

FAU Studien aus dem Maschinenbau 401

Christian P. J. Schwarzer

Kupfersintern als Fügetechnologie für Leistungselektronik

Christian P.J. Schwarzer

Kupfersintern als Fügetechnologie für Leistungselektronik

FAU Studien aus dem Maschinenbau

Band 401

Herausgeber/-innen:

Prof. Dr.-Ing. Jörg Franke

Prof. Dr.-Ing. Nico Hanenkamp

Prof. Dr.-Ing. habil. Tino Hausotte

Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein

Prof. Dr.-Ing. Sebastian Müller

Prof. Dr.-Ing. Michael Schmidt

Prof. Dr.-Ing. Sandro Wartzack

Christian P. J. Schwarzer

Kupfersintern als Fügetechnologie für Leistungselektronik

**Dissertation aus dem Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung
und Produktionssystematik (FAPS) Prof. Dr.-Ing. Jörg Franke**

Erlangen
FAU University Press
2022

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek:
Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über <http://dnb.d-nb.de> abrufbar.

Bitte zitieren als

Schwarzer, Christian P. J. 2022. *Kupfersintern als Fügetechnologie für Leistungselektronik*. FAU Studien aus dem Maschinenbau Band 401. Erlangen: FAU University Press. DOI: 10.25593/978-3-96147-567-4.

Das Werk, einschließlich seiner Teile, ist urheberrechtlich geschützt.
Die Rechte an allen Inhalten liegen bei ihren jeweiligen Autoren.
Sie sind nutzbar unter der Creative-Commons-Lizenz BY-NC.

Der vollständige Inhalt des Buchs ist als PDF über den OPUS-Server der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg abrufbar:
<https://opus4.kobv.de/opus4-fau/home>

Verlag und Auslieferung:
FAU University Press, Universitätsstraße 4, 91054 Erlangen

Druck: docupoint GmbH

ISBN: 978-3-96147-566-7 (Druckausgabe)
eISBN: 978-3-96147-567-4 (Online-Ausgabe)
ISSN: 2625-9974
DOI: 10.25593/978-3-96147-567-4

**Kupfersintern als Füge-technologie
für Leistungselektronik**

Der Technischen Fakultät
der Friedrich-Alexander-Universität
Erlangen-Nürnberg

zur
Erlangung des Doktorgrades Dr.-Ing.

vorgelegt von

Christian Philipp Joachim Schwarzer, M.Eng.

aus Nürnberg

Als Dissertation genehmigt
von der Technischen Fakultät
der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg

Tag der mündlichen
Prüfung: 15. März 2022

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Jörg Franke
Prof. Dr.-Ing. habil. Mathias Nowotnick,
Universität Rostock
Prof. Dr. rer. nat. Michael Kaloudis,
Technische Hochschule Aschaffenburg

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand im Rahmen einer kooperativen Promotion an der Technischen Hochschule Aschaffenburg und an dem Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik (FAPS) der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg.

Mein besonderer Dank gilt dem Lehrstuhlinhaber und Doktorvater Herrn Professor Dr.-Ing. Jörg Franke für die engagierte Förderung, die wertvollen Impulse und die wissenschaftliche Freiheit, welche die erfolgreiche Arbeit im kooperativen Umfeld ermöglichten. Mein größter Dank geht an meinen fachlichen Betreuer Herrn Prof. Dr. Michael Kaloudis, Leiter des Labors für Aufbau- und Verbindungstechnik an der Technischen Hochschule Aschaffenburg, für die ständige Bereitschaft zur fachlichen Unterstützung und den wertvollen Anregungen. Zusätzlich danke ich Herrn Professor Dr.-Ing. Sebastian Müller für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes. Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Mathias Nowotnick (Universität Rostock) danke ich für die Übernahme des Koreferates. Prof. Dr. Martin März danke ich für sein Engagement als weiteres Mitglied des Prüfungskollegiums.

Diese Dissertation entstand aus einer von Gutachtern als nicht umsetzbar und nicht förderfähig eingestuften Idee. Eine enge Zusammenarbeit und Förderung durch die Heraeus Deutschland GmbH & Co.KG ermöglichte die Umsetzung dieses Forschungsvorhabens. Mein besonderer Dank gilt daher Herrn Dr. Michael Jörger für das in mich gesetzte Vertrauen und die außerordentliche Unterstützung des Forschungsprojektes.

Bei meinen Kollegen der Technischen Hochschule Aschaffenburg, Herrn M.Sc. Timo Schreck und Herrn Wolfgang Ruppert bedanke ich mich für die gute Zusammenarbeit und die technische sowie analytische Unterstützung. Weiter danke ich allen Studenten die meine Arbeit unterstützt haben. Auch bei den Kollegen des FAPS möchte ich mich für die freundliche Aufnahme im Fachbereich Elektronikproduktion bedanken.

Vor allem Herrn M.Sc. Alexander Hensel, Herrn Dipl. Wirtsch.-Ing (FH), M.Sc. Thomas Stoll und Herrn Dipl.-Wirtsch.-Ing. Martin Müller möchte ich für die freundschaftliche Unterstützung am Lehrstuhl meinen herzlichen Dank aussprechen.

Mein besonderer Dank gilt den Kollegen, Frau Dr. Ly May Chew, Herrn Dipl.-Ing. (FH) Wolfgang Schmitt, Herrn Dipl.-Ing. (FH) Daniel Schnee, Herrn Michael Schäfer, Herrn Jens Nachreiner und Dr. Sven Tomas sowie

allen Mitarbeitern von Heraeus Electronics, die meine Forschungsarbeit unterstützt haben.

Besondere Würdigung verdient mein Freund und Kollege Herr M.Sc. David Stenzel des Institutes für angewandte Materialien (IAM) des Karlsruher Institut für Technologie für den intensiven fachlichen Austausch und die koordinierte Unterstützung.

Mein herzlichster Dank gilt meinen Eltern Hans und Rita Schwarzer sowie der Familie, die mich auf dem langen Weg der Ausbildung stets unterstützt und gefördert haben. Mein größter Dank gebührt jedoch meiner Partnerin Vanessa Kimmel, die mich während der Erstellung dieser Arbeit stets unterstützte und deren Fortschritt mit großem Verständnis und Interesse begleitet hat. Ihre Liebe sorgt für den notwendigen Ausgleich und die erforderliche Motivation.

Erlensee, im August 2021

Christian P. J. Schwarzer

Inhaltsverzeichnis

Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis.....	xi
Bildverzeichnis	xvii
Tabellenverzeichnis	xxv
Formelverzeichnis.....	xxvii
1 Einleitung	1
1.1 Hintergrund.....	3
1.2 Ziel der Arbeit.....	4
2 Stand der Technik – Aufbau- und Verbindungstechnik in der Leistungselektronik	7
2.1 Leistungselektronik, ihre Aufgaben und Funktionsweise.....	7
2.2 Aufbau- und Verbindungstechnik von Leistungsmodulen	9
2.2.1 Isolationssubstrate	12
2.2.2 Oberseitenkontaktierung des Halbleiters	13
2.2.3 Vergussmaterialien.....	14
2.2.4 Weichlöten	14
2.2.5 Silberverbindungssintern.....	16
2.3 Die Niedertemperaturverbindungstechnik mit Silber.....	18
2.3.1 Verbindungsbildung durch Sintern	21
2.3.2 Silber als Fügemaaterial.....	21
2.3.3 Drucksinterprozess mit mikroskaligem Silber.....	23
2.3.4 Konzeptionelle Bewertung der Silbersintertechnologie	25
2.4 Kupfer – Ein alter Werkstoff als Basis für Zukunftstechnologien.....	27
2.4.1 Kupfer als Substitutionsmaterial für Silber in der Sinterverbindungstechnik.....	29
2.4.2 Aktuelle Ansätze des Kupfer-Verbindungssinterns.....	32
2.4.2.1 Verbindungsbildung mit Kupfer im drucklosen Sinterprozess	33
2.4.2.2 Verbindungsbildung im Drucksinterprozess.....	34
2.5 Ableitung des Forschungsbedarfes	37

