser Studie wird der Zugversuch durchgeführt, um die mechanischen Materialkennwerte Zugfestigkeit R_m und Elastizitätsmodul E der gesinterten Probekörper zu bestimmen. In Anlehnung an vorangegangene Untersuchungen werden die Zugversuche hinsichtlich der Vergleichbarkeit mit einer konstanten Traversengeschwindigkeit von 0,1 mm/min durchgeführt [38, 63].

Die Zugversuche zur Qualifizierung der verschiedenen Füllstoffe erfolgen intern an einer Zugprüfanlage des Typs Z0.5 TN der Firma ZwickRoell bei Raumtemperatur. Je modifizierte Paste werden 7 Zugproben (vgl. Kapitel 3.3.3) getestet. Der experimentelle Aufbau ist in Abbildung 13 b dargestellt.

Weiterführende Untersuchungen des favorisierten modifizierten Sintermaterials zur Analyse des Temperatureinflusses auf die mechanischen Eigenschaften, werden aus anlagentechnischen Gründen in dem externen Prüflabor polymerphys IK GmbH durchgeführt. Hier werden neben der Zugprüfung bei Raumtemperatur zusätzlich Zugversuche bei 100 °C und 175 °C vorgenommen. Je Paste und Temperatur werden 5 Einzelproben getestet. Als Zugprüfanlage steht eine Z030 Trevo der Firma ZwickRoell zur Verfügung.

Zusätzlich zu den ermittelten mechanischen Kennwerten, erfolgt im Nachgang an die Zugversuche eine Analyse der Bruchflächen im REM. Damit sollen Rückschlüsse für die Beurteilung der Qualität der Sinterverbindung als auch des Bruchverhaltens ermöglicht werden.

Kriechverhalten

Der Begriff des „Kriechens“ beschreibt eine zeitabhängige plastische Formänderung eines Werkstoffes unter der Einwirkung einer konstanten Belastung insbesondere bei erhöhten Temperaturen, die durch das Klettern von Stufenversetzungen verursacht wird. Wird ein metallischer Werkstoff oberhalb seiner homologen Temperatur von ca. 0,4 mit einer konstanten Spannung beansprucht, so stellt sich mit zunehmender Zeit eine plastische Dehnung ein, die als Kriechdehnung bezeichnet wird. Die zeitabhängige Kriechdehnung wird zumeist für eine konstante Spannung und Temperatur in einem Zeitdehnschaubild bzw. der sogenannten Kriechkurve dargestellt. Die Kriechkurve kann, wie aus Abbildung 14 a zu entnehmen ist, in die drei Stadien des primären-, sekundären- und tertiären Kriechens unterteilt werden. [25, 26]

Das primäre Kriechen (I) ist durch einen starken Anstieg der Dehnung gekennzeichnet, die sich analog zum Zugversuch aus elastischem und plastischem Anteil zusammensetzt. Durch die plastische Verformung wird eine Verfestigung des Materials hervorgerufen, die zu einer Abnahme der Kriechgeschwindigkeit führt, wie aus Abbildung 14 b ersichtlich ist. Das sekundäre oder auch stationäre Kriechen (II) ist durch den konstanten Anstieg der Dehnung gekennzeichnet, der durch ein Gleichgewicht zwischen versetzungsbedingter Verfestigung und thermisch bedingter Erholung durch das Klettern von Versetzungen erfolgt. Die Dehnrates ist in diesem Stadium nahezu konstant. Das tertiäre Stadium (III) weist hingegen einen starken Anstieg der Dehnung und damit auch der Dehnrates auf. Neben den Kriechvorgängen findet zusätzlich eine Schädigung des Werkstoffes durch Poren- und Rissbildung bevorzugt an den Korngrenzen statt, die letztlich zum Versagen des Materials führt.

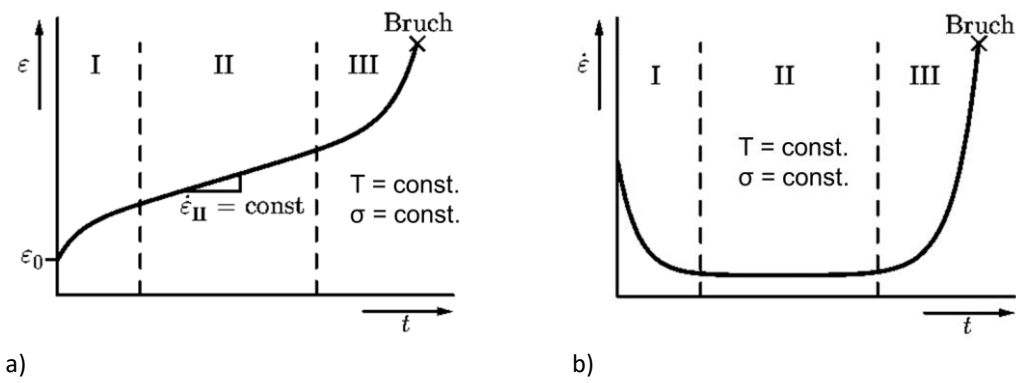


Abbildung 14: a) Schematische Darstellung einer Kriechkurve mit den charakteristischen Kriechstadien nach [26], b) Schematische Darstellung der Dehnrates in Abhängigkeit der einzelnen Kriechstadien nach [26]

Die Dehnrates des sekundären Kriechens in Abhängigkeit der Spannung σ und der Temperatur T kann mit dem Potenzgesetz-Kriechen oder Norton-Kriechen durch

$$\dot{\epsilon}_{II} = B \times \sigma^n \times \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \tag{13}$$

beschrieben werden. Wobei B eine materialabhängige Konstante, n der Spannungsexponent, R die Gas-konstante und Q eine charakteristische Aktivierungsenergie für den Kriechprozess sind.

In Abhängigkeit der Temperatur und Spannung wird das Kriechverhalten eines Materials durch unterschiedliche mikroskopische Kriechmechanismen verursacht. So wird die plastische Verformung bei relativ

hohen Spannungen und mittleren Temperaturen durch das Versetzungskriechen (Norton-Kriechen) dominiert, wohingegen bei niedrigen Spannungen aber hohen Temperaturen das Diffusionskriechen (Coble-Kriechen und Nabarro-Herring-Kriechen) der dominierende Mechanismus ist [25, 26]. Weiterhin wird das Kriechverhalten bzw. der aktive Kriechmechanismus durch die Mikrostruktur, genauer der Korngröße, beeinflusst. So sind feinkörnige Gefüge gegenüber Diffusionskriechen wesentlich anfälliger als grobkörnige. Eine Übersicht über den vorherrschenden Verformungsmechanismus in Abhängigkeit der Spannung und Temperatur kann aus materialspezifischen Verformungsmechanismen-Diagrammen entnommen werden. Exemplarisch ist dazu in Abbildung 15 das Verformungsmechanismen-Diagramm von dichtem Silber in Abhängigkeit der Korngröße dargestellt. In der Abbildung ist auf der y-Achse die normierte Zugspannung über der homologen Temperatur aufgetragen. In Abhängigkeit der Korngröße sind drei Bereiche des Diffusionskriechens dargestellt. Bei niedrigen homologen Temperaturen ist die plastische Verformung durch Überschreiten der Fließgrenze gekennzeichnet. Mit steigender homologen Temperatur und in Abhängigkeit der Korngröße setzen hingegen verstärkt Diffusions- und Versetzungskriechmechanismen ein, die zusätzlich eine Kriechverformung hervorrufen.

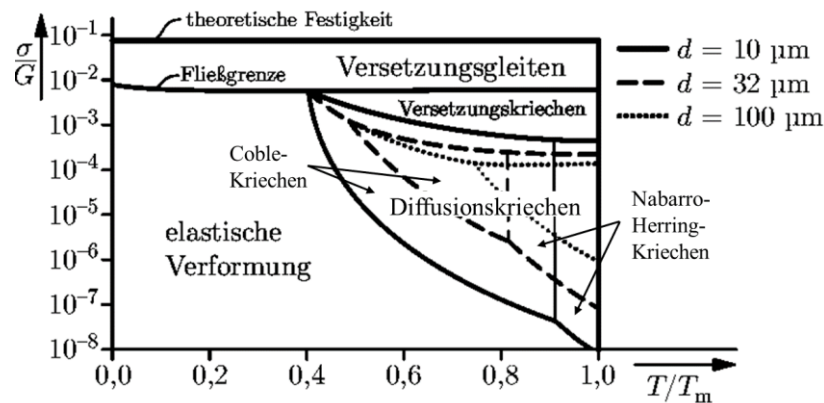


Abbildung 15: Verformungsmechanismen-Diagramm für dichtes Silber unter dem Einfluss unterschiedlicher Korngrößen nach [26, 49]

Im Kriechversuch oder nach DIN EN ISO 204³ Zeitstandversuch wird ein Probekörper mit einer konstanten Spannung bei einer vorgegebenen erhöhten Temperatur belastet. Die sich einstellende plastische Verformung (Kriechdehnung ϵ) wird über der Zeit t aufgezeichnet und kann anschließend durch eine Kriechkurve dargestellt werden. Anhand dieser kann das Werkstoffverhalten unter konstanter Belastung bei erhöhten Temperaturen analysiert werden.

Die Untersuchung des Kriechverhaltens der modifizierten Sinterschichten erfolgt wie der Zugversuch in dem externen Prüflabor polymerphys IK GmbH an den gesinterten Zugproben. Dabei werden die Spannungen zur Belastung der Proben aus den vorangegangenen Zugversuchen verwendet, die mit ca. 30 %, 60 % und 90 % der Streckgrenze des jeweiligen Materials und der entsprechenden Temperatur festgelegt werden. Der Einfluss der Temperatur auf das Kriechverhalten der modifizierten Sinterschichten wird analog zum Zugversuch bei Raumtemperatur, 100 °C und 175 °C und bei einer Versuchslaufzeit von 60 min charakterisiert.

³ DIN EN ISO 204 Metallische Werkstoffe - Einachsiger Zeitstandversuch unter Zugbeanspruchung

3.6 Beschleunigte Alterungstests

Die Leistungsfähigkeit und Zuverlässigkeit von Leistungsmodulen unter rauen Einsatzbedingungen stellen eine der größten Herausforderungen der AVT dar und stehen dementsprechend im Fokus aktueller Forschungsarbeiten. Leistungsmodule sind während ihres Betriebs einer permanenten Temperatur- bzw. Lastwechselbeanspruchung ausgesetzt, die zu thermomechanischen Spannungen in der Baugruppe führen (vgl. Kapitel 2.2). Beschleunigte Alterungstests werden daher zur Qualifizierung und Abschätzung der Zuverlässigkeit eines Moduls oder einzelner Materialien verwendet. Dabei werden zumeist thermomechanische Spannungen durch eine Vielzahl von Temperaturwechseln mit unterschiedlichen Temperaturdifferenzen und Geschwindigkeiten induziert. Es gibt eine Reihe standardisierter Testmethoden die im Wesentlichen in die passiven Testmethoden, wie den Temperaturwechseltest (TCT), den schrofferen Temperaturschocktest (TST) oder die Hochtemperaturlagerung (HTS) und die aktiven Testmethoden, wie den aktiven Lastwechseltest (engl. power cycling test, PCT), unterteilt werden.

3.6.1 Temperaturwechseltest- und Temperaturschocktest

Die Temperaturwechselfestigkeit der Fügeverbindung bzw. des gesamten Leistungsmoduls kann durch die passiven Testmethoden des TCT's und des TST's untersucht werden. Dabei werden durch passive Temperaturwechsel thermomechanische Spannungen aufgrund der unterschiedlichen CTE's erzeugt [5], die im Falle von klassischen Lotverbindungen durch Kriechdehnungen abgebaut werden und zur Ausbildung von Rissen in der Verbindungsschicht führen. Gesinterte Silberverbindungen zeigen hingegen eine wesentlich höhere Beständigkeit aufgrund der niedrigeren homologen Temperatur und höheren Festigkeit (vgl. Kapitel 2.2.2).

Sowohl im TCT als auch im TST werden die Proben im Wechsel einer Kammer mit hoher und einer Kammer mit niedriger Temperatur zugeführt. Der Unterschied beider Testmethoden liegt in dem verwendeten Umgebungsmedium, der Verweil- und der Transferzeit zwischen den unterschiedlichen Temperaturkammern (DIN EN ISO 60068-2-14⁴). Während die Wärmeübertragung beim TCT über Luft erfolgt, wird die Wärmeübertragungsgeschwindigkeit im TST durch die Verwendung eines flüssigen Mediums gesteigert, sodass der Schärfegrad der thermomechanischen Belastung des TST im Vergleich zum TCT höher ist [118]. Um einen möglichst schroffen Temperaturwechsel zu realisieren, muss der Transfer innerhalb weniger Sekunden (< 10 s) erfolgen. Durch die hohe Wärmeübertragungsgeschwindigkeit wird das thermische Gleichgewicht schneller als im TCT erreicht, sodass die Verweilzeit reduziert werden kann [128]. Beide Testmethoden entsprechen den Standards des MIL-STD-883H Methode 1010.8 & 1011.9 als auch des JEDEC Standards JESD22-A104 & JESD22-A106 in denen die Testbedingungen definiert sind [118, 129]. Es gibt allerdings auch in Abhängigkeit der Norm unterschiedliche Definition zwischen dem TCT und TST, vgl. ECPE Richtlinie AQG 324 [130].

In dieser Studie wird als Standardverfahren der TST in einem ESPEC TSB-51 Flüssig-Flüssig-Temperatur-schockschrank zur Charakterisierung der Zuverlässigkeit der gesinterten Modulaufbauten durchgeführt (Abbildung 16 a). Die Testparameter werden entsprechend der JEDEC Testbedingungen H mit einem Temperaturwechsel zwischen -55 °C und 150 °C und somit einer Temperaturdifferenz von 205 °C gewählt. Die Verweilzeit je Temperaturbad wird auf 5 min festgelegt, wobei der Transfer von einem in das andere Bad innerhalb von 10 s erfolgt. Als flüssiges Medium wird Galden® D 02 TS sowohl für das kalte als auch das

⁴ DIN EN ISO 60068-2-14 Umgebungseinflüsse Teil 2-14: Prüfverfahren – Prüfung N: Temperaturwechsel

heiße Bad verwendet. Im Vergleich zu der ECPE Richtlinie AQG 324 werden die gesinterten Modulaufbauten sowohl durch den TST als auch die Temperaturdifferenz von 205 °C Testbedingungen mit einem höheren Schärfegrad unterzogen. Die Wahl der Testmethode und Testbedingungen kann mit einer verkürzten Testdauer aufgrund der geringeren Verweilzeiten als auch einer beschleunigten Degradation der Fügenschicht infolge der größeren Temperaturdifferenz begründet werden.

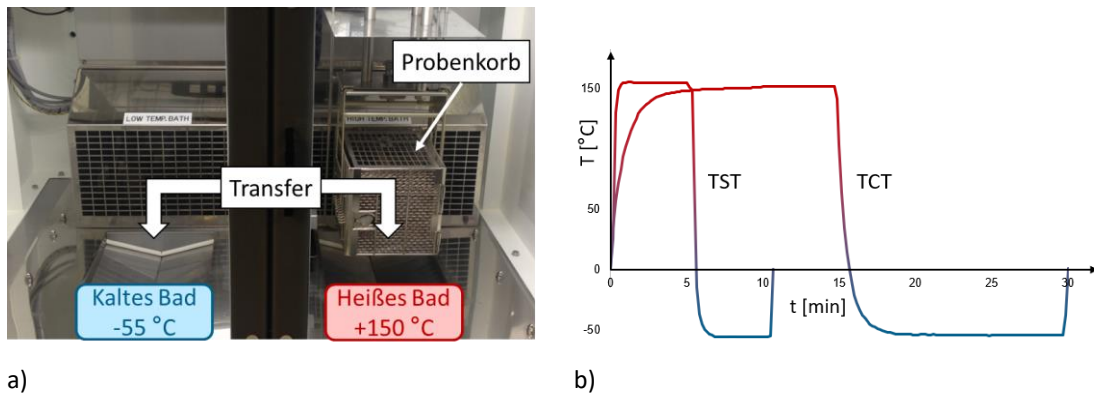


Abbildung 16: a) Flüssig-Flüssig-Temperaturschockschrank, b) Temperaturprofile eines Prüfzyklus des TST und TCT

Da der TCT im Automobilbereich die standardisierte Testmethode darstellt, werden zusätzlich TCT's der Referenzproben in einem Luft-Luft-Temperaturschrank des Typs VT³ 7012 S2 der Firma Vötsch durchgeführt. Damit soll eine bessere Einordnung der Ergebnisse des TST zu anderen Zuverlässigkeitsuntersuchungen ermöglicht werden. In Abbildung 16 b sind die verwendeten Temperaturprofile dargestellt, die über die gleiche minimale und maximale Temperatur von -55 °C und +150 °C verfügen, sich aber in der Wärmeübertragungsgeschwindigkeit als auch der Verweilzeit unterscheiden.

Die maximale Zyklenzahl beider Testmethoden ist auf 3000 Zyklen festgelegt. Zur Analyse des Degradationsverhaltens der modifizierten Sinterverbindungen werden nach 500, 1000 und 2000 Zyklen Proben entnommen und mittels Ultraschallmikroskopie (C-SAM), Schliffuntersuchung und Hochtemperatur Scherfest (vgl. Kapitel 3.5.4) analysiert. Je Material und Zyklenzahl werden 10 Scherwerte generiert und zur Beurteilung der Schichtdegradation in einem Fehlerbalkendiagramm dargestellt. Die Zuverlässigkeit der modifizierten Sinterschichten wird nach [48, 131] anhand des Abfalls der Scherfestigkeit bestimmt. Dabei wird als Ausfallkriterium der gesinterten Modulaufbauten ein Abfall der Scherfestigkeit um 50 % [65] der Initialscherfestigkeit in Verbindung mit der definierten Mindestscherfestigkeit von ca. 12 MPa des MIL-STD-883 [118] definiert.

3.6.2 Hochtemperaturlagerung

Die Hochtemperaturstabilität von Fügeverbindungen oder gesamten Baugruppen wird durch eine Lagerung bei erhöhten Temperaturen untersucht. Klassische Lötverbindungen neigen infolge einer thermischen Einwirkung zu einer Versprödung durch das Wachstum von intermetallischer Phasen [132]. Gesinterte Silberverbindungen weisen aufgrund des Einstoffsystems keine intermetallischen Phasen auf, allerdings können infolge einer thermischen Lagerung neben Veränderungen der porösen Mikrostruktur auch Oxidationsprozesse der Fügepartner bzw. der Metallisierungsschichten auftreten [19, 48, 63]. Die ECPE Guideline AQG 324 beschreibt daher eine Auslagerung von 1000 h bei über 125 °C als Hochtemperaturlagerung zur Qualifizierung von Leistungsmodulen [130].

Im Rahmen dieser Arbeit werden neben Modulaufbauten auch Zugproben (vgl. Kapitel 3.3.3) einer HTS bei 150 °C und 250 °C für jeweils 24 h, 250 h, 500 h und 1000 h unterzogen. Dazu werden die Proben in einem Konvektionsofen unter Luft gelagert. Der Einfluss der hohen Temperaturen auf die Haftfestigkeit der Fügeverbindung wird anhand der Modulaufbauten mit Hilfe des Schertest und ergänzenden Schliifuntersuchungen analysiert. Die Auswirkungen auf die Mikrostruktur und den damit verbundenen Materialeigenschaften, wie die thermische Leitfähigkeit und Zugfestigkeit, wird anhand der gelagerten Zugproben untersucht.

3.6.3 Elektrochemische Migration

Zusätzlich zu den rein thermischen und thermo-mechanischen Beanspruchungen ist die Fügeverbindung bzw. das gesamte Leistungsmodul während des Betriebs den äußeren Umgebungseinflüssen wie der Luftfeuchtigkeit ausgesetzt. In diesem Zusammenhang stellt die elektrochemische Migration (ECM) eine der häufigsten Ursachen für den Ausfall elektronischer Baugruppen aufgrund von elektrolytischen Korrosionsvorgängen dar [133]. Der Begriff der ECM, der in elektronischen Bauteilen zu Kurzschlussbrücken und damit zum Ausfall der gesamten Baugruppe führen kann, umfasst streng genommen einen Ionentransport von der Anode zur Kathode infolge eines elektrischen Feldes. Dabei ist ein geschlossener Feuchtigkeitsfilm von wenigen Monolagen aufgrund von Betauung bzw. Kondensation zwischen zwei benachbarten stromführenden Leitern Voraussetzung. Der gesamte Migrationsprozess (siehe Abbildung 17) kann im Allgemeinen in die drei Teilschritte anodische Metallauflösung, Ionenwanderung und kathodische Metallabscheidung untergliedert werden [133–135]. Allerdings unterscheiden sich die Metalle in ihrer Migrationsneigung. Besonders anfällig gegenüber ECM sind die metallischen Werkstoffe Silber, Kupfer und Zinn [133]. Aufgrund der Verwendung von gesintertem Silber als Verbindungsmaterial in Leistungsmodulen steht die ECM im Fokus aktueller Forschungsarbeiten [136, 137].

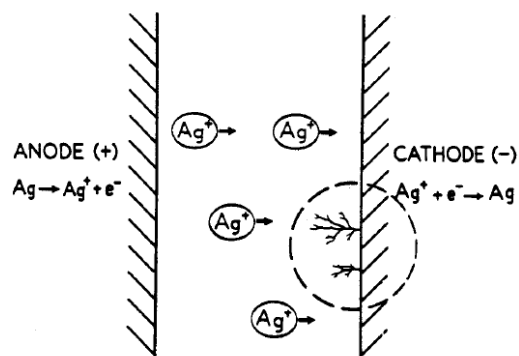


Abbildung 17: Schematische Darstellung der Silbermigration [135]

Im Rahmen dieser Arbeit wird das Migrationsverhalten der Sintermaterialien mittels eines Oberflächenwiderstandstests (engl. Surface Insulation Resistance Test, SIR-Test) in Anlehnung an die Testmethode IPC-TM-650 Nr. 2.6.3.3 [138] untersucht. Als Testsubstrat wird dazu ein DCB-Substrat verwendet, dessen Oberfläche in kammförmige Leiterbahnen strukturiert ist und mit einer Au-Endoberfläche versehen ist, vgl. Abbildung 18 a. Die Breite der Leiterbahnen beträgt 400 µm und deren Abstand zueinander 500 µm. Die Sinterpaste wird mittels Schablonendruck mit einer Schichtdicke von 80 µm auf alle Leiterbahnen aufgetragen, vorgetrocknet und anschließend mit dem in Kapitel 3.4.3 definierten Standarddrucksinterprozess bei einer Temperatur von 230 °C, einem Druck von 10 MPa, für eine Zeit von 3 min gesintert, vgl.

Abbildung 18 b. Für die Durchführung des SIR-Tests werden die Testsubstrate in eine ESPEC ARS 0390 Klimakammer mit einer Umgebungstemperatur von 85 °C und einer relativen Luftfeuchtigkeit von 85 % für 1000 h gegeben und dabei mit einer konstanten Spannung von 50 V beaufschlagt. Der Oberflächenwiderstand wird alle 20 min mit einer Messspannung von 100 V aufgezeichnet. Als Indikator für das Auftreten von Migrationserscheinungen wird eine Veränderung des Oberflächenwiderstandes angesehen, der ein Anzeichen für das Bilden von Migrationsbrücken darstellt. Im Anschluss an die Durchführung des SIR-Tests werden die auffälligen Testsubstrate optisch auf Unregelmäßigkeiten bzw. gebildete Migrationsbrücken untersucht. Je Sintermaterial werden auf diese Weise 12 Testlayouts auf dessen Migrationsverhalten überprüft.

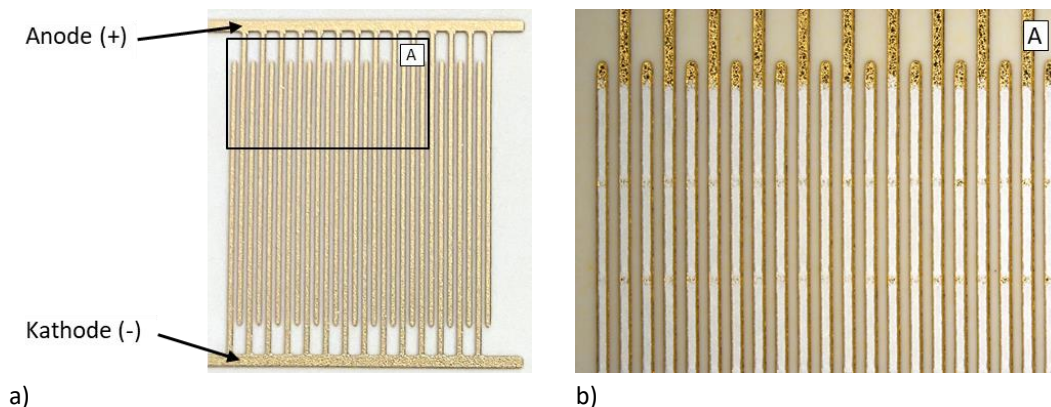


Abbildung 18: a) DCB Substrat mit strukturiertem Testlayout, b) Vergrößerung zu (a) mit aufgesintertem Silber

3.6.4 Aktiver Lastwechseltest

Im Vergleich zu den passiven Temperaturwechsel- und Temperaturschocktests, bei denen die zyklische Temperaturänderung der Bauelemente/Module von außen durch eine Temperatorkammer erfolgt, wird die Erwärmung des Moduls im Lastwechseltest durch die Verlustleistung des Halbleiters, infolge einer aktiven Bestromung, erzeugt. Während im TCT und TST ein thermisches Gleichgewicht bei den entsprechenden Temperaturen eingestellt wird, tritt im Lastwechseltest durch die lokale Erwärmung des Halbleiterbauelements ein starker Temperaturgradient sowohl im Halbleiter als auch im gesamten Modul auf. [5] Der aktive Lastwechseltest oder auch Power Cycling Test (PCT) genannt stellt damit im Bereich der Leistungselektronik ein beschleunigtes Lebensdauerprüfverfahren mit den anwendungsnähesten Bedingungen dar.

Die Lastwechsel werden unter anderem durch Ein- und Ausschalten des Laststroms und durch die aktive Kühlung der Module geregelt. Dabei besteht jeder Lastwechsel aus einer Heiz- und einer Abkühlphase. Zum Erwärmen des Testmoduls wird ein konstanter Heizstrom I_{Heiz} bis zum Erreichen der gewünschten maximalen Temperatur T_{max} angelegt. Ist T_{max} erreicht, wird die Stromzufuhr unterbrochen und mittels aktiver Kühlung bis auf die gewünschte minimale Temperatur T_{min} gekühlt. Die Dauer eines Lastwechsels t_c wird über die Dauer der Heizphase t_{on} und der Abkühlphase t_{off} definiert. Dabei wird nach der ECPE Guideline AQG 324 in Abhängigkeit der Länge der Heizphase in den PC_{sec} -Test mit $t_{\text{on}} < 5$ s und den PC_{min} -Test mit $t_{\text{on}} > 15$ s unterschieden [130]. Während der PC_{sec} -Test aufgrund der kurzen Heizphase verstärkt die chipnahen Verbindungen, wie die Oberseitenkontaktierung oder die Fügeverbindung des Halbleiterbauelements thermomechanisch belastet, werden durch die längere Heizphase des PC_{min} -Tests ebenfalls die chipfernen Verbindungen, wie die Grundplatten- oder Kühlkörperverbindung, beansprucht [5, 130].

Das Prinzip eines Lastwechsels mit dem Verlauf des Heizstroms und der Temperatur sind in Abbildung 19 dargestellt.

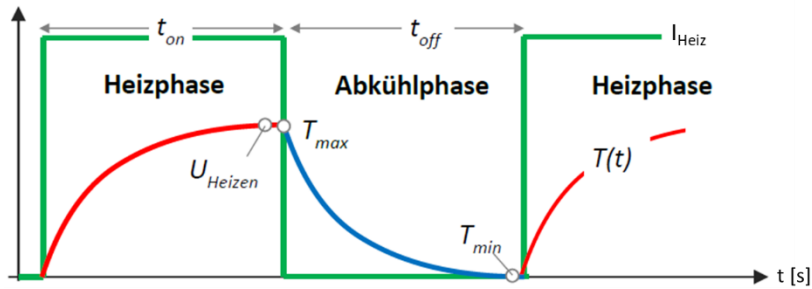


Abbildung 19: Darstellung des Heizstrom- und Temperaturverlaufs während eines Lastwechsels mit gleicher Dauer der Heiz- und Kühlphase ($t_{on} = t_{off}$) [139]

Die Messung der maximalen und minimalen Prüfkörpertemperatur erfolgt nach Abschalten des Heizstroms mittels eines kleinen Messstroms nach der Flussspannungsmethode, wobei das Halbleiterbauelement selbst als Temperatursensor fungiert. T_{max} wird dabei unmittelbar nach Abschalten des Heizstroms ermittelt, wohingegen T_{min} am Ende der Abkühlphase bestimmt wird. Dabei wird ein Messstrom von wenigen mA genutzt, um den temperaturabhängigen Spannungsabfall zu messen [5, 140]. Für die Bestimmung der Temperatur muss allerdings zuvor für jedes Modul eine charakteristische Kalibrierkurve ermittelt werden, um die gemessene Spannung einer Temperatur zuordnen zu können. Diese Messmethode wird durch den Spannungsabfall U an einem pn-Übergang ermöglicht, der sowohl von dem Messstrom I_{Mess} als auch der Temperatur T abhängig ist [140].

$$U(I, T) = U_{g0} + \frac{k \times T}{e} \times \ln \frac{I_{Mess}}{K \times T^{3+\gamma}} \quad (14)$$

Dabei entspricht U_{g0} dem Bandabstandspotential des Halbleiters bei 0 Kelvin, K einem von den Abmessungen des pn-Übergangs abhängigen Faktors, k der Boltzmann-Konstante, e der Elementarladung eines Elektrons und γ einer materialspezifischen Konstante.

Das Lebensdauerende der Testmodule wird in der Regel über das elektrische Verhalten der gemessenen Durchlassspannung (Diode: V_F oder MOSFET: V_{DS}) als auch über das thermische Verhalten in Form des Wärmewiderstands R_{th} ermittelt. Dabei wird zumeist ein Anstieg der Durchlassspannung um 5 % oder der Anstieg des Wärmewiderstandes um 20 % als Ausfallkriterium definiert. Eine detaillierte Übersicht der Ausfallmechanismen mit den dazugehörigen Ausfallkriterien sind in Tabelle 8 dargestellt. Der Wärmewiderstand R_{th} kann dabei mithilfe der online gemessenen Kenngrößen der Verlustleistung P_V , der Prüfkörpertemperatur T_{min} und der Bauteiltemperatur T_{max} berechnet werden [5]:

$$R_{th} = \frac{T_{max} - T_{min}}{P_V} \quad (15)$$

Tabelle 8: Ausfallmechanismen, -merkmale und -kriterien von Leistungsmodulen im aktiven Lastwechseltest [5, 54, 130, 139]

Ausfallmechanismus	Ausfallmerkmal	Ausfallkriterium
Ermüdung der Oberseitenkontaktierung (Bonddrahtabheber)	Anstieg der Spannung (U_{DS} oder U_F)	5 % Anstieg von U
Degradation der Fügeverbindung	Anstieg des Wärmewiderstands R_{th} und der Spannung (U_{DS} oder U_F)	5 % Anstieg von U oder 20 % Anstieg von R_{th}
Delamination der Halbleitermetallisierung	Oberseitig: Anstieg der Spannung (U_{DS} oder U_F) Unterseitig: Anstieg des Wärmewiderstands R_{th} und der Spannung (U_{DS} oder U_F)	5 % Anstieg von U 5 % Anstieg von U oder 20 % Anstieg von R_{th}
Laterale Risse im Isolationssubstrat	Anstieg des Wärmewiderstands R_{th}	20 % Anstieg von R_{th}
Degradation des TIM	Anstieg des Wärmewiderstands R_{th}	20 % Anstieg von R_{th}
Beschädigung des Steuerkontakts	Verlust der Sperrfähigkeit, Ausfall der Ansteuerung bei MOSFETs	Ausfall der elektrischen Funktionalität des Halbleiterbauelements

Zu den häufigsten Ausfallmechanismen eines Leistungsmoduls zählt das Versagen der oberseitigen Bondverbindung sowie bei herkömmlichen Modulen die Degradation der Lotverbindung. In der Praxis kann nicht immer klar zwischen den beiden Ausfallmechanismen unterschieden werden, da zumeist eine Abhängigkeit zwischen den Ermüdungsmechanismen besteht [5]. So wird durch eine geschädigte Bondverbindung die Verlustleistung im Bauteil erhöht, was zu einem Anstieg der Bauteiltemperatur T_{max} führt und sich somit auf den R_{th} auswirkt. Ebenfalls bewirkt eine geschädigte Fügeverbindung durch die schlechtere Wärmeableitung einen Anstieg von T_{max} , wodurch die Bondverbindungen stärker beansprucht werden.

Eine Abschätzung der Lebensdauer der durchgeführten Lastwechseltests kann mit Hilfe der Weibull-Statistik durchgeführt werden, die speziell für Anwendungen mit Ermüdungserscheinungen geeignet ist. Die Weibull-Verteilung gibt dabei die Wahrscheinlichkeit F der ausgefallenen Module an und wird durch die Form- und Skalenparameter α bzw. β beschrieben [5, 141].

$$F(x, \alpha, \beta) = 1 - \exp\left(-\left(\frac{x}{\beta}\right)^\alpha\right) \quad (16)$$

Dabei entspricht x der Anzahl der Lastwechsel, während der Formfaktor α die Reichweite der Verteilung angibt und somit ein Maß für die Streuung einnimmt. Der Skalenparameter β stellt die Schärfe der Verteilung dar und entspricht der charakteristischen Lebensdauer. Er fungiert als Lageparameter vergleichbar mit dem Mittelwert einer Normalverteilung. Der Skalenparameter gibt dabei die Lebensdauer an, bei welcher 63,2 % der Bauteile ausgefallen sind [141].

Die Wahrscheinlichkeitsdichte f ergibt sich durch die Ableitung der Wahrscheinlichkeitsfunktion. Mit Hilfe dieser kann die Ausfallwahrscheinlichkeit eines Moduls zwischen einer bestimmten Anzahl von Lastwechseln ermittelt werden [5].

$$f(x, \alpha, \beta) = \frac{\alpha}{\beta^\alpha} \times x^{\alpha-1} \times \exp\left(-\left(\frac{x}{\beta}\right)^\alpha\right) \quad (17)$$

Zur Beurteilung von Lebensdauer-Untersuchungen werden die Ergebnisse zumeist in sogenannten Wahrscheinlichkeitsnetzen grafisch dargestellt, in welchen die Verteilung als Geraden abgebildet werden. Die charakteristische Lebensdauer (Skala) kann bei einer Ausfallwahrscheinlichkeit von 63,2 % direkt abgelesen und die Steigung der Geraden mit dem Formparameter gleichgesetzt werden.

Zur Untersuchung der Lebensdauer der modifizierten Sinterschichten im aktiven Lastwechseltest werden im Rahmen dieser Studie Untersuchungen sowohl an Aufbauten mit Si-Dioden als auch mit SiC-MOSFETs durchgeführt (vgl. Kapitel 3.3.3). Das Ermüdungsverhalten der gesinterten Modulaufbauten infolge aktiver Lastwechsel wird auf dem Mess- und Teststand TLW 763 der Firma Schuster Elektronik GmbH untersucht. Dabei werden drei Stränge parallel geschaltet, sodass sich immer ein Strang in der Heizphase und sich die beiden anderen Stränge in der Kühlphase befinden. In jedem Strang werden 5 bis 6 Module in Reihe geschaltet und damit gleichzeitig aktiv bestromt. Auf diese Weise wurden je Sintermaterial in jedem Lastwechseltest 5 bis 6 Testmodule beschleunigt gealtert. Die Kontaktierung der Testmodule erfolgt sowohl für den Laststrom als auch den Messstrom über Federkontakte, wie aus Abbildung 20 zu entnehmen ist. Die thermische Anbindung zum Kühlkörper wird durch eine 0,5 mm dicke silikonfreie Wärmeleitfolie sichergestellt, deren Wärmeleitfähigkeit 15 W/mK beträgt [142]. Da die Teststände nicht über eine spezielle Einhausung verfügen, wurden die Tests unter normaler Luftatmosphäre durchgeführt. Die Testparameter der aktiven Lastwechseltests sind in Tabelle 9 für beide Testaufbauten dargestellt.

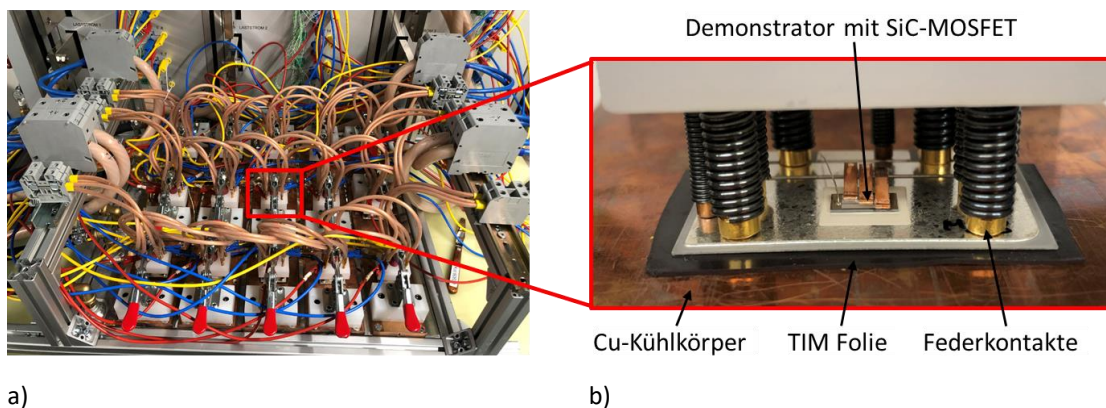


Abbildung 20: Experimenteller Aufbau des aktiven Lastwechseltest: a) Übersicht der kontaktierten Testmodule auf dem Lastwechselteststand TLW 763 der Firma Schuster. Der Laststrom wird über die kupferfarbenen Kabel zugeführt, während der Messstrom über die roten und blauen Kabel angelegt wird. Die Ansteuerung des Gate-Kontakts erfolgt über die gelben Anschlüsse. b) Über Federkontakte angeschlossener Demonstrator mit SiC-MOSFET

Tabelle 9: Testparameter der aktiven Lastwechseltests mit Si-Diode und SiC-MOSFET

Testparameter	PCT mit Si-Diode	PCT mit SiC-MOSFET
ΔT [°C]	100	100
T_{\min} [°C]	50	50
Heizstrom I_{Heiz} [A]	100	36
Heizphase t_{on} [s]	1	1
Kühlphase t_{off} [s]	2	2
Messstrom I_{Mess} [mA]	100	100

3.7 Statistische Auswertung - Zwei Stichproben t-Test

Der zwei Stichproben t-Test ist ein statistisches Verfahren zur Auswertung erzeugter Daten. Dieser überprüft anhand der empirischen Mittelwerte zweier voneinander unabhängiger Grundgesamtheiten, ob sich diese systematisch oder nur zufällig unterscheiden. Unter Verwendung dieses Testverfahrens kann somit ermittelt werden, ob sich zwei Grundgesamtheiten in einem Merkmal unterscheiden oder nicht. [143, 144]

Dazu muss zu Beginn eine Hypothese aufgestellt werden, die sogenannte Nullhypothese. Diese ist so lange gültig, bis sie gegebenenfalls durch die vorliegenden Daten widerlegt wird und eine Alternativhypothese angenommen werden muss. Eine Hypothese kann allerdings niemals mit absoluter Sicherheit für richtig oder falsch erklärt werden, sondern nur mit einer gewissen Wahrscheinlichkeit. Hierbei spielt das Signifikanzniveau α eine entscheidende Rolle. Dieses legt fest wie hoch die maximale Wahrscheinlichkeit ist, irrtümlicherweise die Nullhypothese abzulehnen, obwohl diese richtig ist. Je kleiner das Signifikanzniveau gewählt wird, desto höher ist die Wahrscheinlichkeit die richtige Annahme zu treffen. In der Regel liegt das Signifikanzniveau bei $\alpha = 5\%$. [143, 144]

Der t-Test berechnet mit Hilfe der ermittelten Versuchsdaten eine Prüfgröße, den sogenannten p-Wert. Dieser kann Werte zwischen 0 bis 1 annehmen und ist ein Maß für die Wahrscheinlichkeit des Stichprobenergebnisses der Versuchsdaten. Ist der p-Wert kleiner oder gleich α , so muss die Alternativhypothese angenommen werden. Ist der Wert allerdings größer als α , so gilt die Nullhypothese als richtig. Wenn die Nullhypothese aufgrund eines niedrigen p-Wertes verworfen wird, wird das Ergebnis als statistisch signifikant bezeichnet. Dies ist beim Vergleich von Mittelwerten ein Anzeichen auf einen systematischen Unterschied zwischen den untersuchten Größen. [143, 144]

In der vorliegenden Arbeit wurde der t-Test zur Analyse der passiven Temperaturwechseltests als auch der aktiven Lastwechseltests herangezogen. Damit sollte untersucht werden, ob es einen signifikanten Unterschied der Zuverlässigkeit zwischen den verschiedenen Sintermaterialien gibt.

4 Voruntersuchung der modifizierten Sintermaterialien zur Eignung als Fügematerial

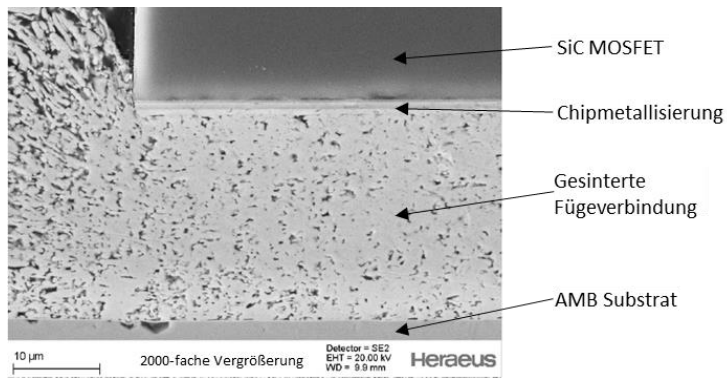
Im folgenden Kapitel werden die für die AVT wichtigsten Eigenschaften der modifizierten Sintermaterialien mit unterschiedlichen Füllstoffen anhand der in Kapitel 3 beschriebenen grundlegenden Charakterisierungsmethoden analysiert. Dazu zählen neben der elektrischen und thermischen Leitfähigkeit insbesondere die mechanischen Eigenschaften sowie die Temperaturwechselfestigkeit. Zudem wird anhand von REM-Aufnahmen das Gefüge der modifizierten Sintermaterialien untersucht. Die Eigenschaften des reinen Sinterkörpers als auch die Eignung als Fügematerial werden anhand der in Kapitel 3.3.3 beschriebenen Probekörpern unter der Verwendung des in Kapitel 3.4.3 beschriebenen Drucksinterprozesses untersucht. Die im Rahmen dieser Voruntersuchung gewonnen Erkenntnisse bilden die Grundlage für die Beurteilung und Auswahl eines geeigneten Füllstoffs, welcher anschließend in Kapitel 5 für umfassende Materialuntersuchungen verwendet wird.

4.1 Gefügeuntersuchung

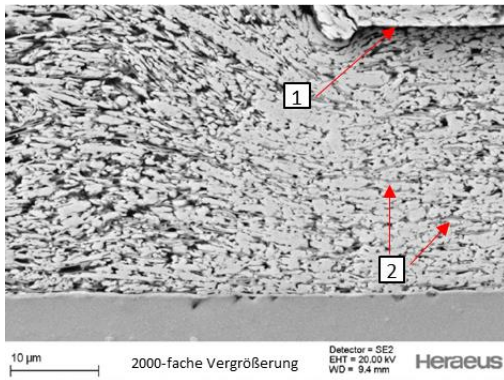
Das Gefüge der mit 10 Gew.-% Füllstoffen modifizierten Sintermaterialien wurde anhand metallografischer Schlitte der Modulaufbauten (vgl. Kapitel 3.3.3) mittels Rasterelektronenmikroskop untersucht. Das in Abbildung 21 a dargestellte Referenzmaterial ohne Füllstoffe zeigt eine homogene Sinterschicht mit einer guten Anbindung sowohl zum Substrat als auch zum Halbleiterbauelement. Die Sinterschicht weist eine typische schwammförmige Struktur auf, deren Poren keiner bevorzugten Orientierung unterliegen. Die flakeförmige Struktur des Ausgangspulvers ist nach dem Sinterprozess nicht mehr zu erkennen, sodass durch die Versinterung der Partikel eine isotrope Gefügestruktur erzeugt wurde.

Die Beigabe der Cu-Flakes (Abbildung 21 b) führt ebenfalls zu einer homogenen Sinterschicht, in der die mit 2 gekennzeichneten Cu-Flakes herstellungsbedingt durch das Schablonendruckverfahrens horizontal ausgerichtet sind. Durch die große Ausdehnung der Flakes in Längs- und Querrichtung ist keine vollständig zusammenhängende Ag-Matrix vorhanden. Die Sinterschicht wird vielmehr in einzelne Schichten unterteilt. Weiterhin ist an der mit 1 gekennzeichneten Grenzfläche zu erkennen, dass keine Anbindung zwischen Halbleiterbauelement und Sinterschicht vorhanden ist. Der Bereich zwischen Chip und Sinterschicht ist mit dem Materialabtrag von der Schliffpräparation gefüllt, sodass der Chip aufgrund mangelhafter Festigkeit während der mechanischen Schliffpräparation abgelöst wurde. Als Ursache wird eine unvollständige Zersetzung der Cu-Partikelbeschichtung vermutet, die zu einer organischen Kontamination der Chipmetallisierung führte. In diesem Zusammenhang durchgeführte Oberflächenuntersuchungen mittels Auger-Elektronen-Spektroskopie (AES) haben diese Vermutung in Form eines erhöhten Kohlenstoffgehalts auf der Chiprückseite nach dem Sinterprozess bestätigt.

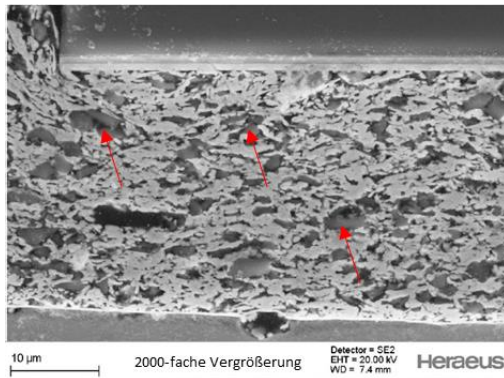
4 Voruntersuchung der modifizierten Sintermaterialien zur Eignung als Fügemaaterial



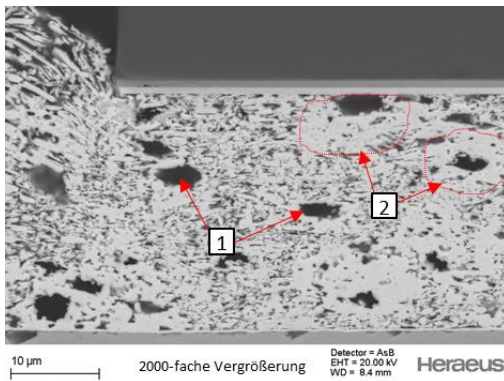
a) Referenzmaterial



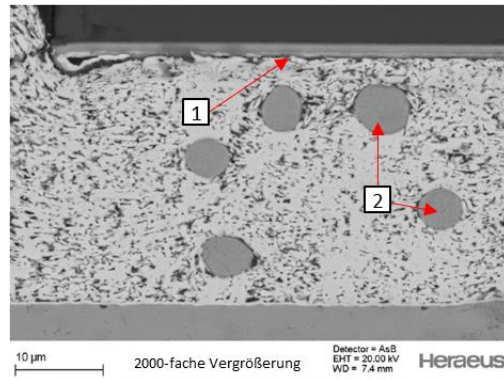
b) Cu-Flake



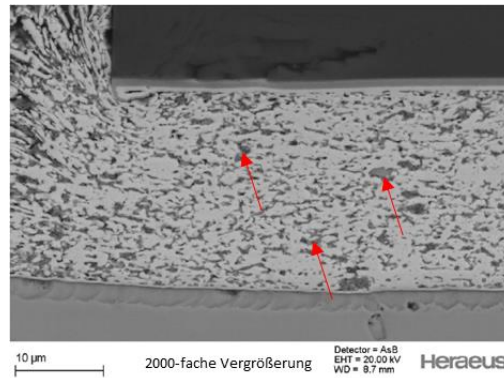
d) SiC-Pulver



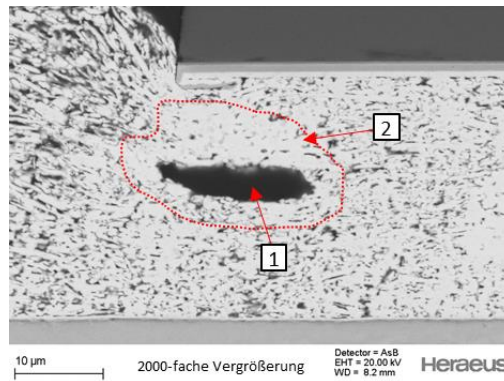
f) SAC 305-Pulver



c) Cu-Pulver



e) ZrO₂-Pulver



g) In-Pulver

Abbildung 21: REM-Gefügeaufnahmen der modifizierten Sintermaterialien innerhalb eines Modulaufbaus: a) Referenzmaterial ohne Füllstoff, b) Cu-Flakes, c) Cu-Pulver, d) SiC-Pulver, e) ZrO₂-Pulver, f) SAC 305-Pulver, g) In-Pulver

Die Ag-Matrix des mit sphärischen Cu-Pulver modifizierten Sintermaterials zeigt eine vergleichbare Struktur wie die des Referenzmaterials (Abbildung 21 c). Die mit 2 gekennzeichneten Cu-Partikel sind inhomogen verteilt und die Anzahl ist aufgrund ihrer Größe verhältnismäßig gering. Die Porosität der Ag-Matrix ist neben den Cu-Partikeln höher als in den Bereichen ober- und unterhalb. Zudem ist zu erkennen, dass sich keine stoffschlüssige Verbindung zwischen der Ag-Matrix und den Cu-Partikeln gebildet hat. Damit können die sphärischen Cu-Partikel als gefüllte Poren angesehen werden. Die Anbindung zum Halbleiterbauelement ist ebenfalls schlecht ausgebildet. So ist am Interface zum Halbleiterbauelement (1) ein Riss entlang der Chipmetallisierung zu sehen.

Die Ursache der geringen Festigkeit kann von den zuvor beschriebenen Cu-Flakes auf das sphärische Cu-Pulver übertragen werden. Die mangelhafte Anbindung zwischen der Ag-Matrix und den Cu-Partikeln ist auf eine dünne Oxidschicht auf den Cu-Partikeln zurückzuführen.

Die mit SiC-Pulver modifizierte Sinterschicht weist einen sehr hohen Volumenanteil der unregelmäßig geformten SiC-Partikel, aufgrund ihrer geringen Dichte, auf (Abbildung 21 d). Die Anbindung zum Substrat als auch zum Halbleiterbauelement wird über die Ag-Matrix geschaffen. Eine vollständige Benetzung der Kontaktflächen wird allerdings durch die reaktionsträgen SiC-Partikel verhindert. Ebenso wird keine Verbindung zwischen der Ag-Matrix und den SiC-Partikeln erreicht, sodass diese gleichermaßen wie die sphärischen Cu-Partikel als gefüllte Poren im Gefüge vorliegen.

Die Sinterschicht mit ZrO₂-Partikeln weist eine sehr homogene Verteilung der feinen sphärischen ZrO₂-Partikel auf (Abbildung 21 e). Die Füllstoffpartikel sind bevorzugt in den Poren der Ag-Matrix angesiedelt, sodass die Porosität der Sinterschicht niedriger im Vergleich zu der des Referenzmaterials zu sein scheint. Weiterhin ist eine gute Anbindung zu den Fügepartnern zu erkennen, wobei eine stoffschlüssige Verbindung zwischen der metallischen Ag-Matrix und den keramischen ZrO₂-Partikeln aufgrund mangelhafter Diffusion nicht vermutet wird.

Die Gefügestruktur der Sinterschicht weist durch die Beigabe der beiden niedrigschmelzenden Füllstoffe SAC 305 (Abbildung 21 f) und Indium (Abbildung 21 g) einen wesentlichen Unterschied zu den zuvor beschriebenen Sintergefügen auf. Aufgrund der niedrigen Schmelztemperaturen von SAC (217-221 °C) und In (156,6 °C), welche unterhalb der Sintertemperatur von 230 °C liegen, erfolgt eine Infiltration der umgebenden Ag-Matrix sowohl in der festen als auch flüssigen Phase durch Diffusion bzw. Aufschmelzen der Partikel. Durch die Absorption der niedrigschmelzenden Phase durch die poröse Ag-Matrix verbleibt an der ehemaligen Stelle des Füllstoffpartikels in Abhängigkeit der Partikelform und -größe eine Pore (1) zurück. Während kleine sphärische Partikel im Falle des SAC 305 Pulvers zu kleinen sphärischen Poren führen, werden die großen Poren des In-Pulvers durch den Prozessdruck linsenförmig gestaucht. In den infiltrierten Bereichen (2), die eine verringerte Porosität aufweisen, bilden sich zwischen der Ag-Matrix und dem SAC 305- bzw. In-Füllstoff lokal die hochschmelzenden intermetallischen Phasen Ag₃Sn und Ag₃In aus (vgl. Kapitel 3.1.2). Die Bestimmung der Phasen erfolgte mittels EDX-Analyse anhand der metallografischen Schliffe. Die niedrigschmelzenden Füllstoffe ermöglichen somit sowohl eine gute Anbindung zwischen der Ag-Matrix und den Partikeln als auch zu den Fügepartnern Chip und Substrat. Durch die Entstehung der hochschmelzenden Phasen sind die Fügeverbindungen auch für Hochtemperaturanwendungen geeignet, sodass es nicht zum Erweichen oder Wiederaufschmelzen durch betriebsbedingte hohe Temperaturen kommt.

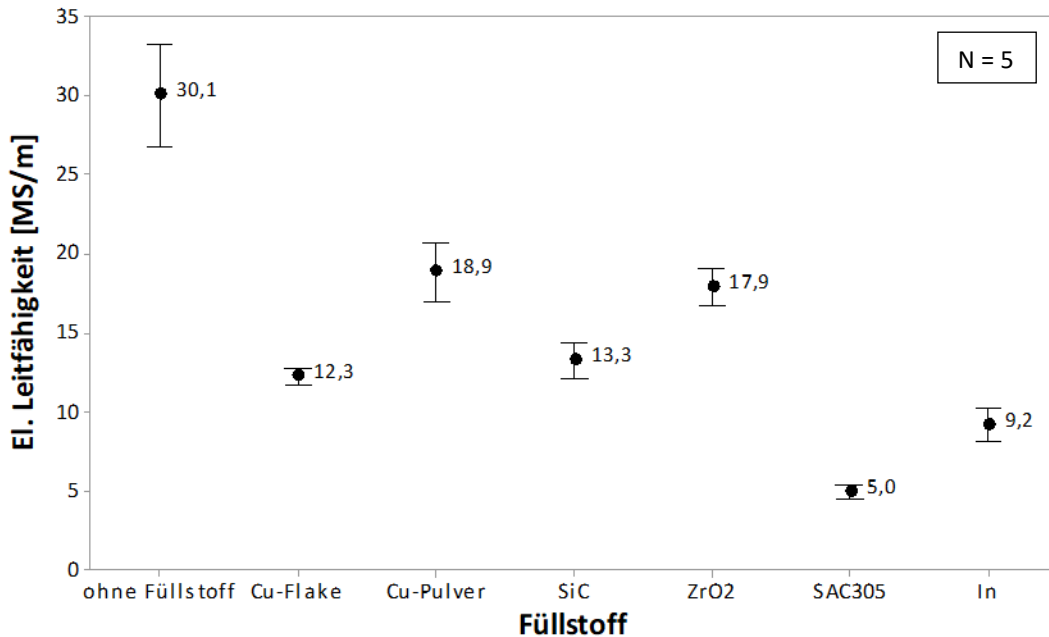
Eine ausführliche Analyse der Mikrostruktur des Referenzmaterials ohne Füllstoff und des favorisierten, mit Füllstoff modifizierten, Sintermaterials erfolgt anhand ionenpolierter Schliffe in Kapitel 5 im Rahmen der umfassenden Materialuntersuchung.

4.2 Evaluation der Sinterschichteigenschaften

4.2.1 Elektrische Leitfähigkeit in Abhängigkeit des Füllstoffs

Die Ermittlung der elektrischen Leitfähigkeit der mit Füllstoffen modifizierten Sintermaterialien erfolgte mit der Vier-Punkt-Messmethode, wie in Kapitel 3.5.2 beschrieben. Die in Abbildung 22 dargestellten Ergebnisse der Leitfähigkeitsermittlung zeigen einen starken Einfluss der Füllstoffe auf die elektrische Leitfähigkeit des Sinterkörpers. Das Referenzmaterial aus gesintertem Silber verfügt mit 30 MS/m über die höchste elektrische Leitfähigkeit. Dennoch beträgt sie lediglich ca. 50 % im Vergleich zu dichtem Silber. Als Ursache können neben der Porosität zusätzlich Gitterstörungen durch Kristallbaufehler bzw. Fremdatome an den ehemaligen Grenzflächen der Partikel in Betracht gezogen werden, die zu einer Abnahme der Leitfähigkeit führen [38]. Trotz der vergleichbaren elektrischen Leitfähigkeit von Ag und Cu führt die Beigabe sowohl von Cu-Flakes als auch von Cu-Pulver zu einer Abnahme der elektrischen Leitfähigkeit um ca. 60 % bzw. ca. 36 % im Vergleich zum reinen Silberreferenzmaterial. Dieses Verhalten kann auf eine mangelhafte Verbindung zwischen Füllstoffpartikel und Ag-Matrix zurückgeführt werden, die aufgrund einer unvollständigen Zersetzung der Partikelbeschichtung und/oder einer dünnen Oxidschicht die Versinterung behindert. Damit wirken die Cu-Partikel wie gefüllte Poren, sodass, wie von Mertens [38] gezeigt, die Leitfähigkeit mit steigender Porosität sinkt. Weiterhin kann sich, wie bereits im Rahmen der Gefügeuntersuchung beschrieben, durch die flakeförmigen Partikel keine geschlossene Ag-Matrix ausbilden, wodurch die nochmals geringere elektrische Leitfähigkeit erklärt werden kann.