3	Konzeptionelle Vorgehensweise, Methoden und Material.....	39
3.1	Substitutionskonzept für eine Niedertemperaturverbindungstechnik auf Basis von Kupfer.....	39
3.2	Prozessablauf und -grenzen des Kupferverbindungssinterns	40
3.3	Kupfermaterial.....	43
3.3.1	Elektrolytische Kupferpulver.....	43
3.3.2	Verdüste Kupferpulver.....	45
3.3.3	Gemahlene Kupferpulver.....	46
3.4	Pulveranalyse	47
3.4.1	Partikelgrößenverteilung.....	47
3.4.2	Klopfdichte	48
3.4.3	Spezifische Oberfläche	48
3.4.4	Organische Elementaranalyse.....	49
3.4.5	Thermische Analyse	50
3.5	Herstellungsprozess der Kupferpasten	51
3.6	Herstellung gesinteter Fügeverbindungen	52
3.6.1	Pastendruck	52
3.6.2	Trocknung	52
3.6.3	Bestückung	53
3.6.4	Drucksinterprozess.....	53
3.7	Methoden zur Bestimmung von Materialeigenschaften der gesinterten Kupferschicht.....	55
3.7.1	Bestimmung der Dichte und Porosität gesinteter Schichten und Verbindungen	56
3.7.2	Messung der elektrischen Leitfähigkeit an gesinterten Kupferschichten.....	57
3.7.3	Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit gesinteter Kupferschichten.....	58
3.7.4	Ermittlung der mechanischen Eigenschaft der gesinterten Kupferschicht.....	61
3.7.4.1	Thermische Ausdehnung.....	63
3.7.4.2	Zugfestigkeit.....	64
3.7.4.3	Bestimmung dynamisch-mechanischer Eigenschaften.....	65
3.7.4.4	Kriechen	67
3.7.5	Beurteilung der Fügeverbindungen	69
3.7.5.1	Schertest.....	69
3.7.5.2	Biegetest.....	71
3.7.5.3	Zugschertest.....	71

3.8	Beschleunigte Alterung der Fügeverbindung	72
3.8.1	Hochtemperaturlagerung	73
3.8.2	Temperaturwechseltest.....	73
3.8.3	Aktiver Lastwechseltest	75
3.8.4	Hochbeschleunigter Wärme- und Feuchte-Stress-Test.....	79
3.8.5	Auswertung der Lebensdauer.....	79
4	Evaluation und Selektion von Kupferpartikeln als Fügematerial-Komponente	81
4.1	Eigenschaften der Kupferpartikel.....	81
4.2	Thermisches Verhalten der Kupferpulver	85
4.3	Beurteilung der Kupfer-Pasten.....	91
4.4	Evaluation der Druckergebnisse.....	91
4.5	Beurteilung der Probenkörperherstellung	92
4.6	Evaluation der Zugscherfestigkeit	93
4.7	Evaluation der Fügeverbindung an Testaufbauten	94
4.7.1	Schertest	95
4.7.2	Dornbiegetest.....	98
4.8	Bewertungsmatrix und Auswahl der Kupferpartikel.....	98
5	Eigenschaften und Charakterisierung gesinteter Kupferschichten.....	101
5.1	Gefüge und Porosität der Kupferschicht	101
5.2	Elektrische Leitfähigkeit	105
5.3	Thermische Leitfähigkeit	107
5.4	Mechanische Eigenschaften.....	110
5.4.1	Thermische Ausdehnung.....	110
5.4.2	Mechanische Festigkeit und Plastizität der gesinterten Kupferschicht.....	112
5.4.3	Dynamisch-mechanische Eigenschaften der druckgesinterten Kupferschicht	117
5.4.4	Kriechverhalten.....	118
5.5	Anwendung und Einordnung als Fügematerial	122

6	Verbindungsbildung	127
6.1	Organische und oxidische Schichten der Kupferflocken.....	128
6.2	Auswertung und Deutung	130
7	Mechanische und thermomechanische Zuverlässigkeit der Kupferverbindungsschicht im Modulaufbau	133
7.1	Auswirkungen der Hochtemperaturauslagerung auf die Kupfersinterschicht.....	133
7.2	Auswirkungen des Temperaturschock-Test auf die Fügeverbindung.....	137
7.2.1	Schädigungen der Kupferfügeschicht im thermischen Schocktest.....	139
7.2.2	Auswertung und Einordnung der thermo-mechanischen Schädigung	144
7.3	Belastung der Fügeschicht im aktiven Lastwechsel-Test.....	147
7.4	Belastung im hochbeschleunigten Wärme- und Feuchte-Stress-Test.....	150
7.5	Fehlermechanismen und Lebensdauer einer Kupfersinterverbindung	151
8	Einflussfaktoren auf die Kupferverbindungsschicht	153
8.1	Mahlhilfsstoffe und ihre Wirkung auf die Fügeverbindung	153
8.2	Einfluss von Halbleiter-Bauteilen.....	154
8.3	Einfluss der Endoberfläche der Metall-Keramik-Substrate	157
8.4	Rakelrichtung im Schablonendruck	161
8.5	Einfluss der Test-Temperatur auf die mechanische Festigkeit	162
8.6	Einfluss des Drucksinterprozesses.....	164
8.6.1	Untersuchung des Einflusses der Prozessparameter auf die Scherfestigkeit der Fügeverbindung	165
8.6.2	Lineare Variation der Prozessfaktoren.....	169
8.6.3	Prozessfenster der Niedertemperatur- verbindungstechnik mit Kupfer	175
8.6.4	Bewertung der technischen Umsetzbarkeit und Anwendung für Leistungselektronik.....	176

9	Zusammenfassung und Ausblick.....	179
	9.1 Resümee	179
	9.2 Ausblick.....	182
10	Summary and Outlook.....	183
11	Anhang.....	185
	Literaturverzeichnis.....	195
	Verzeichnis promotionsbezogener, eigener Publikationen.....	232
	Verzeichnis promotionsbezogener, studentischer Arbeiten.....	234

Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis

Abkürzung	Bezeichnung
%	Prozent
°C	Grad Celsius
A	Ampere
Ag	Silber
Al	Aluminium
Al ₂ O ₃	Aluminiumoxid
AlN	Aluminiumnitrid
AlSiC	Aluminium-Siliziumcarbid
AMB	Active-Metal-Brazing
Bt	Bauteil
CTE	Thermischer Ausdehnungskoeffizient
Cu	Kupfer
CuPK	Kupferprobenkörper
DCB/DBC	Direct-Copper-Bonding/Direct-Copper-Bonding
DIN	Deutsches Institut für Normung / Deutsche Industrie Norm (alt)
DMA	Dynamisch-Mechanische Analyse
DSC	differential scanning calorimetry/ Differenzkalorimetrie
DTA	Differenz-Thermoanalyse
Fa.	Firma
FIB	Focused Ion Beam; Ionenfeinstrahlanlage
g	Gramm
GaN	Galliumnitrid
GTO	Gate-turn-off-Thyristoren
HAST	Hochbeschleunigter Temperatur- und Feuchtigkeitsstresstest
HTS	Hochtemperaturlagerung
Hz	Hertz
i. Anh.	im Anhang
IGBT	Insulated Gate Bipolar Transistor
IR	Infrarot

<i>J</i>	<i>Joul</i>
<i>K</i>	<i>Kelvin</i>
<i>Kfz</i>	<i>Kraftfahrzeug</i>
<i>LaTIMA</i>	<i>Methode zur lateralen Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit</i>
<i>LED</i>	<i>Lichtemittierende Diode</i>
<i>LTJT</i>	<i>low-temperature-joining technology / Niedertemperaturverbindungstechnik</i>
<i>mm</i>	<i>Millimeter</i>
<i>mol</i>	<i>Stoffmenge</i>
<i>MOSFET</i>	<i>Metal Oxide Semiconductor Field Effect Transistor</i>
<i>MTTF</i>	<i>Mean time to failure / Mittlere Lebensdauer</i>
<i>N</i>	<i>Newton</i>
<i>nm</i>	<i>Nanometer</i>
<i>NTV</i>	<i>Niedertemperaturverbindungstechnik</i>
<i>PCT</i>	<i>Power cycling test/ Aktiver Lastwechseltest</i>
<i>Pkt.</i>	<i>Punkt</i>
<i>PTFE</i>	<i>Polytetrafluorethylen</i>
<i>REM</i>	<i>Rasterelektronenmikroskop</i>
<i>RGB</i>	<i>Farbraum der Grundfarben Rot, Grün und Blau</i>
<i>S</i>	<i>Siemens</i>
<i>SAC</i>	<i>Zinn-Silber-Kupfer-Weichlotlegierung, SnAgCu-Legierung</i>
<i>SAM</i>	<i>Scanning-Acoustic-Mikroskopie/ Ultraschallmikroskopie</i>
<i>Si</i>	<i>Silizium</i>
<i>Si₃N₄</i>	<i>Siliziumnitrid</i>
<i>SiC</i>	<i>Siliziumcarbid</i>
<i>Sn</i>	<i>Zinn</i>
<i>t</i>	<i>Tonnen</i>
<i>TCT</i>	<i>Temperature cycling test / Temperaturwechseltest</i>
<i>TG</i>	<i>Thermogravimetrie</i>
<i>TGA</i>	<i>Thermogravimetrische Analyse</i>
<i>TIM</i>	<i>thermal interface material / Wärmeleitmaterial</i>
<i>T_j</i>	<i>Sprerschichttemperatur</i>
<i>TLPS</i>	<i>Transient-Liquid-Phase-Soldering</i>

TO	Transistor-outline
TST	Temperaturschocktest
W	Watt
XRD	Röntgendiffraktometrie
z.T.	zum Teil

Formelzeichenverzeichnis

Formelzeichen	Einheit	Beschreibung
Q	W	Wärmestrom
A	mm^2	Fläche
B		Materialspezifischer Parameter
C		Dimensionsfaktor
d	μm	Dicke
E	Pa	Elastizitätsmodul
E'		Speichermodul
E''		Verlustmodul
E^*	Pa	Komplexer Modul
f	Hz	Frequenz
F_T		Verteilungsfunktion der Lebensdauer
$gradT$	K/m	Temperaturgradient
i	-	Rang
I	A	Strom
I_{Heiz}	A	Heiz-/Laststrom
I_{mess}	A	Messstrom
k	J/K	Boltzmann-Konstante
l	mm	Länge
L	V^2/K^2	Lorenzzahl
L_{IR}	mm	Länge des betrachteten Bereichs der IR-Auswertung
m	mg, g, kg	Masse
n		Anzahl, Parameter

N_M		Anzahl der Gasmoleküle
P	W	Leistung
\vec{q}	W/m^2	Wärmestromdichte
Q_C	kJ/mol	Aktivierungsenergie
R	$J/molK$	Gaskonstante
R_{\square}	Ω	Flächenwiderstand
R_m	N/mm^2	Zugfestigkeit
R_{th}	K/W	Thermischer Widerstand
S_m	m^2/kg	Spezifische Oberfläche
t	s, min	Zeit
t_{off}	s, min	Zeitspanne des ausgeschalteten Zustands
t_{on}	s, min	Zeitspanne des angeschalteten Zustands
T	$^{\circ}C, K$	Temperatur
$\tan \delta$		Verlustfaktor
$T_{Betrieb}$	$^{\circ}C, K$	Betriebstemperatur
T_h, T_{hom}		Homologe Temperatur
T_m	$^{\circ}C, K$	Schmelztemperatur
T_{max}	$^{\circ}C, K$	obere Temperatur
T_{min}	$^{\circ}C, K$	untere Temperatur
U	V	Elektrische Spannung
ν		Querkontraktionszahl
V	mm^3, m^3	Volumen
V_A	mm^3	Gasvolumen zur Adsorption
V_{sch}	mm^3	Schüttvolumen
α		Verteilungsschärfe
α_l	$1/K$	Thermischer Ausdehnungskoeffizient
β		Verteilungsbreite
γ		Materialspezifischer Parameter
δ	$^{\circ}$	Phasenverschiebungswinkel
Δ		Differenz
Δl	mm	Längendifferenz

ΔT_{IR}	$^{\circ}C, K$	Temperaturdifferenz nach Infrarot-Temperaturmessung
ε		Dehnung
λ	W/mK	Wärmeleitfähigkeit
ρ		Dichte, spezifischer Widerstand
ρ_o	kg/m^3	Dichte des Vollmaterials
ρ_{sch}	kg/m^3	Schüttdichte
ρ_t	kg/m^3	Klopfichte
σ	$Pa, N/mm^2$	mechanische Spannung
σ_{el}	S/m	Elektrische Leitfähigkeit
σ_{kriech}	Pa	mechanische Kriechspannung
σ_{max}	Pa	Maximale Spannung
Φ		Porosität
U_{go}	V	Bandabstandspotential bei 0 K
e	C	Elementarladung

Bildverzeichnis

Bild 1:	Arbeitsbereich und Bauform von Leistungshalbleiter-Bauelementen [5-7]	8
Bild 2:	Wafergrößen/-kosten für Hochleistungshalbleitermaterialien, normiert auf einen gängigen Silizium-Wafer mit 200 mm Durchmesser [8].....	9
Bild 3:	Schematisches Schnittbild eines Leistungselektronikmoduls nach [15, 16, 5]	11
Bild 4:	Einfluss der Temperatur auf die Scherkraft bei SAC-Lot (verändert nach [60]).....	16
Bild 5:	Schliffbild einer im Silberverbindungsintern realisierten Fügeverbindung (Eigene Ergänzungen nach [65]).....	17
Bild 6:	Entwicklung der Zitation relevanter Publikationen zum Silbersintern seit 1989	18
Bild 7:	Übersicht Industrieumfeld der Silbersinterertechnologie.....	19
Bild 8:	Übersicht der homologen Temperaturen für hochbleihaltiges Lotmaterial, bleifreies Lot, Kupfer-Zinn-Diffusionslot und Silbersinterverbindung bei Sperrschichttemperatur von 75 °C, 175 °C und 200 °C	19
Bild 9:	REM-Aufnahme eines metallographischen Schliffbildes einer porösen Silbersinterverbindung auf Basis von mikroskaligem Silberpulver zwischen einem Halbleiter-Chip und DCB-Substrat	24
Bild 10:	Übersicht verwendeter Prozessparameter des Silberverbindungsinterns (Skalierung normiert auf aktuelle Sinterprozesse mit Kupfer)	25
Bild 11:	Ishikawa-Diagramm zur Entstehung einer Sinterverbindung.....	25
Bild 12:	Technologiebewertung des Silberverbindungsintern.....	27
Bild 13:	Verwendete Menge Kupfer nach Anwendungsbereich in Mio. t/Jahr	28
Bild 14:	Produktionsprozesse gängiger Kupferhalbzeuge (erweitert nach [143]).....	30
Bild 15:	Einreichungen von relevanten Patenten zum Kupferverbindungsintern zwischen 2000 und 2020 (exklusive eigener Patenteinreichungen).....	32
Bild 16:	REM-Aufnahme einer drucklos gesinterten Fügeverbindung aus nanoskaligem Kupferpulver (verändert nach [178]).	34
Bild 17:	REM-Aufnahme von Kupferpulver (< 20 µm) (a) und nach Wasserstoffbehandlung versintertes Kupfer(b) [146]	34
Bild 18:	Übersicht der mittleren Prozessparameter aktueller Ansätze der Kupfer-Verbindungstechnik im Drucksinterprozess und Prozessbereich des Sinterns mit Silber (blau)	37
Bild 19:	Einteilung der Kupferpulver in Partikelklassen.....	43
Bild 20:	REM-Aufnahmen zweier in dieser Studie erprobten elektrolytisch hergestellten Kupferpulvertypen a) A1 und b) A4.....	44
Bild 21:	REM-Aufnahmen der in dieser Studie erprobten sphärischen Kupferpulver B1 (a) und B2 (b).....	45
Bild 22:	REM-Aufnahmen zweier in dieser Arbeit erprobten gemahlener Kupferpulver C2 (a) und C9 (b)	46
Bild 23:	Schematische Darstellung der Prozessabfolge zur Herstellung der in dieser Studie verwendeten Kupferpasten aus Kupferpartikeln und Lösemittel durch Mischen und Walzen (a) sowie (b) abgefüllte Kupferpaste nach einem Misch- und zwei Walzgängen und (c) Kupferpaste auf einer Metallschablone vor dem Applikationsprozess.....	51
Bild 24:	Graphische Darstellung des Standard-Temperaturprofils der Pastentrocknung (a) in einem Konvektionsofen (b)	53