Die keramischen Füllstoffe SiC und ZrO₂ weisen mit einer Abnahme der elektrischen Leitfähigkeit um ca. 57 % bzw. ca. 40 % ein ähnliches Verhalten wie die beiden Cu Füllstoffe auf. Die Abweichung der elektrischen Leitfähigkeit im Vergleich zum reinen Silberreferenzmaterial kann auch hier mit einer mangelhaften Verbindung zwischen Füllstoffpartikel und Ag-Matrix erklärt werden, da keine stoffschlüssige Verbindung zwischen dem Silber und den Keramikpartikeln erfolgt. Unabhängig davon gehören die keramischen Füllstoffe zu den elektrisch isolierenden Materialien, weshalb selbst bei einer guten Anbindung eine Verschlechterung der elektrischen Eigenschaften zu erwarten wäre. Hinzu kommt der hohe Volumenanteil des SiC Füllstoffs, der sich durch das Ersetzen von 10 Gew.-% des Ag-Pulvers in Kombination mit der geringen Dichte des SiC einstellt.



Zum Berechnen der 95% Konfidenzintervalle werden die individuellen Standardabweichungen verwendet.

Abbildung 22: Einfluss des Füllstoffs auf die mittlere elektrische Leitfähigkeit der modifizierten Sinterschichten

Die niedrigschmelzenden Füllstoffe Indium und SAC 305 führen, trotz Infiltration der porösen Sinterschicht während des Sinterprozesses, zu einer drastischen Reduzierung der elektrischen Leitfähigkeit. Während die mit Indium modifizierte Sinterschicht eine Abnahme um ca. 70 % aufweist, beträgt diese für das SAC 305 ca. 83 %. Damit liegen die Werte im Bereich herkömmlicher Lotlegierungen, wie z.B. $\text{Sn}_{63}\text{Pb}_{37}$ mit 6,9 MS/m oder $\text{Sn}_{94,5}\text{Ag}_{4,5}\text{Cu}_{0,5}$ mit 8,3 MS/m [49]. Die nochmals deutlich schlechtere Leitfähigkeit kann mit der Ausbildung der intermetallischen Phasen begründet werden (vgl. Kapitel 4.1), die einen wesentlich größeren Volumenanteil in der Sinterschicht im Vergleich zu den hochschmelzenden Füllstoffen (10 Gew.-%) ausmachen. Zudem stellen intermetallische Phasen Unregelmäßigkeiten im Kristallgitter durch Gitterbaufehler und Fremdatome in Bezug auf das störungsfreie Gitter des reinen Metalls dar, die grundsätzlich zu einer Minderung der elektrischen Leitfähigkeit führen [145].

Damit wird die elektrische Leitfähigkeit durch die Beigabe der unterschiedlichen Füllstoffe im Vergleich zu dem Referenzmaterial ohne Füllstoff negativ beeinflusst. Verglichen mit gängigen Lotmaterialien zeigen die modifizierten Sintermaterialien jedoch keine Verschlechterung der elektrischen Leitfähigkeit.

4.2.2 Einfluss des Füllstoffs auf die thermische Leitfähigkeit

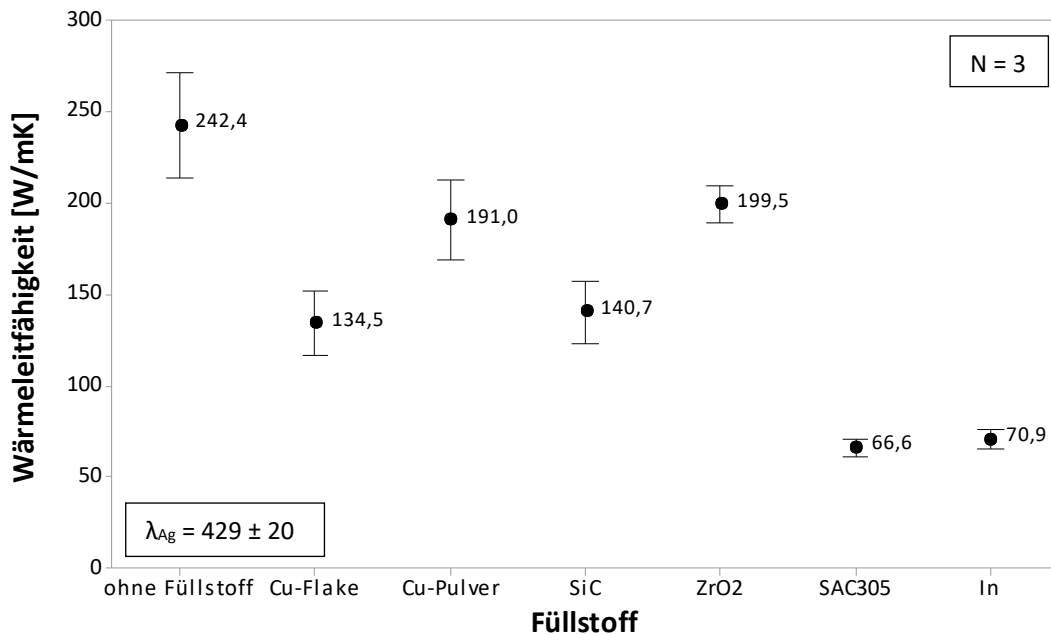
Die Bestimmung der thermischen Leitfähigkeit der modifizierten Sintermaterialien erfolgte mit der La-TIMA-Methode in einem externen Prüflabor der Firma Nanotest und Design GmbH anhand der gesinterter Zugproben, wie in Kapitel 3.5.3 beschrieben. Aufgrund des im Wiedemann-Franz-Gesetz beschriebenen Zusammenhangs zwischen der elektrischen und thermischen Leitfähigkeit zeigen die Ergebnisse in Abbildung 23 der Wärmeleitfähigkeitsmessung den gleichen Trend, wie er zuvor für die elektrische Leitfähigkeit festgestellt wurde. Da allerdings neben metallischen Füllstoffen auch keramische, elektrisch

nichtleitende Füllstoffe verwendet wurden, passt das Gesetz nicht exakt es reicht allerdings für eine hinreichend genaue Abschätzung.

Die mittels LaTIMA gemessene Wärmeleitfähigkeit des reinen Silberreferenzmaterials beträgt im Mittel 242 W/mK und damit ca. 57 % der thermischen Leitfähigkeit von dichtem Silber. Als Begründung für die Abweichung der Wärmeleitfähigkeit zwischen der gesinterten Probe und den Literaturangaben von dichtem Silber können die gleichen Ursachen wie bei der elektrischen Leitfähigkeit angenommen werden, allen voran die Porosität der Schicht sowie Gitterstörungen durch Kristallbaufehler oder Fremdatome an den ehemaligen Grenzflächen der Partikel.

Aufgrund der mangelhaften Verbindung zwischen den hochschmelzenden Füllstoffen und der Ag-Matrix führt die Beigabe der Füllstoffe zu einer Reduzierung der thermischen Leitfähigkeit. Während das Cu-Pulver und das ZrO₂-Pulver zu einer mittleren Abnahme um ca. 20 % im Vergleich zum reinen Silberreferenzmaterial führen, beträgt diese für die Cu-Flakes und das SiC-Pulver im Mittel ca. 40 %. Die niedrigschmelzenden Füllstoffe SAC 305 und Indium zeigen erneut eine signifikant niedrigere Wärmeleitfähigkeit, was ebenfalls mit der Formierung von intermetallischen Phasen erklärt werden kann. Beide Füllstoffe verfügen über eine mittlere Wärmeleitfähigkeit von ca. 70 W/mK und liegen damit auf dem Niveau von konventionellen Lotmaterialien, wie z.B. Sn₆₃Pb₃₇ mit 51 W/mK oder Sn_{94,5}Ag_{4,5}Cu_{0,5} mit 60 W/mK [49]. Dennoch zeichnen sich die modifizierten Sintermaterialien mit niedrigschmelzenden Füllstoffen gegenüber Lotverbindungen aufgrund der wesentlich dünneren Verbindungsschichten (typische Schichtdicken für Lote: 90 µm und Sinterschicht: 20 µm) aus [7], die zu einem in diesem Beispiel 4,5-fach geringeren Wärmewiderstand R_{th} im Leistungsmodul führen.

Die von Mertens [38] gemessene Wärmeleitfähigkeit von 250 W/mK mittels Laser-Flash Methode zeigt eine gute Übereinstimmung mit den hier ermittelten Werten des reinen Silberreferenzmaterials von 242 W/mK mittels LaTIMA Methode. Die Untersuchungen von Abo Ras [111] an Sinterschichten mit unterschiedlicher Porosität mittels LaTIMA, zeigen den Einfluss der Porosität sowohl auf die elektrische als auch die thermische Leitfähigkeit. Allerdings liegt in [111] die höchste gemessene Wärmeleitfähigkeit unterhalb von 200 W/mK trotz einer geringen Restporosität von < 5 %.



Zum Berechnen der 95% Konfidenzintervalle werden die individuellen Standardabweichungen verwendet.

Abbildung 23: Einfluss des Füllstoffs auf die mittlere thermische Leitfähigkeit der modifizierten Sinterschichten

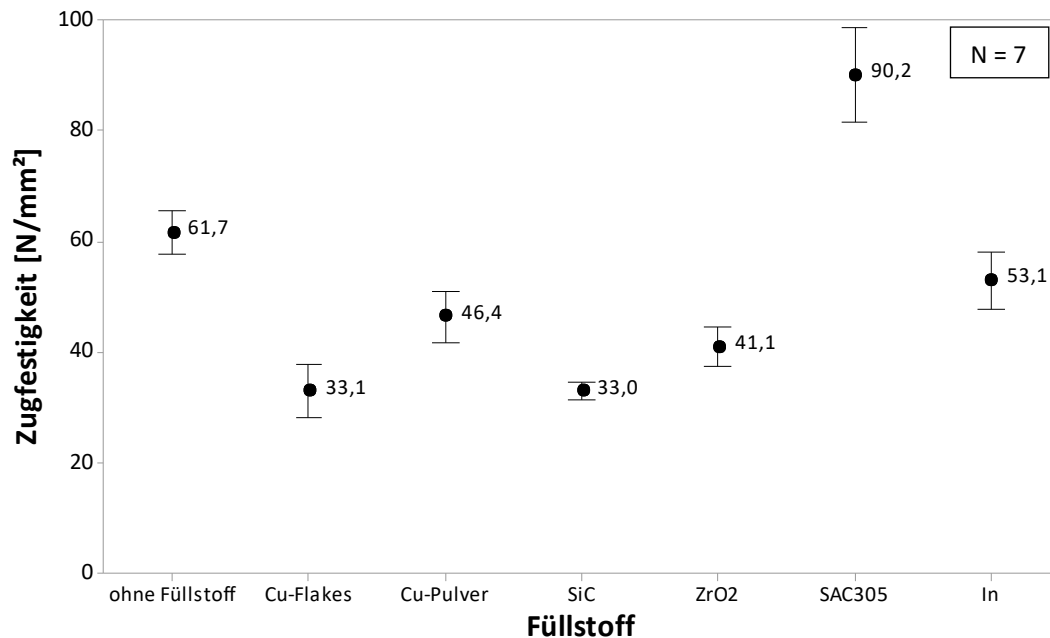
4.2.3 Festigkeit und Elastizitätsmodul in Abhängigkeit des Füllstoffs

Die mechanischen Materialkenndaten Zugfestigkeit R_m und E-Modul E der modifizierten Sintermaterialien wurden, wie zuvor in Kapitel 3.5.4 beschrieben, bei Raumtemperatur im einachsigen Zugversuch anhand der gesinterten Zugproben (vgl. Kapitel 3.3.3) ermittelt. Zur Berechnung der Zugspannung wurde im Voraus je Probe der belastete Probenquerschnitt S_0 mit einem Konfokalmikroskop des Typs μ sprint topographer der Firma NanoFocus unter der Verwendung der Oberflächenanalysesoftware MountainsMap® der Firma Digital Surf® gemessen.

Die in Abbildung 24 dargestellten Ergebnisse der maximalen Zugfestigkeit der modifizierten Sintermaterialien zeigen, dass, wie bereits aus der Gefügeuntersuchung zu erwarten war, die Beigabe der hochschmelzenden Füllstoffe Cu-Flake, Cu-Pulver als auch SiC zu einer verringerten Zugfestigkeit im Vergleich zum Referenzmaterial ohne Füllstoff führen. Die Zugfestigkeit des Referenzmaterials wurde zu ca. 62 MPa bestimmt. Insbesondere die Sintermaterialien mit Cu-Flakes und SiC-Partikeln weisen eine um ca. 50 % niedrigere Zugfestigkeit aufgrund der durch die Cu-Flakes unterbrochenen Ag-Matrix und des hohen Volumenanteils an SiC-Partikeln auf (vgl. Kapitel 4.1). Die Zugfestigkeit der Sintermaterialien ist hingegen mit Cu-Pulver und ZrO_2 lediglich um ca. 25 % bzw. um ca. 35 % gesunken.

Die Modifikation des Sintermaterials mit den niedrigschmelzenden Füllstoffen SAC 305 und In beeinflussen die Zugfestigkeit des Sinterkörpers in unterschiedlicher Weise. Während das Indium ebenfalls zu einer Abnahme der Zugfestigkeit von ca. 15 % führt, wirken sich die lokalen Ag_3Sn -Phasen festigkeitssteigernd auf den Sinterkörper aus. Somit verfügt das mit SAC 305 modifizierte Sintermaterial mit ca. 90 MPa über die mit Abstand höchste Zugfestigkeit im Vergleich zum Referenzmaterial und den übrigen modifizierten Sintermaterialien. Die niedrige Festigkeit des mit In modifizierten Sintermaterials kann durch die großen

Poren, die den effektiven Probenquerschnitt S_0 reduzieren und durch Kerbwirkung, zu lokalen Spannungsüberhöhungen führen, erklärt werden. Zudem verfügt die Ag_3In -Phase über eine wesentlich niedrigere Festigkeit und höhere Duktilität im Vergleich zu der Ag_3Sn -Phase [132, 146].

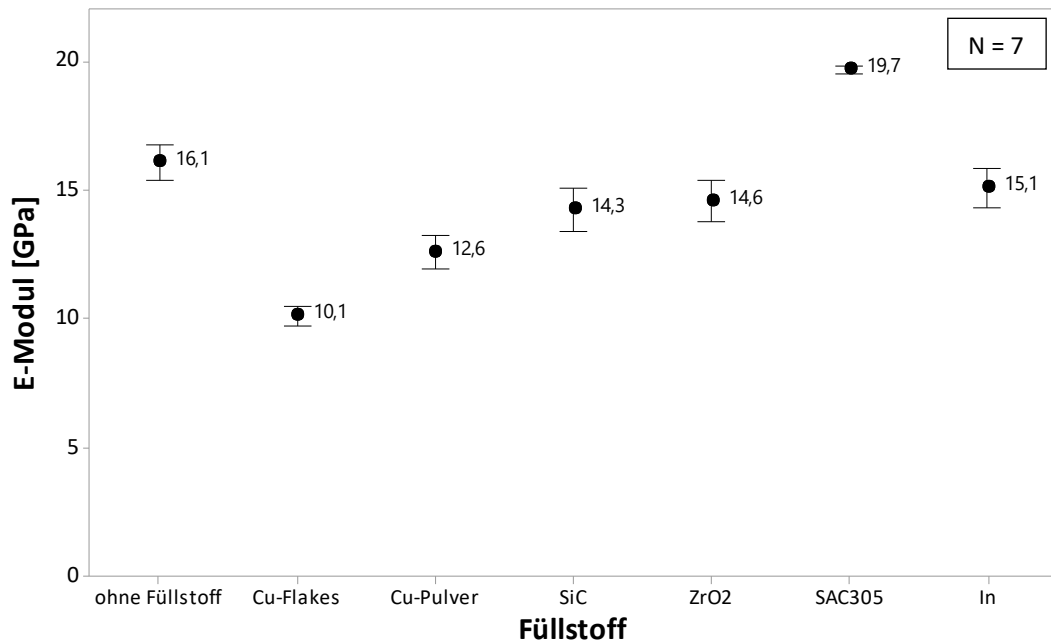


Zum Berechnen der 95% Konfidenzintervalle werden die individuellen Standardabweichungen verwendet.

Abbildung 24: Einfluss des Füllstoffs auf die mittlere Zugfestigkeit R_m der modifizierten Sinterschichten

Die Ergebnisse der E-Modul Bestimmung sind in Abbildung 25 dargestellt. Sie zeigen einen geringeren Einfluss der Füllstoffmaterialien im Vergleich zu der Zugfestigkeit. Während das reine Silber-Sintermaterial über einen E-Modul von ca. 16 GPa verfügt, weisen die mit SiC, ZrO₂ und In modifizierten Sintermaterialien einen etwas geringeren E-Modul auf. Die beiden Cu-Füllstoffe weisen mit ca. 10 GPa und ca. 13 GPa ebenfalls einen geringeren E-Modul auf. Die bei der Gefügeuntersuchung beobachtete nicht vorhandene stoffschlüssige Verbindung zwischen den hochschmelzenden Füllstoffpartikeln und der Ag-Matrix lässt die Füllstoffpartikel quasi als gefüllte Poren erscheinen, die aufgrund der mangelhaften mechanischen Anbindung die Gesamtporosität der Sinterschicht erhöhen. Damit deckt sich die ermittelte Abnahme der Zugfestigkeit und des E-Moduls mit den Untersuchungen von Mertens [38], der mit zunehmender Porosität ebenfalls eine Abnahme der Zugfestigkeit und des E-Moduls festgestellt hat.

Im Gegenteil dazu weist das mit SAC 305 modifizierte Sintermaterial die höchste Steifigkeit mit einem E-Modul von ca. 20 GPa auf. Damit schlägt sich die höhere Steifigkeit der Ag_3Sn -Phase gegenüber der duktileren Ag_3In -Phase wie zuvor bei der Zugfestigkeit auch im E-Modul nieder.



Zum Berechnen der 95% Konfidenzintervalle werden die individuellen Standardabweichungen verwendet.

Abbildung 25: Einfluss des Füllstoffs auf den mittleren E-Modul der modifizierten Sinterschichten

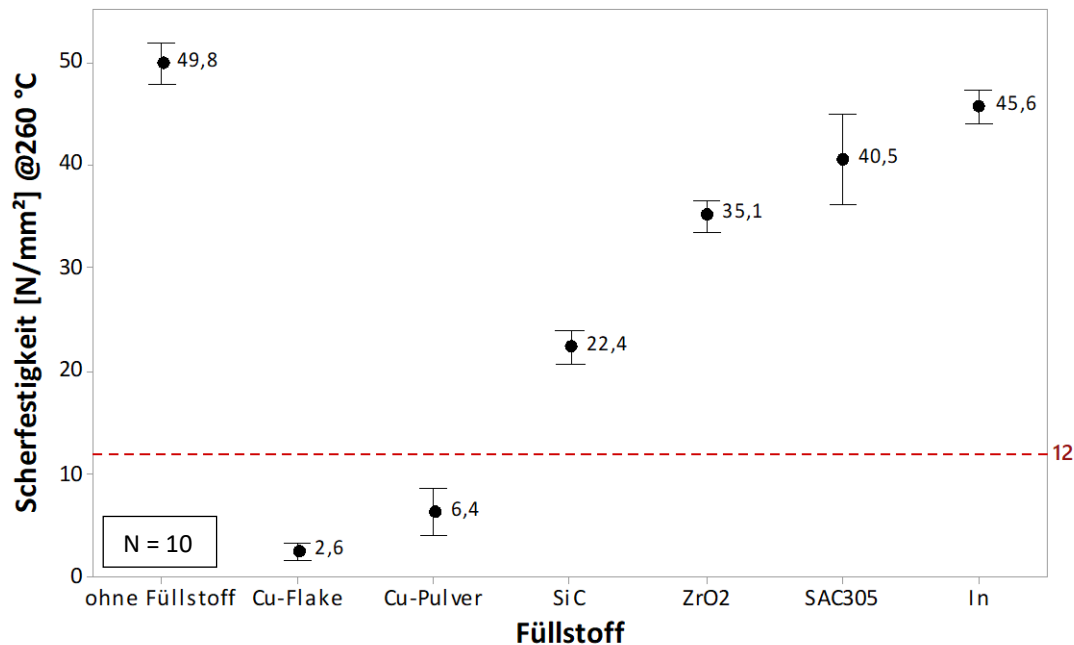
4.3 Vergleichende Bewertung der mit Füllstoffen modifizierten Sinterpasten als Fügemaaterial

4.3.1 Einfluss des Füllstoffs auf die Hochtemperatur-Scherfestigkeit

Die Eignung der modifizierten Sinterpasten als Fügemaaterial von Halbleiterbauelementen wurde mit Hilfe von Schertests bei 260 °C ermittelt, wobei die Scherfestigkeit aus der erforderlichen maximalen Scherkraft und der theoretischen Anbindungsfläche des gescherten Chips berechnet wurde. Die in Abbildung 26 dargestellten Ergebnisse des Scherversuchs zeigen einen großen Einfluss des Füllstoffs auf die mittlere Scherfestigkeit. Als Mindestscherfestigkeit werden 12 MPa nach der Vorgabe des MIL-STD 883 [118] definiert. Das Referenzmaterial ohne Füllstoff verfügt mit 50 MPa über die höchste Scherfestigkeit und bekräftigt damit die gute Sinterverbindung, die im Rahmen der Gefügeanalyse beobachtet wurde. Die in Abbildung 27 a dargestellten Bruchflächen der Substratoberfläche und der Chiprückseite weisen einen kohäsiven-adhäsiven Mischbruch in der Sinterschicht und in der Nähe der Chipmetallisierung auf, der ebenfalls ein Indikator für eine hohe Qualität der Fügeverbindung ist.

Wie bereits von den Schliiffuntersuchungen zu erwarten war, zeigen die Fügeverbindungen mit den beiden Cu-Füllstoffen die niedrigste Festigkeit, die deutlich unterhalb der Mindestanforderung liegt. Anhand der Bruchflächen in Abbildung 27 b und c ist ein adhäsiver Bruch am SiC-Chip zu erkennen, der typisch für mangelhafte Fügeverbindungen zwischen Fügemaaterial und Halbleiterbauelement ist und nach IPC-TM650 Nr. 2.4.42.2 der Kategorie 2 zugeordnet werden kann. Auf der Chiprückseite sind keine Rückstände

des Sintermaterials zu erkennen, sodass keine stoffschlüssige Anbindung während des Sinterprozesses ausgebildet werden konnte.



Zum Berechnen der 95% Konfidenzintervalle werden die individuellen Standardabweichungen verwendet.

Abbildung 26: Mittlere Scherfestigkeit bei 260 °C der modifizierten Sintermaterialien im initialen Zustand

Die mit SiC-Füllstoff modifizierten Sinterverbindungen zeigen trotz des hohen Volumenanteils von SiC-Partikeln eine Festigkeit von 22 MPa und liegen damit oberhalb der geforderten Mindestscherfestigkeit. Die Analyse der Bruchflächen in Abbildung 27 d weist zudem einen kohäsiven Bruch innerhalb der Sinterschicht auf, sodass die Adhäsionskräfte zu den Fügepartnern größer als die kohäsiven Kräfte innerhalb der Sinterschicht sind. Die mit ZrO₂ modifizierte Sinterschicht, in der die Füllstoffpartikel bevorzugt in den Poren der Ag-Matrix angesiedelt sind, verfügt über eine mittlere Scherfestigkeit von 35 MPa. Die Bruchflächen der Fügepartner zeigen analog zum SiC-Füllstoff ein kohäsives Bruchverhalten (Abbildung 27 e).

Die in der Gefügeanalyse beobachtete gute Anbindung der niedrigschmelzenden Füllstoffe, sowohl zur Ag-Matrix als auch zu den Fügepartnern, spiegelt sich in den hohen Scherfestigkeiten von 40 MPa für SAC 305 bzw. 45 MPa für Indium wider. Damit erreichen sie die höchsten Festigkeiten, der mit Füllstoffen modifizierten Sintermaterialien, wobei diese im Mittel verglichen mit dem Referenzmaterial um lediglich 20 % bzw. 10 % reduziert ist. Das in Abbildung 27 f und g dargestellte Bruchverhalten deutet ebenfalls auf eine hohe Qualität der Fügeverbindung hin. Während das Sintermaterial mit SAC 305 einen kohäsiven-adhäsiven Mischbruch in der Sinterschicht und in der Nähe der Substratoberfläche aufweist, zeigt das Sintermaterial mit Indium ein kohäsives Bruchverhalten innerhalb der Sinterschicht.

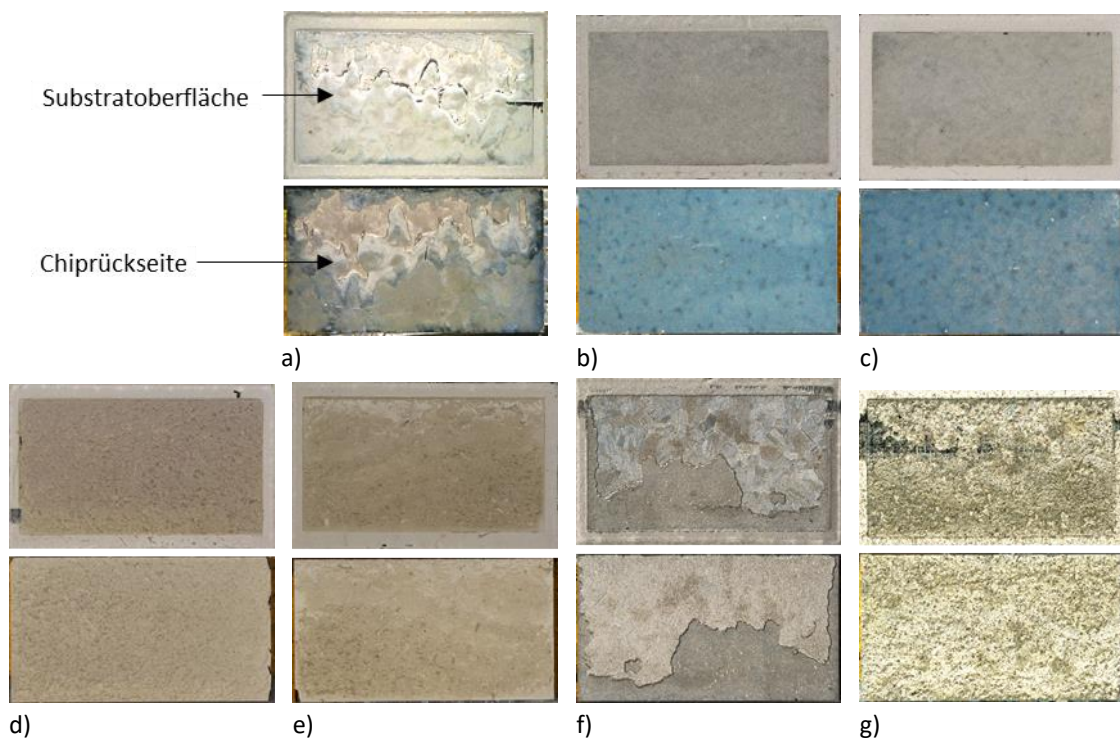


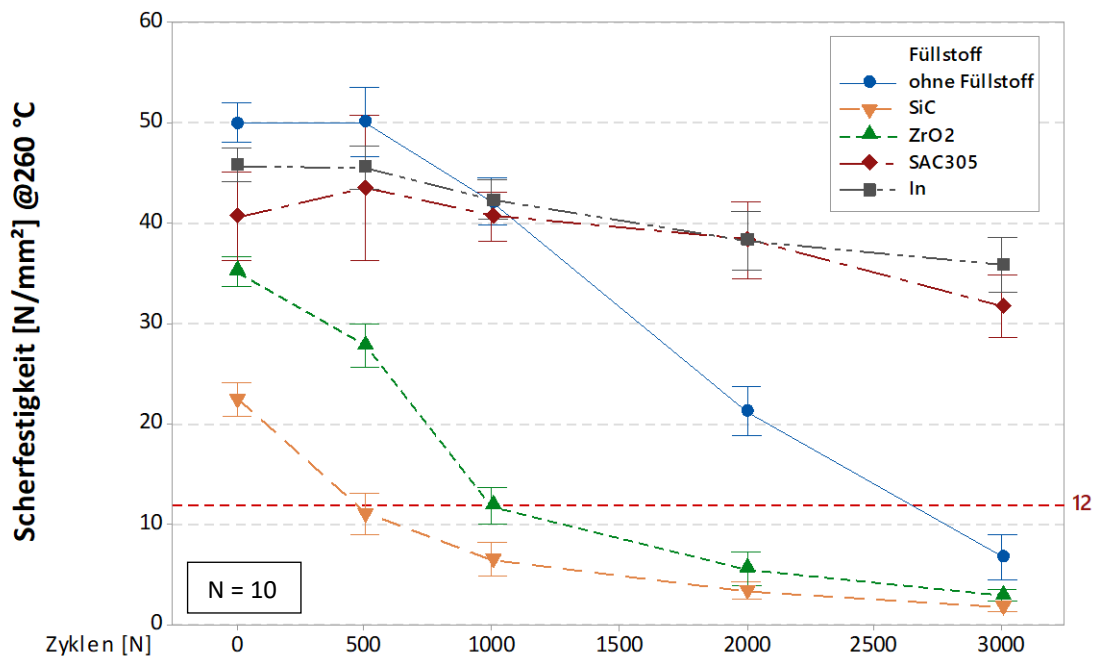
Abbildung 27: LM-Aufnahmen der Bruchflächen nach dem Scherversuch bei 260 °C. In Abhängigkeit des Füllstoffmaterials konnten unterschiedliche Brucharten identifiziert werden: a) Mischbruch des Referenzmaterials ohne Füllstoff, b) Adhäsionsbruch am Chip mit Cu-Flakes als Füllstoff, c) Adhäsionsbruch am Chip mit Cu-Pulver als Füllstoff, d) Kohäsionsbruch in der Verbindungsschicht mit SiC als Füllstoff, e) Kohäsionsbruch in der Verbindungsschicht mit ZrO₂ als Füllstoff, f) Mischbruch mit SAC 305 als Füllstoff, g) Kohäsionsbruch in der Verbindungsschicht mit Indium als Füllstoff

4.3.2 Temperaturwechselfestigkeit in Abhängigkeit des Füllstoffs

Die Temperaturwechselfestigkeit der modifizierten Sintermaterialien wird mit Hilfe eines Temperaturschocktests (TST) untersucht. Da die flakeförmigen und sphärischen Cu-Partikel bereits im initialen Zustand nicht die Mindestanforderung an die Scherfestigkeit erfüllt haben, werden diese keinem beschleunigten Alterungstest unterzogen. Somit wurde die mechanische Stabilität der Fügeverbindung des Referenzmaterials sowie der modifizierten Sintermaterialien mit SiC, ZrO₂, SAC 305 und In im Temperaturschocktest anhand der Veränderung der Scherfestigkeit sowie von metallografischen Schlifften untersucht. Eine Beurteilung der Delamination und des Rissverhaltens mittels C-SAM-Analyse war aufgrund der Füllstoffmaterialien und dem damit verbundenen unterschiedlichen Rissverlauf mit einem hohen Unsicherheitsfaktor verbunden, sodass diese nicht in der Bewertung berücksichtigt wurden.

Die in Abbildung 28 dargestellten Ergebnisse des Temperaturschocktests zeigen die Veränderung der Scherfestigkeit bei 260 °C in Abhängigkeit der durchlaufenen Temperaturschockzyklen zwischen -55 °C und 150 °C. Mit zunehmender Zyklenzahl ist für alle Sintermaterialien eine Abnahme der Scherfestigkeit infolge der thermo-mechanischen Belastung und der damit verbundenen Schädigung der Fügenschicht zu verzeichnen. Allerdings erfolgt die Degradation der Fügenschicht in Abhängigkeit des Füllstoffmaterials in unterschiedlichem Ausmaß. Das Referenzmaterial ohne Füllstoff zeigt nach 500 Zyklen ebenso wie die modifizierten Sintermaterialien mit SAC 305-Pulver und In-Pulver keine Veränderung der Scherfestigkeit. Die Festigkeiten der Sintermaterialien mit ZrO₂-Pulver und SiC-Pulver sinken hingegen um ca. 21 % bzw.

um ca. 50 %. Damit erreicht das Sintermaterial mit SiC-Füllstoff bereits nach 500 Zyklen die Ausfallkriterien des Festigkeitsabfalls um 50 % [65] und das Unterschreiten der Mindestscherfestigkeit von 12 MPa nach MIL-STD-883 [118].



Zum Berechnen der 95% Konfidenzintervalle werden die individuellen Standardabweichungen verwendet.

Abbildung 28: Veränderung der mittleren Scherfestigkeit in Abhängigkeit der durchlaufenen Temperaturschockzyklen bei -55 °C bis 150 °C

Nach weiteren 500 Zyklen im TST setzt die Schädigung der Fügenschicht auch bei dem Referenzmaterial ohne Füllstoff und dem Sintermaterial mit In-Füllstoff ein. Während die Festigkeit des Referenzmaterials um ca. 15 % sinkt, nimmt diese für den In-Füllstoff um lediglich ca. 7 % ab. Die mit SAC 305 modifizierte Sinterschicht weist hingegen nach wie vor keine Veränderung der Scherfestigkeit auf.

Als zweites Material erreicht die mit ZrO₂ modifizierte Sinterschicht nach 1000 Zyklen die definierten Ausfallkriterien. Die Scherfestigkeit ist auf knapp 12 MPa gesunken, was einer Abnahme von ca. 67 % entspricht. Die Scherfestigkeit des Referenzmaterials und der mit SAC 305 bzw. In modifizierten Sinterschichten zeigt nach 2000 Zyklen eine kontinuierliche lineare Abnahme, jedoch mit stark unterschiedlicher Steigung. Die Scherfestigkeit des Referenzmaterials sinkt nach 2000 Zyklen um ca. 57 %, sodass das Ausfallkriterium eines Abfalls um 50 % erreicht ist. Sie liegt allerdings noch oberhalb der Mindestanforderung des MIL-STD-883 von 12 MPa. Die Scherfestigkeit der mit SAC 305 und In modifizierten Sinterschichten sinkt hingegen lediglich um ca. 5 % bzw. um ca. 16 %.

Am Ende des TST nach 3000 Zyklen wurde für die modifizierten Sinterschichten mit SAC 305 und In im Mittel noch eine Restfestigkeit von ca. 32 MPa bzw. von ca. 36 MPa ermittelt. Dies entspricht demnach lediglich einer Abnahme der initialen Festigkeit um ca. 22 %. Die Festigkeit des Referenzmaterials sinkt hingegen mit ca. 7 MPa Restfestigkeit unter die Mindestanforderung der Haftfestigkeit, was zugleich einer

Abnahme von ca. 87 % entspricht. Die Steigung der Festigkeitsabnahme nach 3000 Temperaturschockzyklen ergibt für das Referenzmaterial ca. 1,77 MPa pro 100 Zyklen, für die Sinterschicht mit SAC 305 ca. 0,45 MPa pro 100 Zyklen und für das Sintermaterial mit In ca. 0,39 MPa pro 100 Zyklen. Dabei weist die lineare Abnahme der Scherfestigkeit auf ein konstantes Risswachstum je Zyklus hin. Dieses Verhalten wurde bereits von Herboth [63] beobachtet und beschrieben, wobei allerdings das Risswachstum der Fügenschicht über die Restanbindungsfläche mittels C-SAM bestimmt wurde. Anhand des Risswachstums je Zyklus ist deutlich zu erkennen, dass nach der Rissinitiierung die Risswachstumsgeschwindigkeit des Referenzmaterials ca. 4-mal so hoch ist im Vergleich zu den modifizierten Sintermaterialien mit SAC 305 und In. Demnach führt die Beigabe der niedrigschmelzenden Füllstoffe SAC 305 und In zu einer signifikanten Steigerung der Temperaturwechselfestigkeit im Vergleich zu der reinen Silbersinterschicht des Referenzmaterials.

4.3.3 Degradation der Fügeverbindung infolge des Temperaturschocktests

Die Schädigung der gesinterten Fügeverbindung aufgrund der im TST induzierten thermo-mechanischen Spannungen, die bereits durch die Veränderung der Scherfestigkeit nachgewiesen wurden, wird anhand von REM-Aufnahmen der metallografischen Schliffe untersucht. Die höchsten Spannungen innerhalb eines Modulaufbaus treten aufgrund der materialspezifischen Wärmeausdehnungskoeffizienten, insbesondere im Randbereich der Halbleiterbauelemente, auf. In Abbildung 29 ist der Rissverlauf in der gesinterten Fügeverbindung nach 1000 bzw. 3000 Zyklen im TST zwischen -55 °C und 150 °C der modifizierten Sintermaterialien dargestellt. Aus den Schliffaufnahmen des Randbereichs wird ersichtlich, dass für alle Sintermaterialien die Rissinitiierung im Randbereich der Chipunterseite erfolgt. Der Rissverlauf und der Grad der Schädigung unterscheiden sich hingegen in Abhängigkeit des Füllstoffmaterials. Das Referenzmaterial ohne Füllstoff (Abbildung 29 a) weist nach 3000 Zyklen chipseitig einen horizontal verlaufenden Riss innerhalb der Sinterschicht auf, welcher sich in Richtung der Chipmitte über einen vertikalen Verbindungsrisse zur Substratseite verlagert. Dieser wechselhafte Verlauf setzt sich im Zentrum des Halbleiterbauelements fort, in dem sich die von den beiden Randbereichen ausgehenden Risse zu einem durchgängigen Riss vereinen. Damit deckt sich die beobachtete Schädigung der Fügeverbindung mit der zuvor ermittelten Abnahme der Scherfestigkeit.

Aufgrund der zuvor festgestellten starken Veränderung der Scherfestigkeit der mit SiC und ZrO₂ modifizierten Sinterschichten, wird die Schädigung der Sinterschicht bereits nach 1000 Zyklen (Abbildung 29 b und c) untersucht. Der Rissverlauf weicht für beide Materialien von dem des Referenzmaterials ab. Bereits nach 1000 Zyklen konnte für beide Materialien ein durchgängiger Riss von der einen zur anderen Chipecte nachgewiesen werden. Allerdings verläuft der Riss von der Chipecte im 45°-Winkel ins Zentrum der Sinterschicht und von dort aus oszillierend über die gesamte Länge des Halbleiterbauelements. Während in der Sinterschicht mit SiC-Füllstoff lediglich ein Hauptriss zu erkennen ist, spaltet sich der Riss in der Sinterschicht mit ZrO₂-Füllstoff teilweise in mehrere feinere Nebenrisse auf. Durch die eher unregelmäßige kantige Form der SiC-Partikel verläuft der Riss bevorzugt entlang der eingelagerten Füllstoffpartikel, die das Risswachstum aufgrund der mangelhaften Anbindung begünstigen. Ebenso verlaufen der Hauptriss und die Nebenrisse bevorzugt entlang der feinen, homogen verteilten ZrO₂-Partikel welche, anstatt die Temperaturwechselfestigkeit mit Hilfe der Umwandlungsverstärkung der ZrO₂-Partikel (vgl. Kapitel 3.1.2) zu verstärken, die Sinterverbindung schwächen.

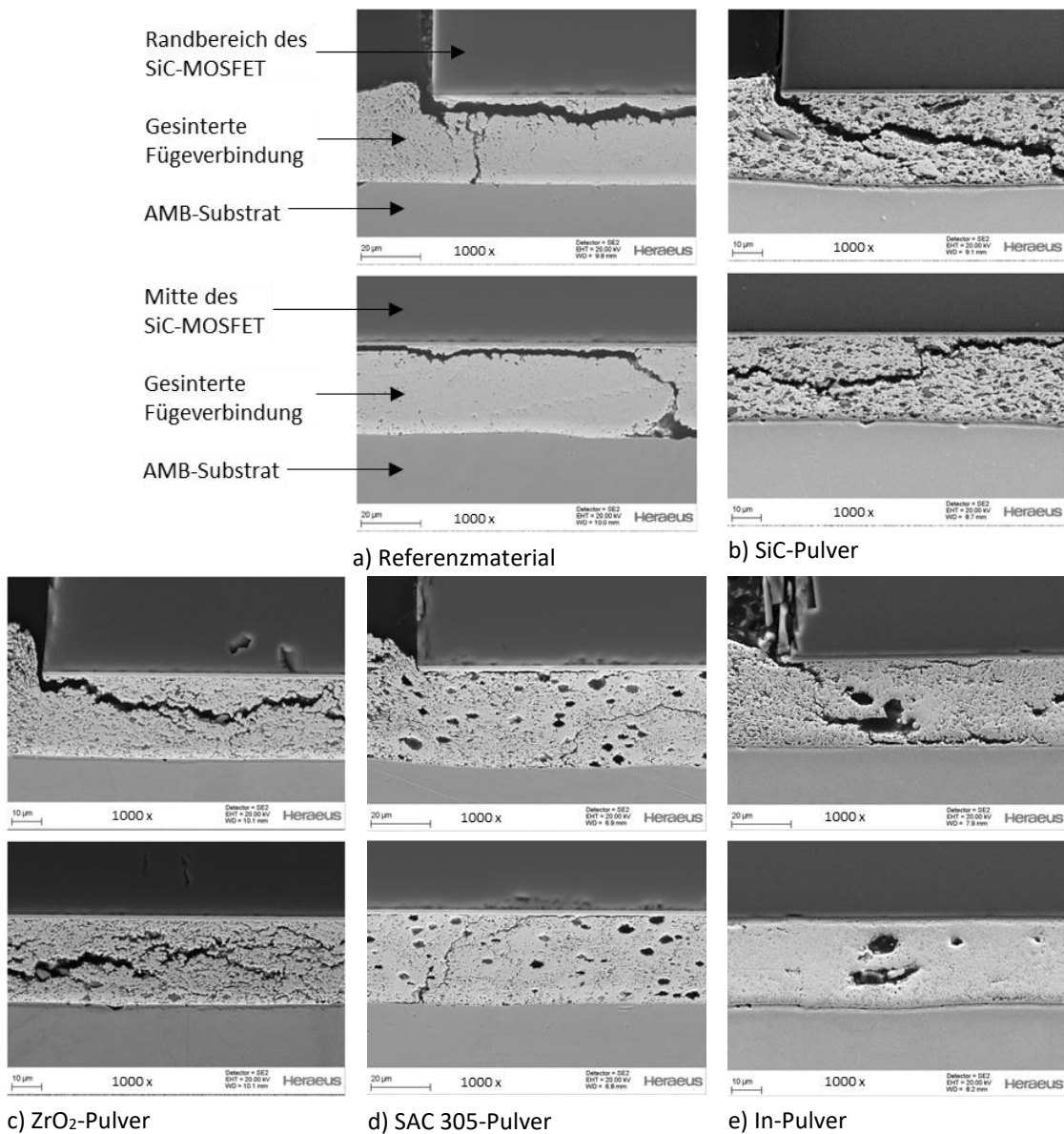


Abbildung 29: REM-Gefügeaufnahmen der modifizierten Sintermaterialien innerhalb eines Modulaufbaus nach dem Temperaturschocktest bei 1000-facher Vergrößerung: a) Referenzmaterial ohne Füllstoff nach 3000 Zyklen, b) SiC-Pulver nach 1000 Zyklen, c) ZrO₂-Pulver nach 1000 Zyklen, d) SAC 305-Pulver nach 3000 Zyklen, e) In-Pulver nach 3000 Zyklen

Im Gegenteil zum Referenzmaterial und den modifizierten Sinterschichten mit SiC und ZrO₂ zeigt die Sinterschicht mit SAC 305 als Füllstoff (Abbildung 29 d), wie von der geringen Veränderung der Scherfestigkeit zu erwarten war, nach 3000 Zyklen lediglich eine geringe Schädigung. Während für die anderen Sintermaterialien nach 1000 bzw. 3000 Zyklen ein durchgängiger, großer Riss durch die gesamte Fügeverbindung verläuft, weist die Sinterschicht mit SAC 305-Füllstoff nur vereinzelt feine Risse auf. Die Rissinitiierung erfolgt ebenfalls im Randbereich des Halbleiterbauelements, woraus sich allerdings kein singulärer Hauptriss ausbildet. Vielmehr sind vereinzelt feine Risse zu erkennen, die teils in chip- oder substratnähe oder quer durch die Sinterschicht verlaufen. Dabei wachsen die Risse bevorzugt durch die

Bereiche der Ag-Matrix und umgehen die Bereiche der intermetallischen Phasen, die sich um die ehemaligen SAC 305-Partikel gebildet haben. Durch die höhere mechanische Festigkeit der mit SAC 305-Füllstoff modifizierten Sinterschicht wird die gesinterte Fügeverbindung infolge der induzierten thermo-mechanischen Spannungen nur in geringem Maße plastisch deformiert, wodurch die verbesserte Temperaturwechselfestigkeit erklärt werden kann.

Ein vergleichbares Ermüdungsverhalten ist für die mit In modifizierte Sinterschicht (Abbildung 29 e) zu erkennen. Die Rissinitiierung erfolgt analog zu den vorherigen Sintermaterialien im Randbereich des Halbleiterbauelements, wobei sich auch hier kein singulärer Hauptriss durch die gesamte Sinterverbindung ausbildet. Vielmehr verläuft der Anriss im Randbereich quer durch eine Pore eines ehemaligen Füllstoffpartikels und kommt im Anschluss daran zum Erliegen. Im Zentrum des Halbleiterbauelements sind anhand des metallografischen Schliffs keine Risse ersichtlich. Damit deckt sich die Degradation mit der zuvor ermittelten geringen Veränderung der Scherfestigkeit und mit der von Yang et al. [59] und Wu et al. [147] ermittelten hohen Zuverlässigkeit von Ag-In Fügeverbindungen unter Temperaturwechselbeanspruchung.

4.4 Beurteilung und Auswahl eines Füllstoffs

Die Beurteilung und Auswahl eines geeigneten Füllstoffs zur Modifikation von Silbersinterverbindungen erfolgt mittels eines vierstufigen Bewertungsschemas von 0 bis 3 Punkte (siehe Abbildung 30), welches auf den zuvor ermittelten Materialeigenschaften als Eingangsgrößen basiert. Die Einteilung der Materialkenngrößen in die jeweilige Bewertungsstufe ist im Detail in den Fußnoten 1 bis 6 aufgeführt. Das Hauptziel der modifizierten Sintermaterialien mit nicht-silber Füllstoffen ist eine erhöhte Zuverlässigkeit aufgrund der steigenden Anforderungen durch die Implementierung von WBG Halbleiterbauelementen. In diesem Zusammenhang spielt die Temperaturwechselfestigkeit eine entscheidende Rolle, weshalb sie in dem Bewertungsschema mit zweifacher Gewichtung eingeht. Als eine Optimierung gegenüber der standardmäßigen Silbersinterverbindung im Sinne der NTV wird eine Gesamtpunktzahl von mehr als 10 Punkten in Verbindung mit einer verbesserten Temperaturwechselfestigkeit angesehen.

Die Beigabe der hochschmelzenden Füllstoffe Cu-Flake, Cu-Pulver, SiC und ZrO₂ wirken sich entgegen den aus Kapitel 2.2.2 hervorgehenden Erwartungen negativ auf sämtliche Materialeigenschaften des modifizierten Sintermaterials aus. Insbesondere die Eignung als Fügmaterial ist aufgrund der geringen initialen Scherfestigkeit (Cu-Flake, Cu-Pulver) bzw. Temperaturwechselfestigkeit (SiC, ZrO₂) nicht gegeben. Somit erfüllen die genannten Füllstoffe nicht die Kriterien an eine Sinterverbindung mit optimierten Materialeigenschaften und werden folglich nicht weiter untersucht.

Im Gegenteil dazu verbessern die niedrigschmelzenden Füllstoffe SAC 305 und In durch die lokal mit der Ag-Matrix erzeugten IMC's die mechanischen Eigenschaften, insbesondere die der Temperaturwechselfestigkeit. Die durch die IMC's deutlich reduzierte elektrische und thermische Leitfähigkeit gegenüber dem Referenzmaterial kann in diesem Zusammenhang als weniger relevant betrachtet werden, da die Werte vergleichbar mit herkömmlichen Lotmaterialien sind. Vielmehr ist der resultierende Wärmewiderstand durch die wesentlich dünnere Sinterschicht niedriger und kann aufgrund der hohen Temperaturwechselfestigkeit während des Betriebs als nahezu konstant betrachtet werden. Der Wärmewiderstand steigt hingegen durch die Materialermüdung einer Weichlotverbindung (vgl. Kapitel 2.2.2) während des Betriebs zunehmend an, was letztlich zum Versagen des gesamten Leistungsmoduls führen kann.

4 Voruntersuchung der modifizierten Sintermaterialien zur Eignung als Fügemaaterial

Auf Basis der ermittelten Daten gehen daher die niedrigschmelzenden Füllstoffe SAC 305 mit 14 Pkt. und In mit 13 Pkt. als die favorisierten Füllstoffe zur Modifikation von Silbersinterverbindungen hervor. Weiterführende Materialuntersuchungen werden allerdings nur mit dem Sintermaterial mit SAC 305 Füllstoff durchgeführt, da einerseits die Materialkosten des Ausgangspulvers (ca. 140 €/kg für SAC 305, ca. 2400 €/kg für Indium) wesentlich günstiger und andererseits wesentlich feinere Pulver herstellungsbedingt verfügbar sind.

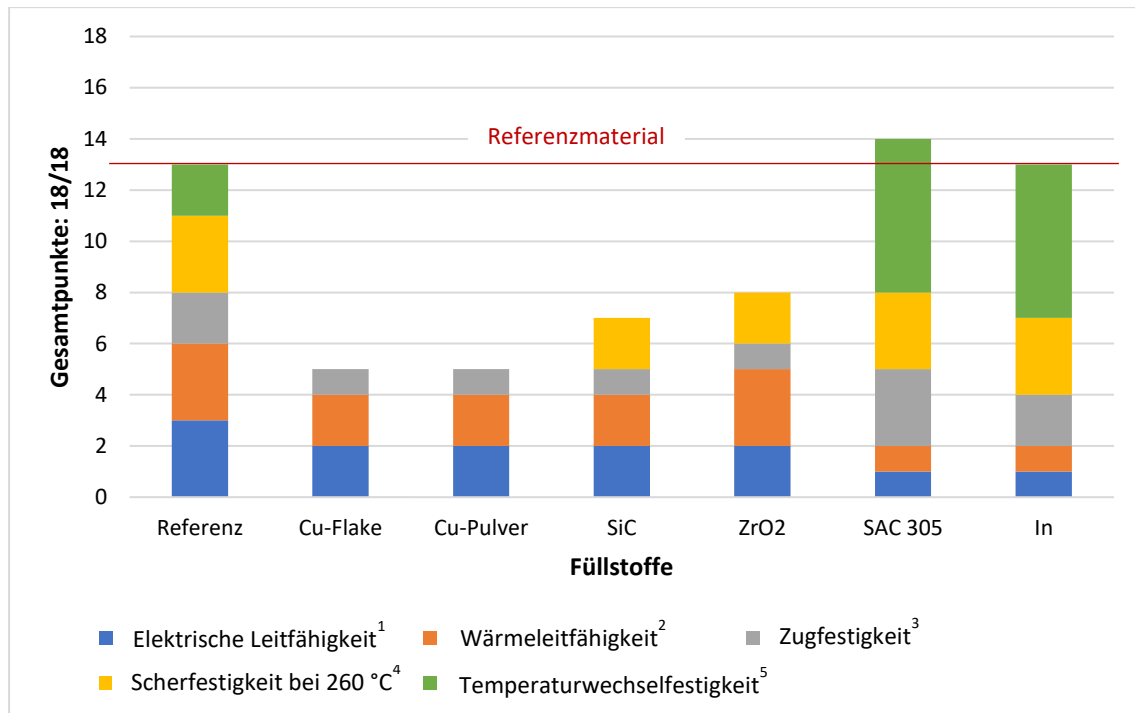


Abbildung 30: Rangliste der modifizierten Sintermaterialien in Abhängigkeit ihrer Materialeigenschaften im Vergleich zum Referenzmaterial ohne Füllstoff

¹ $\bar{x} < 5 \text{ MS/m} \triangleq 0 \text{ Pkt.}$, $5 \text{ MS/m} < \bar{x} < 10 \text{ MS/m} \triangleq 1 \text{ Pkt.}$, $10 \text{ MS/m} < \bar{x} < 30 \text{ MS/m} \triangleq 2 \text{ Pkt.}$, $30 \text{ MS/m} < \bar{x} \triangleq 3 \text{ Pkt.}$

² $\bar{x} < 50 \text{ W/mK} \triangleq 0 \text{ Pkt.}$, $50 \text{ W/mK} < \bar{x} < 100 \text{ W/mK} \triangleq 1 \text{ Pkt.}$, $100 \text{ W/mK} < \bar{x} < 200 \text{ W/mK} \triangleq 2 \text{ Pkt.}$, $200 \text{ W/mK} < \bar{x} \triangleq 3 \text{ Pkt.}$

³ $\bar{x} < 25 \text{ MPa} \triangleq 0 \text{ Pkt.}$, $25 \text{ MPa} < \bar{x} < 50 \text{ MPa} \triangleq 1 \text{ Pkt.}$, $50 \text{ MPa} < \bar{x} < 75 \text{ MPa} \triangleq 2 \text{ Pkt.}$, $75 \text{ MPa} < \bar{x} \triangleq 3 \text{ Pkt.}$

⁴ $\bar{x} < 12 \text{ MPa} \triangleq 0 \text{ Pkt.}$, $12 \text{ MPa} < \bar{x} < 20 \text{ MPa} \triangleq 1 \text{ Pkt.}$, $20 \text{ MPa} < \bar{x} < 40 \text{ MPa} \triangleq 2 \text{ Pkt.}$, $40 \text{ MPa} < \bar{x} \triangleq 3 \text{ Pkt.}$

⁵ $\bar{x} < 1000 \text{ Zyklen} \triangleq 0 \text{ Pkt.}$, $1000 \text{ Zyklen} < \bar{x} < 2000 \text{ Zyklen} \triangleq 1 \text{ Pkt.}$, $2000 \text{ Zyklen} < \bar{x} < 3000 \text{ Zyklen} \triangleq 2 \text{ Pkt.}$, $3000 \text{ Zyklen} < \bar{x} \triangleq 3 \text{ Pkt.}$

Die Temperaturwechselfestigkeit unterliegt aufgrund ihrer Schlüsselfunktion für eine hohe Zuverlässigkeit leistungselektronischer Module einer zweifachen Gewichtung.

⁶ Punktesystem von 0 bis 3 Punkte, wobei 0 Pkt. „ungenügend“ und 3 Pkt. „sehr gut“ entsprechen.

5 Eigenschaften und Charakterisierung der modifizierten Sinterschicht mit SAC-Füllstoff

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse einer umfassenden Materialuntersuchung der in Kapitel 4.4 favorisierten Sinterpaste mit SAC-Füllstoff aufgezeigt. Dazu wurden neben der Mikrostruktur, die Temperaturabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften als auch die Einflussgrößen auf die Sinterverbindung bezüglich der Prozessparameter und der zu fügenden Bauteile und Bauteiloberflächen untersucht. Zudem wurde der Einfluss des Füllstoffgehalts, der Partikelgröße und -form auf die bedeutendsten Materialeigenschaften analysiert. Das mit SAC-Füllstoff modifizierte Sintermaterial wird fortab im Text mit „SAC-Sintermaterial“ oder in Diagrammen mit „SAC“ bezeichnet.

5.1 Mikrostruktur des Referenzmaterials im Vergleich zu der des SAC-Sintermaterials

Wie bereits in Kapitel 4.1 beschrieben, unterscheidet sich das gesinterte Gefüge des SAC-Sintermaterials von der klassischen reinen Ag-Sinterschicht des Referenzmaterials. Im Vergleich zu der Gefügeuntersuchung der metallografischen Schliffe kann mit Hilfe der ionenpolierten Querschliffe der Zugproben, die reale Mikrostruktur der Sinterschichten ohne Verschmierungseffekte abgebildet werden. Dies ermöglicht eine detailliertere Analyse der Mikrostruktur hinsichtlich der Versinterung, der Porosität sowie möglicher Texturierungen sowohl der Partikel als auch der Poren.

Abbildung 31 a zeigt die Sinterschicht des Referenzmaterials mit einer ausgeprägten Versinterung der ehemaligen Ag-Flakes. Es liegt eine geschlossenporige Struktur vor, deren isolierte Poren überwiegend eine unregelmäßige Form aufweisen. Die ursprüngliche Form der Ag-Partikel ist nach dem Sinterprozess nicht mehr zu erkennen. Lediglich eine leichte Textur der Poren lässt die ehemalige Flakeform erahnen. Die Schichtdicke beträgt im Mittel ca. 47 μm , sodass der Sinterschrumpf bei einer Schablonendicke von 150 μm in etwa zwei Drittel von der Paste bis zur finalen Sinterschicht beträgt. Dabei liegt die mittlere Porosität bei ca. 17,0 %.

Entgegen der Erwartung einer geringeren Porosität infolge der Infiltration durch den niedrigschmelzenden SAC-Füllstoff, weist die Sinterschicht des SAC-Sintermaterials eine mittlere Porosität von ca. 25,8 % auf. Wie anhand der Gefügaufnahme in Abbildung 31 b zu erkennen ist, zeigt die Ag-Matrix einen geringeren Versinterungs- bzw. Verdichtungsgrad. Dies wird insbesondere an den noch deutlich erkennbaren flakeförmigen Ag-Partikeln ersichtlich, die eine horizontale Texturierung aufzeigen. Zudem sind eine Vielzahl von globularen Poren mit einem Durchmesser von 2 μm bis 8 μm entsprechend des SAC-Füllstoffes zu sehen, die von einer Ag_3Sn -Phase mit sehr geringer Porosität umgeben sind. Die Schichtdicke des SAC-Sintermaterials liegt im Mittel bei ca. 52 μm und ist damit 5 μm dicker als die des Referenzmaterials. Damit spiegelt sich die um ca. 9 % höhere Porosität in der finalen Sinterschichtdicke wider. Als Ursache für

die verringerte Versinterung der Ag-Partikel wird eine Benetzung der Ag-Partikel mit einem wenige monolagen, dicken Zinnfilm gemutmaßt, der eine dichte Versinterung der Ag-Partikel analog zum Referenzmaterial behindert.

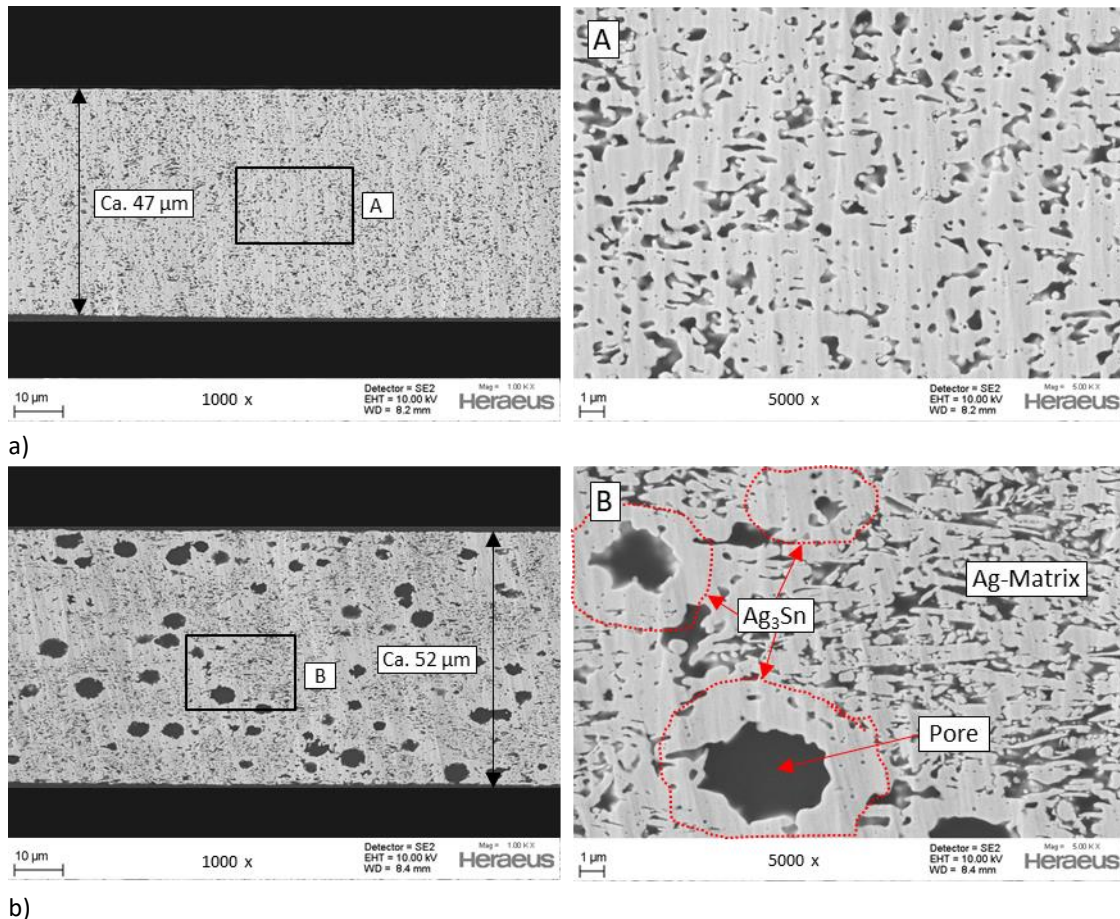


Abbildung 31: REM-Aufnahmen ionenpolierter Querschnitte der gesinterten Zugproben des Referenzmaterials (a) und des SAC-Sintermaterials (b) mit 1000-facher und 5000-facher Vergrößerung

5.2 Mechanische Eigenschaften des SAC-Sintermaterials

Im Rahmen der Charakterisierung der mit SAC-Füllstoff modifizierten Sinterschicht wurden die mechanischen Eigenschaften des SAC-Sintermaterials im Vergleich zum Referenzmaterial untersucht. Dazu wurde neben der Bestimmung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten mittels Dilatometrie sowohl das Spannungs-Dehnungs-Verhalten im Zugversuch als auch das Kriechverhalten im Zeitstandversuch bei Temperaturen von bis zu 200 °C experimentell untersucht.

5.2.1 Thermische Ausdehnung

Die thermische Längenänderung der gesinterten Probekörper wurde in dem Temperaturbereich von 25 °C (RT) bis 200 °C untersucht. Dabei wurde der thermische Ausdehnungskoeffizient für die Temperaturbereiche RT bis 100 °C, RT bis 150 °C und RT bis 200 °C, wie anhand der in Abbildung 32 dargestellten exemplarischen Messkurven, sowohl des Referenzmaterials als auch des SAC-Sintermaterials ermittelt. Wie aus

Abbildung 32 hervorgeht, unterscheiden sich die beiden Sintermaterialien sowohl im CTE als auch in der Temperaturabhängigkeit. Während für das Referenzmaterial mit steigender Temperatur eine Abnahme des CTE zu beobachten ist, weist das SAC-Sintermaterial einen nahezu konstanten CTE in dem untersuchten Temperaturbereich auf. Die Messergebnisse in Tabelle 10 verdeutlichen das beschriebene unterschiedliche Verhalten der beiden Sintermaterialien. Demnach sinkt der CTE des Referenzmaterials von ca. 19,68 ppm/K in dem Temperaturbereich bis 100 °C über ca. 17,88 ppm/K auf ca. 15,92 ppm/K in dem Temperaturbereich bis 200 °C, während das SAC-Sintermaterial mit ca. 21,45 ppm/K, ca. 21,62 ppm/K und ca. 20,72 ppm/K nahezu konstant bleibt. Der CTE des SAC-Sintermaterials liegt zudem im Mittel mit 21,26 ppm/K höher als der des Referenzmaterials. Demnach führt der um ca. 4-5 ppm/K größere CTE des beigefügten SAC-Pulvers (23,5 ppm/K [93]) gegenüber den 19 ppm/K von Silber [7] zu einem Anstieg des CTE des SAC-Sintermaterials. Hinsichtlich des temperaturabhängigen CTE des Referenzmaterials konnte nach der Dilatometermessung eine plastische Verformung an den Proben des Referenzmaterials beobachtet werden, wohingegen die Proben des SAC-Sintermaterials keine Veränderung aufzeigten.

Im Vergleich zu den Versuchsergebnissen von Mertens [38] und Wereszczak et al. [148] die einen mittleren CTE von ca. 20 ppm/K für deren gesinterte Silberschichten gemessen haben, weist das Referenzmaterial in dem Temperaturbereich bis 200 °C einen um ca. 4 ppm/K kleineren CTE auf. Der CTE des SAC-Sintermaterials liegt hingegen im gleichen Temperaturbereich um ca. 0,7 ppm/K höher.

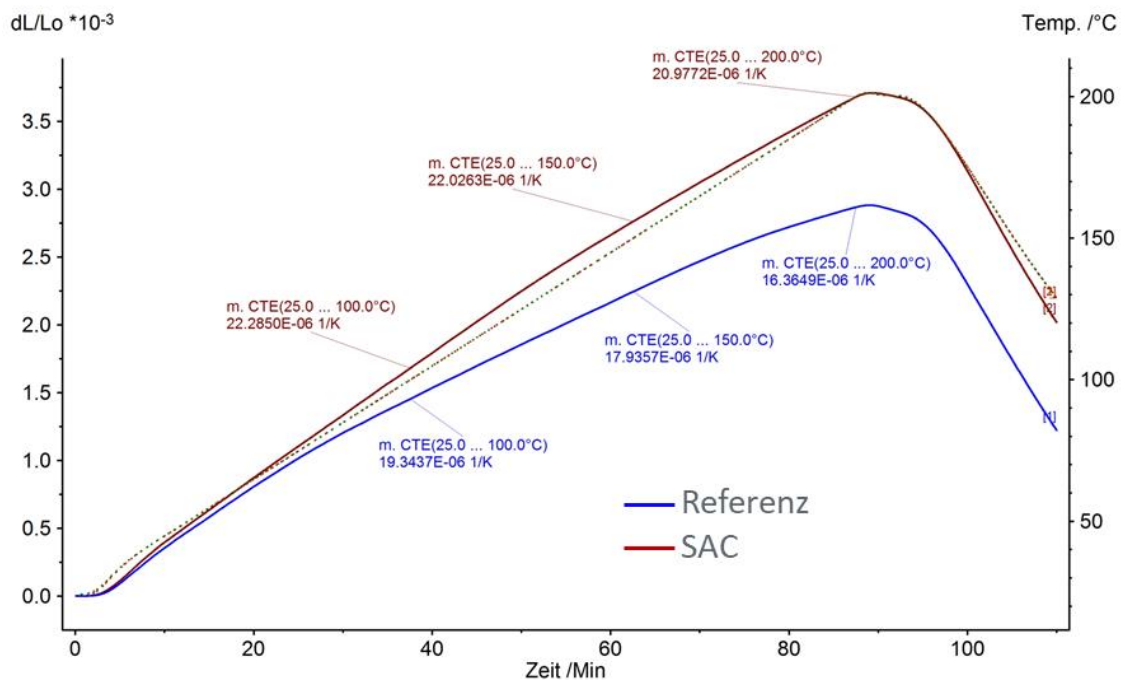


Abbildung 32: Thermische Ausdehnung des Referenzmaterials und des SAC-Sintermaterials im Temperaturbereich von Raumtemperatur bis 200 °C anhand einer exemplarischen Beispielmessung

Tabelle 10: Mittlere thermische Ausdehnungskoeffizienten des Referenzmaterials und des SAC-Sintermaterials für die Temperaturbereiche RT bis 100 °C, bis 150 °C und bis 200 °C

Material	CTE [ppm/K] (RT bis 100 °C)	CTE [ppm/K] (RT bis 150 °C)	CTE [ppm/K] (RT bis 200 °C)	Literaturangabe
Referenz	19,68 ± 2,1	17,88 ± 0,9	15,92 ± 1,3	20 [38, 148]
SAC	21,45 ± 1,2	21,62 ± 0,6	20,72 ± 1,7	23,5 [93]

5.2.2 Spannungs-Dehnungs-Verhalten

Der Temperatureinfluss auf das Spannungs-Dehnungs-Verhalten des Referenzmaterials und des SAC-Sintermaterials wurde, wie in Kapitel 3.5.4 beschrieben, im einachsigen Zugversuch untersucht. Die Prüftemperatur wurde dabei zwischen 25 °C (RT), 100 °C und 175 °C variiert. Wie bereits in Kapitel 4.2.3 beschrieben, wurde im Voraus je Probe der belastete Probenquerschnitt S_0 gemessen. Im Unterschied zu den bisher durchgeführten Zugversuchen wurden die Untersuchungen zum Temperatureinfluss aus anlagentechnischen Gründen in Zusammenarbeit mit dem externen Prüflabor polymerphys IK GmbH durchgeführt. Dabei wurde die Dehnung über den Traverseweg bestimmt und die maximale Prüftemperatur in Anlehnung an die derzeit übliche maximale Betriebstemperatur leistungselektronischer Bauelemente von 175 °C gewählt.

Die Zugversuche zeigen für das Referenzmaterial in Abbildung 33 a typische Spannungs-Dehnungs-Kurven für gesintertes Silber. In Abbildung 33 b ist das Spannungs-Dehnungs-Diagramm des SAC-Sintermaterials dargestellt. Das Referenzmaterial weist eine deutliche Veränderung des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens in Abhängigkeit der Prüftemperatur auf. Während sich die Sinterschicht bei RT nahezu rein elastisch verhält, nimmt die plastische Verformung mit steigender Temperatur signifikant zu. Zudem ist eine deutliche Abnahme der Festigkeit zu verzeichnen. Die mittlere Zugfestigkeit sinkt von ca. 70 MPa bei RT auf ca. 38,5 MPa bei 100 °C und auf ca. 19 MPa bei 175 °C. Dies entspricht einer Abnahme von über 70 %. Analog dazu steigt die Bruchdehnung von ca. 0,5 % bei RT auf ca. 0,8 % bei 100 °C und auf ca. 1,0 % bei 175 °C. Der aus dem linearen, rein elastischen Bereich berechnete E-Modul sinkt ebenfalls mit steigender Temperatur von ca. 20 GPa bei RT auf ca. 10 GPa bei 100 °C und auf ca. 5,5 GPa bei 175 °C. Eine Übersicht der ermittelten mechanischen Kennwerte ist in Tabelle 11 dargestellt. Dieses Materialverhalten korreliert mit den Ergebnissen von Weber et al. als auch von Herboth und Heilmann, die ebenfalls mit steigender Prüftemperatur eine Abnahme der Zugfestigkeit und der Steifigkeit bei gleichzeitiger Zunahme der Bruchdehnung beobachteten [63, 68, 125, 126]. Dieser Zusammenhang zwischen Temperatur und Festigkeit bzw. Steifigkeit ist ein aus der Werkstoffkunde bekanntes Materialverhalten [120].

Die im Rahmen dieser Arbeit ermittelten mechanischen Kennwerte liegen im Vergleich zu den Ergebnissen von Weber et al. und Herboth mit einer Festigkeit von ca. 140 MPa und einem E-Modul von ca. 35 GPa deutlich niedriger [63, 125]. Dieser Unterschied kann auf die wesentlich höheren Sinterparameter insbesondere des Drucks (60 MPa bzw. 20 MPa) und der Temperatur (230 °C bzw. 300 °C) zurückgeführt werden.

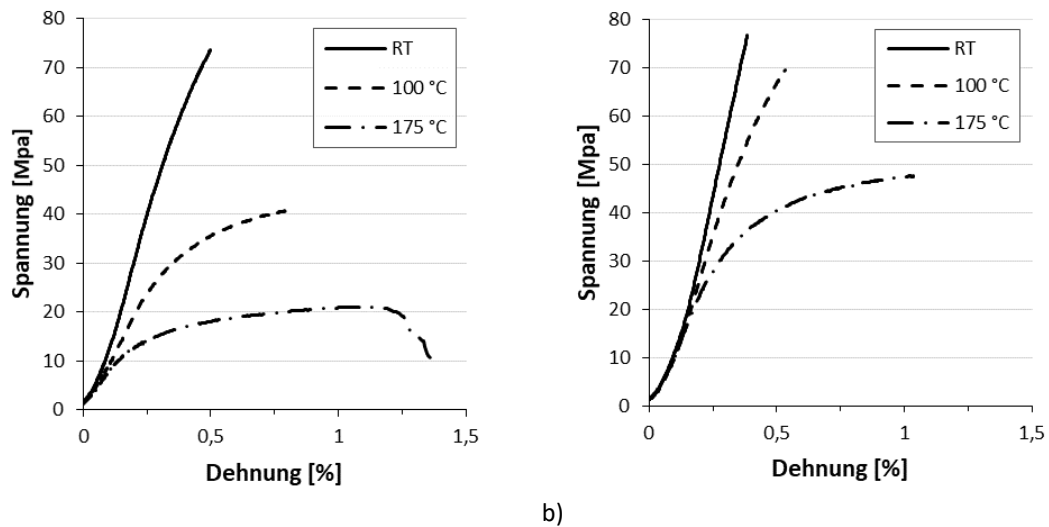


Abbildung 33: Darstellung des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens des Referenzmaterials (a) und des SAC-Sintermaterials (b) bei Raumtemperatur (RT), 100 °C und 175 °C anhand exemplarischer Messkurven

Im Gegensatz dazu konnte für das SAC-Sintermaterial eine weniger stark ausgeprägte Temperaturabhängigkeit des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens beobachtet werden. Zwar nehmen mit steigender Prüftemperatur Festigkeit und E-Modul ab, während die Bruchdehnung steigt, jedoch in wesentlich geringerem Ausmaß verglichen zum Referenzmaterial. Die mittlere Zugfestigkeit sinkt von ca. 77 MPa bei RT auf ca. 59 MPa bei 100 °C und auf ca. 45 MPa bei 175 °C. Dies entspricht lediglich einer Abnahme von ca. 40 %. Der E-Modul sinkt ebenfalls von ca. 24 GPa bei RT auf ca. 19 GPa bei 100 °C und auf ca. 13 GPa bei 175 °C, während die Bruchdehnung von ca. 0,4 % bei RT auf ca. 0,5 % bei 100 °C und auf ca. 1 % bei 175 °C ansteigt. Während das SAC-Sintermaterial bei RT ein rein elastisches Verhalten mit Sprödbbruch aufzeigt, ist das Materialverhalten bei 100 °C und bei 175 °C mit dem Verhalten des Referenzmaterials bei RT und bei 100 °C zu vergleichen. Demnach verfügt das SAC-Sintermaterial im gesamten betrachteten Temperaturbereich über eine höhere Festigkeit und Steifigkeit im Vergleich zum reinen Ag-Sintermaterial des Referenzmaterials. Die auch bei 175 °C Prüftemperatur verbleibende hohe Festigkeit, wird als der entscheidende Faktor für die geringere Materialermüdung im Temperaturschocktest infolge von Kriechvorgängen oder auch thermomechanischen Spannungen innerhalb eines Modulaufbaus angesehen, vgl. Kapitel 4.3.2.

Tabelle 11: Übersicht der im Zugversuch bei RT, 100 °C und 175 °C ermittelten mechanischen Eigenschaften des Referenzmaterials und des SAC-Sintermaterials

Temperatur [°C]	Zugfestigkeit [MPa]		E-Modul [GPa]		Bruchdehnung [%]	
	Referenz	SAC	Referenz	SAC	Referenz	SAC
23	70 ± 7,8	77 ± 14	19,7 ± 1,5	23,8 ± 2,4	0,47 ± 0,06	0,4 ± 0,06
100	38,5 ± 4,8	59,5 ± 10,6	9,7 ± 0,9	19,2 ± 1,7	0,75 ± 0,13	0,5 ± 0,12
175	19,3 ± 5,5	45,7 ± 3,7	5,6 ± 1	13,0 ± 1,4	1,0 ± 0,5	0,94 ± 0,2

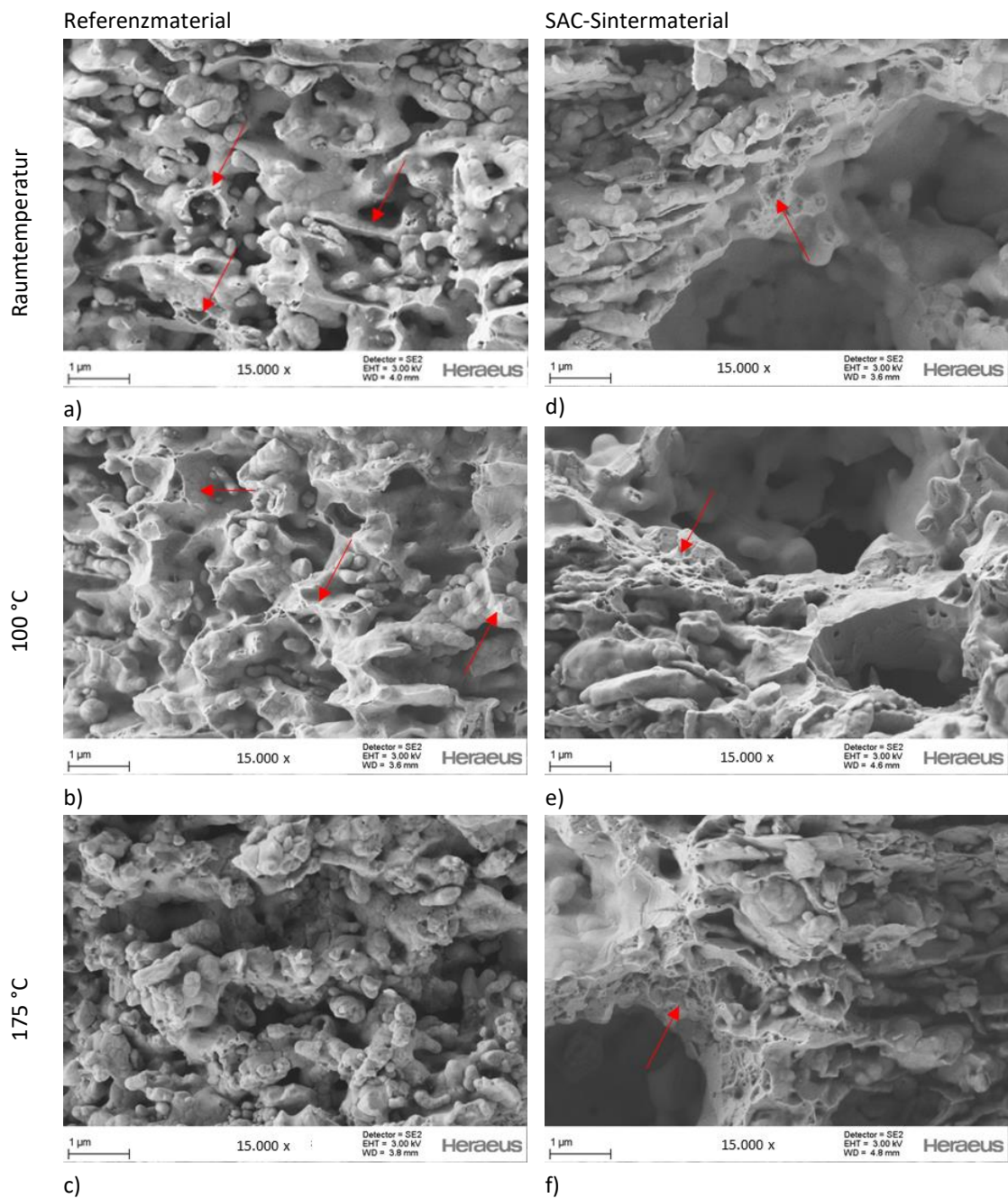


Abbildung 34: REM-Aufnahmen der Bruchflächen des Referenzmaterials (a bis c) und des SAC-Sintermaterials (d bis f) nach dem Zugversuch bei RT, 100 °C und 175 °C

Die Bruchflächenanalyse der Probekörper spiegelt das zuvor beobachtete temperaturabhängige Spannungs-Dehnungs-Verhalten des Referenzmaterial in Form von einer temperaturabhängigen Veränderung des Bruchverhaltens wider, vgl. Abbildung 34 a bis c. Obwohl das Referenzmaterial auf makroskopischer Ebene ein sprödes Bruchverhalten ohne sichtbare Einschnürung der Probe zeigt, weist die Bruchfläche auf mikroskopischer Ebene typische Strukturen eines duktilen Materialversagens auf. Grund dafür ist der im Vergleich zu dichtem Silber vorliegende mehrachsige Spannungszustand aufgrund der vorliegenden Po-

rosität. Dieser führt zu lokalen Spannungsüberhöhungen an den Sinterhälsen, welche durch partielle plastische Verformungen die für gesintertes Silber typische Wabenstruktur hervorruft [125]. Während die Bruchfläche bei RT ein typisches duktiler Bruchbild mit einer ausgeprägten Wabenstruktur aufweist, verändert sich das Bruchverhalten mit steigender Temperatur. Insbesondere bei 175 °C ist das Bruchverhalten durch das Versagen der Korngrenzen durch Korngrenzengleiten ohne starke plastische Verformung der Bruchfläche gekennzeichnet. Dieses Verhalten deckt sich ebenfalls mit dem beschriebenen Bruchverhalten von Herboth et al. [63, 149], der als Schädigungsmechanismus neben der Kriechdehnung ein Porenwachstum an den Korngrenzen bzw. innerhalb der Sinterhalse vermutet.

Die Bruchflächen des SAC-Sintermaterials deuten insbesondere in den die Poren umgebenden Ag_3Sn -Phasen auf ein sprödes Bruchverhalten ohne nennenswerte plastische Verformung hin, vgl. Abbildung 34 d bis f. Im Gegensatz zum Referenzmaterial nimmt mit steigender Prüftemperatur der Anteil an plastischer Verformung zu, sodass insbesondere im Bereich der Ag_3Sn -Phasen die typische Wabenstruktur zu erkennen ist. Das Materialversagen wird demnach nicht durch Kriechdehnungen und Porenwachstum an den Korngrenzen, sondern durch plastische Verformung hervorgerufen.

5.2.3 Kriechverhalten

Das Kriechverhalten wurde im Zeitstandversuch analog zu den Zugversuchen bei RT, 100 °C und 175 °C in Zusammenarbeit mit dem externen Prüflabor polymerphys IK GmbH untersucht. Die für die konstante Belastung ausgewählten Spannungen wurden, wie in Kapitel 3.5.4 beschrieben, mit ca. $\sigma_1 = 30\%$, $\sigma_2 = 60\%$ und $\sigma_3 = 90\%$ der im Zugversuch ermittelten Streckgrenze des jeweiligen Materials und der entsprechenden Temperatur festgelegt. Aufgrund der unterschiedlichen Festigkeiten zwischen dem Referenzmaterial und dem SAC-Sintermaterial in Abhängigkeit der Temperatur unterscheiden sich entsprechend die effektiv aufgebrachten Spannung σ_1 bis σ_3 , vgl. Tabelle 12. Es wurden bewusst für beide Materialien unterschiedliche Effektivspannungen verwendet, da andernfalls keine Kriechvorgänge induziert worden wären oder die Proben durch plastische Verformung versagt hätten.

Um den Einfluss der Temperaturabhängigkeit zu untersuchen, wurde die maximale Spannung von 9 MPa (Referenz) bzw. 18 MPa (SAC) bei 175 °C bei allen drei Prüftemperaturen getestet, sodass sie teilweise von den angegebenen prozentualen Belastungen abweichen können. Aufgrund der höheren Streckgrenze des SAC-Sintermaterials sind die gewählten Spannungen im Zeitstandversuch im Mittel ca. doppelt so hoch wie für das Referenzmaterial aus reinem gesintertem Silber. Die Kriechdehnung wurde in Anlehnung an Weber et al. [125] in einem Zeitraum von 60 min erfasst. Eine Übersicht der verwendeten Testparameter ist in Tabelle 12 dargestellt.

Tabelle 12: Versuchsmatrix der durchgeführten Kriechversuche des Referenzmaterials und des SAC-Sintermaterials

Material	Spannung σ_1 [MPa]	Spannung σ_2 [MPa]	Spannung σ_3 [MPa]	Temperatur [°C]
Referenz	9	-	-	RT
	6	9	18	100
	3	6	9	175
SAC	18	-	-	RT
	18	30	45	100
	6	12	18	175

Die in Abbildung 35 dargestellten Kriechkurven zeigen den Einfluss der Prüftemperatur von RT, 100 °C bzw. 175 °C auf das Kriechverhalten des Referenzmaterials (a) bei einer konstanten Spannung von 9 MPa und des SAC-Sintermaterials (b) bei einer konstanten Spannung von 18 MPa. Während beide Materialien bei RT nur eine konstante, rein elastische Dehnung von ca. 0,06 % (Referenz) bzw. von ca. 0,09 % (SAC) Dehnung aufweisen, nimmt die Dehnung mit steigender Temperatur infolge von primären und sekundären Kriechvorgängen zu. Die Dehnung des Referenzmaterials nimmt von ca. 0,06 % bei RT, auf ca. 0,12 % bei 100 °C und auf ca. 1,23 % bei 175 °C nach einer konstanten Belastung über 60 min zu. Die Dehnung des SAC-Sintermaterials steigt hingegen lediglich von ca. 0,09 % bei RT auf ca. 0,13 % bei 100 °C und auf ca. 0,53 % bei 175 °C an. Das beobachtete Verhalten des Referenzmaterials deckt sich mit den Ergebnissen von Weber [125] und Heilmann [126], die ebenfalls bei RT keine nennenswerte Kriechdehnung feststellen konnten, jedoch einen deutlichen Anstieg der Dehnung bei erhöhten Temperaturen verzeichneten. Das SAC-Sintermaterial zeigt damit gegenüber dem Referenzmaterial bei der Prüftemperatur von 175 °C und der prozentual gleichen Belastung von 90 % der jeweiligen Streckgrenze eine um mehr als den Faktor 2 kleinere Kriechdehnung. Weiterhin zeigen die Ergebnisse von Weber et al. [125], dass gesintertes Silber bei 150 °C und einer konstanten Belastung von 10 MPa eine um ca. ein bis zwei Größenordnungen kleinere Kriechrate im Vergleich zu gängigen SAC-Loten aufweist.

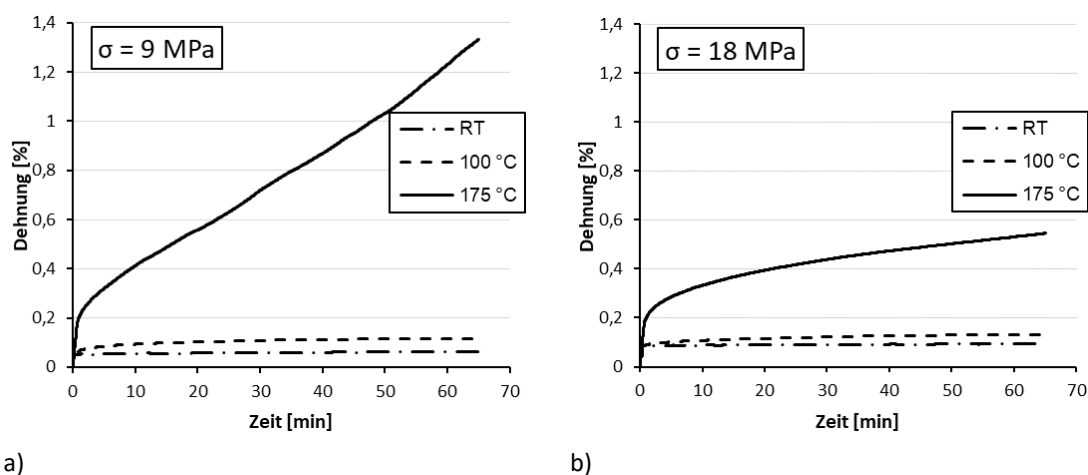


Abbildung 35: Exemplarische Kriechkurven des Referenzmaterials (a) und des SAC-Sintermaterials (b) bei einer konstanten Spannung von 9 MPa bzw. 18 MPa und Temperaturen von RT, 100 °C und 175 °C

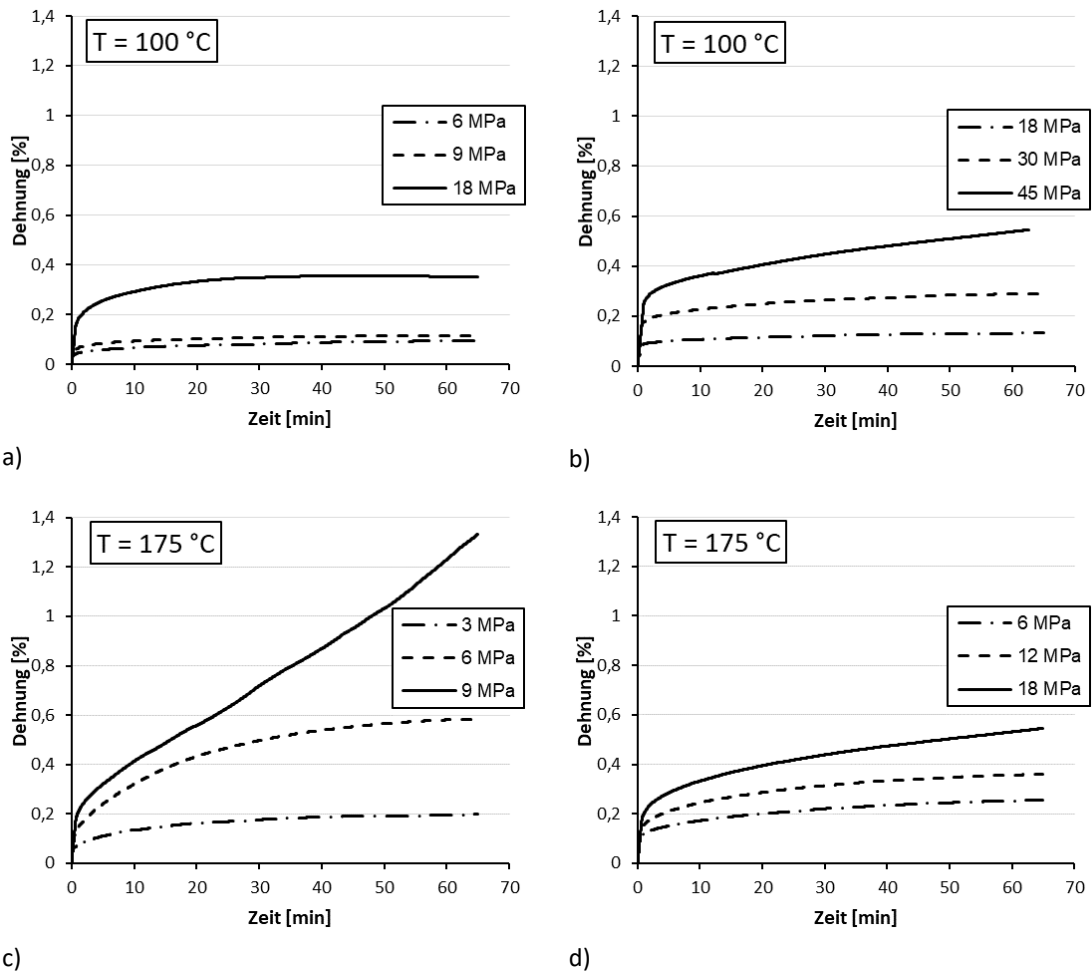


Abbildung 36: Exemplarische Kriechkurven des Referenzmaterials und des SAC-Sintermaterials bei einer konstanten Temperatur mit unterschiedlichen Spannungen: a) Referenz bei 100 °C, b) SAC-Sintermaterial bei 100 °C, c) Referenz bei 175 °C, d) SAC-Sintermaterial bei 175 °C

Die in Abbildung 36 a bis d dargestellten Kriechkurven zeigen den Einfluss der Spannung auf das Kriechverhalten bei einer konstanten Temperatur von 100 °C bzw. 175 °C. Das Referenzmaterial weist bei einem Spannungsanstieg von 6 MPa auf 18 MPa bei 100 °C einen Zuwachs der Dehnung von ca. 0,09 % auf ca. 0,35 % auf (Abbildung 36 a). Das SAC-Sintermaterial zeigt hingegen bei gleicher Temperatur und einem Spannungsanstieg von 18 MPa auf 45 MPa bereits eine Dehnungssteigerung von 0,13 % auf 0,53 % (Abbildung 36 b). In Bezug auf die prozentual gleiche Belastung von 90 % zeigt somit bei 100 °C das SAC-Sintermaterial gegenüber des Referenzmaterials eine um etwa 0,18 % höhere Dehnung. Im Vergleich der Absolutwerte ist bei einer Belastung von 18 MPa für das Referenzmaterial eine Dehnung von 0,35 % zu verzeichnen, während das SAC-Sintermaterial lediglich eine Dehnung von 0,13 % aufweist. Demnach ist die Kriechdehnung des Referenzmaterials in etwa um den Faktor 2,5 größer. Durch Erhöhen der Prüftemperatur auf 175 °C ist selbst bei niedrigeren Spannungen eine verstärkte Dehnung des Referenzmaterials zu beobachten (Abbildung 36 c). Dabei steigt die Dehnung von ca. 0,20 % auf 1,23 % durch eine Spannungssteigerung von 3 MPa auf 9 MPa. Dabei ist auch zu erkennen, dass im Vergleich zu den Ergebnissen bei 100 °C die Kriechrate, sprich die Steigung des sekundären Kriechens, signifikant ansteigt. Im Gegensatz dazu sind die Kriechkurven des SAC-Sintermaterials bei 175 °C mit reduzierter Spannung (Abbildung 36 d)

sehr ähnlich zu den Ergebnissen bei 100 °C. So nimmt die Dehnung von ca. 0,25 % auf ca. 0,53 % durch eine Spannungssteigerung von 6 MPa auf 18 MPa zu.

Es zeigt sich somit, dass das SAC-Sintermaterial gegenüber dem Referenzmaterial insbesondere bei Temperaturen oberhalb von 100 °C eine wesentlich geringere Kriechneigung aufweist und dementsprechend über eine höhere Kriechbeständigkeit verfügt. Damit spiegelt sich auch die im Zugversuch ermittelte höhere Festigkeit bzw. höhere Streckgrenze im Kriechverhalten wider.

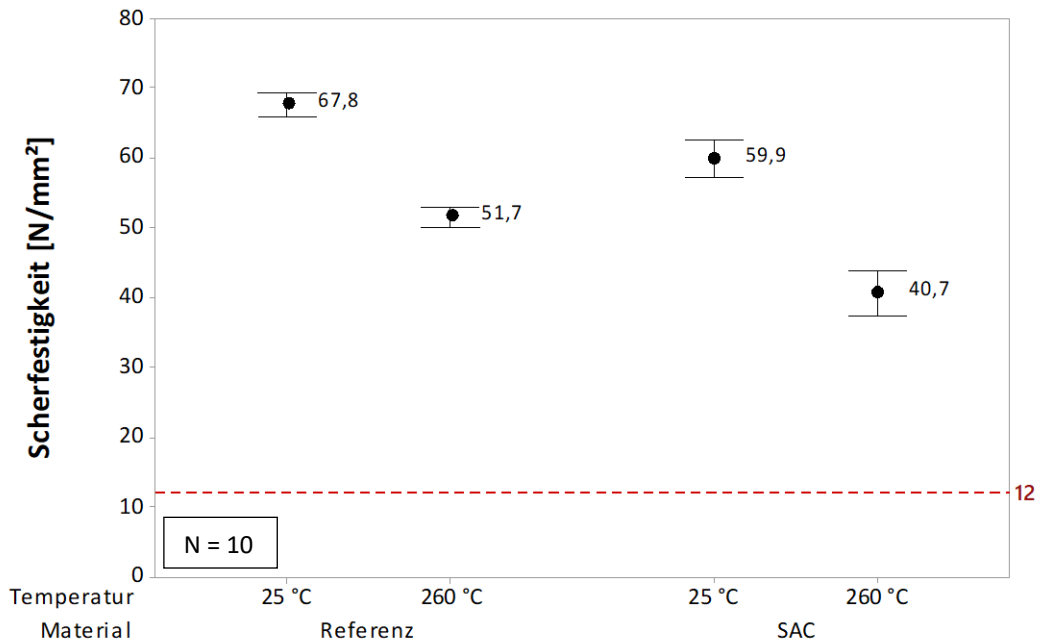
5.3 Einflussfaktoren auf die Sinterverbindungsschicht

Die Qualität einer Sinterfügeverbindung ist von unterschiedlichen Faktoren abhängig. Neben dem Sintermaterial wird die Qualität vor allem durch die Sinterparameter und die verwendeten Fügepartner beeinflusst. Während die vorherigen Untersuchungen auf den Einfluss des beigefügten Füllstoffes fokussiert waren, wird in diesem Kapitel auf den Einfluss der Prüfbedingungen, der Fügepartner sowie der Prozessparameter auf die Haftfestigkeit der in Kapitel 3.3.3 beschriebenen Modulaufbauten näher eingegangen.

5.3.1 Abhängigkeit der Scherfestigkeit von der Temperatur

Wie bereits in Kapitel 3.5.4 beschrieben wurde, ist die Haftfestigkeit einer Fügeverbindung teilweise stark von der Temperatur abhängig. Die Fügeverbindung muss eine zuverlässige Funktion, sowohl bei hohen Betriebstemperaturen als auch bei erhöhten Temperaturen während des Herstellungsprozesses aufweisen. Dabei sind die Temperaturen während der Herstellung durch, dem Sinterprozess nachgeschaltete Prozesse, wie dem Grundplattenlöten oder dem Vergießen, beeinflusst. Aus diesem Grund wurden die bisherigen Untersuchungen hinsichtlich der Scherfestigkeit in Anlehnung an das DA5-Konsortium [119] und den MIL-Std-883 [118] als auch anhand der Materialherstellangaben [121] bei einer Prüftemperatur von 260 °C durchgeführt. Um die Auswirkung der erhöhten Prüftemperatur auf die Haftfestigkeit sowohl des Referenzmaterials als auch des SAC-Sintermaterials zu untersuchen, wurde zusätzlich die Scherfestigkeit bei Raumtemperatur ermittelt. Wie aus den Ergebnissen in Abbildung 37 zu entnehmen ist, zeigen beide Sintermaterialien eine vergleichbare Temperaturabhängigkeit der mittleren Scherfestigkeit. Sowohl bei Raumtemperatur als auch bei 260 °C weist das Referenzmaterial gegenüber dem SAC-Sintermaterial eine um ca. 10 MPa höhere Scherfestigkeit auf. Das Referenzmaterial verfügt bei RT über eine Haftfestigkeit von ca. 68 MPa und ist damit um ca. 16 MPa höher als bei der Prüfung bei 260 °C. Ein ähnliches Verhalten ist für das SAC-Sintermaterial zu beobachten, dessen Scherfestigkeit bei RT ca. 60 MPa beträgt und damit ca. 19 MPa oberhalb der Festigkeit bei 260 °C Prüftemperatur liegt.

Beide Sintermaterialien weisen somit die aus der Werkstoffkunde bekannte Festigkeitsabnahme mit zunehmender Prüftemperatur auf [120]. Allerdings liegt die Festigkeit bei 260 °C, wie bereits in Kapitel 4.3.1 beschrieben, weit oberhalb der geforderten Mindestscherfestigkeit von 12 MPa [118]. Anders als im Zugversuch ist die Abnahme der Festigkeit mit steigender Prüftemperatur insbesondere für das Referenzmaterial, trotz der wesentlich höheren Prüftemperatur, weniger stark ausgeprägt. Ein vergleichbares Materialverhalten wurde von Sasaki et al. [150] an gesinterten Nano-Silbersinterschichten beobachtet. Hier sank die Scherfestigkeit von 33 MPa auf 27 MPa durch das Erhöhen der Prüftemperatur von RT auf 260 °C.



Zum Berechnen der 95% Konfidenzintervalle werden die individuellen Standardabweichungen verwendet.

Abbildung 37: Scherfestigkeit des Referenzmaterials und des SAC-Sintermaterials in Abhängigkeit der Prüftemperatur (25 °C vs. 260 °C)

5.3.2 Fügepartner und deren Oberflächen

Substrat

Wie bereits in Kapitel 2.2.1 beschrieben, werden Isolationssubstrate mit unterschiedlichen Endoberflächen, wie z.B. Silber, Gold, Kupfer oder Nickel angeboten [9, 151]. Um den Einfluss der Substratmetallisierung auf die Haftfestigkeit des Sintermaterials zu beurteilen, wurden Modulaufbauten analog zu den in Kapitel 3.3.3 beschriebenen Proben mit DCB-Substraten mit Ag-, Au-, Cu- und Ni-Endoberflächen aufgebaut und im Scherversuch bei 260 °C getestet. Der Einfluss der Substratmetallisierung wurde anhand der ermittelten Scherfestigkeit und der Bruchflächenanalyse sowohl quantitativ als auch qualitativ bestimmt.

Wie aus den Scherergebnissen in Abbildung 38 zu entnehmen ist, konnte kein signifikanter Unterschied hinsichtlich der Haftfestigkeit weder für das Referenzmaterials noch für das SAC-Sintermaterials bei der Anbindung auf Ag-, Au- oder Cu-Oberflächen festgestellt werden. Im Mittel zeigt das Referenzmaterial unabhängig von der Endoberfläche mit ca. 50 MPa eine um ca. 10 MPa höhere Scherfestigkeit als das SAC-Sintermaterial. Dahingegen konnte weder mit dem Referenzmaterial noch mit dem SAC-Sintermaterial eine Anbindung auf der Ni-Endoberfläche generiert werden. Die Bruchflächen in Abbildung 39 a bis c zeigen einen kohäsiven-adhäsiven Mischbruch in der Sinterschicht und entlang der Substratmetallisierung, wobei der adhäsive Bruchanteil von der Ag- über die Au- zu der Cu-Oberfläche deutlich ansteigt. Im Gegensatz dazu ist für die Ni-Endoberfläche (Abbildung 39 d) ein eindeutiger Adhäsionsbruch an der Substratmetallisierung zu erkennen, der ein Zeichen für die mangelhafte Verbindung darstellt.

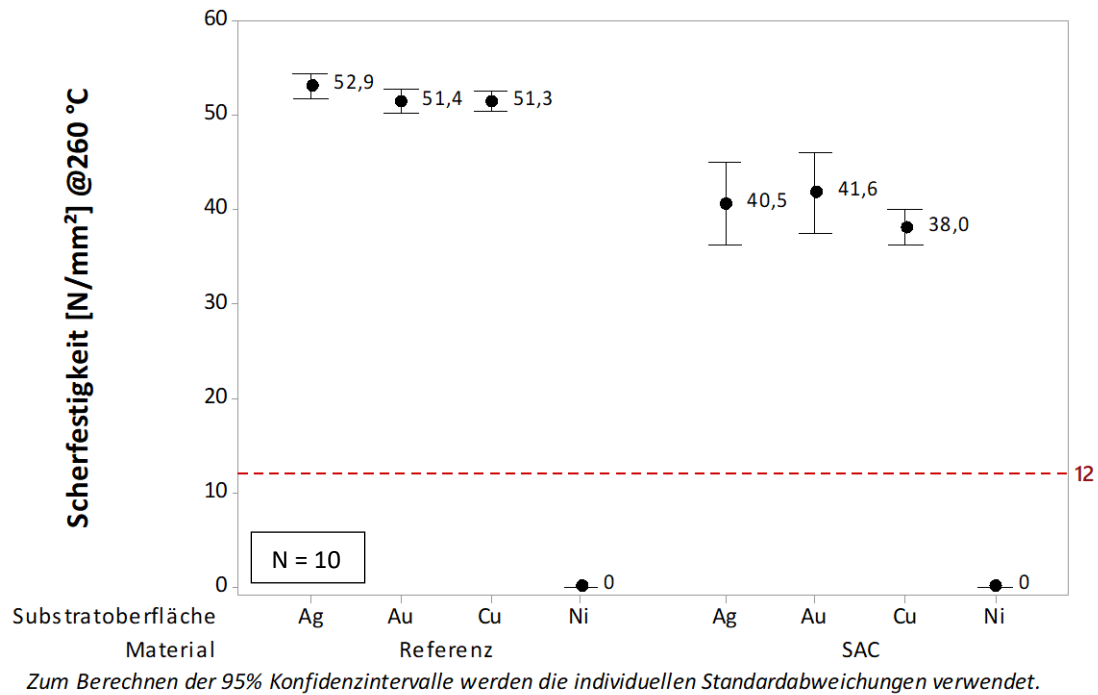


Abbildung 38: Einfluss der Substratmetallisierung auf die mittlere Scherfestigkeit des Referenzmaterials und des SAC-Sintermaterials

Die Bruchflächen des SAC-Sintermaterials weisen ebenfalls einen kohäsiven-adhäsiven Mischbruch in der Sinterschicht und entlang der Substratmetallisierung auf, vgl. Abbildung 40 a bis d. Dabei ist zu beobachten, dass der Bruch des Ag-Substrates überwiegend in der Nähe der Chipmetallisierung verläuft, wohingegen das Au- und Cu-Substrat im Randbereich einen kohäsiven Bruch und in der Chipmitte einen adhäsiven Bruch aufweist. Für die Ni-Endoberfläche (Abbildung 40 d) ist analog zum Referenzmaterial ein eindeutiger Adhäsionsbruch entlang der Substratmetallisierung erkennbar.

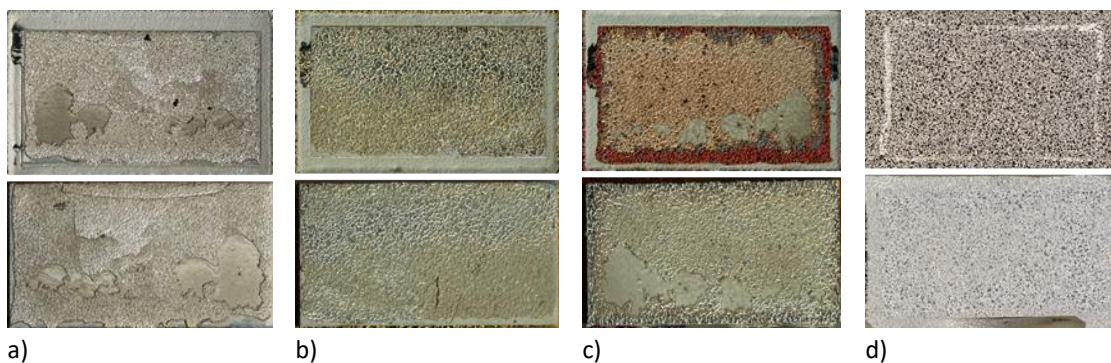


Abbildung 39: LM-Aufnahmen der Bruchflächen des Referenzmaterials in Abhängigkeit der Substratmetallisierung: a) Ag, b) Au, c) Cu, d) Ni. In der oberen Reihe ist jeweils die Substratoberfläche dargestellt, während in der unteren Reihe die Chiprückseite zu sehen ist.

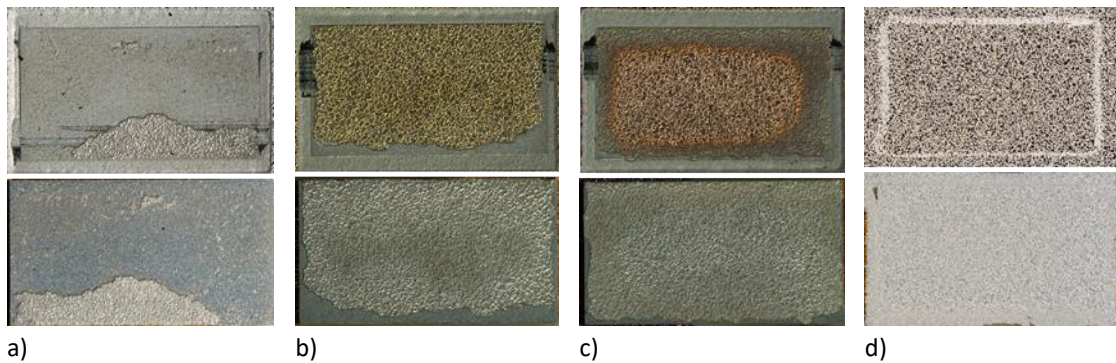


Abbildung 40: LM-Aufnahmen der Bruchflächen des SAC-Sintermaterials in Abhängigkeit der Substratmetallisierung: a) Ag, b) Au, c) Cu, d) Ni. In der oberen Reihe ist jeweils die Substratoberfläche dargestellt, während in der unteren Reihe die Chiprückseite zu sehen ist.

Anhand der Ergebnisse lässt sich kein signifikanter Einfluss der Ag-, Au- und Cu-Endoberflächen auf die Haftfestigkeit sowohl für das Referenzmaterial als auch das SAC-Sintermaterial feststellen. Damit unterscheiden sich die Ergebnisse dieser Untersuchung von anderen Studien. So haben Bai et al. [65], Siow et al. [152] und Chew et al. [153, 154] den Einfluss von Ag-, Au-, und Cu-Endoberflächen auf die Haftfestigkeit von Sinterverbindungen untersucht. Sie kamen alle zu der Erkenntnis, dass auf silbermetallisierten Substraten die beste Anbindung erzielt wird, gefolgt von vergoldeten und unbeschichteten Kupferoberflächen. Weiterhin haben Blank et al. [155] und Chew et al. [154] gezeigt, dass die Schichtdicke der Gold- bzw.-Silbermetallisierung keinen entscheidenden Einfluss auf die Haftfestigkeit hat.

Halbleiterbauteil

Halbleiterbauelemente verfügen analog zu den Isolationssubstraten über unterschiedliche Endoberflächen der Chiprückseite, die eine feste Anbindung zum Fügmaterial sicher stellt und in der Regel aus Silber oder Gold besteht [156]. Um den Einfluss der Halbleiterbauelemente auf die Haftfestigkeit des Sintermaterials zu beurteilen, wurden Modulaufbauten analog zu den in Kapitel 3.3.3 beschriebenen Proben mit drei verschiedenen Halbleiterbauteilen aufgebaut und im Scherversuch bei 260 °C getestet. Die verwendeten Halbleiterbauteile unterscheiden sich dabei in deren Halbleitermaterial, der geometrischen Abmessungen und Rückseitenmetallisierung, vgl. Tabelle 13. Der Einfluss des Halbleiterbauelements wurde anhand der ermittelten Scherfestigkeit und der Bruchflächenanalyse sowohl quantitativ als auch qualitativ bestimmt.

Tabelle 13: Übersicht der verwendeten Halbleiterbauelemente

Halbleiterbauelement	Si-Diode[157]	SiC-MOSFET[104]	SiC-MOSFET
Hersteller	Semikron	Cree / Wolfspeed	Cree / Wolfspeed
Bezeichnung	SKCD 16 C 060 I HD	CPM2-1700-0045B	CPM3-0900-0010
Material	Si	SiC	SiC
Größe[mm]	3,97 x 3,97	4,08 x 7,35	4,08 x 7,35
Dicke [µm]	241	380 ± 40	380 ± 40
Rückseitenmetallisierung / -dicke [µm]	Ag / 1,2	Ag / 0,6	Au / 0,1

Die Scherergebnisse in Abbildung 41 zeigen einen signifikanten Unterschied der ermittelten Haftfestigkeit sowohl in Abhängigkeit des Halbleiterbauelements als auch des verwendeten Sintermaterials. Der Einfluss des Halbleiterbauteils zeigt für beide Sintermaterialien ein vergleichbares Verhalten hinsichtlich der ermittelten Scherfestigkeit. Während die Ag-metallisierte Si-Diode jeweils die niedrigste Festigkeit aufweist, werden mit dem Ag-metallisierten SiC-MOSFET die höchsten Festigkeitswerte generiert. Im Vergleich dazu liegt die Scherfestigkeit des Au-metallisierten SiC-MOSFET zwischen den beiden Extremwerten. Diese teils starken Unterschiede der ermittelten Haftfestigkeit spiegeln sich ebenfalls anhand der untersuchten Bruchflächen wider, vgl. Abbildung 42 und Abbildung 43. So ist insbesondere für den Ag-metallisierten SiC-MOSFET für beide Sintermaterialien ein kohäsiver-adhäsiver Mischbruch in der Sinterschicht und in der Nähe der Chipmetallisierung zu erkennen, während die Si-Diode und der Au-metallisierte SiC-MOSFET einen eher adhäsiven Bruch entlang der Chipmetallisierung aufweisen. Im Vergleich der beiden Sintermaterialien ist der Einfluss des Halbleiterbauelements für das Referenzmaterial gegenüber dem SAC-Sintermaterial wesentlich stärker ausgeprägt. Die Festigkeit des Au-metallisierten SiC-MOSFET ist um ca. 38 % bzw. die der Si-Diode um über 70 % niedriger im Vergleich zum Ag-metallisierten SiC-MOSFET. Das SAC-Sintermaterial weist hingegen sowohl für die Si-Diode als auch den Au-metallisierten SiC-MOSFET lediglich eine Abnahme der Scherfestigkeit von ca. 30 % auf. Die reduzierte Festigkeit des Au-metallisierten SiC-MOSFET kann aufgrund der gleichen Prozessierung auf eine geringere diffusionsbedingte Anbindung zur Rückseitenmetallisierung zurückgeführt werden. Als Ursache für die mangelhafte Anbindung der Si-Diode insbesondere in Verbindung mit dem Referenzmaterial werden organische Rückstände des „Waferklebers“ auf der Chipmetallisierung vermutet. Weiterhin unterscheiden sich die Metallisierungsverfahren der beiden Halbleiterhersteller.

Es hat sich damit gezeigt, dass mit beiden Sintermaterialien eine stabile Sinterverbindung erzeugt werden kann, allerdings die Haftfestigkeit von der Qualität und Art der Metallisierung beeinflusst wird.

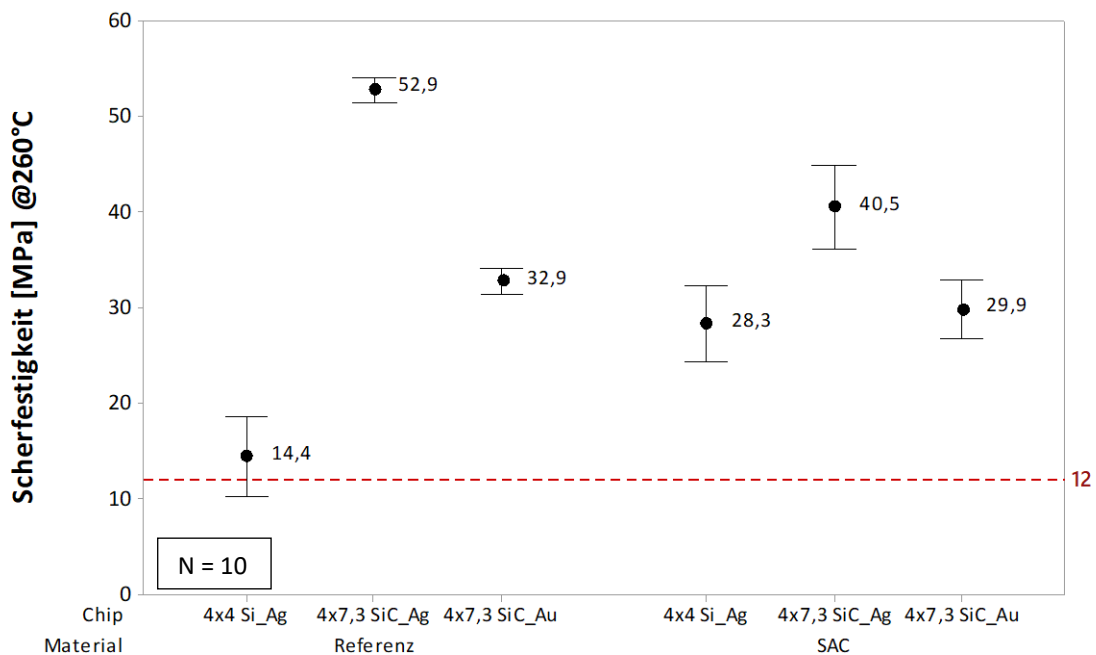


Abbildung 41: Einfluss der Halbleiterbauelemente auf die mittlere Scherfestigkeit des Referenzmaterials und des SAC-Sintermaterials

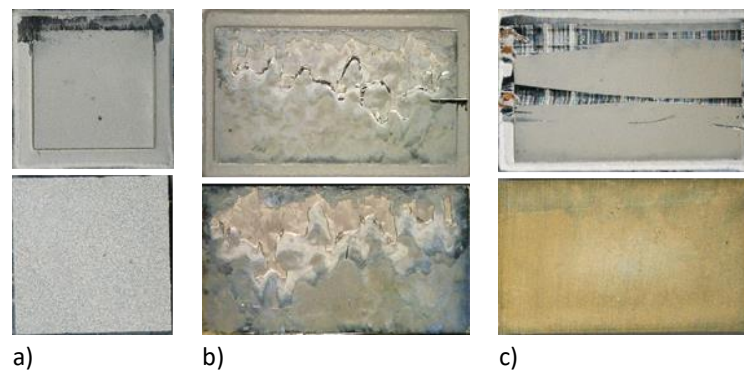


Abbildung 42: LM-Aufnahmen der Bruchflächen des Referenzmaterials in Abhängigkeit des Halbleiterbauteils: a) 4x4 Si_Ag, b) 4x7,3 SiC_Ag, c) 4x7,3 SiC_Au. In der oberen Reihe ist jeweils die Substratoberfläche dargestellt, während in der unteren Reihe die Chiprückseite zu sehen ist.