Bild 25:	Schematische Darstellung der zur Herstellung der experimentellen Probekörper und Testaufbauten verwendeten Drucksinteranlage (a) und b) Sinterpresse TOX Pressotechnik STEDC mit Kühleinheit.....	54
Bild 26:	Temperatur- und Druckprofil des Standard-Drucksinterprozesses unter Stickstoff	54
Bild 27:	Schaltbild der Vierpunkt-Methode (a) [220] und orthogonales Schema des Messaufbaus zur elektrischen Charakterisierung der gesinterten Proben (b) ..	57
Bild 28:	Experimenteller Messaufbau der Vier-Punkt-Messung an gesinterten Proben und gesintertes Kupfer-Probekörper Typ CuPK ₁	58
Bild 29:	Schematische Darstellung des lateralen Messprinzips des LaTIMA (a) zur Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit an Probekörpern des Typs CuPK ₁ (verändert nach [128]) und (b) Aufbau des LaTIMA Messsystems zur experimentellen Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit an gesinterten Kupferschichten (verändert nach [128])	61
Bild 30:	Orthogonales Schema eines Schubstangendilatometers zur Messung dünner Proben	64
Bild 31:	Schematische Darstellung eines Zugversuchs (a) und (b) bemaßter Probekörper aus gesintertem Kupfer sowie (c) exemplarische Darstellung einer Spannungs-Dehnungs-Kurve eines duktilen Metalls ohne ausgeprägte Streckgrenze R _{p0,2} [58].....	65
Bild 32:	Prinzip einer Dynamisch-Mechanischen Analyse (DMA) nach [238]	66
Bild 33:	Schematische Darstellung der Dynamisch-Mechanischen Analyse im Zug-Modus (a) und Abbildung der verwendeten DMA-Messeinrichtung Netzsch DMA GABO EPLEXOR® (b).....	67
Bild 34:	Schematische Darstellung der Kriechbereiche nach [58] und Kriechkurven bei verschiedenen Temperaturen; T ₁ < T ₂ < T ₃ nach [231]	69
Bild 35:	Schematische Darstellung der Scherkraftmessung zur Beurteilung der Fügeverbindung einer leistungselektronischen Testbaugruppe (in Anlehnung an [219, 241, 182])	70
Bild 36:	Schematische Darstellung eines Biegetests und der Beurteilungskriterien der Fugeschicht.....	71
Bild 37:	Schematische Darstellung des Zugschertests (a) und (b) bedrucktes Kupferblech sowie unbedrucktes Kupferblech und (c) Zugscherprobe nach dem Drucksinterprozess.....	72
Bild 38:	Testkammer der Flüssig-flüssig-Temperaturschockanlage (a) und (b) Temperaturprofil des zyklischen Schocktests.....	75
Bild 39:	Heiz- und Abkühlphasen eines aktiven Lastwechsel-Tests mit Verlauf des Heizstroms und der Temperatur [247] (a) und (b) Ersatzschaltbild für einen Lastwechseltest mit Diode als Prüfling im Messzustand [248].....	77
Bild 40:	Darstellung der mittels Laserbeugung bestimmten Partikelgrößenverteilung des Partikeltyps C ₃	82
Bild 41:	Veränderung der Probenmasse während der TG-Analyse bis 400 °C, exemplarisch dargestellt für dendritische Partikel A ₁ , sphärische Partikel B ₂ und flockige Kupferpulver C ₂ , C ₃ und C ₆	85
Bild 42:	Exemplarische Darstellung des kalorimetrischen Verhaltens der Partikel-Typs C ₃ während des Aufheizens bis 400 °C	86
Bild 43:	Farbänderung einer Partikelschüttung des Typs C ₃ auf einem Al ₂ O ₃ -Substrat vor und nach einem Aufheizen auf 400 °C unter Stickstoffatmosphäre (a) sowie Testaufbauten mit Kupferschicht (b) vor und nach einem Drucksintervorgang bei 300 °C	87

Bild 44:	Exemplarische Darstellung der Ergebnisse des Partikeltyps B ₁ mit zerflossenem Pastendepot sowie Fehlstellen nach dem Drucksinternprozess (a) und Typ C ₂ (b) nach dem Drucksinterprozess.....	92
Bild 45:	Kohäsiver Bruch im Fügmaterial C ₂ (a) und adhäsives Bruchbild der sphärischen Partikel B ₁ nach einem Zugschertest	93
Bild 46:	Mittelwerte der Zugscherfestigkeit der Partikel C ₁ bis C ₉	94
Bild 47:	Testaufbauten nach dem Drucksinterprozess zur Beurteilung der Fügeverbindungen im Schertest mit Partikeltyp C ₂ (a) und im Dornbiegetest mit Kupfermaterial des Partikeltyps B ₁ (b)	95
Bild 48:	Mittlere Scherfestigkeit der mit Partikel C ₁ bis C ₇ und C ₉ erzeugten Fügeverbindung (für C ₈ konnten keine Messwerte erzeugt werden)	96
Bild 49:	Testaufbauten nach dem Schertest und Kohäsionsbruch im Kupfer-Fügmaterial C ₃ (a) sowie einem adhäsiven Bruch an der Silber-Metallisierung des Si-Körpers (b) ohne ausgeprägte Rückstände der Fugeschicht C ₈	97
Bild 50:	Mangelhafte Fügeverbindung des Partikeltyp B ₁ mit abgelöstem Si-Körper (a), Probe in Halterung nach dem Dornbiegetest (b), Probenaufbau des Partikeltyps C ₂ nach Biegetest mit guter Anbindung (c) an das Substrat sowie den Si-Probenkörper und (d) eine abgelöste Kupferschicht des Typs C ₈ ohne ausreichende Anbindung and das Substrat und den Halbleiter	98
Bild 51:	Gesintertes Probenkörper und Mikroskop-Aufnahme des metallographischen Schliffs einer porösen Kupfersinterschicht (Vergrößerung 1000-fach)	101
Bild 52:	REM-Aufnahme (a) und (b) Porositätsanalyse einer aus dem Typ C ₃ gesinterten Kupferschicht (Kupfer = hell/weiß).....	103
Bild 53:	REM-Aufnahme einer mittleres FIB bearbeiteten Kupferfügeschicht.....	103
Bild 54:	Mittlere Porosität der im Standardprozess druckgesinterten Kupferschichten (b)	104
Bild 55:	REM-Aufnahme einer druckgesinterten Schicht des Partikel-Typs C ₂ (10.000-facher Vergrößerung) (a) und (b) Detailaufnahme mit markierten Verbindungsstellen (100.000-facher Vergrößerung)	104
Bild 56:	Mittlere elektrische Leitfähigkeit der gesinterten Kupferschichten	107
Bild 57:	Exemplarisches Beispiel der Charakterisierung der lateralen Wärmeleitung der gesinterten Kupferproben mittels LaTIMA (a) und ein farbkodiertes Infrarotbild der Wärmeverteilung auf einem Probenkörper während der Messung (b) [Bilder: Nanotest und Design GmbH]	108
Bild 58:	Mittelwerte der mit LaTIMA bestimmten Wärmeleitfähigkeit der im Drucksinterprozess hergestellten Kupferschichten der Partikel-Typen C ₂ und C ₃ sowie Vergleichsdaten der Wärmeleitfähigkeit von gesintertem Silber [229, 128, 108, 81] und mittels LaTIMA bestimmte Wärmeleitfähigkeit eines Kupfervollmaterials [229]	108
Bild 59:	Mittelwerte der nach dem Wiedemann-Franzschen-Gesetz für gesinterte Kupferschichten berechneten Wärmeleitfähigkeiten.....	109
Bild 60:	Exemplarische Darstellung der thermischen Ausdehnung einer im Drucksinterprozess unter Stickstoff gesinterten Kupferschicht	111
Bild 61:	Spannungs-Dehnungs-Verlauf von im Drucksinterprozess geformten Kupferkörpern (a) und (b) gesintertem Silber bei Raumtemperatur (RT), bei 100 °C und bei 175 °C	115
Bild 62:	REM- Aufnahmen der Bruchflächen der bei Raumtemperatur, bei 100 °C sowie 175 °C geprüften Zugproben aus gesintertem Silber (a) und Kupfer (b)	116