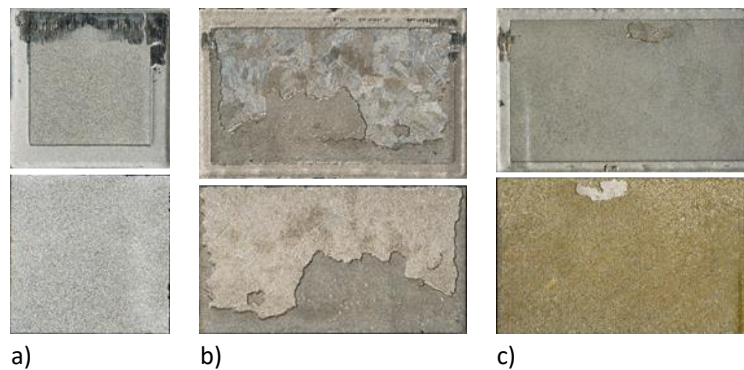


Abbildung 43: LM-Aufnahmen der Bruchflächen des SAC-Sintermaterials in Abhängigkeit des Halbleiterbauteils: a) 4x4 Si_Ag, b) 4x7,3 SiC_Ag, c) 4x7,3 SiC_Au. In der oberen Reihe ist jeweils die Substratoberfläche dargestellt, während in der unteren Reihe die Chiprückseite zu sehen ist.

5.3.3 Prozessparameter

Die Qualität einer Sinterverbindung wird, wie bereits in Kapitel 2.2.2 beschrieben, stark durch die verwendeten Parameter des Drucksinterprozesses beeinflusst. Zu den Haupteinflussgrößen zählen insbesondere die Prozesstemperatur, der applizierte Sinterdruck und die Sinterzeit. Im Allgemeinen wird die Festigkeit der Fügeverbindung, durch das Erhöhen der genannten Prozessparameter, gesteigert [19, 42, 67]. Weiterhin besteht ein Zusammenhang zwischen der Sinteraktivität des Silberpulvers und der umgebenden Atmosphäre. Mertens [38] untersuchte den Einfluss der Atmosphäre während des Sinterprozesses und kam zu der Erkenntnis, dass sich Sauerstoff positiv auf die Sinterneigung und damit auf die Haftfestigkeit der Sinterverbindung auswirkt.

Vor diesem Hintergrund wurde der Einfluss der Prozessparameter auf die Haftfestigkeit der Fügeverbindung mit Hilfe einer vollfaktoriellen Prozessevaluation untersucht. Dabei wurde die Temperatur zwischen 200 °C, 230 °C und 260 °C, der Druck zwischen 10 MPa, 15 MPa und 20 MPa und die Zeit zwischen 1 min, 3 min und 5 min variiert. Zusätzlich wurde der Einfluss der Sinteratmosphäre, anhand der in Kapitel 3.4.3 beschriebenen Standardsinterparameter, im Rahmen einer Testreihe unter stickstoffhaltiger Atmosphäre untersucht. Als Probekörper diente der in Kapitel 3.3.3 beschriebene Modulaufbau, bei dem das AMB-

Substrat durch ein standardmäßiges DCB-Substrat ersetzt wurde. Je Parametersatz wurden zehn Aufbauten im Scherversuch geprüft. Im Vergleich zu den bisherigen Scherversuchen wurden die Halbleiterbauelemente im Rahmen der Prozessevaluation bei Raumtemperatur abgeschert, da aufgrund der einfacheren Durchführung der Aufwand reduziert werden konnte. Die vollfaktorielle Prozessevaluation [143] wurde lediglich mit dem SAC-Sintermaterial durchgeführt, wobei zusätzlich als Referenzwerte einzelne Parametersätze ebenfalls mit dem Referenzmaterial untersucht wurden.

Zur Beurteilung des Prozesseinflusses auf die Scherfestigkeit wurden die Ergebnisse des jeweiligen Parametersatzes in einem Fehlerbalkendiagramm in Abbildung 44 gegenübergestellt. Entgegen des starken Einflusses der Prozessparameter von standardmäßigen Silbersintermaterialien wird das SAC-Sintermaterial in dem betrachteten Prozessfenster lediglich in geringer Weise beeinträchtigt. Zugleich weisen alle Proben eine Scherfestigkeit oberhalb von 45 MPa auf, sodass sich insgesamt die Haftfestigkeit des SAC-Sintermaterials auf einem hohen Niveau bewegt und damit höher als die geforderte Mindestscherfestigkeit des MIL-Std-883 [118] von 12 MPa ist, vgl. Kapitel 3.5.4. Während der Sinterdruck und die Sinterzeit keinen signifikanten Einfluss auf die Scherfestigkeit bei 230 °C bzw. 260 °C zeigen, ist bei 200 °C Sinter Temperatur eine Abhängigkeit von dem Druck und der Zeit zu erkennen. Im Vergleich dazu zeigt das Referenzmaterial anhand der einzelnen Referenzwerte eine signifikante Zunahme der Scherfestigkeit durch die Erhöhung der einzelnen Prozessparameter. Der deutliche Anstieg der Scherfestigkeit verifiziert damit die starke Abhängigkeit der Sinterschichtqualität von den gewählten Sinterparametern.

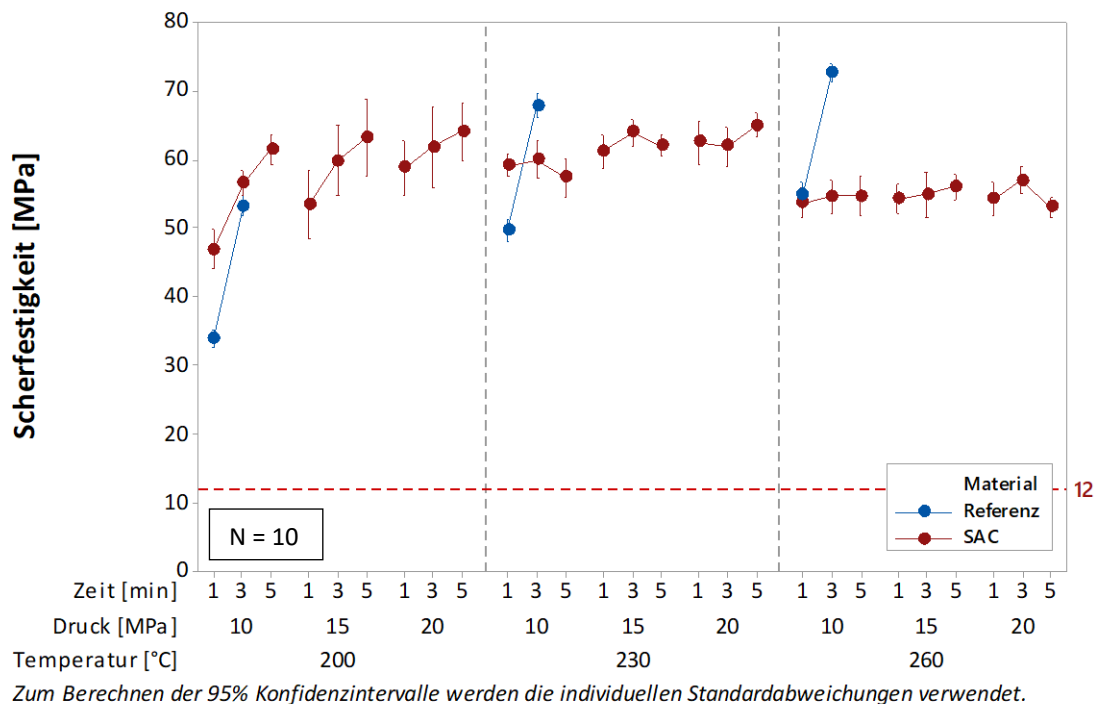


Abbildung 44: Mittlere Scherfestigkeit des SAC-Sintermaterials in Abhängigkeit der Prozessparameter Temperatur, Druck und Zeit. Als Referenzwerte sind einzelne Datenpunkte des Referenzmaterials mit aufgeführt.

In Anbetracht der Sinter Temperatur ist für das SAC-Sintermaterial im Vergleich zum Referenzmaterial ebenfalls ein abweichendes Verhalten zu beobachten. Während für Standard-Sintermaterialien die maximalen Prozessparameter für gewöhnlich zu den höchsten Festigkeitswerten führen, ist durch das Erhöhen der Sinter Temperatur von 230 °C auf 260 °C eine tendenziell niedrigere Scherfestigkeit zu verzeichnen. Dieser Effekt wird, wie bereits in Kapitel 5.1 beschrieben, durch eine stärkere Benetzung der Ag-Partikel mit einem wenige monolagen dicken Zinnfilm vermutet, der aufgrund des schnelleren Aufschmelzens der SAC-Partikel bei 260 °C verstärkt auftritt. Weiterhin ist auffällig, dass die Scherfestigkeit beim Sintern unterhalb der Schmelztemperatur des SAC-Füllstoffes ($T_m = 217/221$ °C [93]) bei 200 °C stets oberhalb von 45 MPa liegt. Die Bildung der Ag_3Sn -Phasen kann bei dieser Prozess Temperatur lediglich über Festphasendiffusion erfolgen und nicht durch Aufschmelzen und Infiltrieren der Ag-Matrix. Dies ist auch der Grund, warum hier eine Abhängigkeit von dem Sinterdruck und der Sinterzeit zu erkennen ist. Der Diffusionsprozess ist stark zeitabhängig und führt daher bei den kurzen Prozesszeiten zu einer verringerten Scherfestigkeit. Mit zunehmendem Druck, der als Diffusionsbeschleuniger wirkt, ist allerdings gut zu erkennen, dass sich der Einfluss der Prozesszeit durch das Verdoppeln des Sinterdrucks von 10 MPa auf 20 MPa auf ca. ein Drittel verkleinert.

Anhand des in Abbildung 45 a dargestellten Haupteffektdiagramms werden die zuvor beobachteten Prozesseinflüsse auf die Haftfestigkeit der Sinterverbindung nochmals verdeutlicht. Während die Prozessfaktoren Sinterdruck und Sinterzeit eine geringe Zunahme der Scherfestigkeit durch das Erhöhen dieser Faktoren aufweisen, ist für Sinter Temperaturen oberhalb von 230 °C eine Abnahme der Scherfestigkeit zu verzeichnen. Wie anhand des Wechselwirkungsdiagramms in Abbildung 45 b zu erkennen ist, liegt zwischen dem Faktorpaar Temperatur – Zeit eine signifikante Abhängigkeit hinsichtlich der Festigkeit der Fügeverbindung vor, was durch die nicht parallel verlaufenden Linien im Bereich zwischen 200 °C und 230 °C gekennzeichnet ist. Daraus lässt sich ableiten, dass bei niedrigen Prozess Temperaturen eine Verlängerung der Sinterzeit zu einer höheren Haftfestigkeit führt.

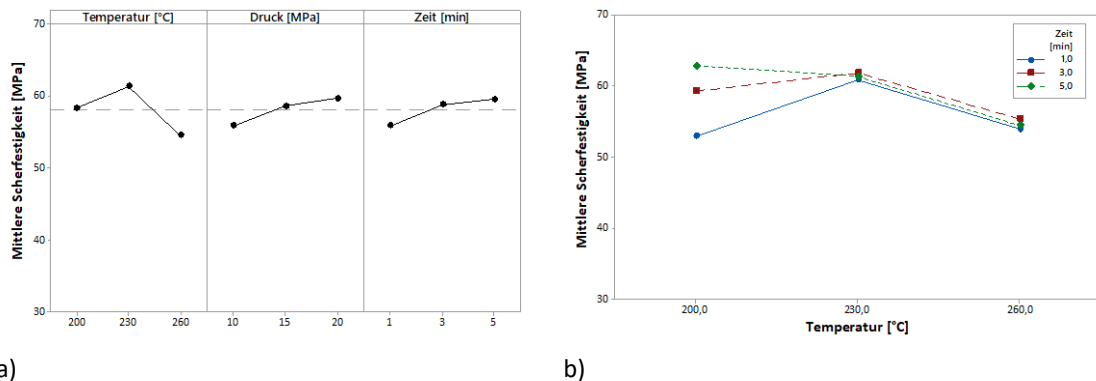
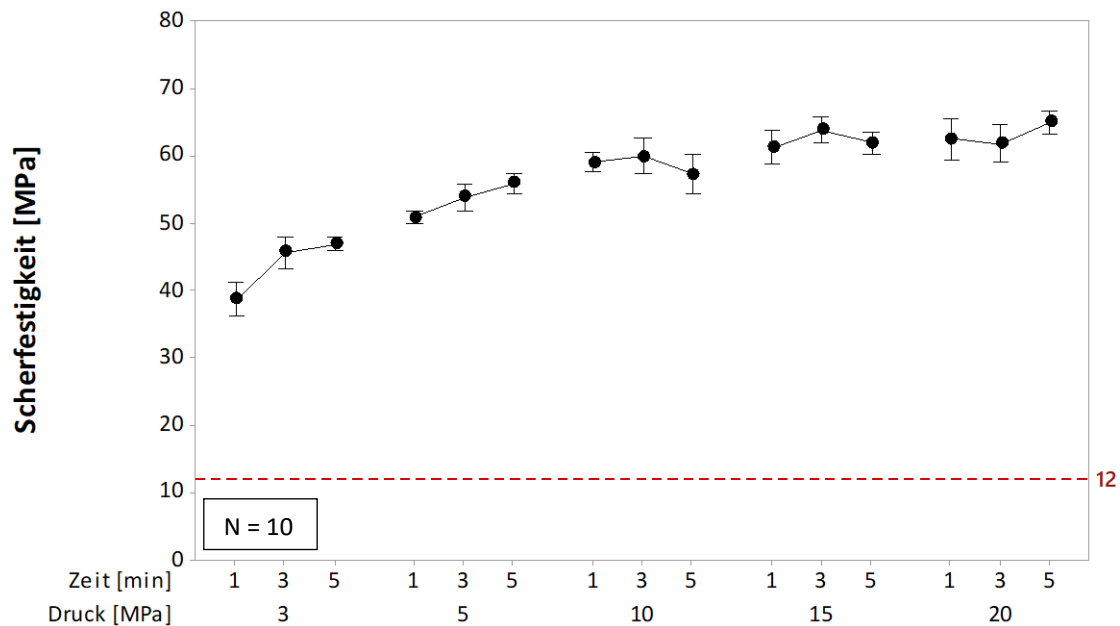


Abbildung 45: Statistische Auswertung der Prozessevaluation des SAC-Sintermaterials: a) Haupteffektdiagramm, b) Wechselwirkungsdiagramm der statistisch signifikanten Faktoren

Aufgrund der hohen Haftfestigkeit der Fügeverbindung in Kombination mit dem geringen Einfluss der Prozessparameter Sinterdruck und Sinterzeit wurde die Untersuchung der Prozessparameter bei 230 °C Sinter Temperatur um die Prozessdrücke 3 MPa und 5 MPa erweitert. Ziel war es, die untere Grenze des Prozessdruckes ausfindig zu machen, mit der nach wie vor die Anforderung an die Mindestscherfestigkeit von 12 MPa gegeben ist. Wie anhand der Ergebnisse in Abbildung 46 zu sehen ist, wird insbesondere bei den

niedrigen Drücken von 3 MPa bzw. 5 MPa die Korrelation zwischen der Scherfestigkeit und dem Prozessdruck ersichtlich. Trotz der abnehmenden Haftfestigkeit mit immer kleiner werdendem Sinterdruck, beträgt die Scherfestigkeit, selbst bei den minimalen Prozessparametern von 3 MPa Sinterdruck, bei einer Sinterzeit von 1 min, 39 ± 2 MPa und ist damit weit höher als die geforderte Mindestscherfestigkeit. Wie zuvor für die Sinter Temperatur beobachtet wurde, ist mit abnehmendem Sinterdruck eine Abhängigkeit der Scherfestigkeit von der Prozesszeit zu verzeichnen.

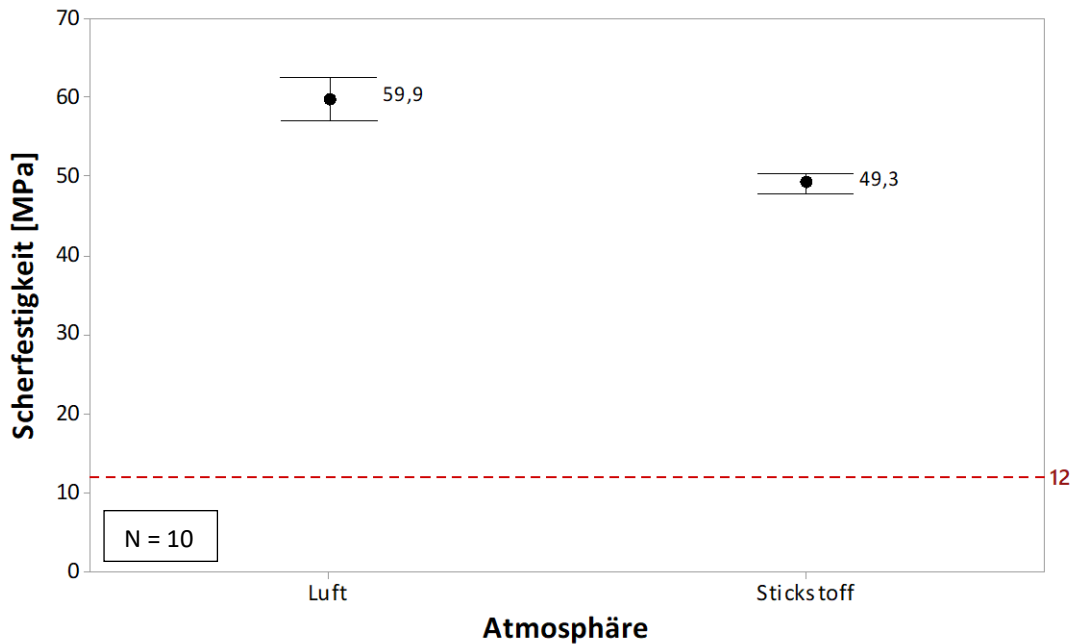


Zum Berechnen der 95% Konfidenzintervalle werden die individuellen Standardabweichungen verwendet.

Abbildung 46: Mittlere Scherfestigkeit des SAC-Sintermaterials in Abhängigkeit des Sinterdrucks und der Sinterzeit bei einer konstanten Temperatur von 230 °C

Neben den untersuchten Haupteinflussfaktoren des Drucksinterprozesses wurde ebenfalls der Einfluss der Sinteratmosphäre auf die gesinterte Fügeverbindung analysiert. Wie aus Abbildung 47 hervorgeht, konnte für das Sintern unter stickstoffhaltiger Atmosphäre eine um ca. 10 MPa reduzierte Scherfestigkeit gegenüber dem Standard Sinterprozess unter Luft festgestellt werden. Dennoch wird eine Haftfestigkeit von rund 50 MPa erzielt, die weit höher als die geforderte Mindestscherfestigkeit des MIL-Std-883 [118] von 12 MPa ist, vgl. Kapitel 3.5.4. Somit eignet sich das SAC-Sintermaterial sowohl für das Sintern unter Luft- als auch unter Stickstoffatmosphäre.

Alles in allem weist das SAC-Sintermaterial ein großes Prozessfenster innerhalb der untersuchten Prozessgrenzen auf, in welchem qualitativ hochwertige Fügeverbindungen erzeugt werden können. Neben den Haupteinflussfaktoren Temperatur, Druck und Zeit, ist das Fügmaterial ebenfalls für die Prozessierung unter stickstoffhaltiger Atmosphäre geeignet. Dies ist insbesondere für die Herstellung von Leistungsmodulen auf reinen Kupferschichten von Relevanz, die beim Sintern unter Sauerstoff stark oxidieren.



Zum Berechnen der 95% Konfidenzintervalle werden die individuellen Standardabweichungen verwendet.

Abbildung 47: Mittlere Scherfestigkeit des SAC-Sintermaterials in Abhängigkeit der Sinteratmosphäre unter Verwendung des Standardprozesses (10 MPa, 230 °C, 3 min)

5.4 Optimierung des SAC-Sintermaterials durch die Variation des Füllstoffgehalts und der Partikelart

Um den Einfluss des Füllstoffgehalts, der Partikelgröße und -form auf die Mikrostruktur und die Materialeigenschaften der Sinterschicht zu untersuchen, wurden neben der standardmäßigen Pastenformulierung mit 10 Gew.-% des SAC Typ 8 Pulvers (SAC-Sintermaterial) vier weitere Pastenmodifikationen untersucht, die sich in ihrem Mengenanteil, ihrer Partikelgröße oder ihrer Partikelform des SAC-Füllstoffs unterscheiden. Dabei wurde zum einen der Füllstoffgehalt zwischen 5 Gew.-% und 20 Gew.-% variiert und zum anderen 10 Gew.-% eines gröberen SAC-Pulvers (Typ 5) bzw. eines auf dem Typ 8 Pulver basierenden flakeförmigen Pulvers verwendet. Die Klassifizierung der verwendeten Pulver geht dabei aus dem IPC J-STD-005 bzw. firmeninternen Spezifikationen hervor [158].

5.4.1 Mikrostruktur in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts und der Partikelart

Der Einfluss des Füllstoffgehalts und der Partikelart auf die Mikrostruktur wurde anhand von ionenpolierten Querschliffen der gesinterten Zugproben analysiert. Wie bereits beschrieben wurde, entstehen durch den SAC-Füllstoff globulare Poren entsprechend der Partikelgröße, die von einer schalenförmigen Ag_3Sn -Phase umgeben sind. Dementsprechend wird der Anteil, die Größe und die Form der Poren durch das verwendete Ausgangspulver bzw. den beigesetzten Mengenanteil bestimmt. Wie aus Abbildung 48 a bis c zu entnehmen ist, verdoppelt sich der Porenanteil durch das Verdoppeln des Füllstoffgehalts. So weist die Sinterschicht mit 5 Gew.-% Füllstoff ca. 32, die Sinterschicht mit 10 Gew.-% ca. 60 und die Sinterschicht

mit 20 Gew.-% ca. 105 der globularen Poren in dem betrachteten Bildausschnitt auf. Dabei ist auffällig, dass die Poren bei einem Füllstoffgehalt von 20 Gew.-% nicht mehr in globularer, sondern in elliptischer Form vorliegen. Gleichzeitig nimmt mit steigendem Füllstoffgehalt der Anteil an intermetallischen Phasen zu. Während sich der Füllstoffgehalt auf die Anzahl der globularen Poren auswirkt, wird die Porengröße und -form insbesondere durch das verwendete Ausgangspulver des SAC-Füllstoffs beeinflusst. Wie in Abbildung 48 d und e zu sehen ist, werden durch das gröbere Typ 5 Pulver wesentlich größere Poren erzeugt, die im Vergleich zu denen des feineren Typ 8 Pulvers eher heterogen verteilt sind. Die dünnen flakeförmigen Partikel führen hingegen zu einer zunehmend elliptischen Form, die zudem homogen in der Schicht verteilt sind. Demnach ist es allerdings trotz der geringen Dicke der SAC-Flakes nicht möglich, die durch den Füllstoff herbeigeführten Poren mit Hilfe des verwendeten Prozessdrucks von 10 MPa vollständig zu eliminieren.

Im Gegensatz zu der Porengröße und -form wird die Gesamtporosität der Sinterschichten weniger stark von der Partikelart und dem Füllstoffgehalt beeinflusst. So weisen alle Sinterschichten eine Porosität im Bereich von ca. 21 % bis 26 % auf, vgl. Abbildung 49. Lediglich die Sinterschicht mit 20 Gew.-% Füllstoff verfügt mit ca. 16,1 % über eine vergleichbare Porosität wie das Referenzmaterial, vgl. Kapitel 5.1. Die Porosität wurde dabei 4-fach anhand eines Probenquerschliffes ermittelt, woraus sich der 95 % Konfidenzintervall berechnet. Die unterschiedliche Dichte der Pastenmodifikationen spiegelt sich, wie in Abbildung 48 dargestellt, in deren Schichtdicke wider. Während das Referenzmaterial und die Sinterschicht mit 20 Gew.-% Füllstoff in etwa die gleiche Schichtdicke aufweisen (47 μm bzw. 48 μm), ist die Probendicke der übrigen Sinterschichten im Mittel um ca. 10 % größer.

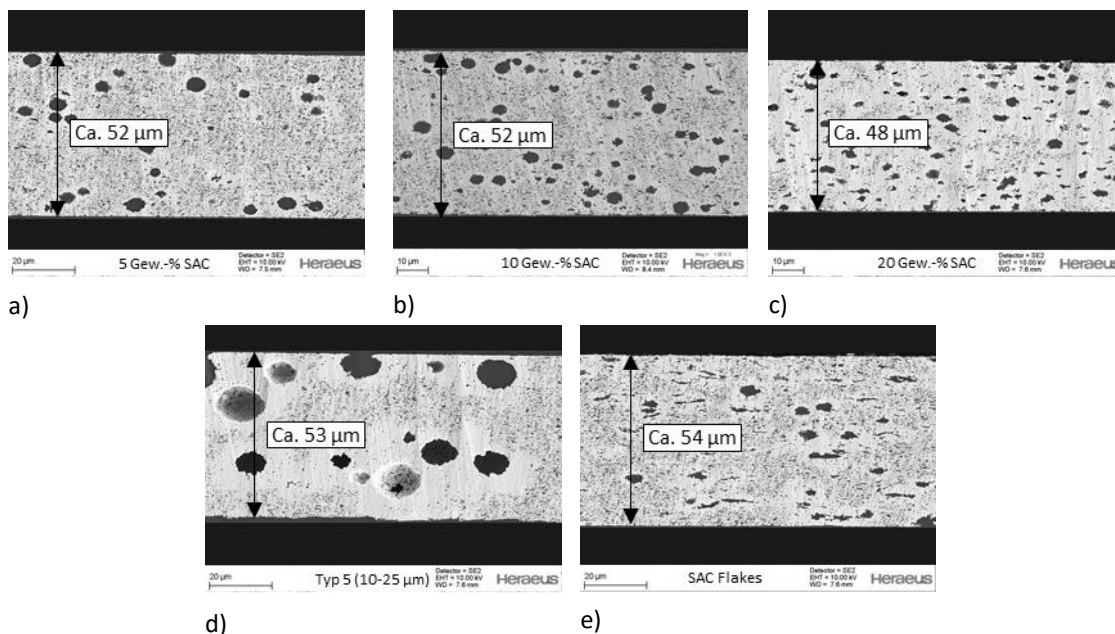
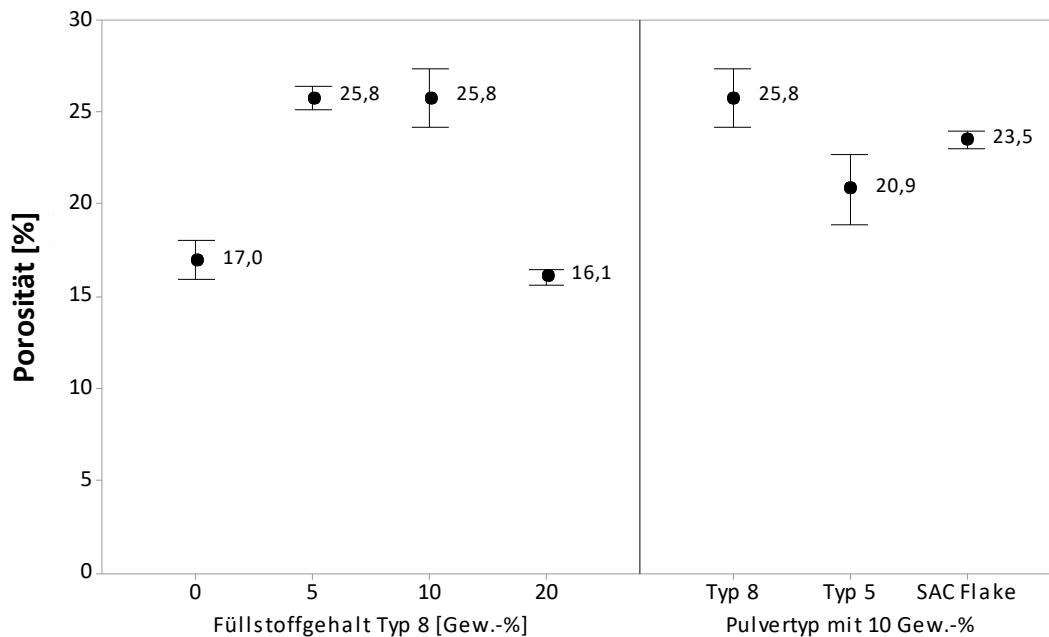


Abbildung 48: Ionenpolierte Querschliffe der gesinterten Zugproben in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts, sowie der Partikelgröße und -form: a) 5 Gew.-% Typ 8, b) 10 Gew.-% Typ 8, c) 20 Gew.-% Typ 8, d) 10 Gew.-% Typ 5 (10 μm bis 25 μm , e) 10 Gew.-% SAC Flakes



Zum Berechnen der 95% Konfidenzintervalle werden die individuellen Standardabweichungen verwendet.

Abbildung 49: Einfluss des Füllstoffgehalts an SAC Typ 8 Pulver (links) sowie der Partikelgröße und -form bei einem Mengenanteil von 10 Gew.-% (rechts) auf die mittlere Porosität

5.4.2 Einfluss des Füllstoffgehalts und der Partikelart auf die thermische Leitfähigkeit

Aufgrund des im Wiedemann-Franz-Gesetz beschriebenen Zusammenhangs zwischen der elektrischen und thermischen Leitfähigkeit wird in den nachfolgenden Untersuchungen nur noch die thermische Leitfähigkeit betrachtet.

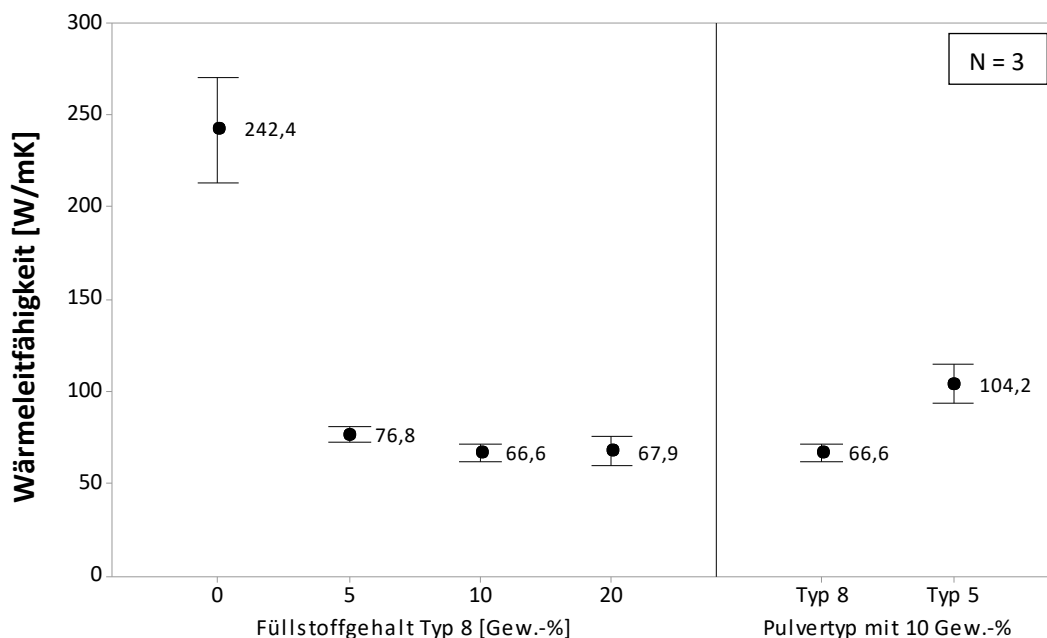
Wie bereits in Kapitel 4.2.1 und 4.2.2 beschrieben, wird sowohl die elektrische als auch die thermische Leitfähigkeit einer Sinterschicht durch ihre poröse Mikrostruktur und durch Gitterstörungen wie Kristallbaufehler bzw. Fremdatome an den ehemaligen Grenzflächen der Partikel beeinflusst [38, 159]. Neben dem Porenanteil ist die thermische Leitfähigkeit insbesondere von deren Form und Orientierung in der Sinterschicht abhängig [159]. Zusätzlich zu den genannten Einflussfaktoren führt die Bildung von intermetallischen Phasen durch die Beigabe des SAC-Füllstoffs zu einer weiteren Reduzierung der Leitfähigkeit [145]. Die silberreiche Ag_3Sn -Phase verfügt lediglich über eine Wärmeleitfähigkeit von ca. 49 W/mK [160], was sich entsprechend des Mengenanteils signifikant auf die Wärmeleitfähigkeit der Sinterschicht auswirkt.

Mit Hilfe des Maxwell-Eucken Modells kann unter der Annahme einer kontinuierlichen Matrix mit einer dispersen Einlagerungsphase, wie es bei der Sinterschicht aus leitendem Silber und den isolierenden Poren der Fall ist, die effektive Wärmeleitfähigkeit k_e der porösen Sinterschicht modellhaft wie folgt ermittelt werden [161]:

$$k_e = k_1 \frac{2k_1 + k_2 - 2(k_1 - k_2)v_2}{2k_1 + k_2 + (k_1 - k_2)v_2} \quad (18)$$

Dabei beschreibt k_1 die Wärmeleitfähigkeit der Matrix (429 W/mK für Silber) und k_2 die der Einlagerungsphase (0 W/mK für Luft). Der Mengenanteil der eingelagerten Zweitphase wird mit Hilfe von v_2 beschrieben. Basierend auf den via Bildanalyse ermittelten Porositäten der Sinterschichten, ergibt die modellhafte Bestimmung der effektiven Wärmeleitfähigkeit eine Leitfähigkeit von ca. 323 W/mK bzw. ca. 281 W/mK bei einer Porosität von ca. 17 % bzw. ca. 25 % bezogen auf die Literaturangaben von dichtem Silber. Der Einfluss der eingelagerten intermetallischen Phasen wird mit Hilfe dieses Modells allerdings nicht abgebildet. Zudem wird der Einfluss durch Gitterstörungen, wie Gitterfehler oder Fremdatome wie von Mertens beschrieben, nicht berücksichtigt [38]. Dementsprechend kann es zu teils großen Abweichungen zwischen den berechneten und denen im Versuch gemessenen Wärmeleitfähigkeiten kommen.

Die in Abbildung 50 dargestellten Ergebnisse der Wärmeleitfähigkeitsmessung zeigen einen geringen Einfluss der Pastenmodifikation. Insbesondere der Füllstoffgehalt wirkt sich marginal auf die thermische Leitfähigkeit aus. Während für 5 Gew.-% SAC-Anteil gegenüber den standardmäßigen 10 Gew.-% mit ca. 67 W/mK eine etwas höhere Leitfähigkeit zu verzeichnen ist, hat die doppelte Menge keine Auswirkungen auf die Wärmeleitfähigkeit. Als Ursache wird dafür trotz des höheren SAC-Anteils die zuvor ermittelte niedrigere Porosität angesehen. In Anbetracht der Partikelgröße und -form zeigt das gröbere Typ 5 Pulver gegenüber dem Typ 8 Pulver eine um ca. 55 % höhere Wärmeleitfähigkeit. Neben der etwas niedrigeren Porosität ist die erhöhte Leitfähigkeit durch die eher heterogenen, großen intermetallischen Phasen zu erklären, die von einer kontinuierlichen reinen Ag-Matrix umgeben sind, vgl. Abbildung 48 d.



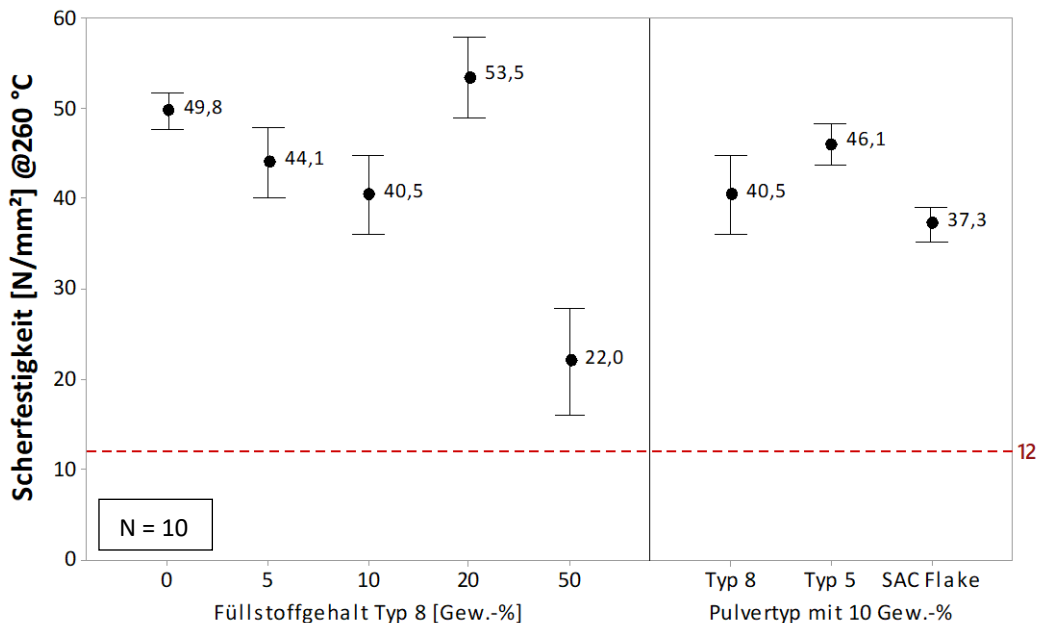
Zum Berechnen der 95% Konfidenzintervalle werden die individuellen Standardabweichungen verwendet.

Abbildung 50: Einfluss des Füllstoffgehalts an SAC Typ 8 Pulver (links) sowie der Partikelgröße und -form bei einem Mengenanteil von 10 Gew.-% (rechts) auf die mittlere Wärmeleitfähigkeit

5.4.3 Abhängigkeit der Hochtemperatur-Scherfestigkeit vom Füllstoffgehalt und der Partikelart

Wie aus Abbildung 51 zu entnehmen ist, wirkt sich vor allem der Füllstoffgehalt in unterschiedlicher Weise auf die Scherfestigkeit bei 260 °C aus. So ist im Vergleich zum Referenzmaterial ohne Füllstoff zunächst eine leichte Abnahme von ca. 12 % bzw. 20 % der Scherfestigkeit durch die Beigabe von 5 Gew.-% bzw. 10 Gew.-% SAC-Füllstoff zu beobachten. Durch das Erhöhen des Füllstoffgehalts auf 20 Gew.-% SAC-Pulver ist hingegen ein Anstieg der Scherfestigkeit im Vergleich zum Referenzmaterial, um ca. 7 % zu verzeichnen.

In diesem Zusammenhang wurde untersucht, ob es eine Obergrenze des Füllstoffgehalts gibt. Als maximalen Füllstoffgehalt wurde ein Anteil von 50 Gew.-% SAC-Pulver gewählt. Wie anhand der Scherfestigkeit zu sehen ist, geht mit der Erhöhung des Füllstoffgehalts auf 50 Gew.-% ein drastischer Festigkeitsverlust von über 55 % einher. Bereits bei der Herstellung der Proben konnte beobachtet werden, dass während des Sinterprozesses ein Teil des verflüssigten SAC-Füllstoffs durch den Prozessdruck unter dem Halbleiterbauteil herausgedrückt wurde. Demnach ist der Anteil des Füllstoffs zu hoch, um vollständig mit dem Silber zu hochschmelzenden intermetallischen Phasen umgewandelt zu werden. So resultiert der deutliche Abfall der Scherfestigkeit aus zinnreichen Regionen, die bei den Testbedingungen von 260 °C zum Erweichen der Fügeverbindung führen. Somit wird die maximale Scherfestigkeit von ca. 54 MPa mit einem SAC-Anteil von 20 Gew.-% erreicht. Die verbesserte Haftfestigkeit bei einem Füllstoffgehalt von 20 Gew.-% kann einerseits durch ein besseres Benetzungsverhalten aufgrund des höheren „flüssig“ Phasenanteils während des Sinterprozesses und andererseits durch die höhere Dichte der Sinterschicht begründet werden. Aufgrund des Sn-Überschusses bei einem Anteil von 50 Gew.-%, der zum Ausfließen des flüssigen SAC's während des Sinterns führt, wird diese Zusammensetzung nicht weiter betrachtet.



Zum Berechnen der 95% Konfidenzintervalle werden die individuellen Standardabweichungen verwendet.

Abbildung 51: Einfluss des Füllstoffgehalts an SAC Typ 8 Pulver (links) sowie der Partikelgröße und -form bei einem Mengenanteil von 10 Gew.-% (rechts) auf die mittlere Scherfestigkeit

Hinsichtlich der Partikelgröße und -form konnte bei einem Mengenanteil von 10 Gew.-Füllstoff kein signifikanter Einfluss auf die Scherfestigkeit festgestellt werden. Damit wird die Haftfestigkeit der Fügeverbindung stärker durch den Füllstoffgehalt als durch die Partikelgröße und -form beeinflusst.

Ergänzend zu den Ergebnissen der Scherfestigkeit sind in Abbildung 52 die Bruchflächen für die qualitative Bewertung nach dem Scherversuch dargestellt. Im Allgemeinen konnten für die analysierten Sintermaterialien zwei unterschiedliche Brucharten identifiziert werden. Zum einen ein kohäsiver-adhäsiver Mischbruch in der Sinterschicht und in der Nähe der Chipmetallisierung und zum anderen ein rein kohäsiver Bruch in der Sinterschicht. Wie aus den Festigkeitswerten des Scherversuchs hervorgeht, gibt es keinen signifikanten Unterschied zwischen einem Füllstoffanteil von 5 Gew.-% bzw. 10 Gew.-% unabhängig davon, welche Art von Füllstoffpulver verwendet wurde. Mit diesem Verhalten korreliert auch das beobachtete Bruchverhalten, sodass für diese Sintermaterialien stets der zuvor beschriebene Mischbruch vorzufinden ist. Die Sintermaterialien mit 20 Gew.-% bzw. 50 Gew.-% weisen hingegen, für die die maximale bzw. minimale Scherfestigkeit ermittelt wurde, einen Kohäsionsbruch innerhalb der Fügenschicht auf. Zudem ist in Abbildung 52 e, der überschüssige SAC-Füllstoff zu erkennen, der während des Sinterprozesses unter dem Chip herausgedrückt wurde.

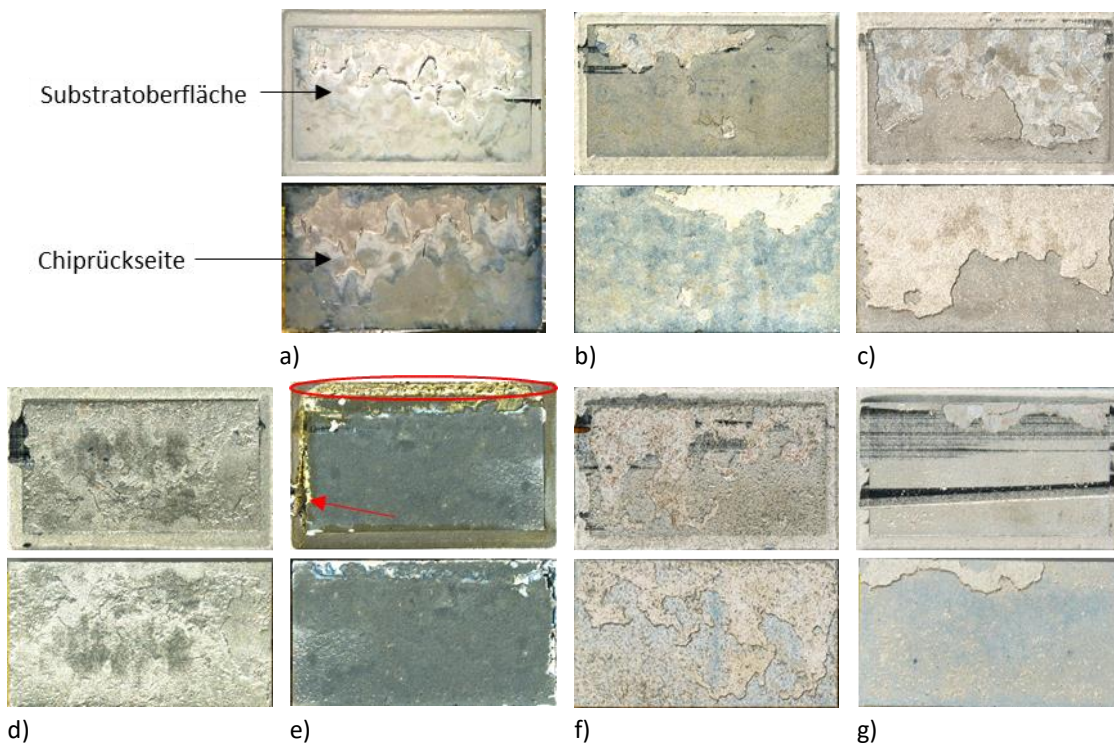
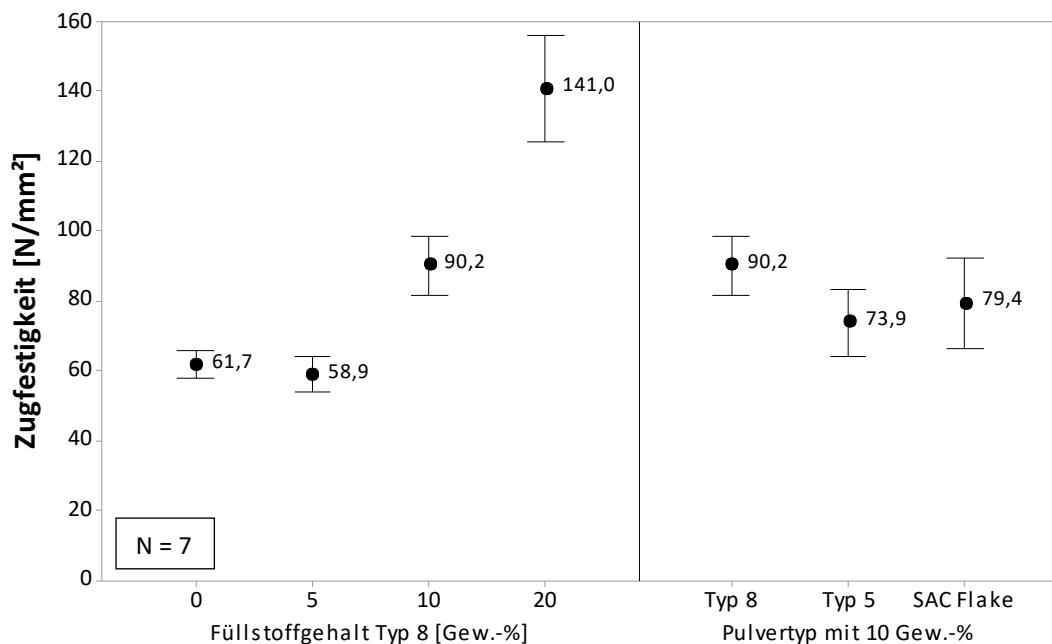


Abbildung 52: LM-Aufnahmen der Bruchflächen nach dem Scherversuch bei 260 °C. In Abhängigkeit des Füllstoffanteils und der Partikelform/-größe konnten unterschiedliche Brucharten identifiziert werden: a) Mischbruch des Referenzmaterials ohne Füllstoff, b) Mischbruch mit 5 Gew.-% SAC, c) Mischbruch mit 10 Gew.-% SAC, d) Kohäsionsbruch in der Verbindungsschicht mit 20 Gew.-% SAC, e) Kohäsionsbruch in der Verbindungsschicht mit 10 Gew.-% SAC mit ausgelaufener Flüssigphase, f) Mischbruch mit 10 Gew.-% SAC Typ 5, g) Mischbruch mit 10 Gew.-% SAC Flakes

5.4.4 Abhängigkeit der Festigkeit und des E-Moduls vom Füllstoffgehalt und der Partikelart

Wie bereits für die Hochtemperatur-Scherfestigkeit beobachtet wurde, hat ebenfalls der Füllstoffgehalt den größten Einfluss auf die mechanische Festigkeit und den E-Modul, vgl. Abbildung 53 und Abbildung 54. Entgegen der Wirkweise des Füllstoffgehalts auf die Scherfestigkeit, führt die Beigabe von 5 Gew.-% bzw. 10 Gew.-% nicht zu einer Minderung der Festigkeit. Viel mehr weist das SAC-Sintermaterial mit 10 Gew.-% Füllstoff bereits eine Festigkeitssteigerung von ca. 45 % gegenüber dem Referenzmaterial auf. Durch das Verdoppeln der Füllstoffmenge auf 20 Gew.-% wird analog zu der Scherfestigkeit die höchste Festigkeit mit mehr als dem Zweifachen des Referenzmaterials erreicht. Demnach führt der steigende Anteil an Ag_3Sn -Phasen in der Sinterschicht mit zunehmendem Füllstoffgehalt in Verbindung mit der geringeren Porosität bei 20 Gew.-% Füllstoff (vgl. Kapitel 5.4.1) zu einem signifikanten Anstieg der Zugfestigkeit.

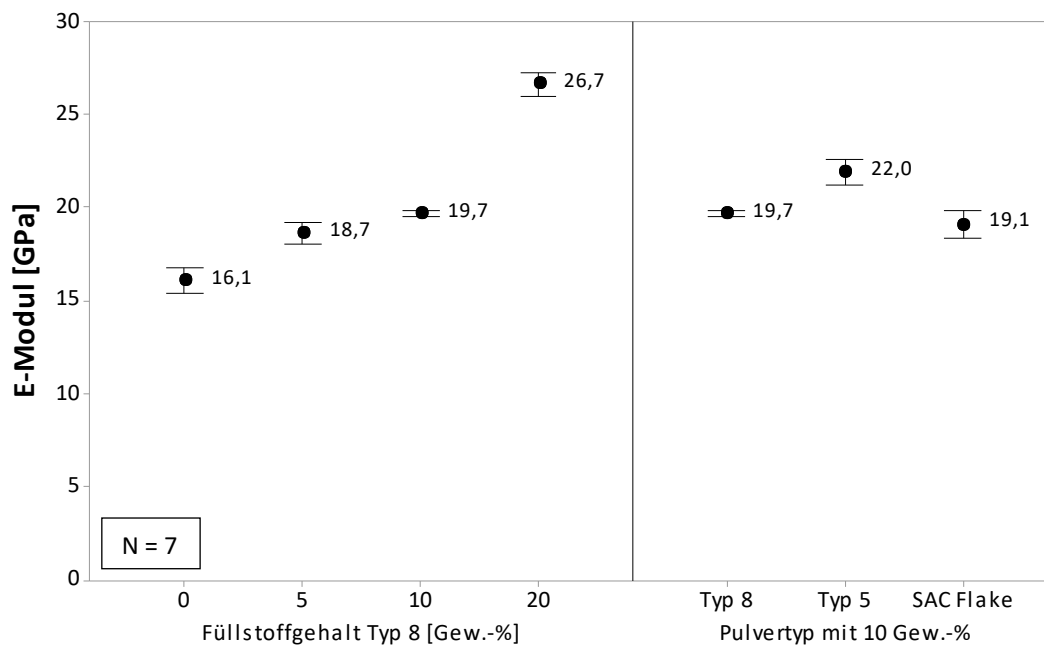
Die Partikelgröße und -form zeigen bei einem Füllstoffgehalt von 10 Gew.-% analog zu der Scherfestigkeit nur einen geringen Einfluss auf die Zugfestigkeit. Gegenüber dem Referenzmaterial konnte die Festigkeit des gröberen Typ 5 Pulvers und der SAC Flakes um ca. 20 % bzw. ca. 27 % gesteigert werden. Im Vergleich zum feinen Typ 8 Pulver, ist die Festigkeit des gröberen Typ 5 Pulvers allerdings um ca. 18 % niedriger. Als Grund dafür werden insbesondere die großen heterogen verteilten Poren angesehen (vgl. Kapitel 5.4.1), die durch Kerbwirkung verstärkt lokale Spannungsüberhöhungen in der Sinterschicht hervorrufen.



Zum Berechnen der 95% Konfidenzintervalle werden die individuellen Standardabweichungen verwendet.

Abbildung 53: Einfluss des Füllstoffgehalts an SAC Typ 8 Pulver (links) sowie der Partikelgröße und -form bei einem Mengenanteil von 10 Gew.-% (rechts) auf die mittlere Zugfestigkeit

Neben der Festigkeitssteigerung wird durch die erzeugten Ag_3Sn -Phasen ebenfalls die Steifigkeit der Sinterschicht in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts beeinflusst. Mit zunehmendem Füllstoffanteil steigt der E-Modul im Vergleich zum Referenzmaterial mit ca. 16 GPa auf ca. 19 GPa, 20 GPa bzw. 27 GPa an. Die Werte des E-Moduls der unterschiedlichen Pulvertypen liegen hingegen bei einem Mengenanteil von 10 Gew.-% im Bereich von ca. 19 GPa bis 22 GPa. Somit wird die mechanische Festigkeit und Steifigkeit der modifizierten Sinterschicht stärker durch den Füllstoffgehalt als durch die Partikelgröße und -form beeinflusst.



Zum Berechnen der 95% Konfidenzintervalle werden die individuellen Standardabweichungen verwendet.

Abbildung 54: Einfluss des Füllstoffgehalts an SAC Typ 8 Pulver (links) sowie der Partikelgröße und -form bei einem Mengenanteil von 10 Gew.-% (rechts) auf den mittleren E-Modul

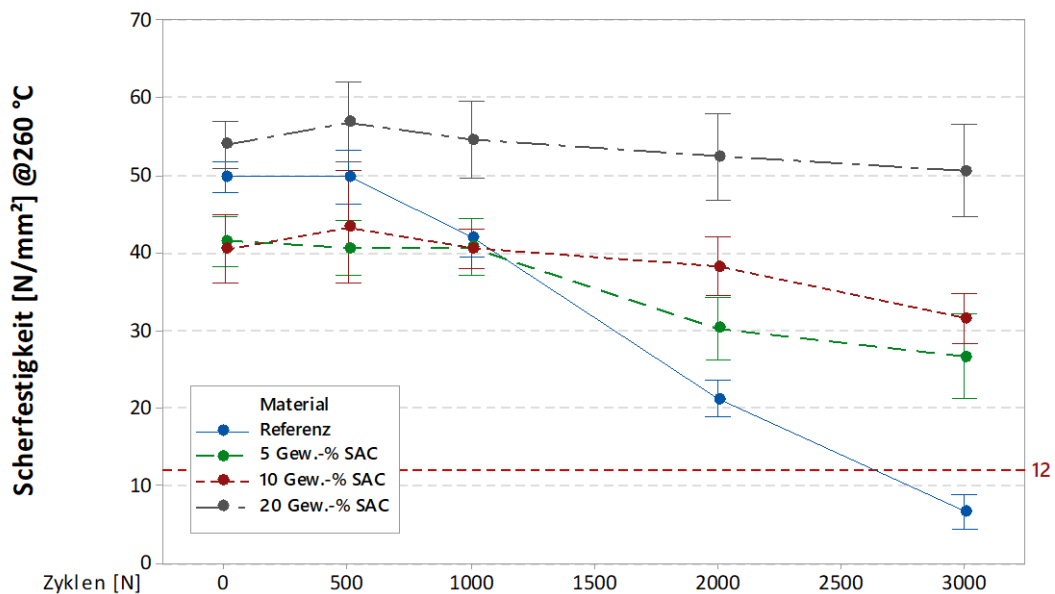
5.4.5 Temperaturwechselfestigkeit in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts und der Partikelart

Der Einfluss des Füllstoffgehalts sowie der Partikelgröße und -form auf die Temperaturwechselfestigkeit der Sinterverbindung wurde, wie in Kapitel 4.3.2 und Kapitel 3.3.3 beschrieben, untersucht. Wie aus dem Fehlerbalkendiagramm in Abbildung 55 hervorgeht, wird die Veränderung der Scherfestigkeit signifikant durch den SAC-Füllstoffgehalt in dem Sintermaterial beeinflusst. Während das Referenzmaterial ohne Füllstoff bereits nach ca. 1750 Zyklen einen Festigkeitsabfall von 50 % aufweist und nach 3000 Zyklen mit ca. 7 MPa unterhalb von der geforderten Mindestscherfestigkeit fällt, bleibt die Verbindung durch die Beigabe des SAC-Füllstoffs gemessen an den Fehlerkriterien stabil. Im Vergleich zum Referenzmaterial zeigen die Pastenmodifikationen mit 5 Gew.-% bzw. 10 Gew.-% zwischen 500 und 3000 Zyklen im TST eine moderate lineare Abnahme der Scherfestigkeit um ca. 0,63 MPa bzw. 0,45 MPa pro 100 Zyklen. Während die Haftfestigkeit des Sintermaterials mit 5 Gew.-% Füllstoff nach 3000 Zyklen um ca. 36 % sinkt, weist das

Sintermaterial mit 10 Gew.-% lediglich eine Abnahme der Scherfestigkeit um ca. 22 % auf. Durch das Verdoppeln des Füllstoffgehalts auf 20 Gew.-% konnte die Festigkeitsabnahme mit nur ca. 6 % weiter signifikant reduziert werden. Eine statistische Analyse der Scherfestigkeit mittels t-Test ergab zudem einen p-Wert von 0,488, sodass die Abnahme zwischen initialer Scherfestigkeit und der Festigkeit nach 3000 Zyklen als nicht signifikant angesehen werden kann.

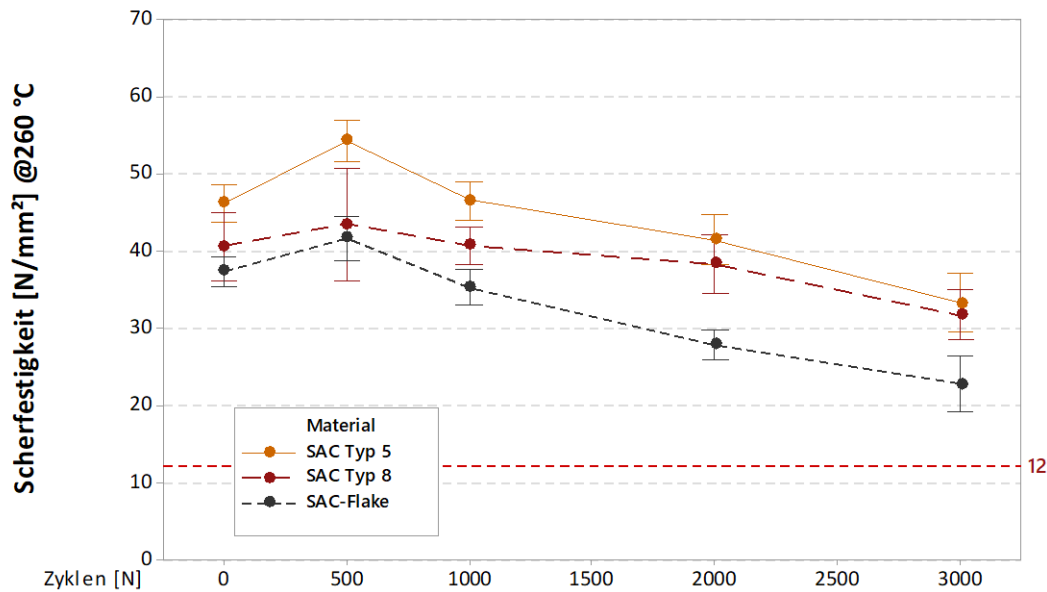
Der Einfluss von Partikelform und -größe ist verglichen mit dem Füllstoffgehalt weniger stark ausgeprägt. Die Ergebnisse in Abbildung 56 zeigen, dass sich die Sintermaterialien ungeachtet des Pulvertyps ähnlich zueinander verhalten. Dennoch ist ein Einfluss des Pulvertyps auf die Veränderung der Haftfestigkeit zu erkennen, die insbesondere auf die Geometrie der zurückbleibenden Poren zurückgeführt werden kann. Das feine Typ 8 Pulver verfügt nach 3000 Zyklen im TST mit ca. 22 % über die geringste Festigkeitsabnahme, gefolgt von dem größeren Typ 5 Pulver mit ca. 28 %. Die elliptischen Poren des flakeförmigen SAC-Pulvers begünstigen hingegen das Risswachstum und führen zu einer Abnahme der Scherfestigkeit um ca. 39 %.

Die Ergebnisse zeigen, dass unabhängig von Füllstoffgehalt und Pulvertyp die Temperaturwechselfestigkeit gegenüber dem Referenzmaterial signifikant gesteigert werden kann und innerhalb der betrachteten Testdauer von 3000 Zyklen im TST die Verbindung stabil bleibt. Dabei erzielt das feine Typ 8 Pulver bei einem Füllstoffgehalt von 20 Gew.-% die höchste Stabilität, welche mit der höchsten Festigkeit im zuvor beschriebenen Zugversuch korreliert.



Zum Berechnen der 95% Konfidenzintervalle werden die individuellen Standardabweichungen verwendet.

Abbildung 55: Veränderung der mittleren Scherfestigkeit in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts nach Temperaturschocktest zwischen -55 °C und 150 °C wie in Kapitel 3.6.1. beschrieben



Zum Berechnen der 95% Konfidenzintervalle werden die individuellen Standardabweichungen verwendet.

Abbildung 56: Veränderung der mittleren Scherfestigkeit in Abhängigkeit der Partikelgröße und -form bei einem Mengenanteil von 10 Gew.-% nach Temperaturschocktest zwischen -55 °C und 150 °C wie in Kapitel 3.6.1. beschrieben

5.5 Zusammenfassung und Diskussion

Die Untersuchungen hinsichtlich des Materialverhaltens in Verbindung mit den Einflussfaktoren auf die modifizierte Sinterschicht mit SAC-Füllstoff haben eine Reihe signifikanter Unterschiede zwischen dem SAC-Sintermaterial und dem Referenzmaterial aufgezeigt, die nachfolgend zusammengefasst werden:

- **Mikrostruktur:**

Gegenüber dem Referenzmaterial, welches ein typisches Sintergefüge mit einer Porosität von ca. 17 % aufweist, verfügt das Gefüge des SAC-Sintermaterials über eingelagerte Ag_3Sn -Phasen, die sich während des Sinterprozesses ringförmig um die ehemaligen SAC-Partikel bilden. Dabei entstehen globulare Poren durch die Infiltration der Ag-Matrix mit dem SAC-Füllstoff. Im Vergleich zum Referenzmaterial ist die Versinterung des Gefüges weniger stark ausgeprägt, sodass die Form der Ag-Partikel noch zu erkennen ist und die Porosität bei gleicher Prozessierung mit ca. 25,8 % deutlich höher ist.

- **Mechanische Eigenschaften:**

Wie aufgrund des höheren CTE von Zinn im Vergleich zu Silber zu erwarten war, ist die thermische Ausdehnung des SAC-Sintermaterials mit 21,26 ppm/K im Mittel höher als die des Referenzmaterials. Zudem wurde beobachtet, dass der CTE des SAC-Sintermaterials in dem betrachteten Temperaturbereich bis 200 °C nahezu konstant ist. Der CTE des Referenzmaterials ist hingegen temperaturabhängig, sodass dieser von ca. 19,68 ppm/K in dem Temperaturbereich bis 100 °C über ca. 17,88 ppm/K auf ca. 15,92 ppm/K in dem Temperaturbereich bis 200 °C sinkt.

Im Vergleich zum Referenzmaterial zeigt das SAC-Sintermaterial eine wesentlich geringere Temperaturabhängigkeit des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens. Während die mittlere Zugfestigkeit des Referenzmaterials von ca. 70 MPa bei RT auf ca. 19 MPa bei 175 °C sinkt, was einer Abnahme von über 70 % entspricht, verringert sich die mittlere Zugfestigkeit des SAC-Sintermaterials von ca. 77 MPa bei RT auf ca. 45 MPa bei 175 °C, was lediglich einer Abnahme von ca. 40 % entspricht. Zudem ist die Festigkeit und Steifigkeit des SAC-Sintermaterials unabhängig von der Temperatur stets höher verglichen mit dem Referenzmaterial.

Wie aufgrund der höheren Zugfestigkeiten zu erwarten ist, zeigt das SAC-Sintermaterial bei Temperaturen oberhalb von 100 °C eine wesentlich geringere Kriechneigung und verfügt dementsprechend über eine höhere Kriechbeständigkeit. Während die Kriechdehnung des Referenzmaterials durch das Erhöhen der Temperatur von RT auf 175 °C von ca. 0,06 % auf ca. 1,23 % ansteigt, erhöht sich die Kriechdehnung des SAC-Sintermaterials bei der gleichen Temperaturvariation lediglich von ca. 0,09 % auf ca. 0,53 %.

- **Einflussfaktoren auf die Sinterverbindungsschicht:**

Mit Hilfe der durchgeführten Prozessevaluation konnte für das SAC-Sintermaterial ein sehr großes Prozessfenster ermittelt werden, in welchem hochfeste Fügeverbindungen hergestellt werden können. Es hat sich gezeigt, dass lediglich bei einer Sinter Temperatur von 200 °C eine signifikante Wechselwirkung zwischen den Prozessparametern Temperatur und Zeit existiert, die dennoch die Anforderungen an die Mindestscherfestigkeit weit übertrifft. Weiterhin konnte nachgewiesen werden, dass die Anbindung neben Ag-Endoberflächen ebenfalls auf vergoldeten und unedlen Cu-Endoberflächen möglich ist. Außerdem kann der Sinterprozess sowohl unter normaler Luft-Atmosphäre als auch unter Stickstoff-Atmosphäre durchgeführt werden.

- **Optimierung des SAC-Sintermaterials durch die Variation des Füllstoffgehalts und der Partikelart:**

Den größten Einfluss der Pastenmodifikation mit unterschiedlichem Füllstoffanteil bzw. unterschiedlichem Pulvertyp wurde für die Mikrostruktur festgestellt. Der verwendete Füllstoffpartikel und dessen Mengenanteil wirkt sich direkt auf die Größe und Form bzw. den Anteil der zurückbleibenden Poren aus. Zugleich nimmt mit steigendem Füllstoffgehalt der Anteil an Ag₃Sn-Phasen in der Sinterschicht zu. Beachtenswert ist allerdings, dass die Sinterschicht mit 20 Gew.-% SAC-Füllstoff mit 16,1 % über eine vergleichbare Porosität wie das Referenzmaterial verfügt.

Weiterhin ist für die Scherfestigkeit zunächst mit steigendem Füllstoffanteil eine leichte Abnahme zu verzeichnen, während sie bei 20 Gew.-% SAC-Füllstoff ihr Maximum erreicht. In diesem Zusammenhang wurde ebenfalls eine Obergrenze für den Füllstoffanteil bestimmt. Bei einem Füllstoffgehalt von 50 Gew.-% wurde dabei ein drastischer Abfall der Scherfestigkeit festgestellt. Im Gegensatz dazu zeigen die Partikelgröße und -form keinen signifikanten Einfluss.

Die mechanischen Eigenschaften zeigen eine positive Korrelation mit dem Mengenanteil an SAC-Füllstoff. Somit konnte die Zugfestigkeit mit 10 Gew.-% bzw. 20 Gew.-% gegenüber der des Referenzmaterials von ca. 60 MPa auf ca. 90 MPa bzw. ca. 140 MPa gesteigert werden. Der Einfluss der Partikelgröße und -form sind analog zur Scherfestigkeit nicht signifikant.

Die Temperaturwechselfestigkeit der einzelnen Pastenmodifikationen wird in erster Linie durch deren Füllstoffgehalt bestimmt. Mit zunehmendem Füllstoffanteil ist eine erhebliche Abnahme der

Schichtdegradation zu verzeichnen. Während die Scherfestigkeit des Referenzmaterials ohne Füllstoff nach 3000 Zyklen um ca. 87 % gesunken ist, entspricht die Festigkeitsabnahme durch die Beigabe von 10 Gew.-% bzw. 20 Gew.-% lediglich 22 % respektive 6 %. Zudem zeigt das feine Typ 8 Pulver im Vergleich zum gröberen Typ 5 Pulver und den SAC-Flakes die niedrigste Veränderung der Scherfestigkeit. Dieses Verhalten kann mit Hilfe der Porengeometrie begründet werden, sodass vor allem die elliptischen Poren des flakeförmigen SAC-Pulvers das Risswachstum begünstigen.

Die thermische Leitfähigkeit zeigt lediglich eine Abhängigkeit von der Partikelgröße. Durch das Verwenden des gröberen SAC-Typ 5 Pulvers konnte die Leitfähigkeit um ca. 55 % gegenüber dem feineren SAC-Typ 8 Pulvers verbessert werden. Im Vergleich zum Referenzmaterial aus reinem Silber liegt die Leitfähigkeit allerdings nur bei ca. 30 % und damit auf dem Niveau gängiger Lotmaterialien.

Das SAC-Sintermaterial zeichnet sich somit insbesondere durch dessen optimierte mechanische Eigenschaften, der daraus hervorgehenden hohen Temperaturwechselfestigkeit und dessen flexible Prozessierung gegenüber dem Referenzmaterial aus. Es stellt damit eine vielversprechende Weiterentwicklung des standardisierten reinen Silbersintermaterials dar.

6 Thermische Einwirkung auf das gesinterte Gefüge

In diesem Kapitel werden die Auswirkungen der Hochtemperaturlagerung bei 150 °C und 250 °C für bis zu 1000 h sowohl auf das reine gesinterte Gefüge als auch auf die Fügeverbindung innerhalb eines Modulaufbaus untersucht, vgl. Kapitel 2.2.6 und 3.6.2. Ziel dieser Untersuchung war es, die Temperaturstabilität des SAC-Sintermaterials gegenüber dem Referenzmaterial zu analysieren und zu ermitteln, inwieweit die thermischen und mechanischen Eigenschaften durch die thermische Einwirkung beeinflusst werden.

6.1 Mikrostruktur in Abhängigkeit der thermischen Einwirkung

Die Mikrostruktur des gesinterten Gefüges wurde anhand von ionenpolierten Schlifflen der ausgelagerten Zugproben (vgl. Kapitel 3.3.3) mittels Rasterelektronenmikroskop untersucht. Wie aus Abbildung 57 a bis c zu entnehmen ist, führt bereits eine Auslagerung bei 150 °C zu einer Vergrößerung der Gefügestruktur, die mit zunehmender Auslagerungsdauer zunimmt. Diese Strukturveränderung wird durch Kornwachstum und Porenagglomeration hervorgerufen. Dieses Verhalten ist aus den unterschiedlichen Bildbereichen ersichtlich, die neben sehr dichten Bereichen eine Vergrößerung der Poren aufzeigen, vgl. Abbildung 60 b. Die im Initialzustand vorliegende leicht horizontale Gefügetextur, sowohl der Ag-Partikel als auch der Poren, ist nach der thermischen Lagerung nicht mehr zu erkennen.

Die thermische Einwirkung bei 250 °C auf das gesinterte Gefüge zeigt den gleichen Effekt, ist jedoch wesentlich stärker ausgeprägt, vgl. Abbildung 57 d und e. Die um 100 °C höhere Lagerungstemperatur beschleunigt das Kornwachstum und die Porenagglomeration des gesinterten Gefüges und führt bereits nach 24 h zu einer signifikanten Vergrößerung der Gefügestruktur, vgl. Abbildung 60 b. Im Vergleich zu der Gefügeveränderung bei 150 °C sind nach 500 h bzw. 1000 h nur noch sehr wenige, dafür aber große und unregelmäßig geformte Poren zu erkennen. Die Versinterung zwischen den Ag-Partikeln ist damit stärker ausgeprägt als im Initialzustand, sie ist allerdings einhergehend mit der Formierung einzelner großer Poren, die sich negativ auf die Festigkeit und Temperaturwechselfestigkeit auswirken können.

Während durch die thermische Einwirkung auf das gesinterte Gefüge sowohl für die Lagerung bei 150 °C als auch bei 250 °C eine Vergrößerung der Gefügestruktur in Form von Kornwachstum und Porenagglomeration festgestellt wurde, wird die Porosität unter Berücksichtigung der Messgenauigkeit unabhängig der Auslagerungstemperatur und -zeit nur geringfügig beeinflusst. Vergleichbare Gefügeveränderungen wurden ebenfalls in anderen Studien zum Thema Hochtemperaturstabilität von Sinterverbindungen beobachtet, die mit der Ostwald-Reifung¹ als wirkenden Mechanismus begründet werden [63, 162–164]. Allerdings berichtet Herboth [63] von einer steigenden Porosität bei Hochtemperaturlagerung oberhalb von 200 °C infolge von thermischer Schwellung.

¹ Als Ostwald-Reifung wird die Vergrößerung der Gefügestruktur bezeichnet, bei der größere Kristallite auf Kosten von kleineren wachsen, um einen energetisch günstigeren Zustand einzunehmen [46, 145].

6 Thermische Einwirkung auf das gesinterte Gefüge

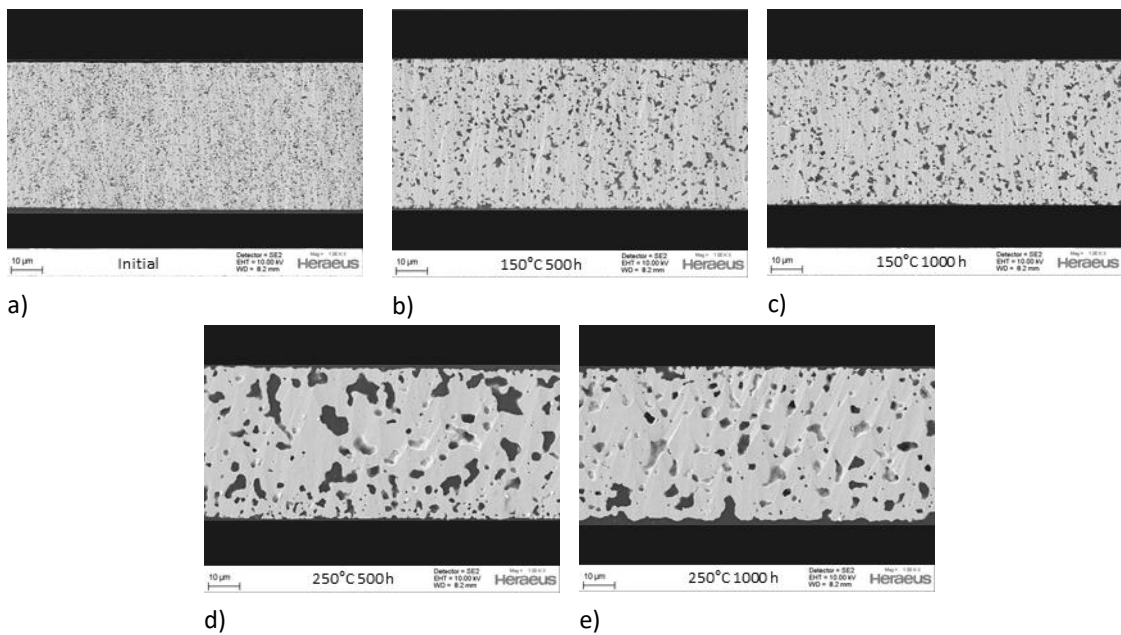


Abbildung 57: Ionenpolierte Querschliffe des Referenzmaterials nach Hochtemperaturlagerung bei 150 °C und 250 °C: a) Initialzustand, b) 150 °C / 500 h, c) 150 °C / 1000 h, d) 250 °C / 500 h, e) 250 °C / 1000 h

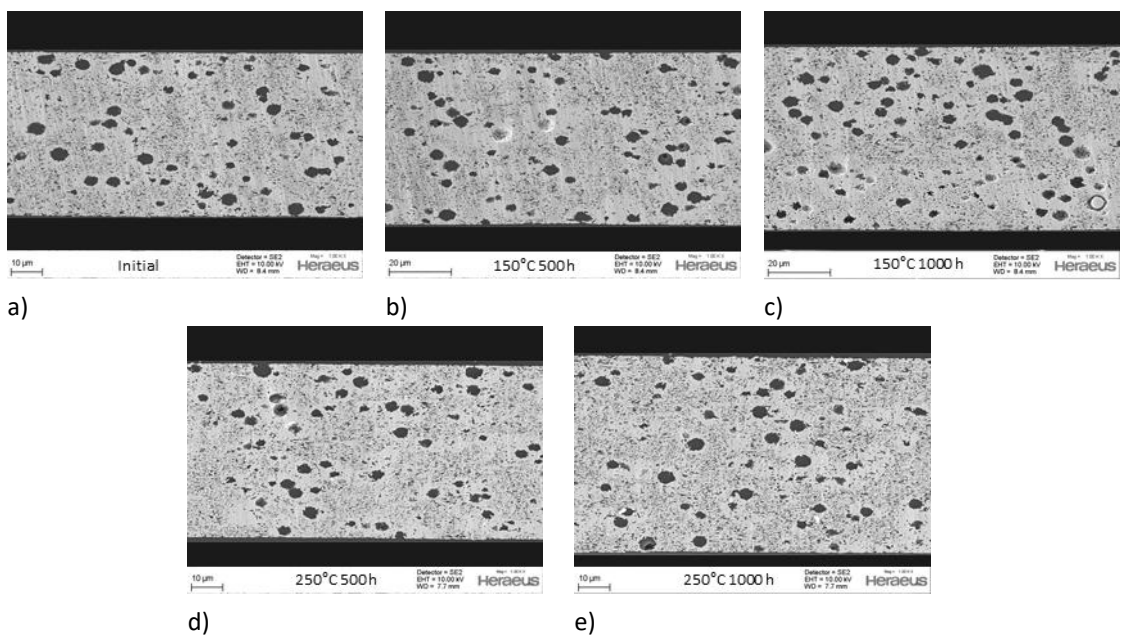


Abbildung 58: Ionenpolierte Querschliffe des SAC-Sintermaterials nach der Hochtemperaturlagerung bei 150 °C und 250 °C: a) Initialzustand, b) 150 °C / 500 h, c) 150 °C / 1000 h, d) 250 °C / 500 h, e) 250 °C / 1000 h

In Abbildung 58 ist das Gefüge des SAC-Sintermaterials im Initialzustand (a) und nach der HTS bei 150 °C (b und c) bzw. bei 250 °C (d und e) dargestellt. Im Gegenteil zu der reinen Silbersinterschicht des Referenzmaterials die infolge der HTS eine Vergrößerung der Sinterstruktur aufweist, zeigt das SAC-Sintermaterial unabhängig von der Auslagerungstemperatur und -dauer keine Veränderung der Mikrostruktur, vgl. Abbildung 60 b. Es erfolgt weder ein Kornwachstum noch eine Agglomeration der Poren, wie es zuvor bei

dem Referenzmaterial durch den Mechanismus der Ostwald-Reifung beobachtet wurde. Das SAC-Sintermaterial weist damit bis 250 °C eine hohe Temperaturbeständigkeit auf, die aufgrund der gleichbleibenden Gefügestruktur keine negativen Auswirkungen auf die Festigkeit und insbesondere auf die Temperaturwechselfestigkeit erwarten lässt.

Als Ursache für die ausbleibende Strukturvergrößerung wird die Beigabe des SAC-Füllstoffs gesehen, die quasi als Fremdatome in der Sinterschicht vorliegen und der Strukturvergrößerung entgegenwirken [46]. Dieses Verhalten wurde ebenfalls durch die Beigabe von SiC und In als Füllstoff in anderen wissenschaftlichen Studien zum Thema Hochtemperaturstabilität von Ag-Sinterverbindungen beschrieben [58–62].

Eine EDX-Analyse zeigt wie sich die Sn-Verteilung in der Sinterschicht im Gegensatz zu der Gefügestruktur nach der HTS verändert, vgl. Abbildung 59. Während das Sn im Initialzustand überwiegend lokal um die sphärischen Poren in Form von Ag_3Sn -Phasen vorliegt (a), verteilt es sich nach 500 h bzw. 1000 h bei 150 °C (b und c) zunehmend über die gesamte Sinterschicht. Dabei findet eine Umwandlung der lokalen Ag_3Sn -Phasen aus dem Initialzustand in die Ag_4Sn -Phase statt, die allerdings einen wesentlich größeren Bereich umfasst, vgl. Tabelle 14. Daneben bildet sich durch die Einlagerung von Sn-Atomen in der ursprünglichen reinen Ag-Matrix ein silberreicher Mischkristall (Ag) aus.

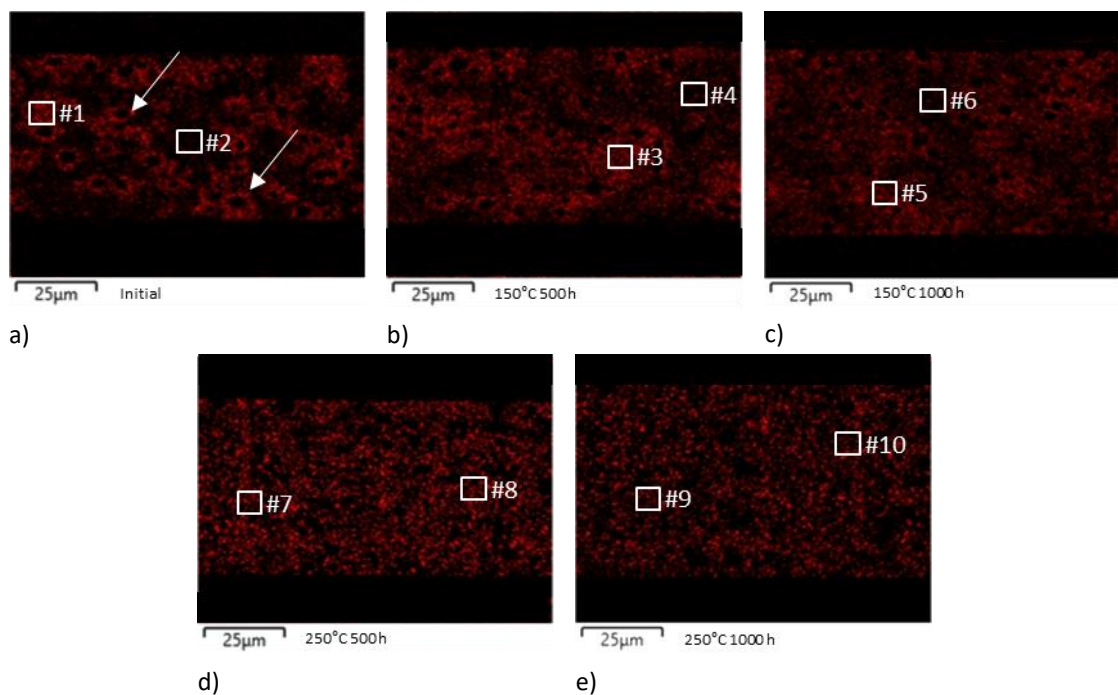


Abbildung 59: EDX-Analyse des SAC-Sintermaterials nach der Hochtemperaturlagerung bei 150 °C und 250 °C: a) Initialzustand, b) 150 °C / 500 h, c) 150 °C / 1000 h, d) 250 °C / 500 h, e) 250 °C / 1000 h

Tabelle 14: Quantitative Phasenzusammensetzung in Abhängigkeit der Hochtemperaturlagerung bei 150 °C und 250 °C

Position	#1	#2	#3	#4	#5	#6	#7	#8	#9	#10
Ag [Gew.-%]	76,4	99,0	80,9	95,4	80,0	94,0	88,7	89,1	89,6	88,4
Sn [Gew.-%]	23,6	1,0	19,1	4,6	20,0	6,0	11,3	10,9	10,4	11,6
Phase	Ag_3Sn	(Ag)	Ag_4Sn	(Ag)	Ag_4Sn	(Ag)	(Ag)	(Ag)	(Ag)	(Ag)

Dieser diffusionsbasierte Konzentrationsausgleich zwischen Sn-reichen und Sn-armen Regionen erfolgt bei 250 °C in beschleunigter Weise, sodass bereits nach 500 h eine homogene Verteilung des Zinns in der gesamten Sinterschicht vorliegt. Wie die quantitative Auswertung der EDX-Analyse in Tabelle 14 zeigt, erfolgt bei der HTS bei 250 °C eine vollständige Umwandlung der lokalen Ag₃Sn-Phasen in den silberreichen Mischkristall (Ag). Damit findet durch die HTS zwar keine Veränderung der Gefügestruktur statt, dafür erfolgt allerdings eine Phasenumwandlung. Während sich bei der HTS bei 150 °C aus der initialen Ag-Matrix mit Ag₃Sn-Phasen ein Mischgefüge aus Ag₄Sn-Phase und silberreichem Mischkristall (Ag) bildet, liegt nach der HTS bei 250 °C ein homogenes Gefüge bestehend aus silberreichem Mischkristall (Ag) vor.

Wie zuvor beschrieben wird die Mikrostruktur des Referenzmaterials und des SAC-Sintermaterials in unterschiedlicher Weise von der HTS bei 150 °C und 250 °C beeinflusst. Die Auswirkungen der HTS auf die Gefügestruktur werden in Abbildung 60 anhand der Porenanzahl, Porengröße und der Porosität der thermisch gealterten Sinterschichten quantifiziert. Wie aus Abbildung 60 a hervorgeht, sinkt die Porenanzahl des Referenzmaterials kontinuierlich von ca. 6700 im Initialzustand auf unter 3000 nach 500 h HTS bei 150 °C und bleibt anschließend bis 1000 h nahezu konstant (blaue Linie). Bei der HTS bei 250 °C sinkt hingegen die Porenanzahl bereits nach 24 h auf lediglich ca. 500 und bleibt anschließend bis 1000 h nahezu konstant (blaue gestrichelte Linie). Analog dazu spiegelt sich diese Strukturveränderung in der Porengröße wider, vgl. Abbildung 60 b. Während die mittlere Porengröße des Referenzmaterials bei 150 °C kontinuierlich von ca. 0,13 µm² auf ca. 0,3 µm² steigt (blaue Linie), vervielfacht sich die Porengröße bei 250 °C nach 24 h auf ca. 2,30 µm² und wächst nach 1000 h auf ca. 3,1 µm² an (blaue gestrichelte Linie).

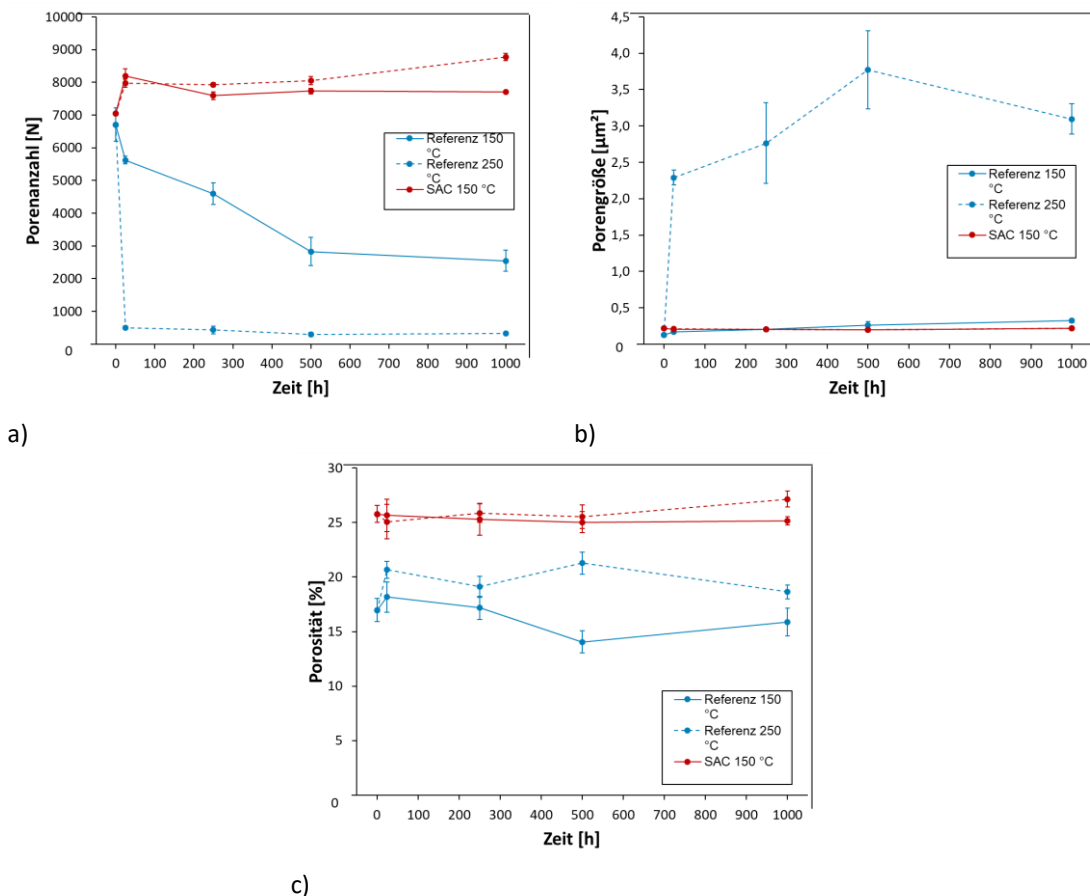


Abbildung 60: Quantitative Auswertung der Gefügestruktur in Abhängigkeit der HTS bei 150 °C und 250 °C für bis zu 1000 h: a) Porenanzahl, b) Porengröße, c) Porosität

Im Vergleich dazu zeigt das SAC-Sintermaterial unabhängig von der Auslagerungstemperatur und -dauer lediglich eine geringe Veränderung der Porenanzahl und Porengröße, vgl. Abbildung 60 a und b (rote Linie; rote gestrichelte Linie). Ebenso wird die Porosität unabhängig vom Sintermaterial und der HTS in Betracht der Messgenauigkeit lediglich marginal beeinflusst und verbleibt relativ konstant, vgl. Abbildung 60 c.

6.2 Einfluss der thermischen Einwirkung auf die thermische Leitfähigkeit

Der Einfluss der thermischen Einwirkung auf die Wärmeleitfähigkeit ist in Abbildung 61 dargestellt. Wie bereits von Mertens [38] vermutet wurde, ist sowohl für das Referenzmaterial als auch das SAC-Sintermaterial ein Anstieg der Wärmeleitfähigkeit infolge der Hochtemperaturlagerung zu verzeichnen. Während die Leitfähigkeit des Referenzmaterials nach 1000 h bei 150 °C von ca. 242 W/mK auf ca. 326 W/mK steigt, erhöht sich diese bei 250 °C auf 357 W/mK. Damit erreichen die Sinterschichten ca. 77 % bzw. 85 % der thermischen Leitfähigkeit von dichtem Silber, was gut mit der vorhandenen Restporosität von 15 % bis 20 % korreliert. Die Wärmeleitfähigkeit des SAC-Sintermaterials weist im Vergleich zum Initialzustand eine Zunahme von ca. 50 % auf, sodass nach 1000 h HTS sowohl bei 150 °C als auch bei 250 °C die Leitfähigkeit auf ca. 100 W/mK angestiegen ist und damit deutlich besser im Vergleich zu gängigen Weichloten ist.

Als Ursache für die erhöhte Wärmeleitfähigkeit nach der thermischen Einwirkung auf die Sinterschicht kann neben der Vergrößerung der Gefügestruktur des Referenzmaterials und der Umwandlung der Sn-haltigen Phasen des SAC-Sintermaterial, insbesondere der Abbau von Gitterbaufehlern an den einstigen Partikelgrenzflächen angesehen werden. Die Hochtemperaturlagerung wirkt sich damit positiv auf die thermischen Eigenschaften beider Sintermaterialien aus.

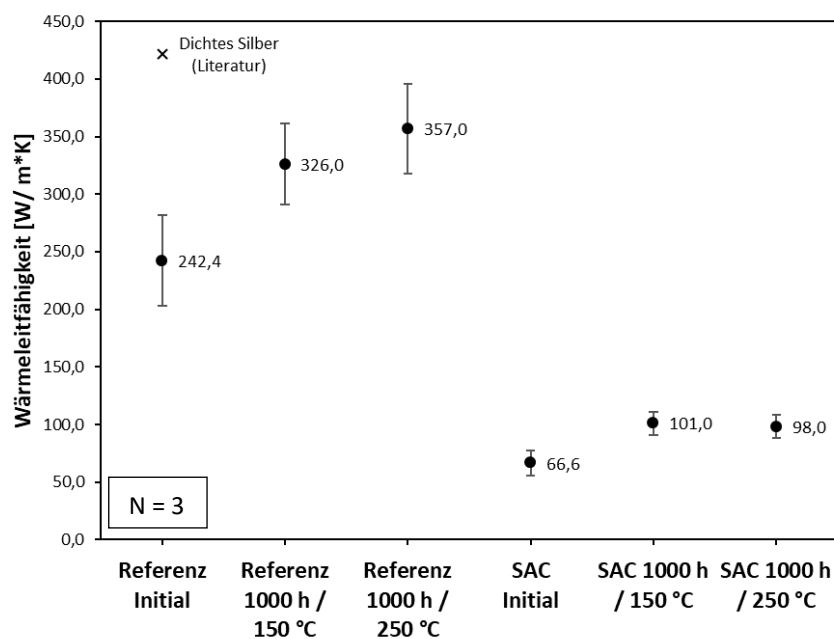


Abbildung 61: Einfluss der HTS bei 150 °C und 250 °C auf die Wärmeleitfähigkeit des Referenz- und SAC-Sintermaterials im Vergleich zu dichtem Silber [145]

6.3 Abhängigkeit der Festigkeit und des E-Moduls von der thermischen Einwirkung

Der Einfluss der Hochtemperaturlagerung auf die Festigkeit und Elastizität der Sinterschichten wurde analog zu den Untersuchungen in Kapitel 4.2.3 im einachsigen Zugversuch bei Raumtemperatur ermittelt. Wie aus Abbildung 62 zu entnehmen ist, erfolgt eine Verfestigung des Referenzmaterial von ca. 62 MPa im Initialzustand auf ca. 95 MPa infolge der thermischen Einwirkung nach 1000 h sowohl bei 150 °C als auch bei 250 °C. Dabei verhält sich der Verlauf der Festigkeitszunahme ähnlich wie bei der zuvor beschriebenen Strukturvergrößerung. Während die Festigkeit bei 150 °C kontinuierlich über einen Zeitraum von 250 h zunimmt und mit zunehmender Dauer im Rahmen der Messgenauigkeit auf einem Niveau bleibt, erfolgt bei 250 °C ein rascher Anstieg der Festigkeit nach 24 h auf das Niveau der maximalen Auslagerungsdauer. Damit wirkt sich die aufgetretene Strukturvergrößerung insbesondere bei 250 °C Auslagerungstemperatur nicht negativ hinsichtlich der Zugfestigkeit aus.

Im Vergleich dazu bewegen sich die Werte des SAC-Sintermaterials unabhängig der Auslagerungstemperatur und -dauer auf einem Niveau mit einer leicht sinkenden Tendenz. Dieses Verhalten war bereits aufgrund der unveränderten Gefügestruktur vermutet worden, wobei die geringe Festigkeitsabnahme durch die Phasenumwandlung der lokalen Ag_3Sn -Phase in die Ag_4Sn -Phase bzw. den silberreichen Mischkristall (Ag) infolge der HTS erklärt werden kann. Durch die Festigkeitssteigerung des Referenzmaterials und der geringen Festigkeitsabnahme des SAC-Sintermaterials verfügt das Referenzmaterial nach der HTS sowohl bei 150 °C als auch 250 °C im Vergleich zum Initialzustand über eine höhere Festigkeit als das SAC-Sintermaterial.

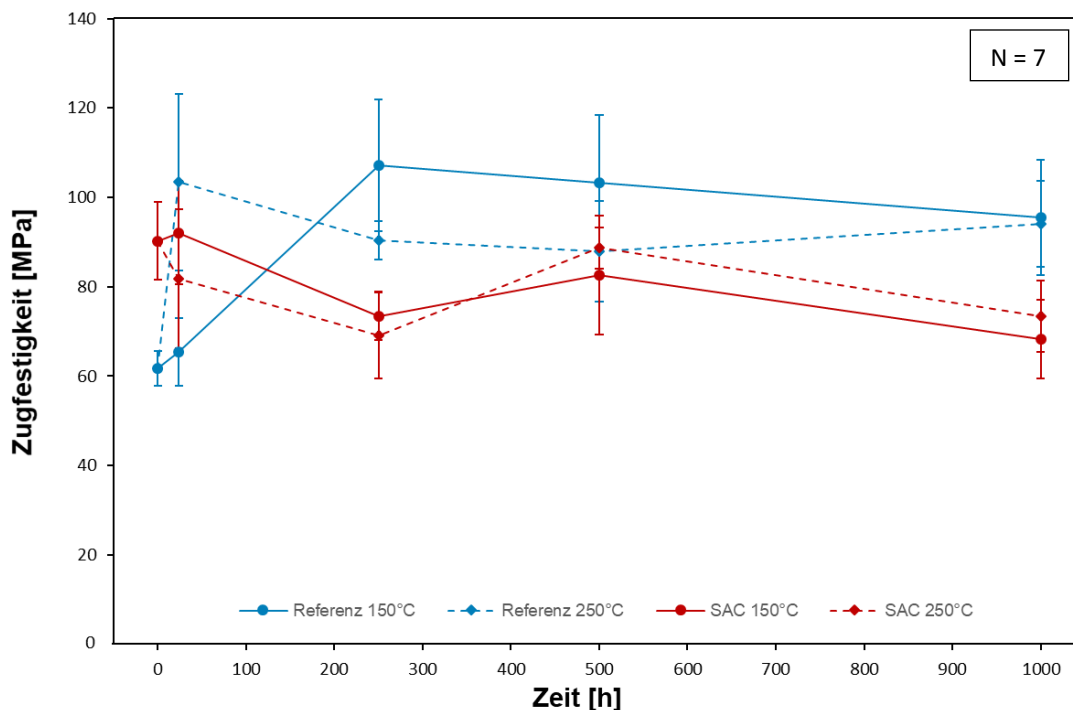


Abbildung 62: Einfluss der HTS bei 150 °C und 250 °C auf die Zugfestigkeit des Referenz- und SAC-Sintermaterials bei RT

Ein ähnliches Verhalten wurde für die Elastizität der Sinterschichten festgestellt, sodass der E-Modul des Referenzmaterials infolge der HTS von ca. 16 GPa auf ca. 21 GPa angestiegen ist, während das SAC-Sintermaterial mit ca. 20 GPa nahezu konstant bleibt, vgl. Abbildung 63. Dementsprechend weisen nach der Auslagerungsdauer von 1000 h beide Materialien einen vergleichbaren E-Modul auf.

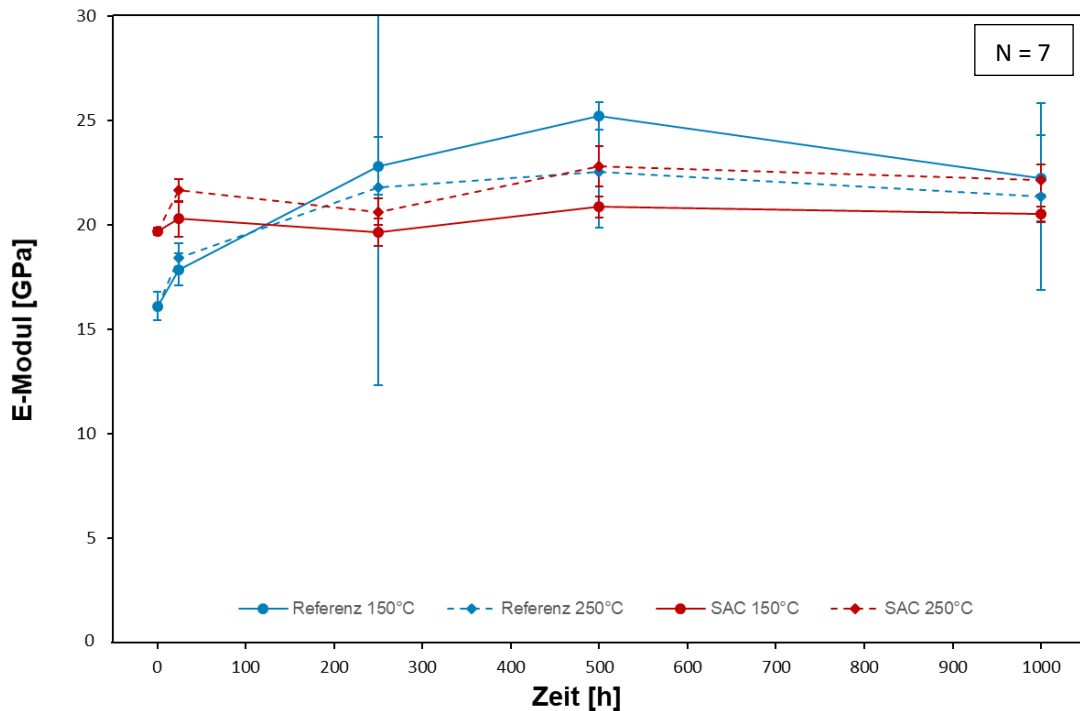


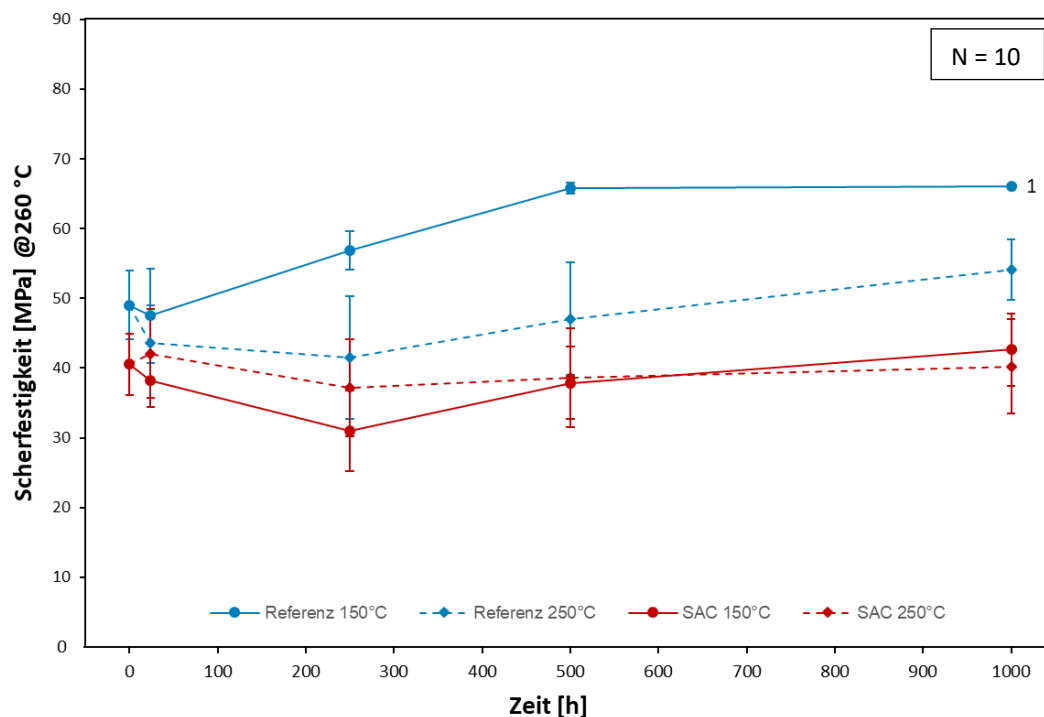
Abbildung 63: Einfluss der HTS bei 150 °C und 250 °C auf den Elastizitätsmodul des Referenz- und SAC-Sintermaterials bei RT

6.4 Hochtemperatur-Scherfestigkeit in Abhängigkeit der thermischen Einwirkung

Während thermisch induzierte Diffusionsprozesse eine Festigkeitssteigerung hervorrufen, können Oxidationsprozesse der Substratoberfläche oder der Chipmetallisierung zu einem Abfall der Haftfestigkeit führen [48]. Mit Hilfe der HTS können diese Vorgänge gezielt untersucht werden. Die Auswirkungen der HTS auf die Scherfestigkeit bei 260 °C der gesinterten Modulaufbauten (vgl. Kapitel 3.3.3) sind in Abbildung 64 dargestellt. Das Referenzmaterial zeigt bei 150 °C ein vergleichbares Verhalten wie zuvor für die Zugfestigkeit beschrieben wurde. Die Scherfestigkeit steigt linear von ca. 49 MPa im Initialzustand auf 66 MPa nach 500 h Auslagerungszeit. Anhand der Bruchbilder in Abbildung 65 a und b ist sowohl für den Initialzustand als auch nach 500 h Auslagerungsdauer ein Mischbruch zu erkennen. Nach 1000 h ist eine weitere Festigkeitszunahme zu verzeichnen, allerdings konnten die Chips aufgrund der begrenzten Maximalkraft des Schertesters von ca. 2000 N nicht abgesichert werden, vgl. Abbildung 65 c. Der angegebene Wert entspricht somit der Maximalkraft, wobei die tatsächliche Scherfestigkeit oberhalb dieses Wertes liegt. Die Scherfestigkeit ist hingegen nach der Auslagerung bei 250 °C relativ konstant und weist keine Festigkeitszunahme auf. Damit wirkt sich die Auslagerungstemperatur im Vergleich zu der Zugfestigkeit in unterschiedlicher Weise auf die Modulaufbauten bzw. die Scherfestigkeit aus. Beim Betrachten der Bruchbilder

in Abbildung 65 d und e wird allerdings deutlich, dass es sowohl am Substrat als auch an der Chipmetallisierung zu Oxidationserscheinungen gekommen ist, die zu einer teilweisen Delamination der Ag-Metallisierung des Chips und des Substrates geführt haben. Der ausbleibende Festigkeitsanstieg bei 250 °C HTS kann damit durch die Oxidation der Grenzflächen erklärt werden.

Wie bereits für die Zugfestigkeit und den E-Modul festgestellt wurde, wird auch die Scherfestigkeit des SAC-Sintermaterials nicht durch die thermische Einwirkung beeinflusst. Weder die Lagerung bei 150 °C noch bei 250 °C führen zu einer signifikanten Veränderung der Scherfestigkeit. Dieses Verhalten deckt sich auch mit der Bruchflächenanalyse in Abbildung 66. Unabhängig von der Auslagerungstemperatur und -dauer zeigt das SAC-Sintermaterial einen kohäsiven Bruch nahe der Chipmetallisierung. Ferner sind im Initialzustand und bei 150 °C in kleinen Bereichen kohäsive Brüche nahe der Substratmetallisierung zu erkennen, vgl. Abbildung 66 a bis c. Auffällig ist, dass im Vergleich zum Referenzmaterial keine Delaminationen der Chip- bzw. Substratmetallisierung aufgrund von Oxidation ersichtlich sind.



¹Maximalkraft des Schertesters. Chips konnten nicht abgeschert werden

Abbildung 64: Einfluss der HTS bei 150 °C und 250 °C auf die Scherfestigkeit bei 260 °C des Referenz- und SAC-Sintermaterials

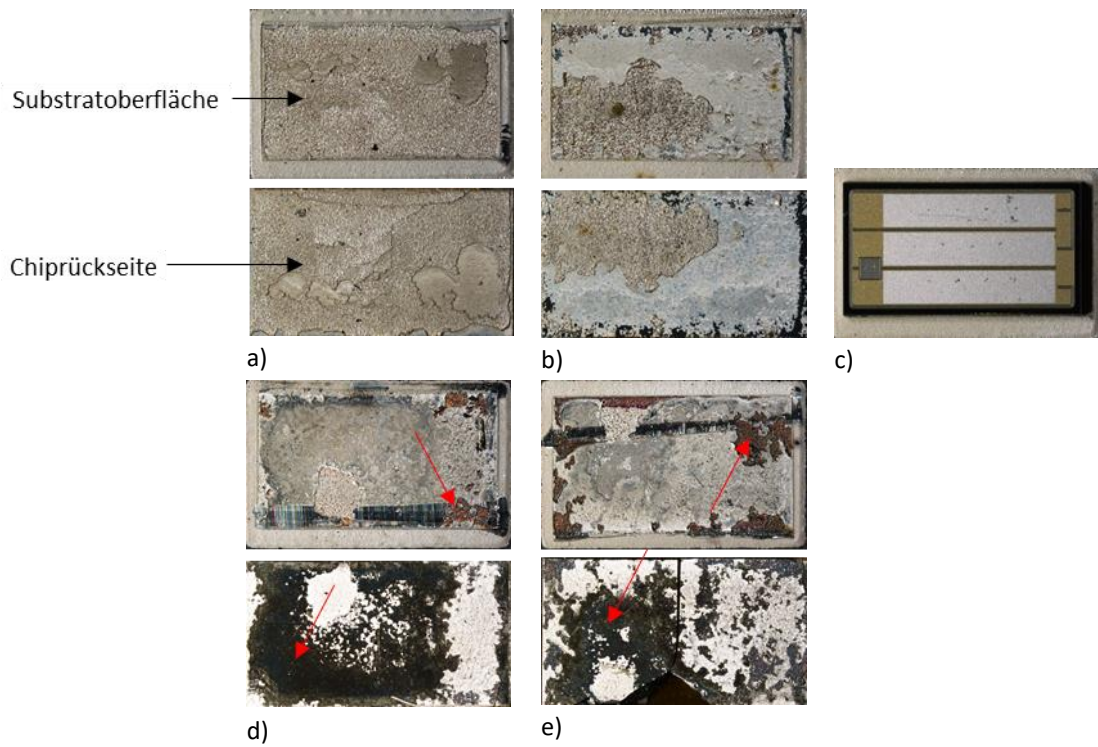


Abbildung 65: LM-Aufnahmen der Bruchflächen des Referenzmaterials nach der HTS bei 150 °C sowie bei 250 °C: a) Initialzustand, b) 500 h bei 150 °C, c) 1000 h bei 150 °C, d) 500 h bei 250 °C, e) 1000 h bei 250 °C

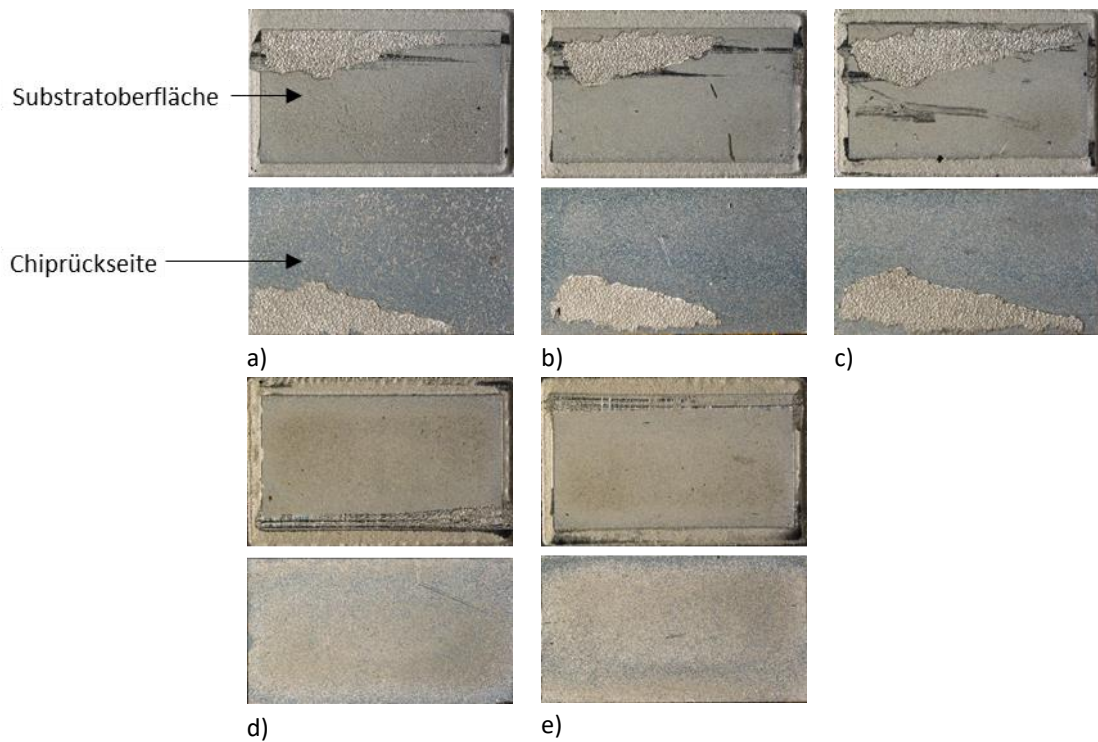


Abbildung 66: LM-Aufnahmen der Bruchflächen des SAC-Sintermaterials nach der HTS bei 150 °C sowie bei 250 °C: a) Initialzustand, b) 500 h bei 150 °C, c) 1000 h bei 150 °C, d) 500 h bei 250 °C, e) 1000 h bei 250 °C

Im Rahmen einer Schliiffuntersuchung soll im folgenden Kapitel ein tieferes Verständnis über die Auswirkungen der HTS auf die Modulaufbauten insbesondere der Grenzflächen zwischen Verbindungsschicht und Halbleiterbauteil bzw. AMB-Substrat generiert werden.

6.5 Schliiffuntersuchung der Verbindungsgrenzflächen

Ergänzend zu den Scherversuchen in Kapitel 6.4 werden in diesem Kapitel mechanisch präparierte Querschliffe der ausgelagerten Modulaufbauten mittels Lichtmikroskop untersucht. Der Fokus liegt hierbei insbesondere auf der Charakterisierung der Grenzflächen zwischen Verbindungsschicht und den beiden Fügepartnern. Aufgrund der mechanischen Probenpräparation ist die reale Mikrostruktur der Sinterschicht nicht zu erkennen. Grund dafür sind Verschmierungen der verhältnismäßig weichen Sinterschicht im Vergleich zu den sehr harten Fügepartnern durch die mechanische Probenpräparation. Nichtsdestotrotz lässt sich eine Aussage über die Hochtemperaturstabilität der Modulaufbauten treffen und die zuvor beobachteten Auswirkungen auf die Scherfestigkeit erklären.

Abbildung 67 zeigt die Querschliffe der Modulaufbauten des Referenzmaterials im Initialzustand als auch nach 500 h bzw. 1000 h bei 150 °C und 250 °C Hochtemperaturlagerung. Im linken Bild des jeweiligen Auslagerungszustandes ist außerhalb des SiC-MOSFETs analog zu der Mikrostruktur der Zugproben die Gefügevergrößerung infolge der thermischen Einwirkung auf das gesinterte Gefüge zu erkennen. Während nach 500 h bei 150 °C (b) keine Veränderung an den Grenzflächen zum Halbleiterbauelement und dem AMB-Substrat zu erkennen sind, zeichnet sich nach weiteren 500 h (c) eine sehr dünne Oxidschicht entlang des Kupfers der Substratoberfläche ab. Diese wirkt sich allerdings, wie im vorherigen Kapitel beschrieben, nicht nachteilig auf die Haftfestigkeit der Fügeverbindung aus. Die HTS führt hingegen bei 250 °C nach 500 h (d) sowohl am Rand als auch in der Mitte des SiC-MOSFET zu einer ausgeprägten Oxidschicht entlang der Substratoberfläche. Diese verursacht nach 1000 h (e) im Randbereich eine Rissbildung innerhalb der Oxidschicht. Zudem ruft die hohe thermische Belastung eine Delamination der Chipmetallisierung im Zentrum des MOSFETs hervor. Demnach kann die konstante Scherfestigkeit auf die Schwächung der Fügeverbindung durch die Oxidation der Substratoberfläche als auch der Ni-Diffusionsbarriere der Chipmetallisierung zurückgeführt werden, die sich mit der eigentlichen Festigkeitssteigerung durch weiterfortlaufende Diffusion der Ag-Atome überlagert.