Bild 63:	Detailaufnahme des Bereich A der Bruchfläche der Kupferschicht bei Raumtemperatur (a) sowie des Bereich B bei 175 °C (b).....	116
Bild 64:	Probenkörper CuPK ₂ aus druckgesintertem Kupfermaterial während der DMA-Messung (a) und (b) Oszilloskop-Darstellung der sinusförmigen Anregung mit 50 Hz und entsprechendes Antwortsignal für eine Kupferprobe	117
Bild 65:	Mittelwerte der mittels DMA bestimmten komplexen Moduln $ E^* $ (a) und (b) der Verlustfaktoren $\tan \delta$	118
Bild 66:	Exemplarischer Dehnungsverlauf von Kupferproben in Kriechversuchen bei 45 MPa und Temperaturen von 25 °C, 100 °C und 175 °C.....	120
Bild 67:	Exemplarischer Dehnungsverlauf von Kupferproben im Kriechversuch a) bei 100°C und b) bei 175°C	121
Bild 68:	Spannungsabhängige Kriechdehnungsraten ϵ der gesinterten Schichten a) und b) Verlauf der Dehnraten ϵ über den Kehrwert der Temperatur bei $\sigma = 45$ MPa für den FIT eines Norton-Kriechmodells	122
Bild 69:	REM-Aufnahme eines metallographischen Schliffs einer mittels Kupferpaste auf einem DCB-Substrat mit Kupferoberfläche gefügten Halbleiter-Diode SKCD16	123
Bild 70:	Schematische Darstellung der Kupferpartikel nach dem Schablonendruck (a), dem Bestücken mit einem Halbleiter (b) und (c) dem Drucksinterprozess.	128
Bild 71:	Mikroskopische Aufnahme (1000-fach vergrößert) der Kupfersphären B ₂ (a) und mit Fettsäure versehene Kupferpartikel B ₂ (b) nach dem Aufheizen bis 400 °C unter Stickstoff.....	130
Bild 72:	REM-Aufnahmen der interpartikularen Verbindungsstege der lose, unverpresst mit zugesetztem Mahlhilfstoff erhitzten Kupferpartikel B ₂ (a) und unverpresste flockige Kupferpartikel des Typ C ₃	131
Bild 73:	Testaufbau nach 24 Stunden Auslagerung bei 150 °C (a), bei 250 °C (c) sowie Verformungen der Probenkörper nach 1000 Stunden bei 150 °C (b), bei 250 °C (d) und (e) Bruchflächen nach Schertest einer bei 250 °C für 1000 Stunden unter Luft ausgelagerten Probe	134
Bild 74:	Schliffbild der Kupferfügeverbindung im Zentrum (a) und am Rand des Halbleiters (b) nach 1000-stündiger Auslagerung bei 250 °C in Luft	134
Bild 75:	REM-Bild einer Kupfersinterschicht vor der Auslagerung (a) und (b) nach 1000-stündiger Auslagerung bei 250 °C in Luft (2000-fach vergrößert)	135
Bild 76:	Detailaufnahmen der Anbindung der Kupfersinterschicht an die Chip-Metallisierung (a) und (b) an die Oberfläche des DCB-Substrates nach der Auslagerung für 1000 Stunden bei 250 °C (5000-fach vergrößert).....	136
Bild 77:	Entwicklung der mittleren Scherfestigkeit nach Hochtemperaturlagerung unter Luft-Atmosphäre.....	136
Bild 78:	Entwicklung der Wärmeleitfähigkeit nach Hochtemperaturlagerung unter Luft-Atmosphäre.....	137
Bild 79:	Testaufbauten zur beschleunigten Alterung im Temperaturschock-Test.....	138
Bild 80:	Scherfestigkeit der Kupferverbindungsschicht nach Temperaturschockzyklen von -55°C bis 150°C	139
Bild 81:	REM-Aufnahme des Querschnitts der Testaufbauten mit Si- und SiC-Halbleiterbauteil im initialen Zustand und nach Temperaturwechseltests.....	142
Bild 82:	Ausbildung von vertikalen Rissen in der Kupferschicht (a und b) sowie verzweigter Rissverlauf (c) nach 2000 Zyklen in der TST-Kammer	143
Bild 83:	Weibull-Plot der im Temperaturschocktest ausgefallenen Proben	143

Bild 84:	Abgescherte Si-Diode (Rückseitenmetallisierung sichtbar) und exemplarische Bruchfläche der Kupferfügeschicht nach initialem Schertest (a) und jeweils geschert nach 500 (b), 1000 (c) sowie 2000 (d) und (e) 3000 Zyklen mit erkennbar voranschreitender oxidativer Verfärbung [293] ...	145
Bild 85:	Schematische Darstellung der Kupferoxidation durch Kontakt mit Sauerstoff im durch thermo-mechanische Spannung erzeugten Delaminationsbereich	145
Bild 86:	Entwicklung des Risswachstums in der Fügeverbindung während des thermischen Schock-Tests.....	145
Bild 87:	Schematische Darstellung des PCT-Testaufbaus (in Aufsicht) mit gesintertem Kupfer als Fügmaterial und Oberseitenkontaktierung (a) und ein mittels Federkontakten angeschlossenes Testmodul auf dem Kühlkörper der Lastwechsel-Testanlage (b)	147
Bild 88:	Horizontales akustisches Schnittbild an einer Kupfersinterverbindung im Initialzustand und nach Ausfall der oberseitigen Kontaktierung im aktiven Lastwechseltest	148
Bild 89:	Versagen der Oberseitenkontaktierung (a) durch einen „Lift-off“ der Cu-Bondbändchen bei Kupfer- und Silbersinterverbindung; partielle Kupferoxidation nahe des SiC-Chips; (b) Test-Aufbau nach ca. 120.000 Zyklen mit nachträglicher Kontaktierung mittels aluminiumummanteltem Kupferbonddraht.....	149
Bild 90:	Schematische Darstellung der Schnittebene (a) exemplarischer Rissfortschritt in nach mehr als 2 Mio. aktiven Lastwechselzyklen am linken (b) und rechten Rand der Fügeverbindung (d), im Zentrum des MOSFET-Chips (c) sowie Detailaufnahme eines Risses in Substratnähe (e)	149
Bild 91:	Testbaugruppe vor der Auslagerung in der Feuchtekammer (a), (b) nach 48 Stunden und nach 96 Stunden (c) bei 121 °C und 100 % Luftfeuchtigkeit ...	150
Bild 92:	Scherfestigkeit nach der Auslagerung bei 121 °C und 100 % Luftfeuchtigkeit (a) und (b) exemplarische Bruchflächen der initialen und ausgelagerten Proben nach dem Schertest	151
Bild 93:	Schematische Darstellung der Riss-Typen und des Rissverlaufs im Temperaturschocktest (a) und (b) im aktiven Lastwechseltest	152
Bild 94:	Scherfestigkeit (a) und elektrische Leitfähigkeit (b) in Abhängigkeit der Mahlwachsannteile.....	154
Bild 95:	Gesinterte Testaufbauten mit Si-Dioden SKCD-16 (a), Si-Testbauteil (b) und SiC-MOSFET-Chip CPM2-1700-0045B (c).....	155
Bild 96:	Mittlere Scherfestigkeit der mittels Kupferfügematerial befestigten Halbleiterbauelemente	157
Bild 97:	Exemplarischer, kohäsiver Bruchmodus mit Kupferfügematerial an silbermetallisiertem 16 mm ² Si-Testbauteil (a) adhäsiver Bruch (b) an der Silbermetallisierung einer Si-Diode und (c) Mischbruch an silbermetallisiertem SiC-MOSFET-Bauteil.....	157
Bild 98:	Mittlere Scherfestigkeit der Kupferschicht auf DCB-Substraten (a) sowie (b) bis (d) exemplarische Bruchbilder auf Silber-, Gold- und Kupferendoberflächen.....	159
Bild 99:	REM-Aufnahmen der Bruchfläche einer DCB mit Silber-Endoberfläche mit Kavitäten in der Metallisierung und Rückständen der Kupferfügeschicht sowie Detail-Aufnahme einer plastischen Verformung am Rand der deformierten Substratoberfläche	159