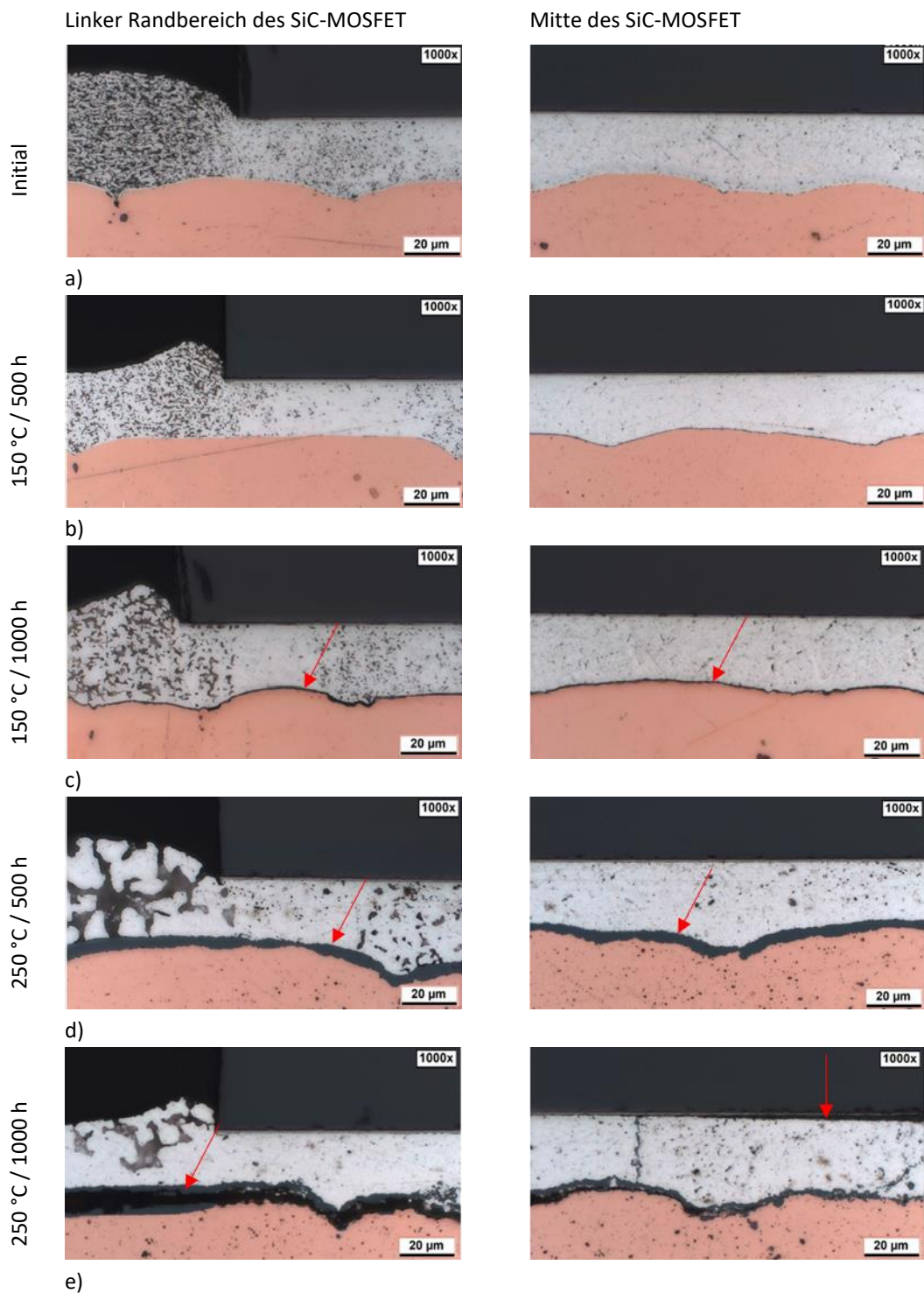


Abbildung 67: LM-Gefügeaufnahmen des Referenzmaterials innerhalb eines Modulaufbaus nach der HTS bei 150 ° und 250 °C:

a) Initialzustand, b) 150 °C / 500 h, c) 150 °C / 1000 h, d) 250 °C / 500 h, e) 250 °C / 1000 h

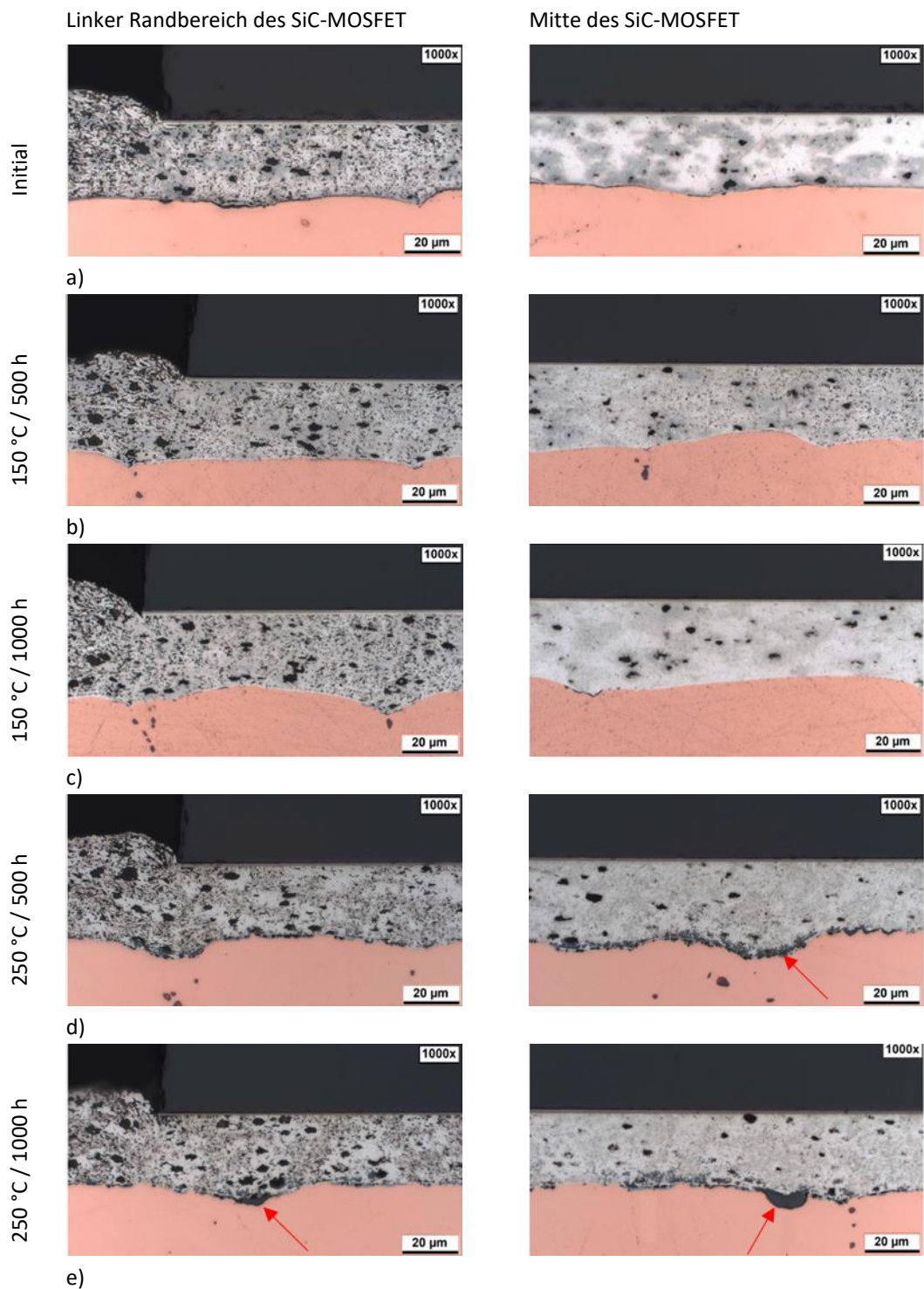


Abbildung 68: LM-Gefügeaufnahmen des SAC-Sintermaterials innerhalb eines Modulaufbaus nach der HTS bei 150 ° und 250 °C:
 a) Initialzustand, b) 150 °C / 500 h, c) 150 °C / 1000 h, d) 250 °C / 500 h, e) 250 °C / 1000 h

Im Vergleich dazu sind in Abbildung 68 die Querschliffe der Modulaufbauten des SAC-Sintermaterials im Initialzustand als auch nach 500 h bzw. 1000 h bei 150 °C und 250 °C Hochtemperaturlagerung dargestellt.

Wie aus den vorangegangenen Untersuchungen zu erwarten war, ist auch in den Querschliffen der Modulaufbauten keine Veränderung der Gefügestruktur infolge der thermischen Einwirkung zu erkennen. Einzig die thermisch induzierte diffusionsbasierte Umverteilung des Zinns ist anhand der LM-Aufnahmen ersichtlich. Während im Initialzustand (a) die grauen Ag_3Sn -Phasen sehr lokal in der hellen Ag-Matrix vorliegen, verteilt sich das Zinn mit steigender Auslagerungstemperatur und -dauer zunehmend homogen in der gesamten Fügenschicht. In Hinsicht auf die Grenzflächen zwischen Sinterschicht und SiC-MOSFET bzw. AMB-Substrat sind bei der 150 °C Lagerung (b und c) keine Anzeichen von Oxidation zu erkennen. Ebenfalls führt die Lagerung bei 250 °C nach 500 h bzw. 1000 h (d und e) lediglich zu vereinzelt lokalen Oxidstellen der Substratoberfläche. Dabei sind die Oxidationsbereiche bevorzugt an Vertiefungen der Kupferoberfläche aufzufinden. Eine durchgängige Oxidschicht oder gar eine Rissbildung entlang der Substratoberfläche sowie eine Delamination der Chipmetallisierung wurden nicht beobachtet. Demnach behindert das Zinn die Diffusion von Sauerstoff durch die Sinterschicht und schützt auf diese Weise sowohl das Kupfer des AMB-Substrats als auch das Nickel der Chipmetallisierung vor Oxidation und der damit verbundenen Schädigung des gesinterten Moduls. Damit stellt das SAC-Sintermaterial ein Fügematerial mit einer hervorragenden Hochtemperaturstabilität dar. Vergleichbare Beobachtungen machte Yang et al. [59, 165] bei der Hochtemperaturlagerung von mit Indium modifizierten Ag-Sinterschichten.

6.6 Zusammenfassung und Diskussion

Wie die Ergebnisse der Untersuchungen zum Einfluss der thermischen Einwirkung sowohl auf das reine gesinterte Gefüge als auch auf die Fügeverbindung innerhalb eines Modulaufbaus zeigen, wirkt sich die Hochtemperaturlagerung bei 150 °C bzw. 250 °C für bis zu 1000 h in unterschiedlicher Weise auf das Referenzmaterial und das SAC-Sintermaterial aus.

Während die HTS bei dem Referenzmaterial zu einer Vergrößerung der Gefügestruktur in Abhängigkeit der Auslagerungstemperatur und -dauer führt, bleibt die Mikrostruktur des SAC-Sintermaterials unverändert. Es konnte lediglich eine Umverteilung bzw. Umwandlung der lokalen Ag_3Sn -Phasen in Ag_4Sn -Phasen bzw. den silberreichen Mischkristall (Ag) in Abhängigkeit der Auslagerungstemperatur und -dauer festgestellt werden.

In Hinsicht auf die Wärmeleitfähigkeit führt die HTS sowohl bei 150 °C als auch bei 250 °C zu einem signifikanten Anstieg unabhängig vom Sintermaterial. Als Ursache für die erhöhte Wärmeleitfähigkeit nach der thermischen Einwirkung auf die Sinterschicht kann neben der Vergrößerung der Gefügestruktur des Referenzmaterials und der Umwandlung der Sn-haltigen Phasen des SAC-Sintermaterials, insbesondere der Abbau von Gitterbaufehlern an den einstigen Partikelgrenzflächen angesehen werden.

Mit der Strukturvergrößerung des Referenzmaterials durch Kornwachstum und Porenagglomeration werden ebenfalls die mechanischen Eigenschaften beeinflusst. So ist mit zunehmender Auslagerungstemperatur und -dauer ein Anstieg der Zugfestigkeit und des E-Moduls zu verzeichnen. Die mechanischen Eigenschaften des SAC-Sintermaterials werden hingegen unwesentlich durch die HTS beeinflusst.

Die Haftfestigkeit der Fügeverbindung innerhalb eines Modulaufbaus verhält sich ähnlich wie die mechanischen Eigenschaften. Allerdings führt die HTS bei dem Referenzmaterial insbesondere bei 250 °C zur Oxidbildung sowohl des Kupfers der Substratoberfläche als auch des Nickels der Chipmetallisierung, sodass die Haftfestigkeit konstant bleibt. Während die O_2 -Diffusion im Referenzmaterial zur

Oxidation der Kontaktflächen der Fügepartner führt, behindert das Zinn des SAC-Sintermaterials den Sauerstoffzutritt. Damit ist das SAC-Sintermaterial hervorragend für Hochtemperaturanwendungen geeignet. An dieser Stelle ist allerdings anzumerken, dass der verwendete Modulaufbau ohne Vergussmasse das „worst case“ Szenario darstellt. In realen gekapstelten Modulen werden die Bauteile durch geeignete Vergussmaterialien vor äußeren Umwelteinflüssen geschützt.

7 Zuverlässigkeit

Die zuverlässige Funktionalität von leistungselektronischen Modulen unter rauen Einsatzbedingungen stellt eine der größten Herausforderungen der AVT dar. Dazu werden im nachfolgenden Kapitel die Ergebnisse sowohl von passiven als auch aktiven, beschleunigten Alterungstests dargestellt, die neben der mechanischen Befestigung des Halbleiterbauelements auf dem Trägersubstrat und dem Migrationsverhalten auf die elektrische Funktionalität im anwendungsnahen aktiven Lastwechseltest abzielen, vgl. Kapitel 3.6.

7.1 Passive beschleunigte Alterungstests

7.1.1 Temperaturwechseltest vs. Temperaturschocktest

Die Ergebnisse des Temperaturschocktests des Referenzmaterials und des SAC-Sintermaterials wurden bereits in Kapitel 4.3.2 dargestellt. Es hat sich gezeigt, dass das SAC-Sintermaterial gegenüber des Referenzmaterials eine bedeutend höhere Temperaturwechselfestigkeit aufweist. Während das Referenzmaterial bereits nach ca. 1750 Zyklen das Ausfallkriterium eines Abfalls der Scherfestigkeit um 50 % erreicht hat und die Festigkeit nach 3000 Zyklen um ca. 87 % gesunken ist, zeigt das SAC-Sintermaterial lediglich eine geringe Veränderung der Haftfestigkeit und verfügt nach 3000 Zyklen noch über ca. 78 % der Ausgangsfestigkeit.

Um die Ergebnisse des TST im Vergleich zu dem im Automotivbereich standardisierten Temperaturwechseltest (TCT) besser einordnen zu können, wird im Folgenden die Veränderung der Haftfestigkeit in Abhängigkeit des verwendeten Temperaturzykeltests zwischen -55 °C und 150 °C untersucht. Dazu sind in Abbildung 69 die Ergebnisse des Referenzmaterials und in Abbildung 70 die Ergebnisse des SAC-Sintermaterials sowohl des TST als auch des TCT dargestellt. Wie es aufgrund der härteren Testbedingungen im TST zu erwarten war, fällt die Veränderung der Scherfestigkeit im TCT für beide Sintermaterialien weniger stark aus. Das Referenzmaterial zeigt vielmehr nach 500 Zyklen einen geringen Anstieg um ca. 14 % der analog zu der Hochtemperaturlagerung durch Nachsintervorgänge begründet werden kann. Während im TST bereits nach 1000 Zyklen eine Abnahme der Scherfestigkeit zu verzeichnen ist, konnte im TCT keine Veränderung gegenüber der Initialfestigkeit festgestellt werden. Zwischen 1000 und 3000 Zyklen erfolgt eine kontinuierliche Abnahme der Haftfestigkeit, dessen Steigung mit ca. 1,06 MPa pro 100 Zyklen allerdings im Vergleich zum TST (ca. 1,77 MPa pro 100 Zyklen) deutlich kleiner ist. Am Testende nach 3000 Zyklen beträgt die Haftfestigkeit des Referenzmaterials noch ca. 33 MPa, was einer Verringerung der Scherfestigkeit von lediglich ca. 38 % entspricht. Damit erreicht sie weder das Ausfallkriterium eines 50%igen Festigkeitsabfalls noch das der geforderten Mindestscherfestigkeit von 12 MPa.

Die Analyse der Schichtdegradation anhand von lichtmikroskopischen Querschliffen korreliert mit der ermittelten Veränderung der Scherfestigkeit. So weist die Sinterschicht nach 1000 Zyklen im TCT keinerlei Ermüdungserscheinungen in Form von Rissen oder Delaminationen sowohl am Rand als auch in der Mitte des SiC-MOSFET auf, vgl. Abbildung 71. In der Sinterschicht sind hingegen nach 1000 Zyklen im TST bereits am Rand des Halbleiterbauelements ein ca. 100 μm langer Anriss entlang der Chipmetallisierung und in der Mitte vereinzelt vertikale Risse ausgehend vom Trägersubstrat in Richtung des Halbleiterbauteils zu

erkennen, vgl. Abbildung 72. Nach 3000 Zyklen zeigt auch die Sinterschicht im TCT deutlich erkennbare Anzeichen einer Materialermüdung. Neben einem typischen Anriss, ausgehend von der Chipecke, sind sowohl horizontale als auch vertikale Risse zu erkennen, die sich zum Teil zu einem größeren Riss zusammenschließen. Im Gegensatz zu der Sinterschicht im TST ist allerdings kein durchgängiger Riss zu sehen. Aufgrund des vergleichbaren Rissverlaufs innerhalb der Fügeverbindung ist sowohl für den TCT also auch für den schrofferen TST von dem gleichen Schädigungsmechanismus auszugehen.

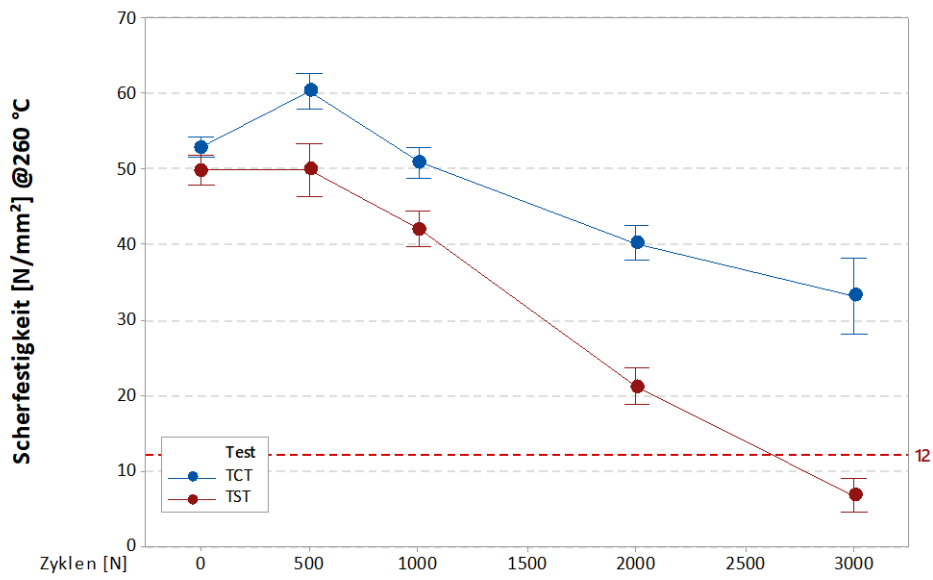


Abbildung 69: Veränderung der mittleren Scherfestigkeit in Abhängigkeit der durchlaufenen Zyklen im Temperaturwechsel- bzw. Temperaturschocktest bei -55 °C bis 150 °C des Referenzmaterials

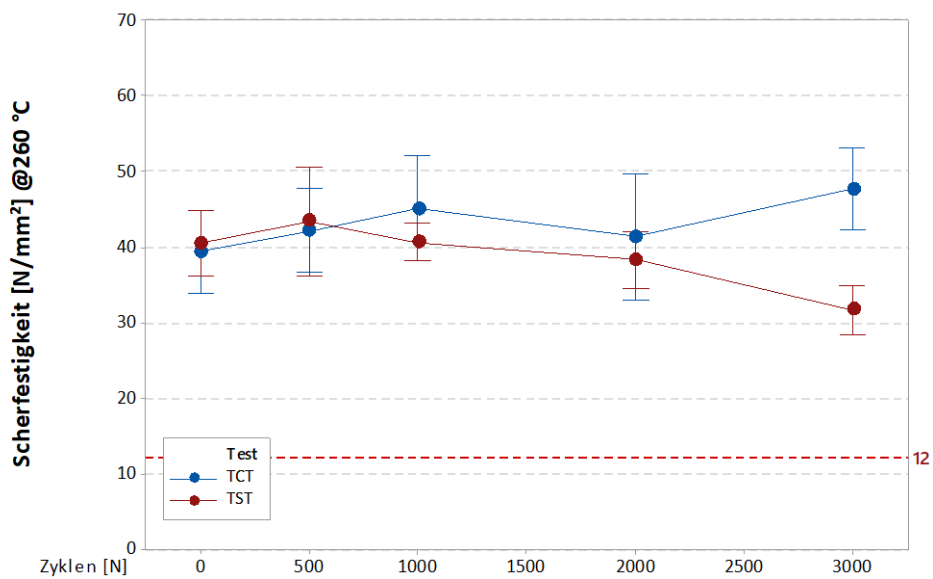


Abbildung 70: Veränderung der mittleren Scherfestigkeit in Abhängigkeit der durchlaufenen Zyklen im Temperaturwechsel- bzw. Temperaturschocktest bei -55 °C bis 150 °C des SAC-Sintermaterials

Das SAC-Sintermaterial weist im TCT nach einer statistischen Auswertung im t-Test einen p-Wert von 0,2 auf, der auf keine signifikante Veränderung der Scherfestigkeit zwischen 0 und 3000 Zyklen hindeutet. Von der Tendenz ist sogar eine leichte Zunahme, um ca. 20 % der Scherfestigkeit nach 3000 Zyklen im Vergleich zu der Ausgangsfestigkeit zu beobachten. Während die Haftfestigkeit im TST im Mittel um ca. 0,45 MPa pro 100 Zyklen gesunken ist, nimmt sie im TCT um ca. 0,2 MPa pro 100 Zyklen unter der Annahme eines linearen Anstiegs zu.

Auch hier deckt sich die Analyse der Schliffbilder gut mit den ermittelten Scherfestigkeiten. Nach 1000 Zyklen im TCT ist lediglich in der überstehenden Sinterschicht außerhalb des SiC-MOSFET ein diagonaler Riss zu erkennen. Ansonsten weist die Sinterschicht keine Ermüdungserscheinungen in Form von Rissen oder Delaminationen sowohl am Rand als auch in der Mitte des SiC-MOSFET auf, vgl. Abbildung 73. In der Sinterschicht hat sich hingegen nach 1000 Zyklen im TST bereits am Rand des Halbleiterbauelements ein ca. 100 µm langer Anriss entlang der Chipmetallisierung gebildet, Abbildung 74. Am Testende nach 3000 Zyklen im TCT gleicht die Schichtdegradation des TCT den Proben des TST nach 1000 Zyklen. Es ist lediglich ein ca. 50 µm langer Anriss am Rand des SiC-MOSFET entlang der Chipmetallisierung zu erkennen und in der Chipmitte befinden sich vereinzelt feine Risse, die teils in Chipnähe oder quer durch die Sinterschicht verlaufen.

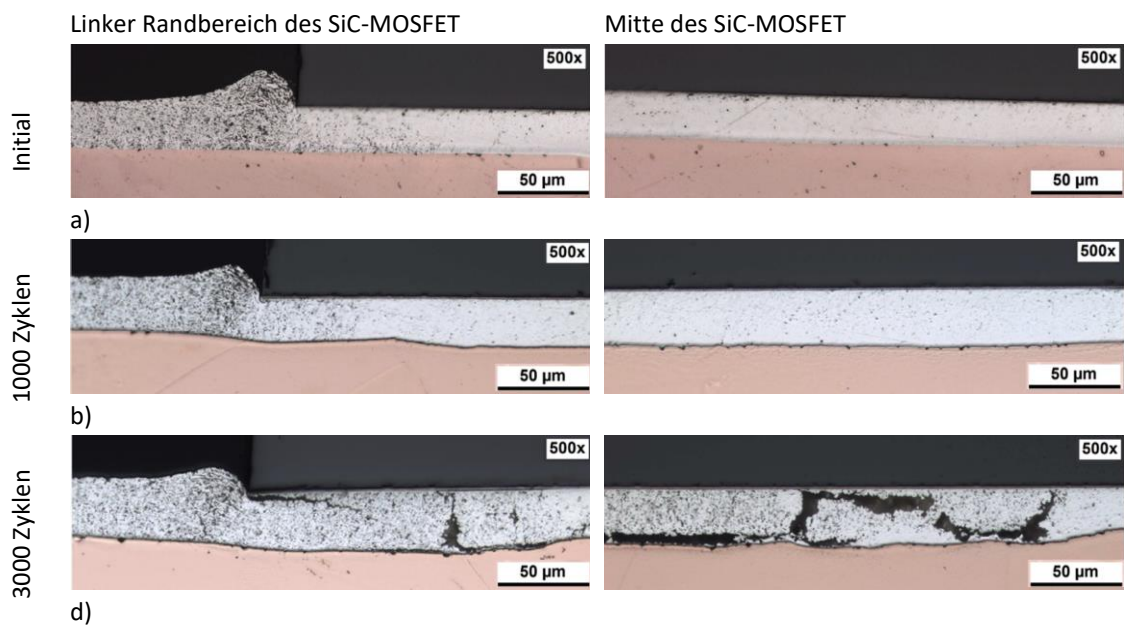


Abbildung 71: LM-Gefügeaufnahmen des Referenzmaterials innerhalb eines Modulaufbaus nach dem Temperaturwechselstest (TCT) bei -55 °C bis 150 °C: a) Initialzustand, b) 1000 Zyklen, c) 3000 Zyklen

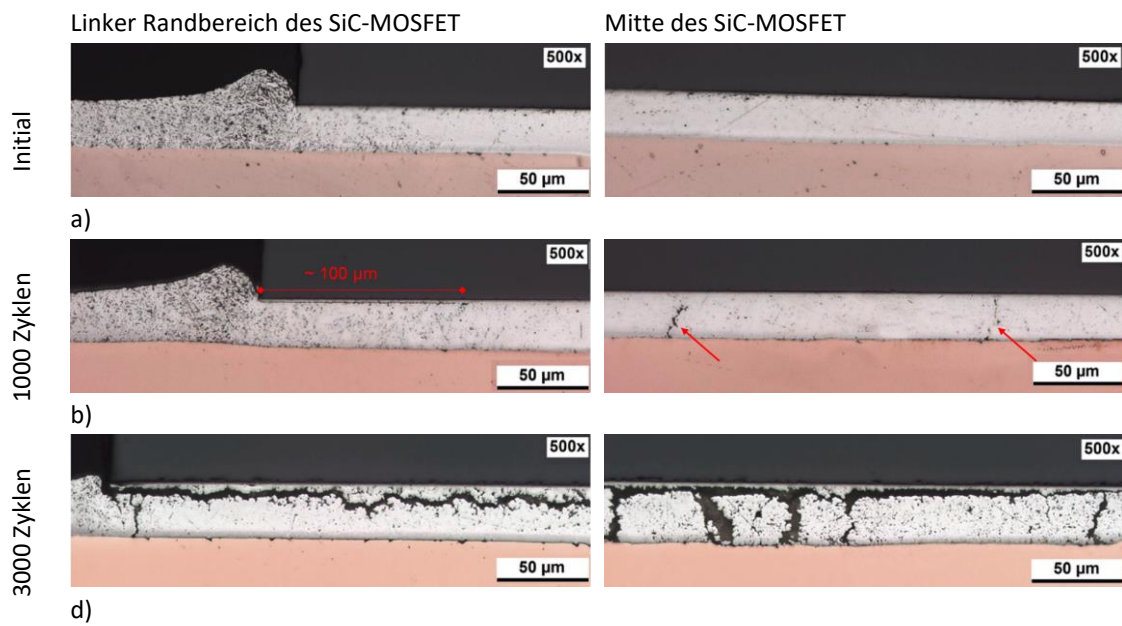


Abbildung 72: LM-Gefügeaufnahmen des Referenzmaterials innerhalb eines Modulaufbaus nach dem Temperaturschocktest (TST) bei -55 °C bis 150 °C: a) Initialzustand, b) 1000 Zyklen, c) 3000 Zyklen

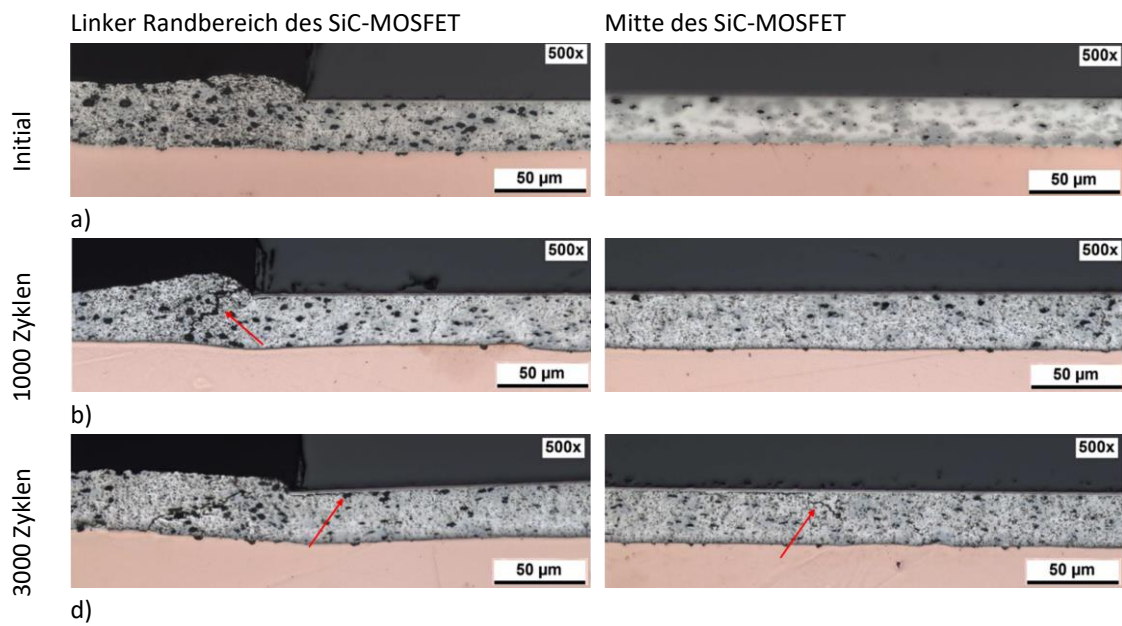


Abbildung 73: LM-Gefügeaufnahmen des SAC-Sintermaterials innerhalb eines Modulaufbaus nach dem Temperaturwechseltest (TCT) bei -55 °C bis 150 °C: a) Initialzustand, b) 1000 Zyklen, c) 3000 Zyklen

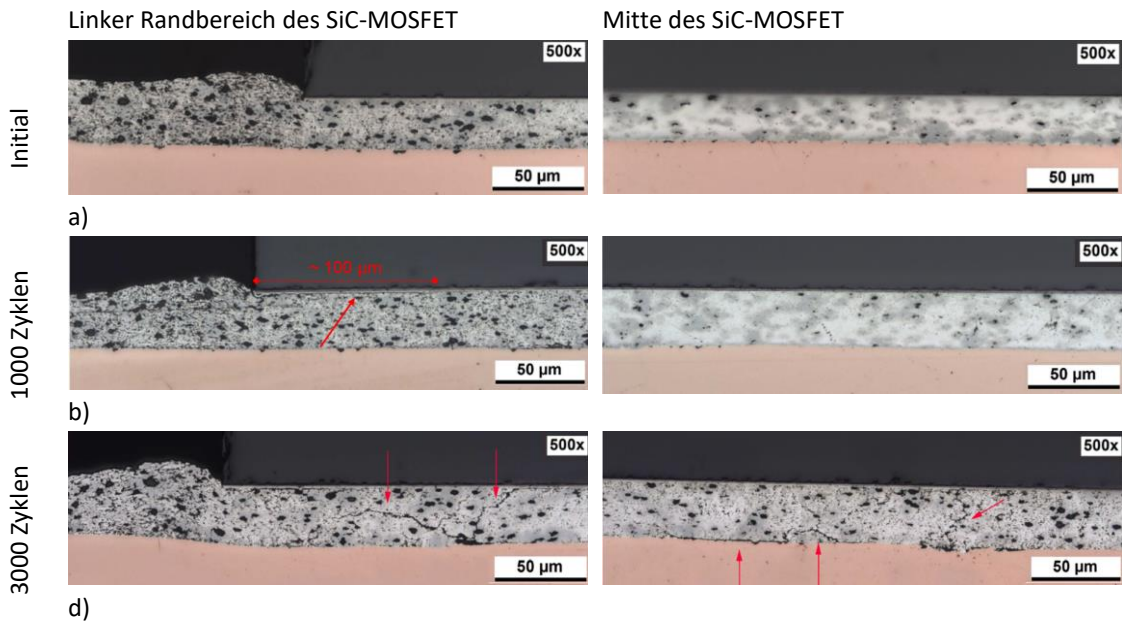


Abbildung 74: LM-Gefügeaufnahmen des SAC-Sintermaterials innerhalb eines Modulaufbaus nach dem Temperaturschocktest (TST) bei -55 °C bis 150 °C: a) Initialzustand, b) 1000 Zyklen, c) 3000 Zyklen

Die mechanische Zuverlässigkeit der gesinterten Fügeverbindung innerhalb eines Modulaufbaus unter thermischer Wechselbeanspruchung steht im Fokus zahlreicher wissenschaftlicher Arbeiten. Santopa et al. [87] hat die Zuverlässigkeit eines vergleichbaren gesinterten Modulaufbaus mit SiC-MOSFET und AMB-Substrat im Temperaturschocktest (TST) zwischen -65 °C und 150 °C untersucht und dabei ebenfalls eine ausgeprägte Degradation einer herkömmlichen Ag-Sinterschicht nach 3000 Zyklen festgestellt. Bei Sakamoto et al. [131] wurde ein Modulaufbau mit SiC-Chip und Si₃N₄-DCB im Temperaturwechseltest (TCT) zwischen -40 °C und 250 °C untersucht. Hierbei zeigte sich bereits zwischen 750 und 1000 Zyklen eine signifikante Abnahme der Scherfestigkeit. Jedoch wurde das Ausfallkriterium eines 50%igen Festigkeitsabfalls der initialen Scherfestigkeit noch nicht erreicht. Chen et al. [166] hat an einem ähnlichen Modulaufbau bereits nach 300 Zyklen im TCT zwischen -50 °C und 250 °C eine deutliche Veränderung der Haftfestigkeit beobachtet, die nach 1000 Zyklen auf ca. 10 % bis 25 % der initialen Festigkeit gesunken ist. Hinsichtlich des geringen Festigkeitsanstiegs des Referenzmaterials im TCT nach 500 Zyklen hat Chew et al. [154] von einem ähnlichen Verhalten der Scherfestigkeit nach der Durchführung eines TCT zwischen -40 °C und 150 °C berichtet. Sie hat die Veränderung der Scherfestigkeit auf unterschiedlichen Substrat-Endoberflächen während des TCT untersucht und dabei festgestellt, dass die Scherfestigkeit nach 1000 bzw. 2000 Zyklen stets höher war als die initiale Festigkeit. Hierbei wird vermutet, dass aufgrund der milden Sinterparameter der Sinter-/Diffusionsprozess während des TCT fortgesetzt wird und daraus die Festigkeitssteigerung resultiert. Die Vergleichbarkeit zwischen den einzelnen Studien ist allerdings nur bedingt möglich, da sich zumeist die verwendeten Materialien und Sinterprozesse unterscheiden. Zudem gibt es teils große Unterschiede bei den verwendeten Testbedingungen. Ungeachtet davon konnten im Rahmen dieser Arbeit vergleichbare Ergebnisse erzielt werden.

7.1.2 Materialvergleich zwischen Sintermaterialien und Weichloten für Hochtemperaturanwendungen

Im Rahmen dieser Arbeit wurde ein Vergleich der Temperaturwechselbeständigkeit von Verbindungsmaterialien für Hochtemperaturanwendungen basierend auf dem aktuellen Stand der Technik durchgeführt. Dazu wurden Testmodule mit drei unterschiedlichen Weichlötlegierungen $Pb_{92,5}Sn_5Ag_{2,5}$, $Au_{80}Sn_{20}$ und $Au_{88}Ge_{12}$ aufgebaut und einem Temperaturschocktest (vgl. Kapitel 3.6.1) von -55 °C bis $+150\text{ °C}$ unterzogen. Auf diese Weise können die Materialien direkt mit den in dieser Arbeit untersuchten Sintermaterialien (Referenzmaterial & SAC-Sintermaterial) verglichen werden. Die Degradation der Verbindungsschicht wurde dabei nach 500, 1000, 2000 und 3000 Zyklen mittels Hochtemperatur-Schertests bei 260 °C und entsprechenden Querschleifen quantifiziert.

Als Testmodule wurden ebenfalls mechanische SiC-MOSFETs des Typs Cree CPM2-1700-0045B mit rückseitiger Ag-Metallisierung als Halbleiterbauelemente verwendet, die mit den zuvor aufgeführten Verbindungsmaterialien auf silbermetallisierte Si_3N_4 -AMB-Substrate gefügt wurden, vgl. Kapitel 3.3.3. Die Proben wurden dabei entsprechend der Angaben des Materialherstellers prozessiert. Für jedes Material und Zyklenanzahl wurden 14 Scherwerte erzeugt, deren Mittelwerte im nachfolgenden Fehlerbalkendiagramm dargestellt sind (Abbildung 75).

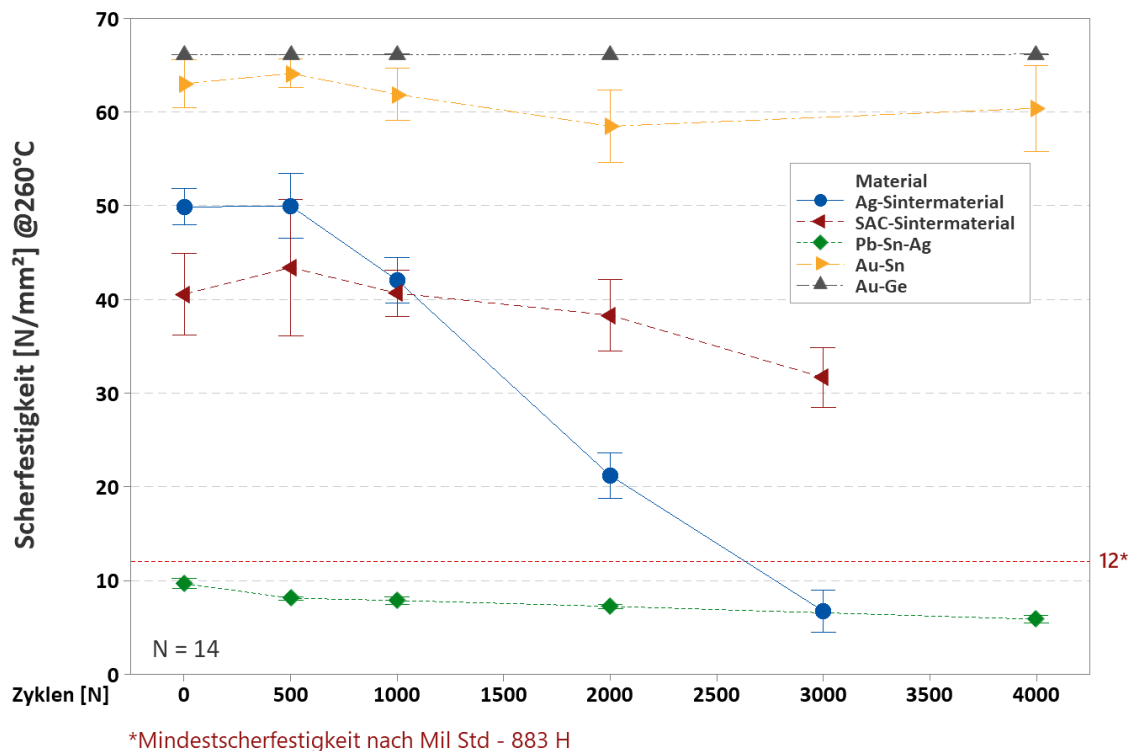


Abbildung 75: Scherfestigkeit verschiedener Hochtemperatur-Verbindungsmaterialien nach erfolgtem Temperaturschocktest von -55 °C bis $+150\text{ °C}$

Bereits im Initialzustand unterscheiden sich die einzelnen Verbindungsmaterialien signifikant voneinander. Beide eutektischen goldbasierten Lötverbindungen weisen eine Scherfestigkeit oberhalb von 60 MPa auf. Dabei überstieg die Scherfestigkeit des Au-Ge-Lotes die maximale Scherkraft des Testgerätes, sodass

die Halbleiterbauelemente nicht abgeschert werden konnten. Die angegebene Festigkeit entspricht somit dem Maximalwert des Schertesters. Das gesinterte Referenzmaterial verfügt mit ca. 50 MPa ebenfalls über eine hohe Scherfestigkeit gefolgt von dem SAC-Sintermaterial mit ca. 40 MPa. Die bleihaltige Lötverbindung mit 10 MPa zeigt hingegen eine sehr niedrige Scherfestigkeit. Grund dafür ist die Schmelztemperatur von 296 °C der nicht eutektischen Legierungszusammensetzung [19].

Der Verlauf der Scherfestigkeit über der steigenden Anzahl an Temperaturschockzyklen zeigt eine stark unterschiedliche Schichtdegradation der einzelnen Verbindungsmaterialien. Selbst nach 3000 Zyklen konnte kein SiC-Chip des Au-Ge-Lotes abgeschert werden. Dementsprechend konnte keine Abnahme der Scherfestigkeit verzeichnet werden. Ein ähnliches Verhalten wurde für die Au-Sn-Lötverbindung festgestellt. Es wurde lediglich eine leichte Abnahme (ca. 4 %) der initialen Scherfestigkeit nach 3000 Zyklen ermittelt. Das hochbleihaltige Lot zeigt hingegen eine kontinuierliche Degradation der Verbindungsschicht. Die von vornherein sehr niedrige Scherfestigkeit wurde infolge des TST um ca. 40 % reduziert.

Um die Ergebnisse des Schertests zu verifizieren und das Verhalten der Schichtdegradation zu verstehen, wurden Querschliffe der zyklerten Proben erstellt. In Abbildung 76 sind dazu REM-Aufnahmen der drei Weichlotmaterialien nach 2000 Zyklen aus dem Zentrum des SiC-Chips dargestellt. Wie aus den Ergebnissen vom Scherversuch zu erwarten war, weist die Au-Ge-Lötverbindung (Abbildung 76 a) keine Anzeichen einer Schichtdegradation auf. In dem eutektischen Gefüge sind weder Risse noch Delaminationen zu erkennen. Im Vergleich dazu konnten in der Au-Sn-Lötverbindung (Abbildung 76 b) vereinzelt vertikale Risse beobachtet werden, die vom Substrat ausgehend in Richtung des SiC-Chips verlaufen. Auch in den besonders stressempfindlichen Ecken der Chips konnten keine horizontalen Risse oder Delaminationen festgestellt werden. Die einzelnen vertikalen Risse schwächen die Verbindung nur minimal, sodass im Scherversuch keine nennenswerte Degradation nachzuweisen war. Die Pb-Sn-Ag Lötverbindung (Abbildung 76 c) zeigt hingegen sowohl an den Chipecken als auch im Zentrum des SiC-Chips horizontale Risse, mit denen die Abnahme der Scherfestigkeit erklärt werden kann.

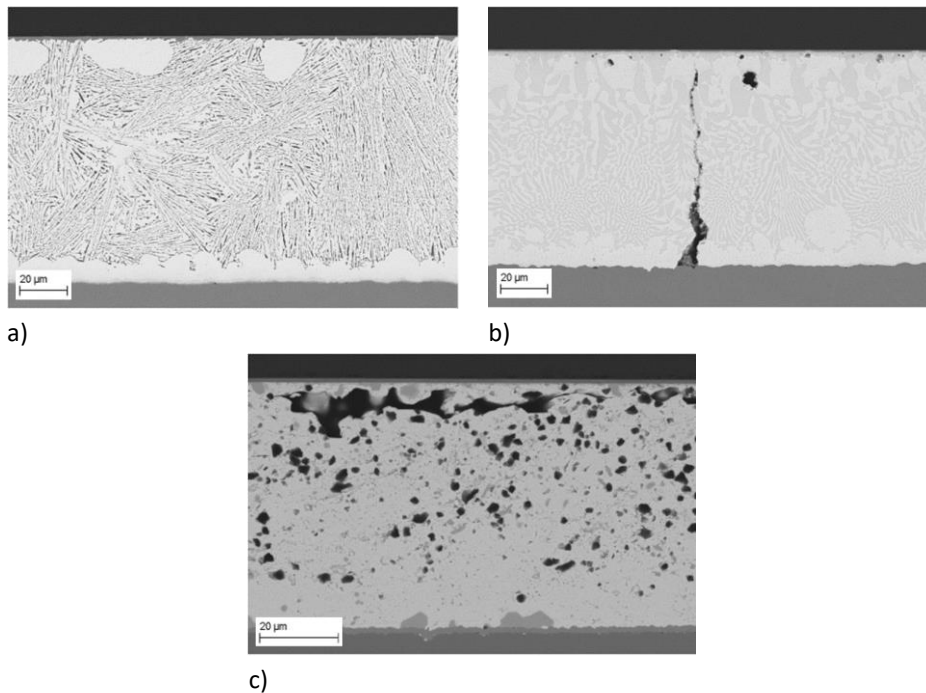


Abbildung 76: REM-Aufnahme der Querschliffe nach 2000 Zyklen im TST. a) gelötete Au-Ge-Schicht, b) gelötete Au-Sn-Schicht, c) gelötete Pb-Sn-Ag-Schicht, d) gesinterte Ag-Schicht

Wie bereits in Kapitel 4.3.2 und 4.3.3 beschrieben wurde, unterscheidet sich die Temperaturwechselbeständigkeit der untersuchten Sintermaterialien. Während das Referenzmaterial zwischen 1000 und 3000 Zyklen einen starken Abfall (ca. 85 %) der Scherfestigkeit aufweist, ist für das SAC-Sintermaterial lediglich eine Abnahme, um ca. 22 % zu beobachten. Dennoch verfügen die beiden Sintermaterialien im Vergleich zu den goldbasierten Lotlegierungen über eine geringere Temperaturwechselbeständigkeit.

Die gewonnenen Erkenntnisse decken sich mit den Ergebnissen vergleichbarer Untersuchungen. Sowohl [167] in passiven Temperaturwechseltests als auch [54] und [168] in aktiven Lastwechseltests haben Au-Ge als Verbindungsmaterial von Halbleiterbauelementen auf Trägersubstraten als das Material mit der höchsten Zuverlässigkeit identifiziert. Die Zuverlässigkeit gesinterter Ag-Schichten ist, wie in Kapitel 2.2.2 beschrieben, stark von den Sinterparametern abhängig. [63] und [64] haben gezeigt, dass die Degradation der Sinterschicht durch eine geeignete Prozessführung stark reduziert werden kann und höhere Zuverlässigkeiten als für bleihaltige oder goldbasierte Lote erreicht werden können. Die für diesen Materialvergleich verwendeten Sinterparameter waren mit 230 °C Sintertemperatur, 10 MPa Sinterdruck und 3 min Sinterzeit eher am unteren Rand des Prozessfensters angesiedelt. Ungeachtet dessen konnte im Rahmen dieser Arbeit gezeigt werden, dass die mechanische Zuverlässigkeit durch die Modifikation einer Silbersinterschicht mit SAC-Füllstoff signifikant gesteigert werden kann.

Vor diesem Hintergrund ist die Silbersintertechnologie im Vergleich zu den goldbasierten eutektischen Lotlegierungen eine vielversprechende kostengünstige Alternative zu den bisher verwendeten hochbleihaltigen Lotlegierungen für Hochtemperaturanwendungen.

7.2 Elektrochemische Migration – SIR-Test

Die elektrochemische Migration des Referenzmaterials und des SAC-Sintermaterials wurde in Anlehnung an die Testmethode IPC-TM-650 Nr. 2.6.3.3 [138] mit Hilfe eines SIR-Tests untersucht. Dabei wurde der Oberflächenwiderstand des verwendeten Testlayouts in einer Klimakammer bei 85 °C Prüftemperatur, einer Luftfeuchtigkeit von 85 % und einer angelegten Spannung von 50 V über einen Zeitraum von 1000 h aufgezeichnet. In Abbildung 77 sind dazu zwei exemplarische Messkurven dargestellt, wobei eine Probe über einen konstanten Oberflächenwiderstand verfügt und eine deutlich ersichtliche Veränderung des Oberflächenwiderstands aufweist, was als ein Indiz für Migrationsphänomene angesehen werden kann.

Die Untersuchung des Migrationsverhaltens der beiden Sintermaterialien nach 1000 h im SIR-Test haben ergeben, dass weder das Referenzmaterial noch das SAC-Sintermaterial unter den betrachteten Testbedingungen Anzeichen von Migrationserscheinungen aufweisen. Die Oberflächenwiderstandsmessung ergab für 9 bzw. 10 von 12 Proben für das Referenzmaterial respektive des SAC-Sintermaterials keine Veränderung, vgl. Tabelle 15. Im Rahmen der anschließenden optischen Analyse der Proben konnte ebenfalls keine Migrationserscheinungen in Form von Migrationsbrücken identifiziert werden. Dennoch weisen 3 bzw. 2 der jeweils 12 Proben des Referenzmaterials und des SAC-Sintermaterials Auffälligkeiten im Verlauf ihres Oberflächenwiderstandes auf. Hierbei konnten durch die optische Analyse im Anschluss an den SIR-Test einzelne Fremdstoffe auf den Testsubstraten lokalisiert werden, vgl. Abbildung 78. Es wird vermutet, dass sich entlang dieser ein geschlossener Feuchtigkeitsfilm zwischen den Leiterbahnen gebildet hat, der zu einer Veränderung des Oberflächenwiderstandes geführt hat. Damit ist diese Fehlerursache nicht auf das Migrationsverhalten der Sintermaterialien, sondern auf vorhandene Verunreinigungen während der Probenherstellung zurückzuführen. Demnach konnte keine Anfälligkeit der beiden Sintermaterialien gegenüber elektrochemischer Migration festgestellt werden.

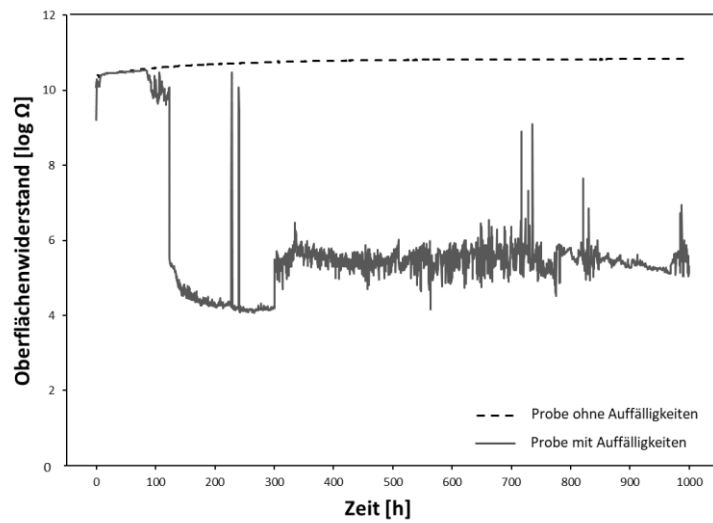


Abbildung 77: Exemplarische Messkurven des Oberflächenwiderstands während des SIR-Tests

Tabelle 15: Übersicht der Ergebnisse und Fehlerursachen des SIR-Tests

Material	Proben ohne verändertem Oberflächenwiderstand	Proben mit verändertem Oberflächenwiderstand	Fehlerursache
Referenz	9/12	3/12	Kurzschluss der Leiterbahnen durch Fremdstoff
SAC-Sintermaterial	10/12	2/12	Kurzschluss der Leiterbahnen durch Fremdstoff

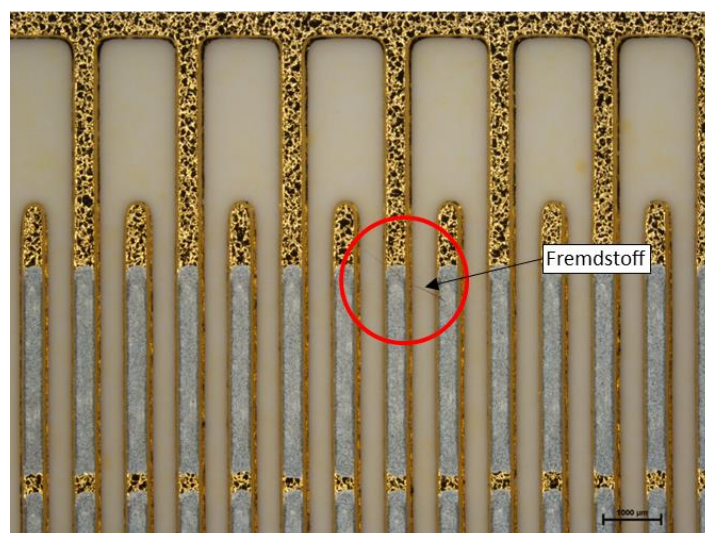


Abbildung 78: Testsubstrat mit herstellungsbedingtem Artefakt, der zu einer Veränderung des Oberflächenwiderstands geführt hat

Shen et al. [136], Riva et al. [169] und Sabbah et al. [170] haben ebenfalls das elektrochemische Migrationsverhalten von Silbersintermaterialien analysiert. Im Vergleich zu den in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen unterscheiden sich jedoch die Experimente in der angelegten Spannung, durch eingesetzte Beschichtungsmaterialien und das verwendete Probenlayout. Aus diesem Grund sind die Ergebnisse nur bedingt vergleichbar. Aus den Untersuchungen geht hervor, dass das Migrationsverhalten durch eine Beschichtung der Sinterschicht signifikant verbessert werden kann. Weiterhin wurde beobachtet, dass mit steigender Spannung und kleiner werdendem Leiterbahnabstand der Migrationsprozess beschleunigt wird. Im Rahmen der hier durchgeführten SIR-Tests konnte weder für das Referenzmaterial noch für das SAC-Sintermaterial Migrationserscheinungen beobachtet werden.

7.3 Aktiver Lastwechseltest

Im Rahmen dieser Arbeit wurden zwei unterschiedliche Demonstratoren mit Si-Diode auf Au-metallisiertem DCB-Substrat und mit SiC-MOSFET auf Ag-metallisiertem AMB-Substrat (vgl. Kapitel 3.3.3) im aktiven Lastwechseltest (engl. Power Cycling Test - PCT) hinsichtlich der Zuverlässigkeit der Sinterfügeverbindung untersucht, vgl. Kapitel 3.6.4. Dabei zielte die Analyse im anwendungsnahen PCT, neben der guten Performance des SAC-Sintermaterials in den zuvor beschriebenen passiven Temperaturwechseltests (vgl. Kapitel 4.3.2, 5.4.5 und 7.1.), auch auf die thermischen und elektrischen Eigenschaften ab. Zusätzlich wurde die Lebensdauer der Sinterfügeverbindung im PCT anhand eines Die-Top-System® (DTS)-Moduls [82] erprobt, welches durch eine neue Oberseitenkontaktierungstechnik die Verwendung von Cu-Bonddrähten im Gegensatz zu den gängigen Al-Bonddrähten ermöglicht.

Aktiver Lastwechseltest mit Si-Diode auf DCB-Substrat

Die Lebensdaueruntersuchung anhand der gesinterten Demonstratoren mit Si-Diode auf Au-metallisiertem DCB-Substrat zeigen im aktiven Lastwechseltest eine vergleichbare Abhängigkeit zwischen der erzielten Lebensdauer und dem verwendeten Sintermaterial, wie bereits in den passiven Temperaturwechseltests beobachtet wurde. Die Ergebnisse des PCT sind in Abbildung 79 in einem Wahrscheinlichkeitsnetz dargestellt. Dabei bestätigen die p-Wert von größer 0,05, dass die ermittelten Versuchsdaten der Weibull-Verteilung entsprechen. Wie anhand des Skalenparameters zu erkennen ist, beträgt die Skala des SAC-Sintermaterials ca. das 1,5-fache des Referenzmaterials. Damit sind nach ca. 900.000 Zyklen (Referenz) bzw. nach ca. 1,3 Mio. Zyklen (SAC-Sintermaterial) 63,2 % der getesteten Demonstratoren ausgefallen. Zudem weist das SAC-Material einen mehr als doppelt so großen Formparameter auf. Damit verfügt das SAC-Sintermaterial nicht nur über eine wesentlich höhere Lebensdauer, sondern zusätzlich über eine geringere Streuung der getesteten Demonstratoren. Ein auf Basis des Skalenparameters durchgeführter Signifikanztests ergab einen p-Wert von 0,002 und bestätigt damit den signifikanten Unterschied zwischen den beiden Sintermaterialien. Damit wirkt sich die deutlich niedrigere Wärmeleitfähigkeit des SAC-Sintermaterials (vgl. Kapitel 4.2.2) nicht negativ auf die Lebensdauer im aktiven Lastwechseltest aus. Viel mehr konnte auf dem Teststand im Initialzustand statistisch kein signifikanter Unterschied des Wärmewiderstandes der gesinterten Demonstratoren unabhängig vom Sintermaterial nachgewiesen werden.