Bild 100:	Manuelle Pastenapplikation mittels Druckschablone (a) mit einer Aperturhöhe von 150 µm der Probenkörperform CuP ₂ K ₂ und Darstellung der Standard-Richtung und der 90°-gedrehten Rakelrichtung sowie die Mittelwerte der mittels DMA bestimmten komplexen Moduln E* (b) und (c) der Verlustfakoren tan δ in Abhängigkeit der Rakelrichtung.....	161
Bild 101:	Scherfestigkeit der Kupferverbindungsschicht bei Raumtemperatur und 260 °C (a) sowie (b) Mikroskopaufnahme einer Bruchfläche nach einem Schertest bei 260 °C mit oxidativer Verfärbung der Kupferfügeschicht	163
Bild 102:	Schematische Darstellung der Evaluation der Prozessfaktoren Prozesstemperatur, -druck und -zeit	165
Bild 103:	Darstellung des Versuchsplans zur Bewertung des Einflusses von Druck, Temperatur und Prozesszeit auf die Scherfestigkeit der kupferbasierten Fügeverbindung.....	166
Bild 104:	Mittlere Scherfestigkeit der Kupferfügeverbindung in Abhängigkeit der jeweiligen Parametereinstellungen des Drucksinterprozesses	167
Bild 105:	Adhäsiver Bruch an der Metallisierung des Halbleiters einer bei 275 °C, 10 MPa Pressendruck und 1 min Sinterzeit hergestellten Kupferfügeverbindung (a) und (b) ein Mischbruch mit Rückständen der Siliziumdiode auf einer bei 300 °C, 20 MPa und 5 min gesinterten Kupferfügeschicht	168
Bild 106:	Haupteffekt- und Interaktionsdiagramm (a) und (b) der Prozessfaktoren Temperatur, Druck und Prozessdauer zur mittleren Scherfestigkeit.....	169
Bild 107:	Versuchsplan der singulären Variation von Prozessparametern zur Bewertung des Einflusses von Druck, Temperatur und Prozesszeit auf die Scherfestigkeit der kupferbasierten Fügeverbindung.....	170
Bild 108:	Entwicklung der Scherfestigkeit (a), Porosität (b), elektrischen Leitfähigkeit (c) und E*-Moduln (d) und (e) der Verlustfakoren tan δ in Abhängigkeit der Prozesszeit.....	171
Bild 109:	Entwicklung der Scherfestigkeit (a), Porosität (b), elektrischen Leitfähigkeit (c) in Abhängigkeit von dem verwendeten Pressendruck.....	172
Bild 110:	Entwicklung des E*-Moduln (a) und (b) der Verlustfaktoren tan δ in Abhängigkeit von dem verwendeten Pressendrucks.....	173
Bild 111:	Entwicklung der Scherfestigkeit (a), Porosität (b), elektrischen Leitfähigkeit (c) und E*-Moduln (d) und (e) der Verlustfakoren tan δ in Abhängigkeit der Prozesstemperatur.....	174
Bild 112:	Konturdiagramm der mittleren Scherfestigkeit für die Parameter Sintertemperatur und Prozesszeit bei 10 MPa, 15 MPa und 20 MPa Pressendruck.....	175
Bild 113:	Prozessfenster des Drucksinterfügeprozesses mittels Kupferverbindungs- material	176
Bild 114:	Einreichungen von Patenten zum Silbersintern zwischen 1996 und 2015 (Übersetzt nach [67])	186
Bild 115:	Verformungsdiagramm für Reinkupfer mit einer Korngröße von 0,1 mm [316].....	186
Bild 116:	Übersicht der Bruchkategorien nach MIL-STD-883 [182].....	187
Bild 117:	Qualitative Darstellungsunterschiede zwischen Halbleiteraufbauten mit Silbersinterverbindung und Kupferbasierter Fügeschicht in der Scanning- Acoustic-Mikroskopie (SAM) (aus dem Englischen nach [175])	187
Bild 118:	Thermische Analyse TG und DSC des Kupferpartikel-Typ C ₃ unter synthetischer Luft.....	188

Bild 119:	Exemplarische Darstellung der Sedimentation der Kupferpartikel (a) des elektrolytischen Pulvers vom Typ A ₄ und (b) des sphärischen Typs B ₁ sowie eine nicht entmischte Suspension (c) des Partikeltyps C ₃ nach einer Ruhezeit von ca. 3 Stunden.....	188
Bild 120:	REM-Aufnahme eines Querschnitts Silbersinter-Schicht (a) und (b bis i) REM-Aufnahmen der druckgesinterten Schicht der Partikel-Typen C ₂ (b), C ₁ (c), C ₇ (d), C ₈ (e), C ₃ (f), C ₄ (g), C ₆ (h) und C ₉ (i) mit 2500-facher Vergrößerung	190
Bild 121:	Zugprobenkörper aus druckgesintertem Kupfer- und Silber (a) und (b) Falschfarben Darstellung einer relativen, optischen Höhenmessung eines gesinterten Kupferprobenkörpers und (c) Bestimmung der Probenkörperdicke anhand der Höhendifferenzen der Proben- und der Substratoberfläche.....	191
Bild 122:	Exemplarischer Dehnungsverlauf von gesinterten Silberproben im Kriechversuch (a) bei 25°C, 100°C und (b) 175°C.....	191
Bild 123:	Exemplarischer Dehnungsverlauf von gesinterten Silberproben im Kriechversuch (a) bei 100°C und (b) 175°C	192
Bild 124:	Pareto-Diagramm der Effekte auf die Scherfestigkeit der Kupferfügeverbindung.....	193

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1:	Thermische Ausdehnungskoeffizienten der in Leistungsmodulen eingesetzten Standardmaterialien.....	11
Tabelle 2:	Übersicht Materialeigenschaften Fügmaterialien.....	20
Tabelle 3:	Charakteristische Eigenschaften von Silberpartikeln der NTV-Technik.....	23
Tabelle 4:	Materialeigenschaften- & Rohstoffdatenübersicht	31
Tabelle 5:	Prozesskette des Kupfer-Verbindungssinterns	35
Tabelle 6:	Verwendete Prozesskette des Kupfer-Verbindungssinterns und Kernparameter des Drucksinterprozesses	41
Tabelle 7:	Zielwerte der Prozessfaktoren Druck, Temperatur und Prozesszeit des Kupfersinterprozess für Leistungselektronik.....	42
Tabelle 8:	Übersicht dendritische Kupferpulver.....	44
Tabelle 9:	Übersicht sphärische Kupferpulver.....	45
Tabelle 10:	Übersicht der flockenförmigen Kupferpulver	47
Tabelle 11:	Geometrien der Probekörper CuPK ₁ und CuPK ₂ samt zugeordneter Methoden.....	55
Tabelle 12:	Testparameter des Temperaturschocktest	74
Tabelle 13:	Ausfallerscheinungen, -ursachen und -kriterien	78
Tabelle 14:	Parameter des aktiven Lastwechseltest.....	78
Tabelle 15:	Übersicht der Partikeleigenschaften der Klassen A und B	83
Tabelle 16:	Übersicht der Partikeleigenschaften der Klassen C	84
Tabelle 17:	Übersicht der thermischen Untersuchung.....	90
Tabelle 18:	Bewertungsmatrix der Eignungsfaktoren nach Partikel-Klassen und -Typen	100
Tabelle 19:	Mittelwert \bar{X} und Streuung s des thermischen Ausdehnungskoeffizienten druckgesinterten Kupfers im Temperaturbereich Raumtemperatur bis 100 °C, bis 150 °C und bis 200 °C sowie ermittelte Referenzwerte an gesintertem Silber und Kupfer- und Silber-Vollmaterial.....	112
Tabelle 20:	Versuchsplan zur Untersuchung des Kriechverhaltens der Kupfersinterschicht	119
Tabelle 21:	Übersicht der Prozess- und Materialeigenschaften des Kupferfügematerials. Daten entsprechend der zuvor diskutierten Versuche. Zum Vergleich sind Prozess- und Materialeigenschaften von Silbersintermaterial, Diffusionsloten (TLPS) und Weichloten aufgeführt....	124
Tabelle 22:	Übersicht der Halbleiterbauteile in der Erprobung.....	155
Tabelle 23:	Übersicht der verwendeten Direct-Copper-Bonded-Substrate [25, 19].....	158
Tabelle 24:	Übersicht bleihaltiger Lotlegierungen	185
Tabelle 25:	Übersicht bleifreier Lotlegierungen	185
Tabelle 26:	Übersicht der TLPS-Fügmaterialien.....	185

Formelverzeichnis

(1)	Homologe Temperatur	15
(2)	Schütt-/Fülldichte	48
(3)	Klopfdichte	48
(4)	Spezifische Oberfläche	49
(5)	Dichtebestimmung mittels Wägung	56
(6)	Porosität	56
(7)	Elektrische Leitfähigkeit	58
(8)	Gerichteten Wärmestromdichte	59
(9)	Stationären Wärmeleitung	59
(10)	Wärmeleitfähigkeit (mit LaTIMA)	60
(11)	Wiedemann-Franz-Lorenzsches-Gesetz	60
(12)	Thermischer Ausdehnungskoeffizienten	61
(13)	Thermische Dehnung	61
(14)	Hook'sches Gesetz	62
(15)	Verformung durch Querkontraktion	62
(16)	Gesamtverformung der Schicht	62
(17)	Dynamische Dehnung	66
(18)	Dynamische Spannung	66
(19)	Komplexes Modul	66
(20)	Verlustfaktor	66
(21)	Norton-Kriechen	68
(22)	Thermischer Widerstand	76
(23)	Spannungsabfalls am p-n-Übergang	76
(24)	Weibull-Verteilung	77
(25)	Wahrscheinlichkeitsdichte	77
(26)	Mittlere Lebensdauer	79
(27)	Ausfallwahrscheinlichkeit	79
(28)	Ausfallwahrscheinlichkeit bei Stichproben	80
(29)	Einfluss eines zwei phasigen Gefüges auf die el. Leitfähigkeit	106
(30)	Reaktionspfad der Zersetzung von Carbonsäuren, Teil 1	129
(31)	Reaktionspfad der Zersetzung von Carbonsäuren, Teil 2	129

1 Einleitung

Die Entwicklung neuer Leistungshalbleiter aus leistungsfähigeren Materialien und geltende gesetzliche Einschränkungen von bisherigen Standardfügematerialien machen die Suche nach alternativen Fügetechnologien notwendig. Das Silbersintern stellt eine vielversprechende Fügetechnologie mit hervorragenden Materialeigenschaften dar und konnte sich in den letzten Jahren als alternative zum Löten etablieren. Allerdings zeigt führte der technologische Wandel nicht nur zu einer höheren Zuverlässigkeit, sondern auch zu gestiegenen Gesamtkosten, welche durch die Materialkosten des Edelmetalls Silber und die Investitionen in spezielle Sinteranlagen begründet ist. Gleichzeitig wird weiterhin das Eigenschaftsoptimum der Aufbau- und Verbindungstechnologien, z.B. mit möglichst geringem CTE-Unterschied gesucht.