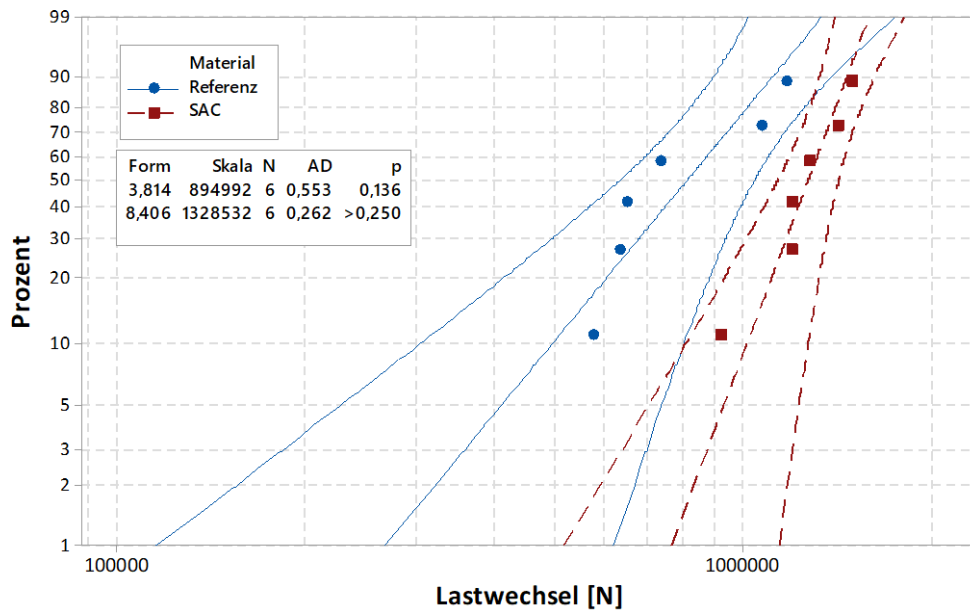


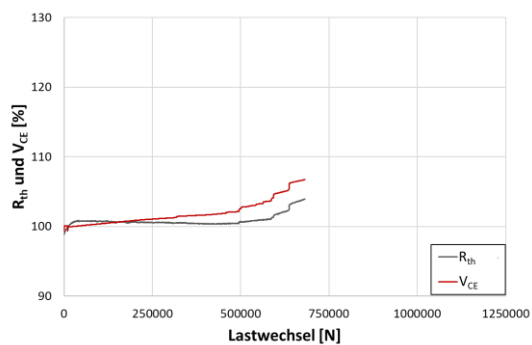
Abbildung 79: Wahrscheinlichkeitsnetz zum Vergleich des Referenzmaterials und des SAC-Sintermaterials im PCT anhand des Demonstrators mit Si-Diode

Wie bereits in Kapitel 3.6.4 beschrieben, können beim PCT zwei verschiedene Fehlerursachen messtechnisch erfasst werden. Zum einen kann ein Anstieg der Vorwärtsspannung beobachtet werden, der auf defekte Bonddrähte zurückzuführen ist. Andererseits kann eine Erhöhung des thermischen Widerstandes der Sinterschicht beobachtet werden, der sich infolge von Rissen oder der Delamination der Sinterschicht ergibt.

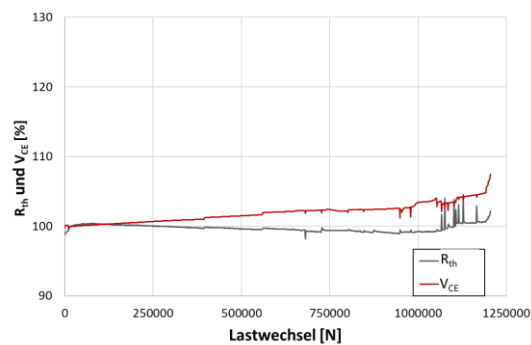
In dem vorliegenden PCT konnte die Ausfallursache, wie aus Tabelle 16 zu entnehmen ist, überwiegend auf einen Anstieg der Vorwärtsspannung V_{CE} von über 5 % zurückgeführt werden (je Sintermaterial 5 von 6 Modulen), der auf ein Versagen der Oberseitenkontaktierung hindeutet. Zudem wurde für das Referenzmaterial neben dem Anstieg der Vorwärtsspannung ebenfalls eine Zunahme des Wärmewiderstandes beobachtet, der allerdings lediglich in einem Fall (1 von 6) zum Ausfall des Bauteils führte. Der Anstieg des Wärmewiderstandes deutet dabei auf die Degradation der Fügeverbindung hin, sodass die Verlustwärme des Halbleiterbauelements nicht mehr effektiv abgeführt werden kann. Der Verlauf der Vorwärtsspannung V_{CE} und des Wärmewiderstandes R_{th} während des PCT sind exemplarisch für das Referenzmaterial und das SAC-Sintermaterial in Abbildung 80 dargestellt. Anhand des Kurvenverlaufs des Referenzmaterials (a) ist eindeutig das Versagen der Oberseitenkontaktierung in Verbindung mit der Degradation der Sinterschicht zu erkennen. Dabei kennzeichnen die sprunghaften Anstiege im Spannungsverlauf gegen Testende den Verlust einzelner Bonddrähte. Zudem ist nach ca. 50.000 Zyklen eine kontinuierliche Zunahme des Wärmewiderstandes zu verzeichnen. Im Gegensatz dazu steigt die Vorwärtsspannung des SAC-Sintermaterials (b) wesentlich langsamer an, während kaum eine Veränderung des Wärmewiderstandes beobachtet werden konnte. Vielmehr ist zunächst sogar eine geringe Abnahme des R_{th} bis ca. 1 Mio. Zyklen zu erkennen.

Tabelle 16: Übersicht der im aktiven Lastwechseltest aufgetretenen Ausfallkriterien

Material	5 % Anstieg von V_{CE}	20 % Anstieg von R_{th}	Kommentar
Referenz	5/6	1/6	Neben dem V_{CE} Anstieg ist stets ein Anstieg des R_{th} zu verzeichnen
SAC-Sintermaterial	5/6	-	Minimaler Anstieg des R_{th} , Testabbruch nach 1,5 Mio. Zyklen



a)



b)

Abbildung 80: Exemplarischer Verlauf der Vorwärtsspannung V_{CE} und des Wärmewiderstands R_{th} während des PCT für das Referenzmaterial (a) und das SAC-Sintermaterial (b)

Um die Ausfallursache identifizieren zu können, wurden die Demonstratoren im Anschluss an den PCT optisch sowie mittels C-SAM als auch Querschliffen näher untersucht. Die optischen Aufnahmen in Abbildung 81 zeigen sowohl für das Referenzmaterial (a) als auch das SAC-Sintermaterial (b) deutliche Anzeichen für die Ermüdung der Oberseitenkontaktierung in Form von Bonddrahtabhebern. Zudem ist vom Rand des DCB-Substrates in Richtung der Si-Diode ein Riss durch das Metall-Keramik-Substrat zu erkennen. Die Ergebnisse der C-SAM Untersuchung in Abbildung 82 verifizieren die mittels optischer Analyse identifizierten Schädigungen. Dabei ist je Sintermaterial ein Demonstrator im Initialzustand und am Testende nach ca. 1,2 Mio. Zyklen abgebildet. Neben der Ermüdung der oberseitigen Bondverbindung und dem Riss im DCB-Substrat ist insbesondere für das Referenzmaterial (a) eine kreisförmige Degradation der Fügeverbindung im Zentrum der Si-Diode als auch im geringen Maße am Rand zu erkennen. Im Gegensatz dazu zeigt das SAC-Sintermaterial lediglich eine geringe Veränderung der Fügeverbindung im Zentrum der Si-Diode. Die Ermüdung der oberseitigen Bondverbindung sowie der Riss im DCB-Substrat sind ebenfalls zu verzeichnen.

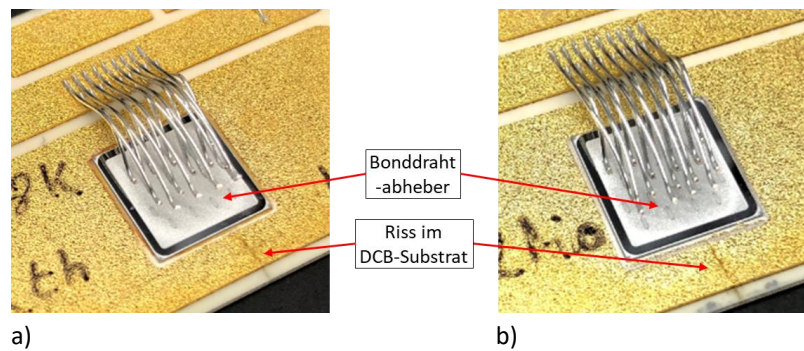


Abbildung 81: Versagen der Oberseitenkontaktierung in Form von Bonddrahtabhebern gepaart mit Bruch des DCB-Substrates.
a) Referenz, b) SAC-Sintermaterial

Ergänzend zu den C-SAM Untersuchungen wurden Querschliffe zunächst mechanisch präpariert und mittels LM-Mikroskop dokumentiert. Wie anhand der Gefügebildungen zu erkennen ist, zeigt das Referenzmaterial vom Rand der Si-Diode ausgehend einen ca. 250 μm langen Anriss entlang der Chipmetallisierung, vgl. Abbildung 83 a. Im Zentrum des Halbleiterbauteils haben sich sowohl horizontale Risse in der Sinterschicht nahe der Si-Diode als auch Delaminationen innerhalb der Chipmetallisierung gebildet. Im Übergangsbereich zwischen Rand und Mitte konnten keine Anzeichen von Materialermüdung der Sinterschicht beobachtet werden. Damit korrelieren die Ergebnisse der Schliffuntersuchung sehr gut mit denen der C-SAM Untersuchung. Zudem ist ein großer vertikaler Riss durch das Kupfer des DCB-Substrates zu erkennen, der sich bemerkenswerter Weise nicht in der Sinterschicht fortsetzt, sondern am Übergang zwischen Au-Endoberfläche und Sinterschicht zu stoppen scheint. Im Vergleich dazu zeigt das SAC-Sintermaterial in Abbildung 83 b keine Spuren von Schichtdegradation. Es haben sich weder Risse noch Delaminationen der Chipmetallisierung gebildet. Lediglich die zuvor beobachteten Risse durch die Keramik und das Kupfer des DCB-Substrates sind ebenfalls deutlich ersichtliche.

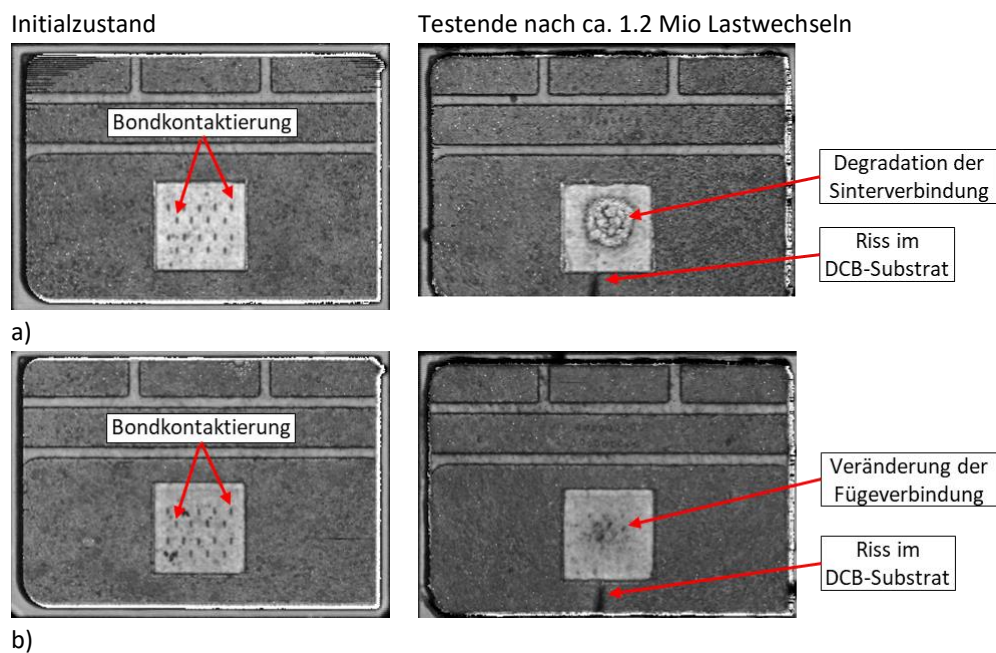


Abbildung 82: C-SAM Aufnahmen des Referenzmaterials (a) und des SAC-Sintermaterials (b) vor und nach dem Lastwechseltest

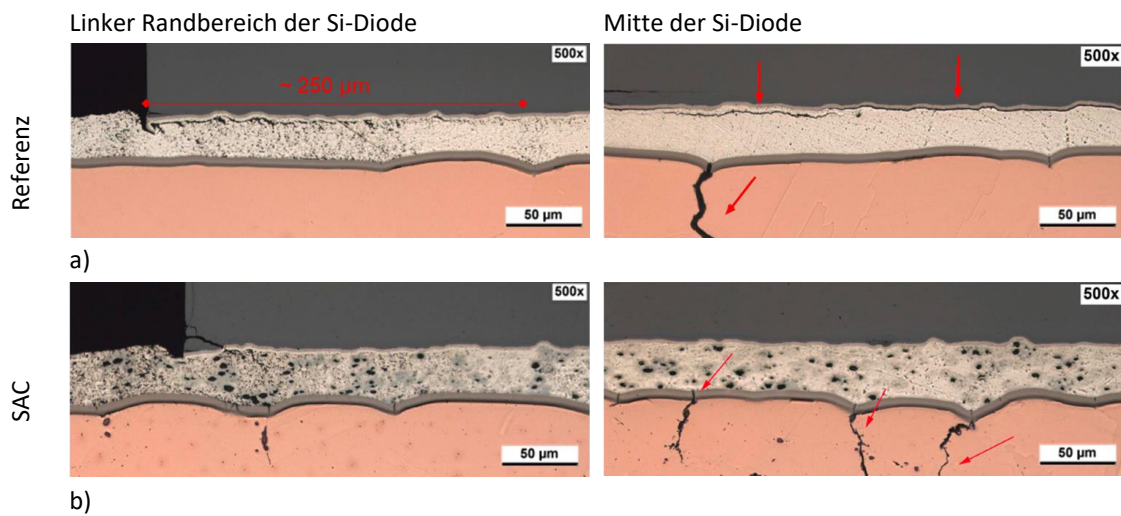


Abbildung 83: LM-Gefügeaufnahmen des Referenzmaterials (a) und des SAC-Sintermaterials (b) innerhalb des Demonstrators mit Si-Diode nach ca. 1,2 Mio. Zyklen im aktiven Lastwechseltest

Um sicher zu stellen, dass durch die mechanische Probenpräparation keine Risse verschmiert wurden und somit eine Fehlinterpretation der Querschliffe erfolgte, wurden die Proben zusätzlich ionenpoliert und REM-Aufnahmen angefertigt. Dabei konnten alle zuvor identifizierten Degradationserscheinungen des Referenzmaterials in hoher Qualität und ohne jegliche Präparationsartefakte abgebildet werden, vgl. Abbildung 84 a. Zudem konnte durch die Ionenpolitur nachgewiesen werden, dass sich die vertikalen Risse im Cu des DCB-Substrates in der Sinterschicht fortsetzen und sich mit den horizontal verlaufenden Rissen vereinen.

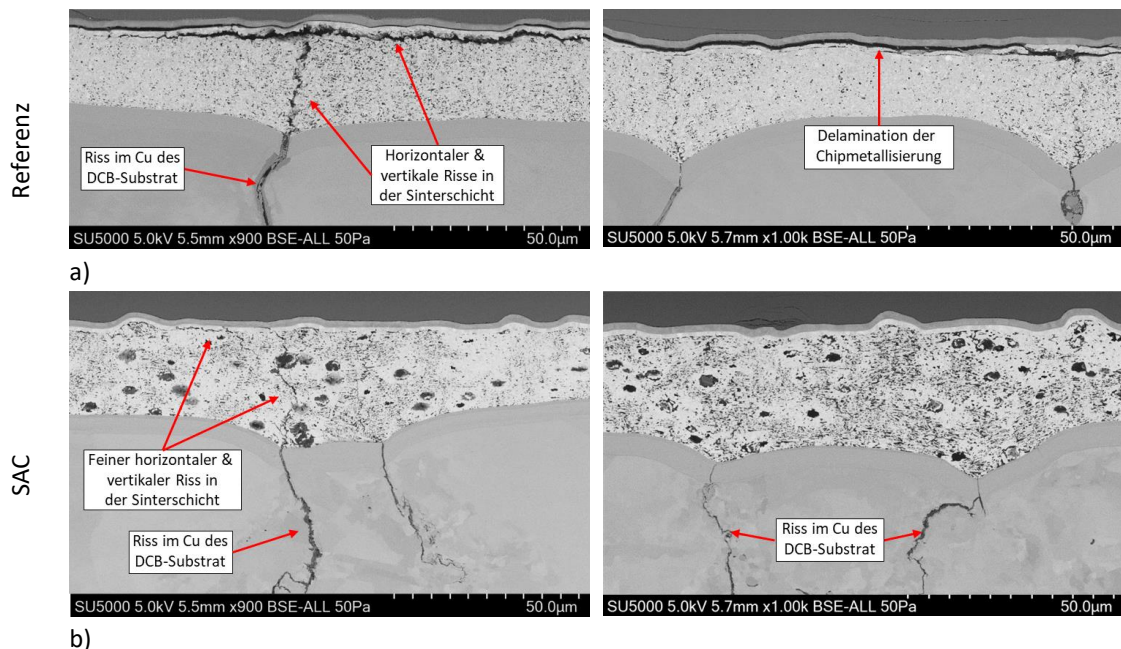


Abbildung 84: Ionenpolierte Querschliffe des Referenzmaterials (a) und des SAC-Sintermaterials (b) im Zentrum der Si-Diode nach ca. 1,2 Mio. Zyklen im aktiven Lastwechseltest

Im Gegensatz dazu scheinen sich die vertikalen Risse des DCB-Substrates tatsächlich nur in geringem Maße in der Sinterschicht des SAC-Sintermaterials fortzusetzen, vgl. Abbildung 84 b. Sonstige Degradationserscheinungen konnten aber auch mittels Ionenpolitur nicht beobachtet werden. Auffällig ist an dieser Stelle, dass die vertikalen Risse im DCB-Substrat sowohl für das Referenzmaterial als auch das SAC-Sintermaterial bevorzugt an den Korngrenzen des Kupfers an der Substratoberfläche auftreten.

Aktiver Lastwechseltest mit SiC-MOSFET auf AMB-Substrat

Im aktiven Lastwechseltest der Demonstratoren mit SiC-MOSFET auf AMB-Substrat wurde die Oberseitenkontaktierung im Vergleich zu dem vorherigen PCT mittels AlCu-Bändchen realisiert (vgl. Kapitel 3.3.3). Dabei hat sich gezeigt, dass sowohl für das Referenzmaterial als auch das SAC-Sintermaterial bereits nach durchschnittlich ca. 140.000 Lastwechseln ein Spannungsanstieg V_{DS} von größer 5 % erreicht wurde. Wie zuvor im PCT mit dem Demonstrator mit Si-Diode aufgezeigt, ist der Spannungsanstieg auf die Ermüdung der Oberseitenkontaktierung zurückzuführen. Bei einer optischen Überprüfung der Testmodule konnten klare Anzeichen für die Degradation der Bondkontakte in Form von Bändchenabhebern identifiziert werden, vgl. Abbildung 85 a. Die Ausfallursache trat dabei sowohl für das Referenzmaterial als auch das SAC-Sintermaterial auf. Eine Signifikanzanalyse basierend auf den Skalenparametern bestätigte mit einem p-Wert von 0,29, dass kein signifikanter Unterschied zwischen den beiden Sintermaterialien vorliegt und damit die Ausfallursache rein mit der Degradation der Oberseitenkontaktierung begründet werden kann. Das Versagen der hier verwendeten AlCu-Bändchen tritt demzufolge im Vergleich zum CucorAl-Bonddraht des vorherigen PCT mit Si-Diode um ca. den Faktor 10 früher auf. Aus diesem Grund wurde die gesamte Oberseitenkontaktierung erneuert, wie aus Abbildung 85 b zu entnehmen ist. Dabei wurden die anfälligen AlCu-Bändchen durch die zuvor verwendeten CucorAl-Bonddrähte ersetzt und zusätzlich der Al-Bonddraht des Gate-Kontaktes erneuert. Bedauerlicherweise wurden alle Proben des Referenzmaterials während des erneuten Drahtbondprozesses beschädigt und konnten daher nicht weiter im PCT getestet werden. Ebenfalls wurden drei der fünf Demonstratoren des SAC-Sintermaterials beschädigt, sodass der PCT lediglich mit den verbliebenen zwei Demonstratoren fortgeführt werden konnte.

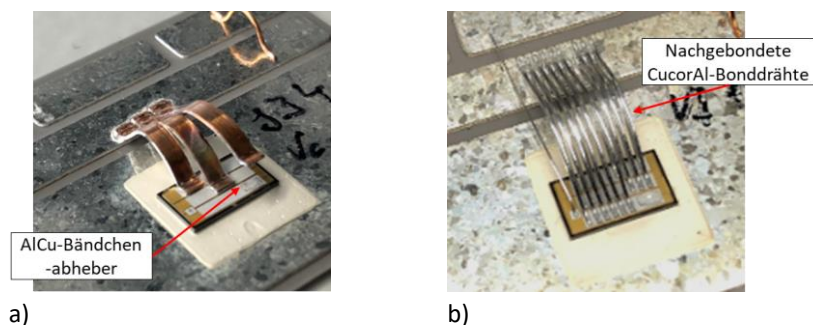


Abbildung 85: Versagen der Oberseitenkontaktierung in Form von Abhebern der AlCu-Bändchen (a) sowohl bei dem Referenzmaterial als auch dem SAC-Sintermaterial. SiC-MOSFET-Demonstrator mit nachgebondeten CucorAl-Bonddrähten (b) nach ca. 140.000 Zyklen im PCT.

Nach der Wiederaufnahme des PCT mit der erneuerten Oberseitenkontaktierung wurde der Lastwechseltest nach weiteren 1,9 Mio. Zyklen abgebrochen, nachdem während dieser Testdauer keines der definierten Ausfallkriterien erreicht wurde. In Kombination mit dem vorangegangenen PCT haben die beiden verbliebenen Demonstratoren in Summe ca. 2 Mio. aktive Lastwechsel durchlaufen. Eine konkrete Auswertung der charakteristischen Lebensdauer kann aufgrund der Schädigung der Demonstratoren während des Nachbondprozesses und wegen des Testabbruchs ohne einen Ausfall nicht bestimmt werden.

Die im Anschluss an den PCT durchgeführte Untersuchung mittels C-SAM und metallografischen Querschliffen bestätigen die herausragende Performance des SAC-Sintermaterials im aktiven Lastwechseltest. In Abbildung 86 sind C-SAM Aufnahmen der beiden Module vor und nach dem PCT dargestellt. Anhand dieser ist zu erkennen, dass keinerlei Risse oder Delamination der Fügeverbindung aufgetreten sind. Lediglich in der Fügeverbindung des Demonstrators 1 (a) ist eine Veränderung der Sinterschicht zu erkennen. Es wird vermutet, dass sich ähnlich wie bei dem Demonstrator mit Si-Diode lediglich feine, eher vertikale Risse in der Sinterschicht gebildet haben, die sich zu diesem Zeitpunkt allerdings noch nicht negativ auf die Funktion des SiC-MOSFET auswirken.

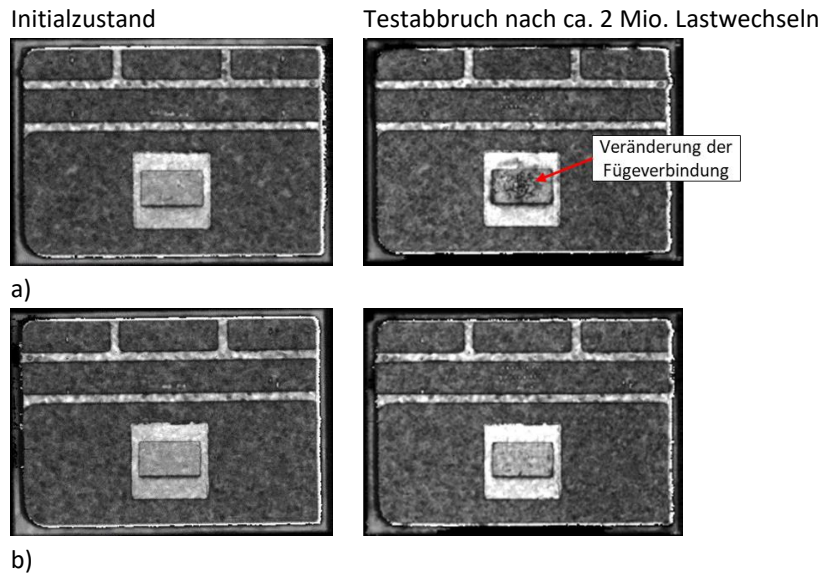


Abbildung 86: C-SAM Aufnahmen des SAC-Sintermaterials zu Beginn und nach Abbruch des Lastwechseltests nach ca. 2 Mio. Lastwechsel: a) Demonstrator 1 mit geringer Veränderung der Fügeverbindung nach dem PCT, b) Demonstrator 2 ohne merkliche Veränderungen der Fügeverbindung

Die metallografische Schliiffanalyse des Demonstrators 2 in Abbildung 87 verifiziert die Ergebnisse der C-SAM Untersuchung. Die Fügenschicht des SAC-Sintermaterials weist keine Anzeichen einer Schichtdegradation in Form von Rissen oder Delaminationen auf. Anhand der Gefügaufnahme ist lediglich ein Riss außerhalb des SiC-MOSFET zu sehen, der sich nicht unterhalb des Chips fortsetzt.

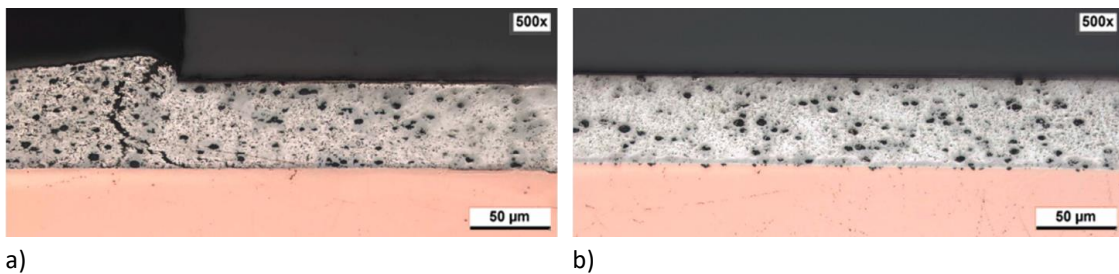


Abbildung 87: LM-Aufnahmen des Demonstrators 2: a) Linker Randbereich des SiC-MOSFET, b) Mitte des SiC-MOSFET

Aktiver Lastwechselstest mit DTS-Modul

Für die Lebensdaueruntersuchung im aktiven Lastwechselstest der DTS-Module wurden Si-IGBT des Typs RJP6511JWT von Renesas auf vergoldete DCB-Substrate aufgesintert, vgl. Abbildung 88. Im Vergleich zu der gängigen Oberseitenkontaktierung mittels Al-Bonddrähten, wurde während des Sinterprozesses des Halbleiterbauelementes insitu eine goldmetallisierte Kupferfolie (Heraeus Die Top System®) mit einer Dicke von 50 µm oberseitig auf den vergoldeten Emitterkontakt des Si-IGBT aufgesintert. Als Sintermaterialien für die Anbindung des Si-IGBT auf dem DCB-Substrat und für die Befestigung der Kupferfolie wurde neben dem SAC-Sintermaterial ebenfalls das Referenzmaterial verwendet. Die als Ausgleichsschicht zusätzlich aufgebrachte Kupferfolie ermöglicht die Verwendung von Cu-Bonddraht, welcher sich durch eine höhere Stromtragfähigkeit und Zuverlässigkeit im Vergleich zu herkömmlichen Al-Bonddrähten auszeichnet, vgl. Kapitel 2.2.4. Als Oberseitenkontaktierung wurden demzufolge acht 400 µm dicke Cu-Bonddrähte (PowerCu Soft) für die Emitterkontaktierung und ein 300 µm dicker Al-Bonddraht (Al-H11) für den Gate-Anschluss verwendet. Aufgrund dieses Modulaufbaus und der damit einhergehenden steigenden Lebensdauer, wurden die Module mittels SnAg₃-Lot auf vernickelte Cu-Bodenplatten gelötet. Auf diese Weise konnte eine direkte Kühlung auf dem Teststand ohne zusätzliche TIM-Materialien ermöglicht werden, bei der die Bodenplatten unterseitig direkt von dem Kühlmedium umströmt wurden. Durch die Verwendung einer Direktkühlung konnte ein größerer Temperaturhub ermöglicht werden, wodurch die Testdauer reduziert werden konnte. Der PCT wurde ebenfalls als PC_{sec}-Test mit der gleichen Heizdauer von 1 s und einer Abkühldauer von 2 s durchgeführt. Als Laststrom wurden 185 A angelegt, sodass sich bei einer Kühltemperatur T_{min} von 40 °C ein Temperaturhub ΔT von 130 K einstellte. Die Kontaktierung der Testmodule erfolgt sowohl für den Laststrom als auch den Messstrom analog zu den vorausgegangenen Lastwechselstest über Federkontakte.

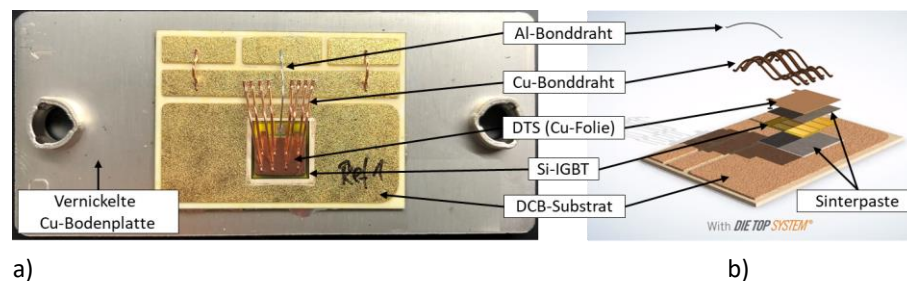


Abbildung 88: Darstellung eines DTS-Moduls im realen Aufbau (a) und einer schematischen Animation (b) [171]

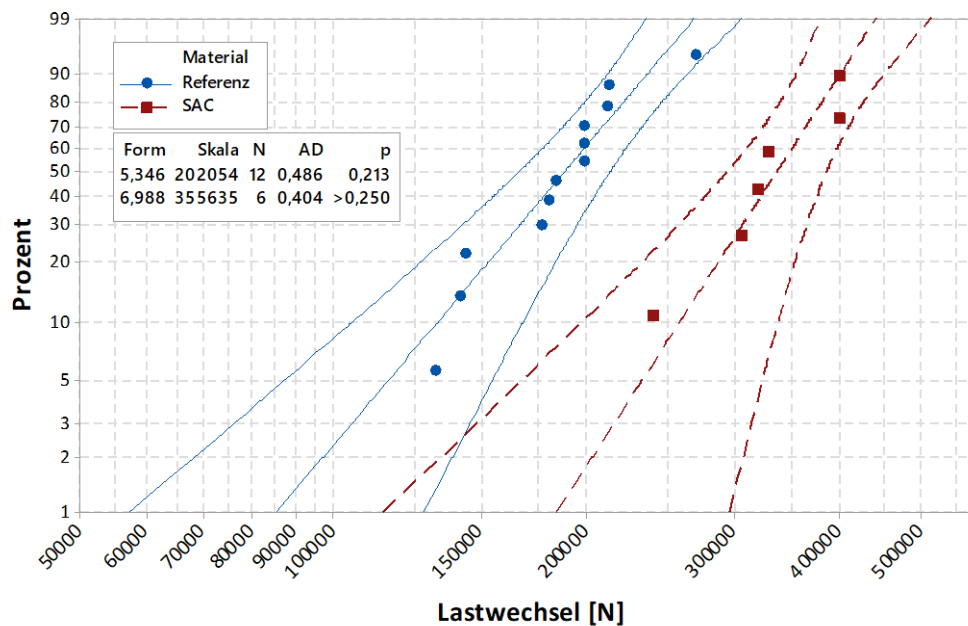


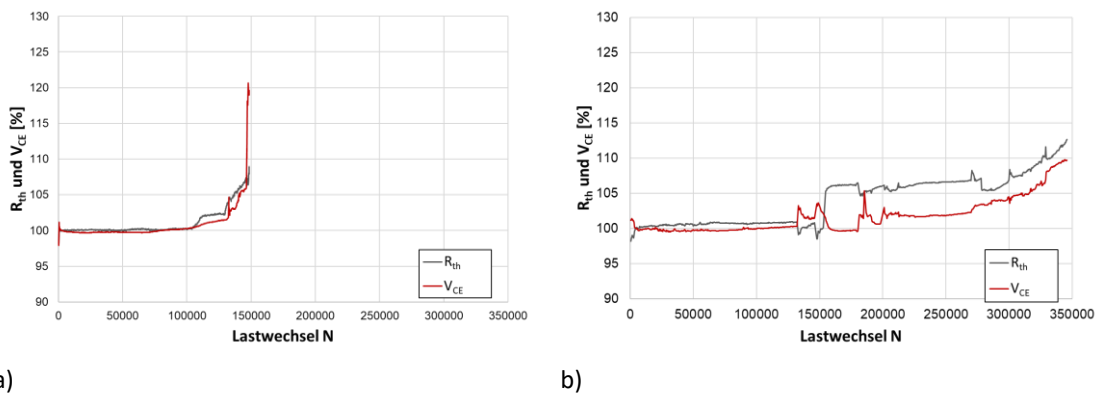
Abbildung 89: Wahrscheinlichkeitsnetz zum Vergleich des Referenzmaterials und des SAC-Sintermaterials im PCT anhand der DTS-Module

Die Ergebnisse der DTS-Module im aktiven Lastwechseltest sind in Abbildung 89 in Form eines Wahrscheinlichkeitsnetzes dargestellt. Wie anhand der p-Werte von größer 0,05 zu erkennen ist, folgen die Versuchsergebnisse einer Weibullverteilung. Im Zuverlässigkeitstest zeigt sich analog zu den vorangegangenen aktiven als auch passiven Temperaturwechseltests, dass die DTS-Module, deren Halbleiterbauelement und Kupferfolie mit dem SAC-Sintermaterial befestigt wurden, über eine um den Faktor 1,76 höhere Lebensdauer verfügt. Während der Skalenparameter der DTS-Module mit dem Referenzmaterial lediglich rund 200.000 Zyklen entspricht, verfügen die DTS-Module mit dem SAC-Sintermaterial über eine charakteristische Lebensdauer von rund 350.000 Zyklen. Zudem haben zwei der sechs getesteten Module des SAC-Sintermaterials am Testende nach 400.000 Zyklen keines der definierten Ausfallkriterien erreicht. Der Formfaktor der beiden Sintermaterialien unterscheidet sich nur marginal, sodass das SAC-Sintermaterial bei einer wesentlich höheren Lebensdauer über eine vergleichbare Streuung der Modulausfälle wie das Referenzmaterial verfügt. Ein auf Basis des Skalenparameters durchgeführter Signifikanztest ergab einen p-Wert von 0,000 und bestätigt damit den signifikanten Unterschied zwischen den beiden Sintermaterialien. Damit wirkt sich die deutlich niedrigere Wärmeleitfähigkeit des SAC-Sintermaterials (vgl. Kapitel 4.2.2) auch in Kombination mit den getesteten DTS-Modulen nicht negativ auf die Lebensdauer im aktiven Lastwechseltest aus. Viel mehr konnte auf dem Teststand im Initialzustand statistisch kein signifikanter Unterschied des Wärmewiderstandes der gesinterten Demonstratoren unabhängig vom Sintermaterial nachgewiesen werden.

Tabelle 17: Übersicht der im aktiven Lastwechselstest aufgetretenen Ausfallkriterien

Material	5 % Anstieg von V _{CE}	20 % Anstieg von R _{th}	Kommentar
Referenz	12/12	-	Neben dem VCE Anstieg ist stets ein Anstieg des R _{th} zu verzeichnen
SAC-Sintermaterial	4/6	-	Neben dem VCE Anstieg ist stets ein Anstieg des R _{th} zu verzeichnen, Testabbruch nach 400.000 Zyklen

Als Ausfallursache konnte für alle Module sowohl des Referenzmaterials als auch des SAC-Sintermaterials ein Anstieg der Vorwärtsspannung von 5 % verzeichnet werden, vgl. Tabelle 17. Wie aus Abbildung 90 hervorgeht, zeichnet sich mit dem Anstieg der Vorwärtsspannung ebenfalls ein Anstieg des Wärmewiderstands ab. Im Gegensatz zum Kurvenverlauf der Si-Diode sind allerdings keine stufenförmigen Sprünge zu erkennen, die auf ein Versagen der Oberseitenkontaktierung hindeuten. Anhand einer rein optischen Begutachtung der getesteten Module konnte außer einer oxidativen Verfärbung des DTS bzw. der Kupferbonddrähte keine Veränderung festgestellt werden. Ein Versagen durch Bonddrahtabheber konnte nicht nachgewiesen werden, vgl. Abbildung 91. Viel mehr konnte durch die nachfolgende C-SAM Untersuchung die Ausfallursache in einer Delamination zwischen dem DTS und dem Si-IGBT lokalisiert werden. Während bei dem DTS-Modul im Initialzustand in Abbildung 92 a die vollflächige Anbindung des DTS zu erkennen ist, ist bei den Modulen, die aufgrund des Spannungsanstiegs ausgefallen sind, eine vollständige Delamination des DTS zu sehen (Abbildung 92 b, c). Das Modul des SAC-Sintermaterials, welches während des PCT nicht ausgefallen ist, weist hingegen lediglich eine teilweise Delamination des DTS auf, vgl. Abbildung 92 d. Der ermittelte Spannungsverlauf korreliert damit gut mit der detektierten Degradation der Sinterschicht zwischen DTS und dem Si-IGBT.

Abbildung 90: Exemplarischer Verlauf der Vorwärtsspannung V_{CE} und des Wärmewiderstands R_{th} während des PCT für das Referenzmaterial (a) und das SAC-Sintermaterial (b)

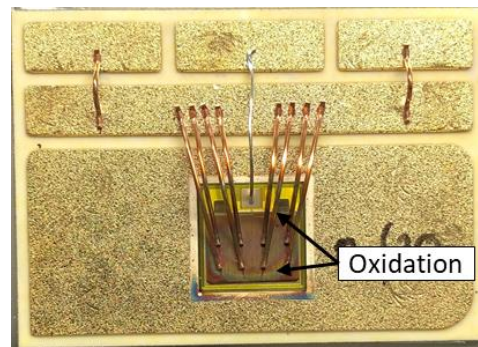


Abbildung 91: Oxidation der Cu-Folie sowie der Cu-Bonddrähte am Beispiel eines DTS-Moduls nach dem aktiven Lastwechseltest

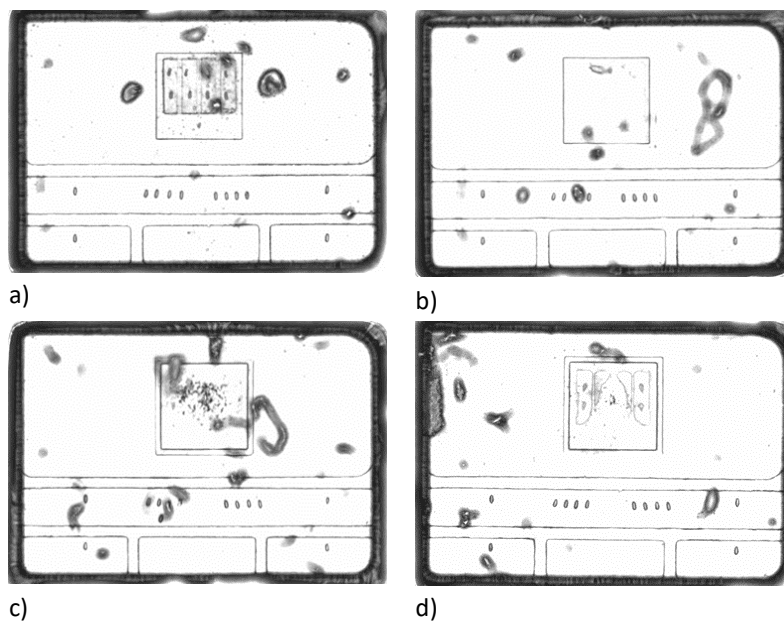


Abbildung 92: C-SAM Aufnahmen der DTS-Module vor und nach dem PCT: a) DTS-Modul im Initialzustand, b) Delamination des DTS nach ca. 200.000 Zyklen des Referenzmaterials, c) Delamination des DTS nach ca. 300.000 Zyklen des SAC-Sintermaterials, d) Teilweise Delamination des DTS nach 400.000 Zyklen eines Moduls mit SAC-Sintermaterial, welches keines der Ausfallkriterien bis zum Testende erreicht hat

Ergänzend zu den C-SAM Untersuchungen wurden metallografische Querschliffe diagonal durch den Si-IGBT hergestellt und mittels LM-Mikroskop dokumentiert. Mit Hilfe der Schlifffanalyse sollte ein besseres Verständnis des Schädigungsmechanismus der DTS-Module bzw. der im C-SAM beobachteten Delamination des DTS generiert werden. Wie anhand der Gefügeaufnahmen in Abbildung 93 und Abbildung 94 zu erkennen ist, weisen die Sinterverbindungen zwischen dem Si-IGBT und dem DCB-Substrat sowohl für das Referenzmaterial als auch das SAC-Sintermaterial keine Anzeichen einer Schichtdegradation in Form von Rissen oder Delaminationen auf. Die Ausfallursache ist wie anhand der SAM-Untersuchung zu erwarten war und aus den Abbildung 93 b und Abbildung 94 b zu entnehmen ist, auf eine Delamination des DTS zurückzuführen. Während bei dem Referenzmaterial eine Delamination der Sinterschicht zwischen DTS und Si-IGBT entlang der Al-Ni-Au-Metallisierung aufgetreten ist, weist das DTS-Modul des SAC-Sintermaterials Rückstände der zerrütteten Oberseitenmetallisierung auf.

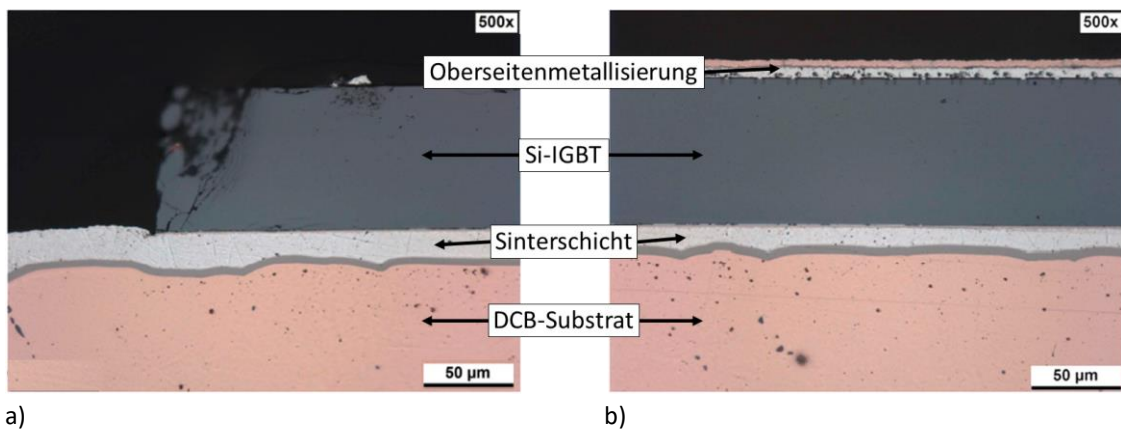


Abbildung 93: LM-Gefügeaufnahmen der Sinterverbindung des Referenzmaterials zwischen dem Si-IGBT und dem DCB-Substrat nach ca. 180.000 Zyklen im PCT: a) Linker Randbereich des Si-IGBT, b) Mitte des Si-IGBT mit oberseitiger Ni-Au-Metallisierung

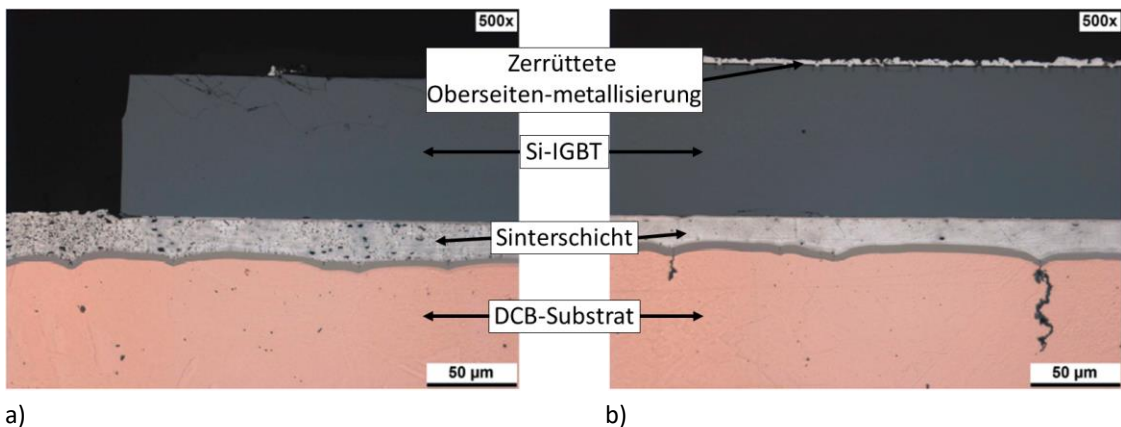


Abbildung 94: LM-Gefügeaufnahmen der Sinterverbindung des SAC-Sintermaterials zwischen dem Si-IGBT und dem DCB-Substrat nach ca. 350.000 Zyklen im PCT: a) Linker Randbereich des Si-IGBT, b) Mitte des Si-IGBT mit zerrütteter Al-Ni-Au-Metallisierung

Beim Betrachten der Verbindung zwischen DTS und Si-IGBT wird die mittels C-SAM identifizierte Ausfallursache nochmals klar ersichtlich. Die in Abbildung 95 dargestellten Schliiffbilder der Sinterverbindung des Referenzmaterials zwischen DTS und Si-IGBT weisen eine vollständige Delamination zwischen der Sinterschicht und der Al-Ni-Au-Metallisierung auf. Der mechanische als auch der elektrische und thermische Kontakt sind damit in der vorliegenden Schliiffebene nicht mehr gegeben. Ein ähnliches Materialversagen konnte für das DTS-Modul mit dem SAC-Sintermaterial beobachtet werden. Hierbei konnte allerdings die Ausfallursache auf das Versagen der Al-Ni-Au-Metallisierung des Si-IGBT zurückgeführt werden. Genauer auf einen kohäsiven Rissverlauf innerhalb der Al-Schicht. Wie aus Abbildung 96 zu entnehmen ist, ist sowohl im linken Randbereich als auch in der Mitte des DTS der mechanische als auch der elektrische und thermische Kontakt in der vorliegenden Schliiffebene nicht mehr gegeben. Im rechten Randbereich ist hingegen noch die intakte Verbindung zu erkennen. Damit ist die Ausfallursache nicht auf das Versagen der Sinterverbindung, sondern auf die Degradation der Al-Metallisierung des Si-IGBT zurückzuführen.

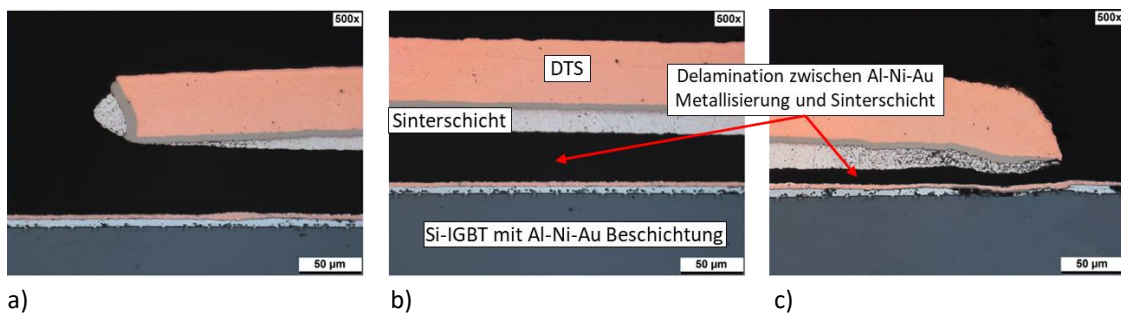


Abbildung 95: LM-Gefügeaufnahmen der Sinterverbindung des Referenzmaterials zwischen dem Si-IGBT und dem DTS nach ca. 180.000 Zyklen im PCT. Durchgängiger Delamination zwischen Al-Ni-Au-Metallisierung und Sinterschicht vom linken Randbereich des DTS (a), über die Mitte (b) bis hin zum rechten Randbereich (c)

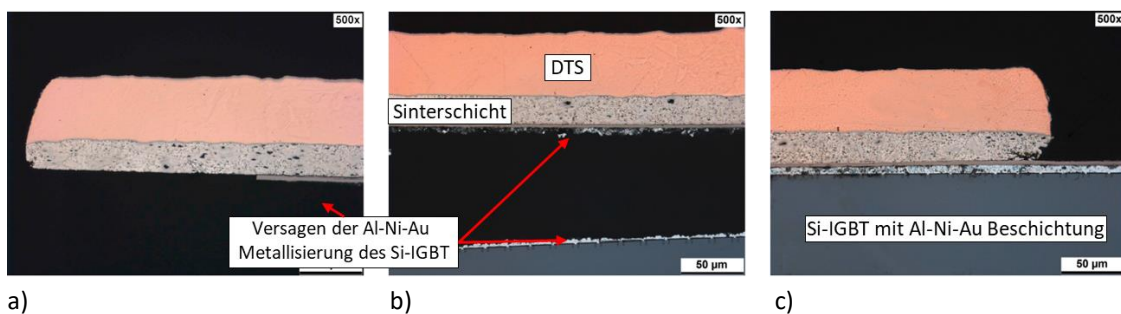


Abbildung 96: LM-Gefügeaufnahmen der Sinterverbindung des SAC-Sintermaterials zwischen dem Si-IGBT und dem DTS nach ca. 350.000 Zyklen im PCT. Fortgeschrittene Schädigung der Al-Ni-Au-Metallisierung im linken Randbereich und in der Mitte des DTS (a, b). Intakte Verbindung des rechten Randbereichs (c)

Ergänzend zu der identifizierten Ausfallursache der DTS-Module zeigen die Schliffaufnahmen in Abbildung 97 die Oberseitenkontaktierung mittels Cu-Bonddraht. Während die Hauptausfallursache von gängigen Oberseitenkontaktierungen mittels Al-Bonddraht das Versagen der Bondverbindung ist, zeigen die Bondverbindungen sowohl des Referenzmaterials (a) als auch des SAC-Sintermaterials (b) lediglich einen kleinen eher vertikalen Riss durch das DTS und kein Versagen in Form eines Drahtabhebers. Zudem sind nochmals gut die intakte Verbindungsschicht zwischen Si-IGBT und DCB-Substrat als auch die Delamination zwischen Sinterschicht und Al-Ni-Au-Metallisierung des Referenzmaterials (a) bzw. der degradierten Al-Metallisierung des SAC-Sintermaterials (b) zu erkennen. Außerdem weist die Sinterschicht des SAC-Sintermaterials unterhalb der Bondverbindung zusätzlich Risse innerhalb der Verbindungsschicht auf, die allerdings nur lokal aufzufinden sind.

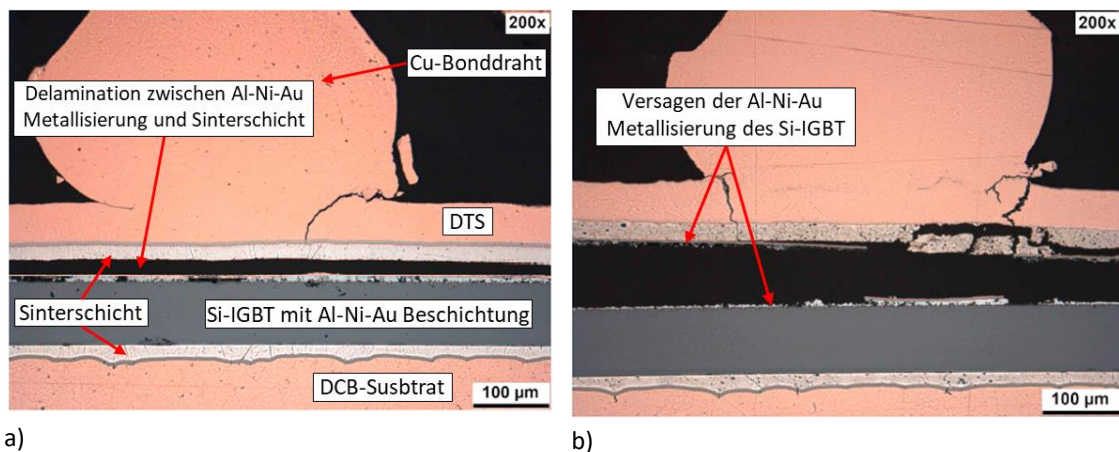


Abbildung 97: LM-Aufnahmen der Oberseitenkontaktierung mittels Cu-Bonddraht: a) Referenzmaterial, b) SAC-Sintermaterial

Die Untersuchungen der Zuverlässigkeit der drei unterschiedlichen Demonstratoren im aktiven Lastwechseltest haben gezeigt, dass die charakteristische Lebensdauer des SAC-Sintermaterials im Vergleich zum Referenzmaterial signifikant gesteigert werden konnte. Unabhängig davon korrelieren die Ergebnisse der klassischen Ag-Sinterschicht mit den Erkenntnissen vergleichbarer Untersuchungen.

Angaben zu der Lebensdauer von klassischen Silbersinterverbindingsschichten variieren stark in Abhängigkeit der Testbedingungen, der Testmodule sowie der verwendeten Sinterparameter, welche die Eigenschaften der Sinterschicht signifikant beeinflussen. Daher findet sich in der Literatur eine breite Spanne an Lebensdauerangaben für gesinterte Fügeverbindungen, die von 45.000 Zyklen [168] bis zu über 4 Mio. Zyklen [172] reichen. Hinsichtlich alternativer Oberseitenkontaktierungen hat Jiang et al. [81] die Zuverlässigkeit von Modulen mit DTS und Cu-Bonddraht in ähnlicher Weise zu den in dieser Arbeit durchgeführten Lastwechseltests untersucht. Mit Hilfe des DTS als Ausgleichsschicht und den Cu-Bonddrähten konnte die Lebensdauer gegenüber der herkömmlichen Oberseitenkontaktierung mittels Al-Bonddraht um den Faktor von 67 gesteigert werden. Im Vergleich zu gängigen Lotmaterialien haben zahlreiche Studien gezeigt, dass mit Silbersinterverbindungen eine wesentlich höhere Lebensdauer erzielt werden kann [168, 172].

7.4 Zusammenfassung und Diskussion

Mit den in dieser Arbeit durchgeführten Zuverlässigkeitsuntersuchungen sowohl in passiven als auch aktiven Temperaturwechseltests konnte eine vergleichbare Abhängigkeit zwischen der erreichten Lebensdauer und dem verwendeten Sintermaterial festgestellt werden.

Im schroffen Temperaturschocktest (TST) zwischen -55 °C und 150 °C erreichte das Referenzmaterial nach ca. 1750 Zyklen das definierte Ausfallkriterium (50 % Festigkeitsabfall) und verfügte am Testende nach 3000 Zyklen lediglich über eine verbleibende Haftfestigkeit von weniger als 10 MPa. Das SAC-Sintermaterial zeigte hingegen nur eine geringe Veränderung der initialen Scherfestigkeit, sodass die Haftfestigkeit nach 3000 Zyklen um ca. 22 % gesunken ist. Während das Referenzmaterial eine starke Degradation der Sinterschicht in Form eines durchgängigen Risses aufweist, haben sich bei dem SAC-Sintermaterial lediglich vereinzelt feine Risse innerhalb der Sinterschicht gebildet.

Im standardisierten Temperaturwechseltest (TCT) des Automotivbereichs konnte ebenfalls eine unterschiedlich stark ausgeprägte Veränderung der Haftfestigkeit in Abhängigkeit des verwendeten Sintermaterials beobachtet werden. Insgesamt war der Grad der Schichtdegradation allerdings aufgrund des milderen Temperaturwechsels für beide Sintermaterialien weniger stark ausgeprägt, sodass die Haftfestigkeit des Referenzmaterials nach 3000 Zyklen noch ca. 33 MPa beträgt und die Festigkeit des SAC-Sintermaterials keine signifikante Veränderung aufweist.

Analog zu den passiven Temperaturwechseltests konnte in drei voneinander unabhängigen aktiven Lastwechseltests unter der Verwendung unterschiedlicher Demonstratoren (Si-Diode, SiC-MOSFET, DTS-Modul) eine signifikante Steigerung der charakteristischen Lebensdauer des SAC-Sintermaterials gegenüber dem Referenzmaterial nachgewiesen werden. Damit konnte gezeigt werden, dass sich die deutlich niedrigere Wärmeleitfähigkeit des SAC-Sintermaterials (vgl. Kapitel 4.2.2) nicht negativ auf die Lebensdauer im aktiven Lastwechseltest auswirkt. Viel mehr konnte auf dem Teststand im Initialzustand statistisch kein signifikanter Unterschied des Wärmewiderstandes der gesinterten Demonstratoren unabhängig vom Sintermaterial nachgewiesen werden.

Im Oberflächenwiderstandstest (SIR-Test), bei dem das elektrochemische Migrationsverhalten untersucht wurde, konnten weder für das Referenzmaterial noch für das SAC-Sintermaterial Anzeichen von Migrationserscheinungen in Form von Kurzschlussbrücken beobachtet werden. Damit zeigt das SAC-Sintermaterial gegenüber dem Referenzmaterial kein erhöhtes Ausfallrisiko aufgrund von elektrolytischen Korrosionserscheinungen.

8 Zusammenfassung und Ausblick

Die Silbersintertechnologie hat sich seit Mitte der 2000er Jahre zu einer vielversprechenden alternativen Verbindungstechnik entwickelt. Silbersinterverbindungen zeichnen sich insbesondere durch ihre hervorragenden thermischen und elektrischen Eigenschaften, ihre hohe Schmelztemperatur, der großen mechanischen Festigkeit sowie der daraus resultierenden höheren Zuverlässigkeit im Vergleich zu gängigen Lotmaterialien aus. Ungeachtet dessen steigen die Anforderungen zukünftiger Leistungsmodule hinsichtlich ihrer Zuverlässigkeit und Lebensdauer sowie ihrer Kosteneffizienz weiter an. Aus diesem Grund wird versucht die Sinterverbindingsschichten angesichts ihrer Temperatur- und Temperaturwechselbeständigkeit gezielt mit metallischen oder keramischen Füllstoffmaterialien zu optimieren und zeitgleich die Materialkosten durch einen verringerten Silbergehalt zu senken. Ziel dieser Arbeit war es, klassische Silbersinterverbindungen systematisch durch nicht-silber Füllstoffe unter der Verwendung eines moderaten Sinterprozesses zu modifizieren. Im Zentrum der Untersuchung der mit Füllstoffen versehenen Sintermaterialien stand insbesondere die Zuverlässigkeit der Verbindungsschicht für zukünftige Leistungsmodule mit SiC-Halbleiterbauelementen im Fokus.

Zu diesem Zweck wurde zunächst eine Auswahl an unterschiedlichen Füllstoffen festgelegt, die sich in ihrem Material oder Pulvertyp unterscheiden (Cu, SiC, ZrO₂, SAC, In). Die Auswahlkriterien gingen dabei aus verschiedenen Ansätzen hervor, die letztlich alle das Ziel verfolgten, die Materialeigenschaften, allen voran die mechanische Zuverlässigkeit der gesinterten Fügeverbindung in Leistungsmodulen, zu erhöhen. Dabei stellte sich heraus, dass sich die Füllstoffe, die in Bezug auf die Sintertemperatur als hochschmelzend definiert werden können, nicht für die Verwendung als Füllstoffmaterial eignen. Der Grund dafür liegt vor allem in der mangelhaften Anbindung zwischen Ag-Matrix und den Füllstoffpartikeln. In den durchgeführten Voruntersuchungen erwiesen sich hingegen die als niedrigschmelzend definierten Füllstoffe SAC und In als vielversprechende Materialmodifikationen, welche sich insbesondere durch eine hohe Temperaturwechselbeständigkeit der modifizierten Sinterpaste auszeichnen.

Eine umfassende Materialuntersuchung wurde ausschließlich mit dem modifizierten Sintermaterial mit SAC-Füllstoff durchgeführt. SAC ist im Gegensatz zu In als sehr feines Pulver verfügbar und die Materialkosten von SAC sind wesentlich geringer. Die Verbindungsbildung zwischen den SAC-Partikeln und der Silbermatrix konnte anhand der Mikrostruktur von ionenpolierten Querschliffen ermittelt werden. Mithilfe der Untersuchung konnte ein zweiphasiges Gefüge nachgewiesen werden, welches zum einen aus der Ag-Matrix und zum anderen aus homogen verteilten intermetallischen Phasen (Ag₃Sn) besteht, die sich zwischen den SAC-Partikeln und der umgebenden Ag-Matrix gebildet haben. Als Füllstoffpulver hat sich dabei ein möglichst feines, sphärisches Pulver mit Partikelgrößen unter 10 µm als besonders geeignet herausgestellt, da auf diese Weise eine homogene Verteilung der Ag₃Sn-Phasen realisiert wird und die zurückbleibenden Poren möglichst klein gehalten werden.

Es hat sich gezeigt, dass durch die Modifikation des Silbersintermaterials mit SAC-Füllstoff, die thermische und elektrische Leitfähigkeit im Vergleich zum Referenzmaterial vor allem durch die intermetallischen Phasen aber auch die etwas höhere Porosität negativ beeinflusst werden. Die modifizierte Sinterschicht zeigt hingegen insbesondere bei erhöhten Temperaturen eine höhere Zugfestigkeit sowie eine geringere plastische Verformung. In diesem Zusammenhang konnte mithilfe von Zeitstandversuchen nachgewiesen

werden, dass die Kriechdehnung des SAC-Sintermaterials aufgrund der höheren Festigkeit wesentlich geringer ist als jene der klassischen Sinterschichten. Die höhere mechanische Stabilität wird letztlich als Hauptgrund für die signifikante Steigerung der Temperaturwechselfestigkeit gesehen.

Aus der Untersuchung der Einflussfaktoren auf die Qualität der Sinterverbindung geht hervor, dass mit dem SAC-Sintermaterial in einem sehr breiten Prozessfenster hochfeste Fügeverbindungen hergestellt werden können, in dem der als Standardprozess definierte Drucksinterprozess mit 10 MPa Druck, 230 °C Sintertemperatur und 3 min Sinterzeit mittig eingeordnet ist. Die vom Silbersintern bekannte positive Korrelation der Materialeigenschaften mit den Prozessparametern, bei der sich die mechanischen und elektrischen Eigenschaften bei höheren Drücken, Temperaturen oder Prozesszeiten verbessern, kann bei dem SAC gefüllten Material nur bei Temperaturen bis 200°C beobachtet werden. Bei Sintertemperaturen von 230 °C und 260 °C sind die Eigenschaften hingegen überwiegend unabhängig von dem Sinterdruck und der Sinterzeit. Weiterhin konnte nachgewiesen werden, dass die Anbindung des SAC-Sintermaterials neben Ag-Endoberflächen ebenfalls auf vergoldeten und unedlen Cu-Endoberflächen möglich ist. Dies gilt sowohl für die Anbindung unter normaler Luft- als unter Stickstoff-Atmosphäre. Damit verfügt das SAC-Sintermaterial über eine wesentlich flexiblere Prozessierung als das Referenzmaterial.

Im Rahmen einer Hochtemperaturlagerung bei 150 °C sowie bei 250 °C für bis zu 1000 h konnte für das SAC-Sintermaterial im Gegensatz zum Referenzmaterial keine Gefügeveränderung in Form einer Strukturvergrößerung festgestellt werden. Allerdings erfolgte aufgrund der thermischen Einwirkung eine homogene Verteilung des Zinns in der Sinterschicht und damit eine Umwandlung der Ag_3Sn -Phase in die Ag_4Sn -Phasen bzw. in den silberreichen Mischkristall (Ag). Während aufgrund der unveränderten Mikrostruktur die mechanischen Eigenschaften nach der Auslagerung nahezu gleichblieben, konnte hingegen für die thermische Leitfähigkeit ein signifikanter Zuwachs von ca. 67 W/mK auf ca. 100 W/mK verzeichnet werden. Ferner konnte durch das SAC-Sintermaterial die Oxidbildung an den Grenzflächen der Fügepartner drastisch reduziert werden, sodass keine Risse oder Delaminationen infolge von Oxidschichten aufgetreten sind. Damit stellt das SAC-Sintermaterial ein Fügematerial mit einer hervorragenden Hochtemperaturstabilität dar.

Sowohl in passiven Temperaturwechseltests als auch in aktiven Lastwechseltests hat sich das SAC-Sintermaterial als eine vielversprechende Modifikation zum klassischen Silbersintermaterial herausgestellt. Nach 3000 Zyklen im Temperaturwechseltest als auch im Temperaturschocktest zeigt das SAC-Sintermaterial im Vergleich zum Referenzmaterial nur eine geringe Veränderung der Haftfestigkeit sowie kaum Anzeichen einer Schichtdegradation in Form von Rissen. Ebenso konnte in aktiven Lastwechseltests mittels unterschiedlicher Testmodule (Si-Diode, SiC-MOSFET, DTS-Modul) eine um den Faktor 1,5 bis 1,76 höhere charakteristische Lebensdauer verzeichnet werden.

Die vorliegende Arbeit zeigt, dass klassische Ag-Sinterschichten durch nicht-silber Füllstoffe hinsichtlich ihrer Materialeigenschaften unter der Verwendung eines moderaten Sinterprozesses modifiziert werden können. Neben der optimierten Temperatur- und Temperaturwechselbeständigkeit zeichnet sich das SAC-Sintermaterial vor allem durch seine flexible Prozessierung und die geringeren Materialkosten aufgrund des reduzierten Ag-Gehalts aus. Es stellt damit eine vielversprechende Weiterentwicklung des standardisierten reinen Silbersintermaterials, insbesondere für zukünftige Leistungsmodule in Hochtemperaturanwendungen, dar.

Als weiteren Forschungsbedarf ist an dieser Stelle die Eignung des SAC-Sintermaterials zur Kontaktierung von Bodenplatten oder Kühlkörpern zu überprüfen. Die Anbindung großer Flächen mit teils großen CTE-Unterschieden stellt die AVT hinsichtlich einer zuverlässigen und effizienten Entwärmung vor eine große

Herausforderung. Es gilt zu untersuchen, ob die erzielte Zuverlässigkeitssteigerung der Modulaufbauten auch auf die Verbindung zwischen Bodenplatte bzw. Kühlkörper und Trägersubstrat übertragen werden kann. Aktuell werden im oberen Leistungsbereich bereits AMB-Substrate auf Ag-metallisierte Kühlkörper gesintert. Aufgrund des großen CTE-Unterschieds werden hierzu verhältnismäßig dicke Sinterschichten eingesetzt, um die thermomechanischen Spannungen zu kompensieren. Diese Tatsache bedeutet für die Hersteller allerdings einen enormen Kostenfaktor. Die Verwendung des SAC-Sintermaterials würde an dieser Stelle eine Reduzierung der Materialkosten durch den verringerten Ag-Gehalt ermöglichen. Zudem könnte gegebenenfalls aufgrund der höheren mechanischen Zuverlässigkeit die Dicke der Sinterschicht reduziert werden. In ersten Vorversuchen konnten bereits vielversprechende Ergebnisse mit gesinterten Cu-Bodenplatten erzielt werden. Vor diesem Hintergrund und dem steigenden Interesse von Grundplatten- und Kühlkörpersinterverbindungen wird diese Thematik Teil des zukünftigen Forschungsinteresses sein.

9 Literaturverzeichnis

- [1] J. Specovius, *Grundkurs Leistungselektronik*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2018.
- [2] F. Zach, *Leistungselektronik*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2015.
- [3] B. K. Bose, "Global Energy Scenario and Impact of Power Electronics in 21st Century," *IEEE Trans. Ind. Electron.*, vol. 60, no. 7, pp. 2638–2651, 2013, doi: 10.1109/TIE.2012.2203771.
- [4] F. Blaabjerg, Y. Yang, K. Ma, and X. Wang, "Power electronics - the key technology for renewable energy system integration," *International Conference on Renewable Energy Research and Applications (ICRERA)* pp. 1618–1626, 2015, doi: 10.1109/ICRERA.2015.7418680.
- [5] J. Lutz, *Halbleiter-Leistungsbaulemente*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2012.
- [6] M. Sattler, "Materiallösungen für die Leistungselektronik Bedeutung der Aufbau- und Verbindungstechnik," *ATZ Elektron*, vol. 11, no. 4, pp. 38–43, 2016, doi: 10.1007/s35658-016-0050-6.
- [7] A. Wintrich, U. Nicolai, W. Tursky, and T. Reimann, Eds., *Applikationshandbuch Leistungshalbleiter*, 2nd ed. Ilmenau: ISLE Verlag, 2015.
- [8] M. Hutter, J.-M. Göhre, E. Hoene, M. Schneider-Ramelow, and H. Oppermann, "Fortschritte beim Aufbau von Leistungshalbleitern," *Mikroproduktion*, Nr. 6, pp. 48–55, 2011.
- [9] Heraeus Deutschland GmbH & Co. KG, *Condura®.classic - DCB-Al2O3 substrates*. Accessed: Jul. 22 2020. [Online] Available: https://www.heraeus.com/en/het/products_and_solutions_het/metal_ceramic_substrates/condura/condura_classic_1/condura_classic.html
- [10] Heraeus Deutschland GmbH & Co. KG, *Condura®.prime - Active Metal Brazed (AMB) Si3N4 Substrates*. Accessed: Jul. 22 2020. [Online] Available: https://www.heraeus.com/en/het/products_and_solutions_het/metal_ceramic_substrates/condura/condura_prime/condura_prime_1.html
- [11] D. Schneider, L. Feller, D. Trüssel, S. Hartman, S. Klaka, "Auf das Packaging kommt es an: Die richtige Aufbau- und Verbindungstechnik sorgt für eine hohe Qualität und Zuverlässigkeit von IGBT-Modulen," *ABB Technik*, 2008.
- [12] J. Schulz-Harder, K. Schmidt, K. Exel, "Verfahren zur Herstellung von DCB-Substraten," *Patentschrift DE 10 2012 101 057 A1*, Jun 27, 2013.
- [13] P. D. Anton Miric, "Inorganic Substrates for Power Electronics Applications," 2015. Accessed: Aug. 24 2020. [Online] Available: <https://www.semanticscholar.org/paper/Inorganic-Substrates-for-Power-Electronics-Miric-Dietrich/74898fb3387a166250ef6e64357180322384cf9b>.
- [14] M. Knörr, *Verbinden von Leistungshalbleiterbauelementen durch Sintern von nanoskaligen Silberpartikeln*, 1st ed. Aachen: Shaker, 2011.

- [15] A. Fukumoto, D. Berry, K. D. T. Ngo, "Effects of Extreme Temperature Swings (-55 °C to 250 °C) on Silicon Nitride Active Metal Brazing Substrates," *IEEE Trans. Device Mater. Reliab.*, vol. 14, no. 2, pp. 751–756, 2014, doi: 10.1109/TDMR.2014.2320057.
- [16] H. Miyazaki *et al.*, "Highly thermal-fatigue resistant Si₃N₄ substrates with excellent mechanical and thermal properties," in *2017 29th International Symposium on Power Semiconductor Devices and IC's (ISPSD)*, Sapporo, Japan, May. 2017 - Jun. 2017, pp. 415–418.
- [17] C. A. Harper, Ed., *Handbook of ceramics, glasses, and diamonds*. New York: McGraw-Hill, 2001.
- [18] R. J. Klein Wassink, *Weichlöten in der Elektronik, Übersetzung aus dem Englischen*, 1st ed. 7968 Saulgau/Württ.: Eugen G. Leuze Verlag, 1986.
- [19] K. S. Siow, Ed., *Die-Attach Materials for High Temperature Applications in Microelectronics Packaging: Materials, Processes, Equipment, and Reliability*. Cham: Springer International Publishing, 2019. [Online]. Available: <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-319-99256-3>
- [20] Dipl.-Ing. P. Lambracht, "Materialwissenschaftliche Aspekte bei der Entwicklung bleifreier Lotlegierungen," Dissertation, TU Darmstadt, Darmstadt, 2002. Accessed: Aug. 26 2020. [Online]. Available: http://tuprints.ulb.tu-darmstadt.de/epda/000282/Dissertation_Lambracht.pdf
- [21] *Richtlinie 2002/95/EG des Europäischen Parlaments und des Rates vom 27. Januar 2003 zur Beschränkung der Verwendung bestimmter gefährlicher Stoffe in Elektro- und Elektronikgeräten*, 2003.
- [22] *Richtlinie 2011/65/EU des Europäischen Parlaments und des Rates vom 8. Juni 2011 zur Beschränkung der Verwendung bestimmter gefährlicher Stoffe in Elektro- und Elektronikgeräten*, 2011.
- [23] C. Handwerker, J. Bath, E. Benedetto, E. Bradley, R. Gedney, Thomas A. Siewert, P. Snugovsky, J. Sohn, "NEMI Lead-Free Assembly Project: Comparison Between PbSn and SnAgCu Reliability and Microstructures," 2003. Accessed Aug. 26 2020. [Online]. Available: http://thor.inemi.org/webdownload/newsroom/Presentations/SMTAI-03_Handwerker.pdf
- [24] Lead-Free Soldering Roadmap Committee, Japan Electronics and Information Technology Industries Association (JEITA), "Roadmap 2002 for Commercialization of Lead-free Solder," 2002. Accessed Aug. 28 2020. [Online] <https://home.jeita.or.jp/data/roadmap-v21-eHP>
- [25] H. J. Maier, T. Niendorf, and R. Bürgel, *Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik: Grundlagen, Werkstoffbeanspruchungen, Hochtemperaturlegierungen und -beschichtungen*, 6th ed. Wiesbaden, Germany: Springer Vieweg, 2019.
- [26] J. Rösler, H. Harders, and M. Bäker, *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*, 6th ed. Wiesbaden, Germany: Springer Vieweg, 2019.

- [27] V. R. Manikam and K. Y. Cheong, "Die Attach Materials for High Temperature Applications: A Review," *IEEE Trans. Compon., Packag. Manuf. Technol.*, vol. 1, no. 4, pp. 457–478, 2011, doi: 10.1109/TCPMT.2010.2100432.
- [28] W. D. MacDonald and T. W. Eagar, "Transient liquid phase bonding," *Annu. Rev. Mater. Sci.*, vol. 1, no. 1, pp. 23–46, 1992.
- [29] M. Thoben, "Aufbau- und Verbindungstechnik für die Integration der Leistungselektronik und den Einsatz bei hohen Temperaturen: Entwicklungsstudie zur Hochtemperaturqualifikation von Bare Die (32 bit) Microcontrollern: Abschlussbericht zum Teilvorhaben 19 U 6007C im Verbundprojekt INGA; Leistungselektronik für Hybridantriebe in PKW und Nutzfahrzeuganwendungen - integrierbar in Getriebe und Antriebsstrang, hochtemperaturfähig, zuverlässig und robust" University of Applied Science and Arts Dortmund, 2010.
- [30] K. Guth, D. Siepe, J. Görlich, H. Torwesten, R. Roth, F. Hille, F. Umbach, "New assembly and interconnects beyond sintering methods," *Power conversion and intelligent motion; International exhibition and conference for power electronics, intelligent motion and power quality 2010; (PCIM Europe 2010)*, pp. 219–225, Nuremberg, Germany, 2010.
- [31] L. Bernstein, "Semiconductor Joining by the Solid-Liquid-Interdiffusion (SLID) Process," *J. Electrochem. Soc.*, vol. 113, no. 12, p. 1282, 1966, doi: 10.1149/1.2423806.
- [32] D. H. Jung, A. Sharma, M. Mayer, and J. P. Jung, "A Review on Recent Advances in Transient Liquid Phase (TLP) Bonding for Thermoelectric Power Module," *Reviews on advanced materials science*, vol. 53, no. 2, pp. 147–160, 2018, doi: 10.1515/rams-2018-0011.
- [33] M. Nowotnick, J. Wilde, and U. Pape, Eds., *Neue Reflowlöttechnologie für elektronische Anwendungen bis 300°C - "HotPowCon"*, 1st ed. Templin: Verlag Dr. Markus A. Detert, 2015.
- [34] D. Feil, T. Herberholz, M. Guyenot, and M. Nowotnick, "Highly variable Sn-Cu diffusion soldering process for high performance power electronics," *Microelectronics Reliability*, vol. 76-77, pp. 455–459, 2017, doi: 10.1016/j.microrel.2017.07.058.
- [35] J. Wilde and N. Pchalek, "Kontaktierung von Solarzellen durch isotherme Erstarrung," *Verbindungstechnik in der Elektronik*, vol. 5, no. 4, pp. 172–179, 1993.
- [36] C. Buttay, D. Planson, B. Allard, D. Bergogne, P. Bevilacqua, C. Joubert, M. Lazar, C. Martin, H. Morel, D. Tournier, et al., "State of the art of high temperature power electronics," *Materials Science and Engineering: B*, vol. 176, no. 4, pp. 283–288, 2011, doi: 10.1016/j.mseb.2010.10.003.
- [37] G. O. Cook and C. D. Sorensen, "Overview of transient liquid phase and partial transient liquid phase bonding," *J Mater Sci*, vol. 46, no. 16, pp. 5305–5323, 2011, doi: 10.1007/S10853-011-5561-1.
- [38] C. Mertens, *Die Niedertemperatur-Verbindungstechnik der Leistungselektronik*. Düsseldorf: VDI-Verl., 2004.

- [39] H. Schwarzbauer and R. Kuhnert, "Novel large area joining technique for improved power device performance," *IEEE Trans. on Ind. Applicat.*, vol. 27, no. 1, pp. 93–95, 1991, doi: 10.1109/28.67536.
- [40] H. Schwarzbauer, "Method of securing electronic components to a substrate," Patentschrift US 4,810,672, Mar 7, 1989.
- [41] S. Klaka, *Eine Niedertemperatur-Verbindungstechnik zum Aufbau von Leistungshalbleitermodulen*, 1st ed. Göttingen: Cuvillier, 1997.
- [42] K. S. Siow and Y. T. Lin, "Identifying the Development State of Sintered Silver (Ag) as a Bonding Material in the Microelectronic Packaging Via a Patent Landscape Study," *Journal of Electronic Packaging*, vol. 138, no. 2, p. 15378, 2016, doi: 10.1115/1.4033069.
- [43] W. W. Seidel and F. Hahn, Eds., *Werkstofftechnik*. München: Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, 2018.
- [44] P. Beiss, *Pulvermetallurgische Fertigungstechnik*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2013.
- [45] F. Klocke, *Fertigungsverfahren 5*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2015.
- [46] W. Schatt, *Pulvermetallurgie: Technologien und Werkstoffe*, 2nd ed. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007. [Online]. Available: <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-540-68112-0>
- [47] S.-J. L. Kang, *Sintering: Densification, grain growth, and microstructure*. Amsterdam: Elsevier, 2005. [Online]. Available: <http://site.ebrary.com/lib/alltitles/docDetail.action?docID=10186221>
- [48] K. S. Siow, "Are Sintered Silver Joints Ready for Use as Interconnect Material in Microelectronic Packaging?," *Journal of electronic materials*, Vol. 43, No. 4, pp. 947–961, 2014.
- [49] G. Bai, "Low-Temperature Sintering of Nanoscale Silver Paste for Semiconductor Device Interconnection," Dissertation, Polytechnic Institute, Virginia State University, Blackburg, Virginia, 2005.
- [50] K. S. Siow, "Mechanical properties of nano-silver joints as die attach materials," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 514, pp. 6–19, 2012, doi: 10.1016/j.jallcom.2011.10.092.
- [51] *Nanomaterialien: Sondergutachten des Sachverständigenrats für Umweltfragen bestätigt BfR-Einschätzung: Stellungnahme Nr. 013/2012 des BfR vom 1. April 2012*, 2012. Accessed: Oct. 8 2020. [Online]. Available: <https://mobil.bfr.bund.de/cm/343/nanomaterialien-sondergutachten-des-sachverstaendigenrats-fuer-umweltfragen-bestaetigt-bfr-einschaetzung.pdf>
- [52] *Beurteilung eines möglichen Krebsrisikos von Nanomaterialien und von aus Produkten freigesetzten Nanopartikeln*, 2010. Accessed: Oct. 8 2020. [Online]. Available: https://mobil.bfr.bund.de/cm/343/beurteilung_eines_moeglichen_krebsrisikos_von_nanomaterialien_und_von_aus_produkten_freigesetzten_nanopartikeln.pdf

- [53] M. Schäfer, W. Schmitt, J. Zeng, "Metallpaste mit Oxidationsmittel," Patentschrift WO2011026623A1, Mar 10, 2011.
- [54] A. U. Hutzler, "Untersuchungen zur Lastwechselfestigkeit von Halbleiteranbindungen unter Hochtemperaturbelastung," Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2019.
- [55] L. M. Chew and W. Schmitt, "High reliable silver sintered joint on copper lead frame by pressure sintering process," in *2019 IEEE International Workshop on Integrated Power Packaging (IWIPP)*, Toulouse, France, Apr. 2019 - Apr. 2019, pp. 44–47.
- [56] N. Heuck, A. Langer, A. Stranz, G. Palm, R. Sittig, A. Bakin, A. Waag, "Analysis and Modeling of Thermomechanically Improved Silver-Sintered Die-Attach Layers Modified by Additives," *IEEE Trans. Compon., Packag. Manufact. Technol.*, vol. 1, no. 11, pp. 1846–1855, 2011, doi: 10.1109/TCPMT.2011.2167154.
- [57] W. Schmitt and L. M. Chew, "Silver Sinter Paste for SiC Bonding with Improved Mechanical Properties," in *2017 IEEE 67th Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, Orlando, FL, USA, May. 2017 - Jun. 2017, pp. 1560–1565.
- [58] H. Zhang, S. Nagao, and K. Suganuma, "Addition of SiC Particles to Ag Die-Attach Paste to Improve High-Temperature Stability; Grain Growth Kinetics of Sintered Porous Ag," *Journal of Elec Materi*, vol. 44, no. 10, pp. 3896–3903, 2015, doi: 10.1007/s11664-015-3919-x.
- [59] C. A. Yang, C. R. Kao, H. Nishikawa, and C. C. Lee, "High Reliability Sintered Silver-Indium Bonding with Anti-Oxidation Property for High Temperature Applications," in *2018 IEEE 68th Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, San Diego, CA, May. 2018 - Jun. 2018, pp. 1993–1999.
- [60] C. A. Yang, S. Yang, X. Liu, H. Nishikawa, and C. R. Kao, "Enhancement of nano-silver chip attachment by using transient liquid phase reaction with indium," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 762, pp. 586–597, 2018, doi: 10.1016/j.jallcom.2018.05.254.
- [61] C. A. Yang and C. R. Kao, "Study of Sintered Nano-Silver Die Attachment Materials Doped with Indium," in *2016 IEEE 66th Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, Las Vegas, NV, USA, May. 2016 - Jun. 2016, pp. 2468–2474.
- [62] C.-H. Tsai, W.-C. Huang, C. R. Kao, L. M. Chew, W. Schmitt, and H. Nishikawa, "Sintered Micro-Silver Paste Doped with Indium for Die Attachment Applications of Power ICs," in *2020 IEEE 70th Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, Orlando, FL, USA, Jun. 2020 - Jun. 2020, pp. 1430–1435.
- [63] T. Herboth, "Gesinterte Silber-Verbindungsschichten unter thermomechanischer Beanspruchung," Dissertation, Albert-Ludwigs-Universität, Freiburg im Breisgau, 2015.
- [64] L. A. N. Melchor, "Evaluation of Die-Attach Materials for High Temperature Power Electronics Applications and Analysis of the Ag Particles Sintering Solution," Dissertation, Electronic Engineering, Universitat Autònoma de Barcelona, Barcelona, 2015.

- [65] J. G. Bai and G.-Q. Lu, "Thermomechanical Reliability of Low-Temperature Sintered Silver Die Attached SiC Power Device Assembly," *IEEE Trans. Device Mater. Reliab.*, vol. 6, no. 3, pp. 436–441, 2006, doi: 10.1109/TDMR.2006.882196.
- [66] A. A. Bajwa, "New Assembly and Packaging Technologies for High-Power and High-Temperature GaN and SiC Devices," Dissertation, Institut für Mikrosystemtechnik - IMTEK, Albert-Ludwigs-Universität, Freiburg, 2015.
- [67] M. Schaal, M. Klingler, and B. Wunderle, "Silver Sintering in Power Electronics: The State of the Art in Material Characterization and Reliability Testing," in *2018 7th Electronic System-Integration Technology Conference (ESTC)*, Dresden, Sep. 2018 - Sep. 2018, pp. 1–18.
- [68] T. Herboth, C. Fruh, M. Gunther, and J. Wilde, "Assessment of thermo-mechanical stresses in Low Temperature Joining Technology," in *2012 13th International Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation and Experiments in Microelectronics and Microsystems*, Cascais, Portugal, Apr. 2012 - Apr. 2012, 1/7-7/7.
- [69] N. Kaminski, "State of the art and the future of wide band-gap devices," *13th European Conference on Power Electronics and Applications, Barcelona*, pp. 1-9, 2009.
- [70] M. Nakabayashi, T. Fujimoto, M. Katsuno, and N. Ohtani, "Precise Determination of Thermal Expansion Coefficients Observed in 4H-SiC Single Crystals," *Material Science Forum (MSF)*, vol. 527-529, pp. 699–702, 2006, doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.527-529.699.
- [71] J. Hornberger, A. B. Lostetter, K. J. Olejniczak, T. McNutt, S. M. Lal, and A. Mantooth, "Silicon-carbide (SiC) semiconductor power electronics for extreme high-temperature environments," in *2004 IEEE Aerospace Conference*, Big Sky, MT, USA, 2004, pp. 2538–2555.
- [72] L. Lorenz, *Power device development trends – from Silicon to Wide Bandgap?*, 2020. Accessed: Sep. 15 2020. [Online]. Available: <https://www.power-and-beyond.com/power-device-development-trends-from-silicon-to-wide-bandgap-a-935730/>
- [73] G. G. Harman, *Wire bonding in microelectronics*, 3rd ed. New York, NY: McGraw-Hill, 2010.
- [74] S. K. Prasad, *Advanced Wirebond Interconnection Technology*. Boston: Kluwer Academic Publishers, 2004.
- [75] D. Siepe, R. Bayerer, R. Roth, "The Future of Wire Bonding is? Wire Bonding!," in *6th International Conference on Integrated Power Electronics Systems (CIPS), 2010: 16 - 18 March 2010, Nuremberg/Germany*, Red Hook, NY: Curran, 2010.
- [76] Heraeus Deutschland GmbH & Co. KG, *CuCorAl PLUS Bonding Wire*. Accessed: Sep. 25 2020 [Online]. Available: https://www.heraeus.com/media/media/het/doc_het/brochures_en_1/Factsheet_CuCorAl_PLUS.pdf
- [77] S. Clausner, N. Jiang, S. Thomas, B. Fabian, M. Kalajica and J. Lutz, "Power cycling capability of AlCu ribbons," *14th International Seminar on Power Semiconductors, Prague*, 2018, pp. 113–116.

- [78] C. Kaestle and J. Franke, "Comparative analysis of the process window of aluminum and copper wire bonding for power electronics applications," in *2014 International Conference on Electronics Packaging (ICEP)*, Toyama, Japan, Apr. 2014 - Apr. 2014, pp. 335–340.
- [79] N. Jiang, B. Fabian, M. Kalajica, J. Lutz, "Investigation of Ton Dependency of Al-Clad Cu Bond Wires Under Power Cycling Tests," in *PCIM Europe 2018: International Exhibition and Conference for Power Electronics, Intelligent Motion, Renewable Energy and Energy Management : 5-7 June 2018*, Frankfurt am Main: VDE, 2018, pp. 1-6.
- [80] J. Lutz, "Packaging and Reliability of Power Modules," in *8th International Conference on Integrated Power Electronics Systems (CIPS): 25-27 Feb. 2014*, Piscataway, NJ: IEEE, 2014, pp. 1-8.
- [81] N. Jiang, A. Z. Miric, A. S. Klein, M. Becker, A. Hinrich, B. Fabian, M. Kalajica, J. Lutz, "Investigation of power cycling capability of a novel Cu wire bonded interconnection system," in *PCIM Asia 2018: International Exhibition and Conference for Power Electronics, Intelligent Motion, Renewable Energy and Energy Management: 26-28 June 2018*, Frankfurt am Main: VDE, 2018, pp. 1-6.
- [82] Heraeus Deutschland GmbH & Co. KG, *DIE TOP SYSTEM*. Accessed: Mar. 11 2020. [Online] Available: https://www.heraeus.com/media/media/het/doc_het/products_and_solutions_het_documents/material_systems_1/die_top_system_docs/Flyer_Die_Top_System-05-2018.pdf
- [83] M.-L. Locatelli, R. Khazaka, S. Diaham, C. D. Pham, M. Bechara, S. Dinculescu, P. Bidan, "Evaluation of Encapsulation Materials for High-Temperature Power Device Packaging," *IEEE Trans. Power Electron.*, vol. 29, no. 5, pp. 2281–2288, 2014, doi: 10.1109/TPEL.2013.2279997.
- [84] A. Mavinkurve, L. Goumans and J. Martens, "Epoxy Molding compounds for High Temperature Applications," in *European Microelectronics Packaging Conference (EMPC)*, Piscataway, NJ: IEEE, 2013, pp. 1-7.
- [85] B. Boettge F. Naumann; S. Behrendt; M. G. Scheibel; S. Kaessner; S. Klengel; M. Petzold; K. G. Nickel; G. Hejtmann, A. Z. Miric, et al., "Material Characterization of Advanced Cement-Based Encapsulation Systems for Efficient Power Electronics with Increased Power Density," in *2018 IEEE 68th Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, San Diego, CA, May. 2018 - Jun. 2018, pp. 1258–1269.
- [86] W. Schaller, "Spannungsanalyse und Spannungsbewertung in Verbunden mit Gradientenwerkstoffen," Dissertation, Fakultät für Maschinenbau, Institut für Materialforschung, Universität Karlsruhe (TH), Karlsruhe, 2000.
- [87] M. Santopa, S. Russo, M. Torrisi, M. Renna, A. Sitta, and M. Calabretta, "Fast transient thermo-mechanical stress to set a pressure-assisted sintering process," in *2019 15th Conference on Ph.D Research in Microelectronics and Electronics (PRIME)*, Lausanne, Switzerland, Jul. 2019 - Jul. 2019, pp. 61–64.

- [88] G. S. Matijasevic, C. Y. Wang, and C. C. Lee, "Thermal Stress Considerations in Die-Attachment," in *Thermal Stress and Strain in Microelectronics Packaging*, J. H. Lau, Ed., Boston, MA: Springer US, 1993, pp. 194–220.
- [89] R. W. Johnson, J. L. Evans, P. Jacobsen, J. Thompson, and M. Christopher, "The Changing Automotive Environment: High-Temperature Electronics," *IEEE Trans. Electron. Packag. Manufact.*, vol. 27, no. 3, pp. 164–176, 2004, doi: 10.1109/TEPM.2004.843109.
- [90] ROHM Semiconductor GmbH, "SiC Power Devices and Modules," Aug. 2014. Accessed: Nov. 29 2020. [Online]. Available: http://rohms.rohm.com/en/products/databook/applnote/discrete/sic/common/sic_appli-e.pdf
- [91] C. Ullrich, T. Bodmer, C. Hübner, P. B. Kempa, E. Tsotsas, A. Eschner, G. Kasparek, F. Ochs, M. H. Spitzner, "D6 Stoffwerte von Feststoffen," in *VDI-Wärmeatlas*, Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2013, pp. 629–708.
- [92] M. Schaidhauf, "Die technische Herstellung von Siliziumkarbid," in *Elektrothermie*, Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 1960, pp. 140–149.
- [93] M. G. Chemicals, "SAC305 Lead Free Solder (No Clean) 4900–4917 Technical Data Sheet," 2017. Accessed: Oct. 29 2020. [Online]. Available: <https://www.mgchemicals.com/downloads/tds/tds-4900.pdf>
- [94] American Elements, "Indium Properties," Accessed: Oct. 29 2020. [Online]. Available: <https://www.americanelements.com/in.html>
- [95] Tosoh Corporation, "Tosoh Zirconia Powder - Specification and typical properties," 2003.
- [96] Cumi, "Technical Datasheet: Silicon carbide Ultrafine for Ceramics: Engineered / Regular - M & MF series," 2015.
- [97] N. Claussen, "Umwandlungsverstärkte Keramische Werkstoffe," *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.*, vol. 13, no. 4, pp. 138–147, 1982, doi: 10.1002/mawe.19820130410.
- [98] Dr. A. Reckziegel, "Eigenschaften und Anwendungen von Hochleistungskeramik aus Zirkoniumoxid," FRIATEC AG, 2015. Accessed: Oct. 29 2020. [Online]. Available: https://kyocera-solutions.de/documents/FA_Eigenschaften-Zirkonoxid.pdf
- [99] H. Salmang, H. Scholze, and R. Telle, *Keramik (German Edition)*. Dordrecht: Springer, 2007. [Online]. Available: <http://gbv.ebib.com/patron/FullRecord.aspx?p=323883>
- [100] I. Karakaya and W. T. Thompson, "The Ag-Sn (Silver-Tin) system," *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, vol. 8, no. 4, pp. 340–347, 1987, doi: 10.1007/BF02869270.
- [101] A. N. Campbell, R. Wagemann, and R. B. Ferguson, "The silver-indium system: thermal analysis, photomicrography, electron microprobe, and X-ray powder diffraction results," *Can. J. Chem.*, vol. 48, no. 11, pp. 1703–1715, 1970, doi: 10.1139/v70-281.
- [102] Y.-Y. Wu and C. C. Lee, "The Strength of High-Temperature Ag-In Joints Produced Between Copper by Fluxless Low-Temperature Processes," *Journal of Electronic Packaging*, vol. 136, no. 1, 2014, doi: 10.1115/1.4026171.

- [103] Hauschild GmbH & Co. KG, "Technologie: Der SpeedMixer™: Schnelles, effizientes Mischen mit reproduzierbaren Ergebnissen!," Accessed: Oct. 30 2020. [Online]. Available: <https://www.speedmixer.de/technologie>
- [104] I. Cree, "CPM2-1700-0045B: Silicon Carbide Power MOSFET," Feb. 2016. Accessed: Dec. 7 2020. [Online]. Available: <https://www.wolfspeed.com/media/downloads/849/CPM2-1700-0045B.pdf>
- [105] Semikron, "SKCD 81 C 170 I HD," Jul. 2013. Accessed: Dec. 7 2020. [Online]. Available: <https://www.semikron.com/de/produkte/produktklassen/diskrete/chips/detail/skcd-81-c-170-i-hd-34546900.html>
- [106] *DIN 50125: Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben*, DIN Deutsches Institut für Normung e. V., Dec. 2016.
- [107] D. Stenzel, C. Schwarzer, M. Schnepf, L. M. Chew, T. Blank, J. Franke, M. Kaloudis, "Characterization of Alternative Sinter Materials for Power Electronics," in *2019 22nd European Microelectronics and Packaging Conference & Exhibition (EMPC)*, Pisa, Italy, Sep. 2019 - Sep. 2019, pp. 1-8, doi: 10.23919/EMPC44848.2019.8951880.
- [108] M. Gombotz, "Untersuchungen an dünnen Molybdän/Wolfram- und Chromschichten am computerunterstützten Vier-Spitzen-Messplatz," Diplomarbeit, Institut für Industrielle Elektronik und Materialwissenschaften, Technische Universität Wien, Wien, 2002.
- [109] N&H Technology GmbH, "2- und 4-Punkt Messung," 2020. Accessed: Nov. 11 2020. [Online]. Available: <https://www.nh-instruments.de/2-und-4-punkt-messung/>
- [110] N. Hannoschöck, Ed., *Wärmeleitung und -transport*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2018.
- [111] M. A. Ras, "Neuartige Charakterisierungsmethoden für moderne Thermische Interface-Materialien einschließlich deren Struktur-Eigenschafts-Korrelation," Dissertation, Fakultät für Elektrotechnik und Informationstechnik, Technischen Universität Chemnitz, Chemnitz, 2020. Accessed: Nov. 12 2020. [Online]. Available: <https://monarch.qucosa.de/api/qucosa%3A70618/attachment/ATT-0/>
- [112] NETZSCH-Gerätebau GmbH, "Laser-Flash-Apparatur LFA 427: Temperatur- und Wärmeleitfähigkeit zwischen -120 °C und 2800 °C Methode, Techniken und Applikationen," Accessed: Nov. 13 2020. [Online]. Available: https://d2brmtk65c6tyc.cloudfront.net/media/thermal-analysis/brochures/LFA_427_de_web_01.pdf?1565085223&Policy=eyJTdGF0ZW1lbn-QiOlt7IlJlc291cmNII-joiaHR0cHM6XC9cL2QyYnJtdGs2NWm2dHljLmNsb3VkZnJvbnQubmV0XC9tZWRpYVwvdGhlc291cmNII-1hbC1hbmFseXNpc1wvYnJvY2h1cmVzXC9MRk-FfNDI3X2RIX3dlYl8wMS5wZGY~MTU2NTA4NTIyMyIsIkNvbml6eyJFYXRI-TGVzclRoYW4iOnsiQVdtOkVwb2NoVGl0ZSI6MTYwNTMzNzcwNH19fV19&Signature=

- abdN691pj~29T0qynixrJ77yiOPE8qR9KO50KATeqnCDfHKRc6ArGG-nbkcG~DXxpf~9ogyQaN9a9dGKLxeV~D-8AG6~Whh-fos9F36PprFDHgB1LWjiqPwohvWgeDe4RBv~C7XlGcutjXPvMxFXB-sKB-RVqpZ-yXb1oaC-BQSII_&Key-Pair-Id=APKAIBNUHYIJDHQEJVRQ
- [113] TETENAL Europe GmbH, "Tetenal Kameralack Spray," Produktdatenblatt, Feb. 2016.
- [114] S. Hunklinger, "Festkörperphysik", München: De Gruyter Oldenbourg, 2011.
- [115] NETZSCH-Gerätebau GmbH, "Dilatometrie: Methode, Geräte, Applikationen - von -180 °C bis 2800 °C," Mar. 2013. Accessed: Nov. 18 2020. [Online]. Available: <http://files.vogel.de/vogelonline/vogelonline/companyfiles/5199.pdf>
- [116] NETZSCH-Gerätebau GmbH, "Dilatometer-Serie DIL 402 Expedis® Select, Supreme und Supreme HT," Accessed: Nov. 16 2020. [Online]. Available: <https://www.netzsch-thermal-analysis.com/de/produkte-loesungen/dilatometer/dil-402-expedis-select-supreme/>
- [117] The Institute for Interconnecting and Packaging Electronic Circuits (IPC), "IPC-TM-650 Test Methods Manual: Die Shear Strength," Northbrook, USA, 2/98.
- [118] Department of defense, "Test method standard microcircuits: MIL-STD-883H", 2010.
- [119] B. Eilken, *DA5 Customer Presentation 2020*. Accessed: Nov. 19 2020. [Online] Available: https://www.infineon.com/dgdl/DA5_customer_presentation_1612016.pdf?fileId=5546d4616102d26701610905cfde0005
- [120] H.-J. Bargel and G. Schulze, *Werkstoffkunde*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2008.
- [121] Heraeus Deutschland GmbH & Co. KG, *New Products: mAgic PE338: Ag Sinter Paste for Stencil Printing*. Accessed: Feb. 12 2020. [Online] Available: https://www.heraeus.com/media/media/het/doc_het/products_and_solutions_het_documents/solder_materials_docs/magic_pe338/Factsheet_ASP338.pdf
- [122] T. A. Tollefsen, O. M. Løvvik, K. Aasmundtveit, and A. Larsson, "Effect of Temperature on the Die Shear Strength of a Au-Sn SLID Bond," *Metall and Mat Trans A*, vol. 44, no. 7, pp. 2914–2916, 2013, doi: 10.1007/s11661-013-1725-8.
- [123] Y. L. Xin, "Sinter paste for power packages," in *2014 IEEE 16th Electronics Packaging Technology Conference (EPTC)*, Singapore, Dec. 2014 - Dec. 2014, pp. 458–462.
- [124] I. Nikitin and K. Pressel, "Mechanical properties of porous silver materials depending on sintering parameters," in *20th International Workshop on Thermal Investigations of ICs and Systems*, Greenwich, London, United Kingdom, Sep. 2014 - Sep. 2014, pp. 1–4.
- [125] C. Weber, H. Walter, M. van Dijk, M. Hutter, O. Wittler, and K.-D. Lang, "Combination of Experimental and Simulation Methods for Analysis of Sintered Ag Joints for High Temperature Applications," in *2016 IEEE 66th Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, Las Vegas, NV, USA, May. 2016 - Jun. 2016, pp. 1335–1341.

- [126] Dipl.-Ing. J. Heilmann, "Lebensdauermodellierung für gesinterte Silberschichten in der leistungselektronischen Aufbau- und Verbindungstechnik durch isotherme Biegeversuche als beschleunigte Ermüdungstests," Dissertation, Fakultät für Elektrotechnik und Informationstechnik, TU Chemnitz, Chemnitz, 2019.
- [127] *DIN EN ISO 6892-1: Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur*, DIN Deutsches Institut für Normung e. V., Feb. 2017.
- [128] S. Moreau, T. Lequeu, R. Jérésian, "Comparative study of thermal cycling and thermal shocks tests on electronic components reliability," *Microelectronics Reliability*, vol. 44, 9-11, pp. 1343–1347, 2004, doi: 10.1016/j.microrel.2004.07.027.
- [129] JEDEC Solid State Technology Association 2004, "Thermal Shock: JEDEC STANDARD JESD22-A106B," Jun. 2004, Accessed: Feb. 20 2020. [Online]. Available: <https://www.google.com/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=&ved=2ahUKEwjA11DVkvb0AhWvgv0HHffoAIUQFnoECAU-QAQ&url=http%3A%2F%2Fweb.cecs.pdx.edu%2F~cgshirl%2FDocuments%2F22a106b%2520Thermal%2520Shock.pdf&usg=AOvVaw3kCM5fZIGENhptSB6VDdgt>.
- [130] ECPE European Center for Power Electronics e.V., "ECPE Guideline AQG 324: Qualification of Power Modules for Use in Power Electronics Converter Units in Motor Vehicles", Nuremberg, May. 2019.
- [131] S. Sakamoto, S. Nagao, and K. Suganuma, "Thermal fatigue of Ag flake sintering die-attachment for Si/SiC power devices," *J Mater Sci: Mater Electron*, vol. 24, no. 7, pp. 2593–2601, 2013, doi: 10.1007/s10854-013-1138-x.
- [132] D. R. Frear and P. T. Vianco, "Intermetallic growth and mechanical behavior of low and high melting temperature solder alloys," *Metall and Mat Trans A*, vol. 25, no. 7, pp. 1509–1523, 1994, doi: 10.1007/BF02665483.
- [133] K. G. Schmitt-Thomas, S. Wege, and H. Schweigart, "Elektrochemische Migration - eine typische Korrosionserscheinung in der Mikroelektronik," *Materials and Corrosion*, vol. 46, no. 6, pp. 366–369, 1995, doi: 10.1002/maco.19950460604.
- [134] G. T. Kohman, H. W. Hermance, and G. H. Downes, "Silver Migration in Electrical Insulation," *Bell System Technical Journal*, vol. 34, no. 6, pp. 1115–1147, 1955, doi: 10.1002/j.1538-7305.1955.tb03793.x.
- [135] S. J. Krumbein, "Metallic electromigration phenomena," *IEEE Trans. Comp., Hybrids, Manufact. Technol.*, vol. 11, no. 1, pp. 5–15, 1988, doi: 10.1109/33.2957.
- [136] Z. Shen and A. Reiderman, "Effect of Vapor-Deposited Parylene Coating on Reliability of Sintered Silver Joints for Extreme Temperature Applications," *International Symposium on Microelectronics*, vol. 2016, no. 1, pp. 338–344, 2016, doi: 10.4071/isom-2016-WP44.

- [137] C.-H. Tsou, K.-N. Liu, H.-T. Lin, and F.-Y. Ouyang, "Electrochemical Migration of Fine-Pitch Nanopaste Ag Interconnects," *Journal of Elec Materi*, vol. 45, no. 12, pp. 6123–6129, 2016, doi: 10.1007/s11664-016-5000-9.
- [138] The Institute for Interconnecting and Packaging Electronic Circuits (IPC), "IPC-TM-650 TEST METHODS MANUAL: Surface Insulation Resistance, Fluxes," Northbrook, USA, 06/04.
- [139] A. Schletz, "Aktive Temperaturwechsel: Test und Interpretation," Fraunhofer-Institut für Integrierte Systeme und Bauelementetechnologie, Erlangen, May. 2012.
- [140] F. Bernhard, *Handbuch der Technischen Temperaturmessung*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2014.
- [141] L. L. Minitab, *Support für Minitab® 18: Weibull-Verteilung*. Accessed: Mar. 11 2020. [Online] Available: <https://support.minitab.com/de-de/minitab/18/help-and-how-to/probability-distributions-and-random-data/supporting-topics/distributions/weibull-distribution/>
- [142] HALA Contec GmbH & Co.KG, "Silikonfreier gap filler TGF-Z-NS," Accessed: Jul. 26 2021. [Online]. Available: https://www.hala-tec.de/wp-content/uploads/D_HALA_TGF-Z-NS.pdf
- [143] Minitab GmbH, *Support für Minitab 20*. Accessed: Sep. 3 2020. [Online] Available: <https://support.minitab.com/de-de/minitab/20/>
- [144] B. Rasch, M. Frieze, W. Hofmann, and E. Naumann, *Quantitative Methoden 1*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2014.
- [145] E. Hornbogen, H. Warlimont, and B. Skrotzki, *Metalle*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2019.
- [146] C.-F. Yu, H.-C. Cheng, and W.-H. Chen, "Structural, mechanical, thermodynamic and electronic properties of AgIn₂ and Ag₃In intermetallic compounds: ab initio investigation," *RSC Adv.*, vol. 5, no. 86, pp. 70609–70618, 2015, doi: 10.1039/c5ra11142k.
- [147] Y.-Y. Wu, D. Nwoke, F. D. Barlow, and C. C. Lee, "Thermal Cycling Reliability Study of Ag–In Joints Between Si Chips and Cu Substrates Made by Fluxless Processes," *IEEE Trans. Compon., Packag. Manufact. Technol.*, vol. 4, no. 9, pp. 1420–1426, 2014, doi: 10.1109/TCPMT.2014.2331054.
- [148] A. A. Wereszczak, D. J. Vuono, H. Wang, M. K. Ferber, and Z. Liang, "Properties of Bulk Sintered Silver As a Function of Porosity", 2012. Accessed: Mar. 18 2021. [Online]. Available: <https://www.osti.gov/biblio/1041433/>
- [149] T. Herboth, M. Guenther, A. Fix, and J. Wilde, "Failure mechanisms of sintered silver interconnections for power electronic applications," in *2013 IEEE 63rd Electronic Components and Technology Conference*, Las Vegas, NV, USA, May. 2013 - May. 2013, pp. 1621–1627.
- [150] K. Sasaki, N. Mizumura, A. Tsuno, S. Yagci, and G. Kopp, "Development of low-temperature sintering nano-silver die attach materials for bare Cu application," in *2017 21st European Microelectronics and Packaging Conference (EMPC) & Exhibition*, Warsaw, Sep. 2017 - Sep. 2017, pp. 1–5.

- [151] KYOCERA Europe GmbH, *Active metal bonding substrates*. Accessed: Feb. 15 2020. [Online] Available: https://germany.kyocera.com/uploads/eu/Data%20sheet_SC_Active%20Metal%20Bonding%20Substrate_202004.pdf
- [152] K. S. Siow and S. T. Chua, "Thermal Cycling of Sintered Silver (Ag) Joint as Die-Attach Material," *JOM*, vol. 71, no. 9, pp. 3066–3075, 2019, doi: 10.1007/s11837-019-03461-4.
- [153] L. M. Chew, W. Schmitt, C. Schwarzer, and J. Nachreiner, "Micro-Silver Sinter Paste Developed for Pressure Sintering on Bare Cu Surfaces under Air or Inert Atmosphere," in *2018 IEEE 68th Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, San Diego, CA, May. 2018 - Jun. 2018, pp. 323–330.
- [154] L. M. Chew, W. Schmitt, J. Nachreiner, S. Gunst, "Silver sinter paste optimized for pressure sintering under air atmosphere on precious and non-precious metal surfaces with high reliable sintered joints," in *ETG-Fachbericht 156 - CIPS 2018 10th International Conference on Integrated Power Electronics Systems Proceedings March 20-22 2018 Stuttgart/Germany*, V. D. Verlag, Ed., [S.l.]: VDE Verlag, 2018, pp. 321–325.
- [155] T. Blank, T. Scherer, M. Bruns, M. Meisser, B. An, B. Leyrer, M. Weber, "Low-temperature silver sintering processes on high performance ENIG, EPIG, ENEPIG and ISIG surfaces for power electronic systems and huge battery systems," in *2016 6th Electronic System-Integration Technology Conference (ESTC)*, Grenoble, France, Sep. 2016 - Sep. 2016, pp. 1–6.
- [156] U. Hilleringmann, *Silizium-Halbleitertechnologie: Grundlagen mikroelektronischer Integrationstechnik*, 7th ed. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2019.
- [157] Semikron, "SKCD 16 C 060 I HD," Jun. 2013. Accessed: Feb. 19 2021. [Online]. Available: <https://www.semikron.com/de/produkte/produktklassen/diskrete/chips/detail/skcd-16-c-060-i-hd-34544700.html>
- [158] *IPC J-STD-005A: Joint Industry Standard Requirements for Soldering Pastes*, IPC, Bannockburn, Illinois, Feb. 2012.
- [159] J. Ordonez-Miranda, M. Hermens, I. Nikitin, V. Kouznetsova, O. V. D. Sluis, M. A. Ras, J. S. Reparaz, M. R. Wagner, M. Sledzinska, J. Gomis-Bresco, *et al.*, "Measurement and modeling of the effective thermal conductivity of sintered silver pastes," *International Journal of Thermal Sciences*, vol. 108, pp. 185–194, 2016, doi: 10.1016/j.ijthermalsci.2016.05.014.
- [160] Y. Ocak, S. Aksöz, N. Maraşlı, and K. Keşlioğlu, "Experimental determination of thermal conductivity and solid–liquid interfacial energy of solid Ag₃Sn intermetallic in the Sn–Ag–In ternary alloy," *Intermetallics*, vol. 18, no. 11, pp. 2250–2258, 2010, doi: 10.1016/j.intermet.2010.07.019.
- [161] L. Gong, Y. Wang, X. Cheng, R. Zhang, and H. Zhang, "A novel effective medium theory for modelling the thermal conductivity of porous materials," *International Journal of Heat and Mass Transfer*, vol. 68, pp. 295–298, 2014, doi: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2013.09.043.

- [162] C. Chen, K. Suganuma, T. Iwashige, K. Sugiura, and K. Tsuruta, "High-temperature reliability of sintered microporous Ag on electroplated Ag, Au, and sputtered Ag metallization substrates," *J Mater Sci: Mater Electron*, vol. 29, no. 3, pp. 1785–1797, 2018, doi: 10.1007/s10854-017-8087-8.
- [163] F. Yu, J. Cui, Z. Zhou, K. Fang, R. W. Johnson, and M. C. Hamilton, "Reliability of Ag Sintering for Power Semiconductor Die Attach in High-Temperature Applications," *IEEE Trans. Power Electron.*, vol. 32, no. 9, pp. 7083–7095, 2017, doi: 10.1109/TPEL.2016.2631128.
- [164] P. Gadaud, V. Caccuri, D. Bertheau, J. Carr, and X. Milhet, "Ageing sintered silver: Relationship between tensile behavior, mechanical properties and the nanoporous structure evolution," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 669, pp. 379–386, 2016, doi: 10.1016/j.msea.2016.05.108.
- [165] C. A. Yang, C. R. Kao, and H. Nishikawa, "Development of Die Attachment Technology for Power IC Module by Introducing Indium into Sintered Nano-Silver Joint," in *2017 IEEE 67th Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, Orlando, FL, USA, May. 2017 - Jun. 2017, pp. 1974–1980.
- [166] C. Chen, C. Choe, Z. Zhang, D. Kim, and K. Suganuma, "Low-stress design of bonding structure and its thermal shock performance (– 50 to 250 °C) in SiC/DBC power die-attached modules," *J Mater Sci: Mater Electron*, vol. 29, no. 16, pp. 14335–14346, 2018, doi: 10.1007/s10854-018-9568-0.
- [167] W. Sabbah, S. Azzopardi, C. Buttay, R. Meuret, and E. Woiregard, "Study of die attach technologies for high temperature power electronics: Silver sintering and gold-germanium alloy," *Microelectronics Reliability*, vol. 53, 9-11, pp. 1617–1621, 2013, doi: 10.1016/j.microrel.2013.07.101.
- [168] A. Hutzler, A. Tokarski, S. Kraft, S. Zischler, and A. Schletz, "Increasing the lifetime of electronic packaging by higher temperatures Solders vs. silver sintering," in *IEEE 64th Electronic Components and Technology Conference (ECTC), 2014: 27 - 30 May 2014, Lake Buena Vista, Orlando, Florida, USA*, Orlando, FL, USA, 2014, pp. 1700–1706.
- [169] R. Riva, C. Buttay, B. Allard, and P. Bevilacqua, "Migration issues in sintered-silver die attaches operating at high temperature," *Microelectronics Reliability*, vol. 53, 9-11, pp. 1592–1596, 2013, doi: 10.1016/j.microrel.2013.07.103.
- [170] W. Sabbah *et al.*, "Evaluation of silver-sintering die attach," in *ETG-Fachbericht*, 133, CD-ROM, *Proceedings / CIPS 2012, 7th International Conference on Integrated Power Electronics Systems: March, 6 - 8, 2012, Nuremberg, Germany ; incl. CD-ROM*, Berlin: VDE-Verl., 2012.
- [171] Heraeus Deutschland GmbH & Co. KG, *DIE TOP SYSTEM*. [Online]. Available: https://www.heraeus.com/en/het/products_and_solutions_het/material_systems/die_top_system/dts_page.html#gallery_438684 (accessed: Mar. 22 2021).

- [172] C. Weber, M. Hutter, S. Schmitz, and K.-D. Lang, "Dependency of the porosity and the layer thickness on the reliability of Ag sintered joints during active power cycling," in *2015 IEEE 65th Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, San Diego, CA, May. 2015 - May. 2015, pp. 1866–1873.

Publikationen

- [1] D. Stenzel, C. Schwarzer, M. Schnepf, L. M. Chew, T. Blank, J. Franke, M. Kaloudis, "Characterization of Alternative Sinter Materials for Power Electronics," in 2019 22nd European Microelectronics and Packaging Conference & Exhibition (EMPC), Pisa, Italy, Sep. 2019 - Sep. 2019, pp. 1-8, doi: 10.23919/EMPC44848.2019.8951880.