Die Verwendung von Kupfer als Fügematerial in einem Sinterprozess anstelle von Silber ist naheliegend, da dieses aufgrund seiner Materialeigenschaften bereits ein verbreiteter Werkstoff in Elektronikanwendungen ist. Vor allem seine hohe elektrische und thermische Leitfähigkeit, sein geringer thermischen Ausdehnungskoeffizient und sein hoher Schmelzpunkt prädestiniert Kupfer als Substitutionswerkstoff für Silber in der Sintertechnologie. Allerdings ist Kupfer als Sintermaterial für die Leistungselektronik bisher kaum wissenschaftlich untersucht.

Aktuelle Ansätze versuchen häufig nanoskaliges Kupfer als Basismaterial für eine gesinterte Fügeverbindung zu nutzen. Dieser Materialklasse stehen vor allem die Kosteneffizienz, die Verarbeitbarkeit und drohende Umwelt und Gesundheitsauflagen im Weg. Sintermaterialien, welche auf mikroskaligem Kupfer basieren, setzen häufig einen vorgelagerten Reduktionsprozess voraus, um die Oxidschicht auf den Kupferpartikeln aufzulösen. Ebenso verschieben sich die Prozessparameter des Drucksinterverfahrens bei Kupfer hin zu höheren Temperaturen, höherem Druck und deutlich längerer Prozesszeit. Somit zeichnete sich aus vielen der bisher untersuchten Ansätze kein adäquates Substitut für das klassische Silbersintern ab.

Ziel dieser Arbeit ist es, die Möglichkeiten des Kupfersinterns mit mikroskaligen Kupferpartikeln auf Basis eines vom Silberverbindungsintern abgeleiteten Prozessablaufs ohne Sonderprozesse, wie etwas einen separaten Reduktionsprozess, wissenschaftlich zu untersuchen. Dazu soll das Kupfersintern auf aktueller Anlagentechnik umgesetzt werden können und somit

die Prozesskosten niedrig gehalten werden. Ebenso werden es die Eigenschaften der geeigneten Partikel und der so erzeugten Fügeverbindung erstmals charakterisiert. Die Eignung der aus Kupfer hergestellten Fügeverbindung für die Anwendung in Leistungselektronik wird in aktiven und passiven Zuverlässigkeitstests überprüft. Ein Prozessfenster zur Herstellung von zuverlässigen Kupfersinterverbindungen wird auf Basis von Messdaten abgeleitet und komplettiert die umfangreichen Untersuchungen zum Kupfersintern für Leistungselektronik.

Diese Arbeit umfasst neun Hauptkapitel, in denen neben einer Hinleitung zum Thema der Studie, eine Übersicht zu Aufbau- und Verbindungstechnologien der Leistungselektronik, auch die Vorgehensweise und Untersuchungsergebnisse dargelegt werden. In Kapitel Zwei werden der grundsätzliche Aufbau eines Leistungsmoduls und den eingesetzten Materialien auch Aufbau- und Fügeverfahren für die Leistungselektronik in Hochtemperaturanwendungen dargestellt. Im Fokus steht die als Niedertemperaturverbindungstechnik oder Silbersintern bekannte Technologie und das Fügen im Drucksinterprozess mit makroskaligen Silberflakes. In einer Übersicht werden, die mit diesem Verfahren erzielten Eigenschaften der Sinterverbindungsschichten zusammengefasst. Neben einem Vergleich der Materialien Silber und Kupfer werden Ansätze der Substitution von Silber durch Kupfer in der Niedertemperaturverbindungstechnik aufgeführt und der daraus abgeleitet Forschungsbedarf erläutert.

In Kapitel Drei werden die Methoden und Vorgehensweisen zur Untersuchung der Substitution von Silber durch Kupfer in der Niedertemperaturverbindungstechnik beschrieben. In einer Übersicht werden das allgemeine Vorgehen und im Einzelnen die jeweils verwendeten Materialien und Leistungselektronik-Komponenten beschrieben. Daraus werden für die Niedertemperaturverbindungstechnik mit Kupfer qualifizierte Prozessabläufe und -grenzen abgeleitet.

Neben der Vorstellung und Charakterisierung der für die Kupfersintertechnologie erprobten Kupferpartikel wird im vierten Kapitel auch die Herstellung des Fügematerials und der Fügeverbindung samt den genutzten Anlagen beschrieben. Ebenso werden die Methoden zur Bewertung der Kupfergrundstoffe dargelegt, nach denen die einzelnen Typen anschließend beurteilt und ausgewählt werden.

Kapitel Fünf widmet sich dem physikalisch-chemischen Hintergrund der Verbindungsbildung des ausgewählten Kupfer-Materials. Neben den thermischen Reaktionen werden auch die Wirkung von Mahlhilfsstoffen auf die

Verbindungsbildung diskutiert und nach einer Auswertung eine für diese Materialien bestimmte Theorie zum Festphasenkupfersintern dargelegt.

Im sechsten Kapitel werden die für den Einsatz in der Leistungselektronik besonders relevanten Eigenschaften der erzeugten Kupferschichten und die zur Bestimmung eingesetzten Methoden dargelegt. Neben den mechanischen und elektrischen Eigenschaften wird mittels zerstörender Prüfmethoden auch die Eignung als Verbindungsmaterial bestimmt und kritisch beurteilt.

In Kapitel Sieben werden die Auswirkungen von mechanischen und thermomechanischen Belastungen auf die Kupferverbindungsschicht erörtert und die dazu verwendeten Methoden wie z.B. ein Thermischer-Schock-Test und ein Aktiver-Lastwechsel-Test beschrieben. Die in der Kupferverbindung auftretenden Fehlermechanismen werden dokumentiert und die Lebensdauer einer im definierten Prozessfenster erzeugten Kupfersinterverbindung abgeschätzt.

Auf Basis der Beurteilung der erzielbaren Eigenschaften wird in Kapitel Acht der Niedertemperaturprozess hinsichtlich seiner wesentlichen Prozessfaktoren variiert. Die Ergebnisse dieser Prozessuntersuchung ermöglichen die Bewertung der Prozessparameter auf einzelne Eigenschaften der gesinterten Kupferverbindung und die Ableitung von prozesstechnischen Mindestanforderungen zur Realisierung einer geeigneten Fügeverbindung mit Kupfer.

In Kapitel Neun erfolgt eine Zusammenfassung der in dieser Arbeit erzielten Ergebnisse in Form eines Resümees und die Einordnung der entwickelten Füge-technologie hinsichtlich ihrer Eignung und technischen Umsetzbarkeit zur Substitution des Silbers in der Niedertemperaturverbindungstechnik. Es erfolgt weiterhin eine kritische Würdigung der Ergebnisse und ein Ausblick hinsichtlich der zukünftigen Möglichkeiten und Risiken einer auf Kupfer basierten Niedertemperaturverbindungstechnik.

1.1 Hintergrund

Die Verbindungstechnologien von Leistungselektronikmodulen nutzen bewährte technische Lösungen wie das Drahtbonds oder Löten zur elektrischen und mechanischen Kontaktierung der Halbleiter. Die wachsenden Anforderungen, welche sich aus neuen Einsatzbereichen und der Nutzung effizienter Halbleitermaterialien mit einem breiten Leitungsband ergeben, führen dazu, dass sich auch die für die Module verwendete Aufbau- und Verbindungstechnik verändert. Die vormals bleihaltigen und

bleifreien Weichlotmaterialien werden nicht nur aufgrund der veränderten gesetzlichen Vorgaben, sondern auch wegen den steigenden Anforderungen an die Entwärmung und die Lebensdauer der Module durch neue Materialien ersetzt. Neben Diffusionsloten und goldbasierten Loten wird auch die Niedertemperaturverbindungstechnik, auch Silbersintern genannt, als Fügetechnik eingesetzt. Die Silbersintertechnologie verbindet Halbleiter und Substrat bei in der Elektronikfertigung üblichen Temperaturen durch Festphasendiffusion. Durch den hohen Schmelzpunkt von Silber wird eine hochtemperaturstabile Verbindung mit guten elektrischen und thermischen Eigenschaften ermöglicht. Allerdings stellt das Rohmaterial Silber auch einen Kostenfaktor für die Module dar. Daher werden zunehmend Möglichkeiten zur Verwendung von kostengünstigerem Kupfer in der Niedertemperaturverbindungstechnik untersucht. Die Mehrheit der Verbindungsprozesse mit Kupfer zeigen neben einer erhöhten Komplexität in der Prozessierung auch eine geringe Kompatibilität zu den technologischen und wirtschaftlichen Anforderungen einer Substitution von Silber durch Kupfer.

1.2 Ziel der Arbeit

Das wissenschaftliche und technologische Ziel dieser Arbeit ist die Erforschung einer kupferbasierten Niedertemperatur-Verbindungstechnik für eine zuverlässige Nutzung von Kupfer als Fügematerial in leistungselektronischen Anwendungen. Es wird das Verbinden von leistungselektronischen Komponenten mittels druckunterstütztem Sintern von Kupfer untersucht. Das Ziel ist die Substitution von Silber in der Niedertemperatur-Verbindungstechnik durch Kupfer sowie die Übertragbarkeit des Kupfersinterns in die derzeit verfügbare Produktionsinfrastruktur mit hoher Flexibilität, Anpassungsfähigkeit und ohne zusätzliche Investitionen.

Dafür wurden verschiedene Kupfermaterialien auf ihre Eignung in einem auf Basis von Halbleitermaterialien und Silbersintertechnologie abgeleiteten Prozess ohne den Einsatz zusätzlicher Reduktionsschritte untersucht und anhand von für die Leistungselektronik relevanten Eigenschaften bewertet. Der wesentliche Schwerpunkt wird auf die vom Autor erfundene, in EP3626785B1, 502018005989.1 und TWI711503B als Patent erteilte Technologie zum Fügen mit mikroskaligem Kupfer gelegt.

Die mechanischen, elektrischen und thermischen Eigenschaften einer im Niedertemperaturverfahren hergestellten Sinterschicht aus Kupfer werden ermittelt. Im Hinblick auf die Herstellung von Leistungsmodulen wird das Sintern von Kupfer auf unterschiedlichen Substratmaterialien mit Si- und

SiC-Halbleitern erprobt. Das mechanische Verhalten des neuen Fügematerials wird bei hohen Temperaturen untersucht. Eine Variation der Prozessfaktoren Pressendruck, Prozesstemperatur und -dauer ermöglicht die Ableitung eines Prozessfensters für die Niedertemperaturverbindungstechnik mit Kupfer.

Die hier entwickelte und untersuchte Kupfersinter-Technologie unterscheidet sich von dem u.a. bei Nowotnick et al. [1] oder Syed-Khaja [2] beschriebenen Diffusionslötverfahren mit Zinn und Kupfer im wesentlichen darin, dass die Fügeverbindung ohne eine niedrigschmelzende Diffusionskomponente (z.B. Zinn) und damit auch ohne eine zwischenzeitlich flüssige Phase nur durch Festphasendiffusion gebildet werden soll.

Zur Beurteilung der Substitutionsfähigkeit der Kupferverbindungstechnik werden Untersuchungen nach passiver und aktiver Belastung durchgeführt und Schädigungen in der Fügeverbindung hinsichtlich der Anforderungen an Leistungselektronikmodule bewertet.

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

Seit der Entwicklung der Leistungshalbleiter konnte sich Leistungselektronik in sehr vielen Anwendungsbereichen der Elektrotechnik durchsetzen. Die Anwendungsgebiete von Leistungselektronik sind im Wesentlichen die Steuerung von elektrischen Antrieben in Maschinen und Fahrzeugen sowie die effiziente Umformung und -wandlung von Strom, Spannung und Frequenz eines elektrischen Systems an die Anforderung eines anderen. Weiteres Wachstum und neue Anwendungen für Leistungselektronik sind stark mit den aktuellen gesellschaftlichen Fragestellungen verbunden [3]. Die Ziele zu verbesserter Ressourcen- und Energieeffizienz, die Substitution atomarer und fossiler Energieträger durch sog. erneuerbare Energien und der Umstieg von klassischen Verbrennungsmotoren auf elektrische und hybride Fahrzeugantriebe sind starke Wachstums- und Innovationstreiber für Leistungselektronik. Die Entwicklungstrends in der Leistungselektronik sind zum einen durch steigende Anforderungen an die Leistungsdichte und Zuverlässigkeit der Baugruppe und zum anderen durch steigende Anforderungen an die Kosteneffizienz getrieben [4].

2.1 Leistungselektronik, ihre Aufgaben und Funktionsweise

Leistungselektronische Halbleiterbauelemente bilden das Herzstück jeder Leistungselektronik. Ihre Rolle kommt der eines möglichst verlustarmen Schalters in anspruchsvoller Umgebungsbedingung gleich. Aus dieser schaltenden Anwendung lassen sich wesentliche und übergreifende Grundprinzipien und -funktionen ableiten, die in allen leistungselektronischen Schaltungen vorzufinden sind. Leistungselektronik soll z.B. bei hohen Schaltfrequenzen und -leistungen, hoher Sperrfähigkeit, hoher Stromtragfähigkeit und bei hoher Betriebstemperatur von bis zu 200 °C effizient und zuverlässig schalten. Eine übergeordnete Zielsetzung bei der Entwicklung von Leistungshalbleitern und leistungselektronischen Baugruppen stellt das Streben nach einem möglichst verlustarmen und somit effizienten Betrieb dar. Auch wenn die Halbleiterelemente die Leistungsfähigkeit der Leistungselektronik maßgeblich definieren, beeinflussen die im Gesamtsystem verwendeten Materialien und Technologien die technischen

Grenzen der Leistungselektronik insbesondere im Hinblick auf die erzielbare Lebensdauer.

Je nach Halbleitergrundtyp können niedrigere oder höhere Sperrspannungen bei niedrigen oder höheren Frequenzen effizient geschaltet werden. Neben der Leistungsdiode zählen der mittlerweile vom Markt verdrängte bipolare Transistor und der im niederfrequenten Bereich eingesetzte Thyristor (50 Hz bis 500 Hz) zu den älteren Grundformen von Halbleitern für Leistungselektronikanwendungen [5].

Das Leistungselement, das durch unipolare Ladungsträger die höchsten Schaltfrequenzen (bis 500 kHz) ermöglicht, ist der Metal Oxide Semiconductor Field Effect Transistor (MOSFET). Allerdings können die hohen Frequenzen widerstandsbedingt nur bei begrenzten Sperrspannungen realisiert werden. Der weite Anwendungsbereich des Insulated Gate Bipolar Transistor (IGBT) führte seit Ende der 1980er Jahre dazu, dass dieser aktuell das bedeutendste Halbleiter-Bauelement im Bereich der Leistungselektronik und den Nachfolger des bipolaren Transistors darstellt. In Bild 1 sind die Arbeitsbereiche der unterschiedlichen Leistungshalbleiter-Typen dargestellt.

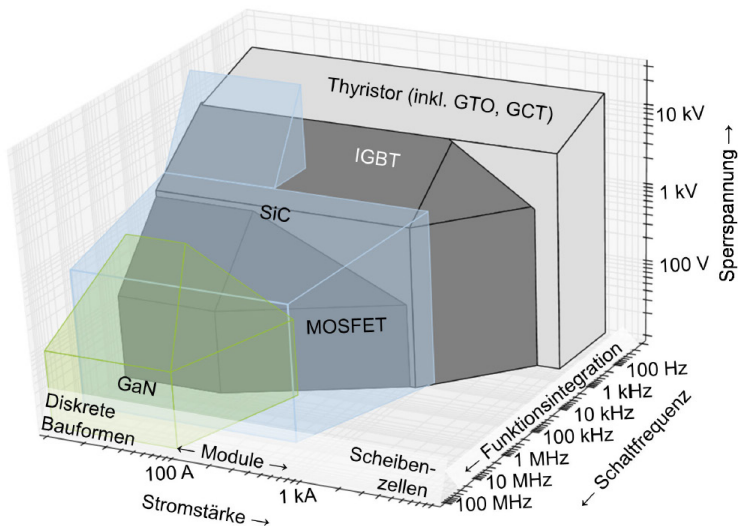


Bild 1: Arbeitsbereich und Bauform von Leistungshalbleiter-Bauelementen [5-7]

Durch Bauelemente aus Halbleitermaterialien mit breitem Bandabstand (Siliziumcarbid SiC und Galliumnitrid GaN) können höhere Spannungen und Schaltfrequenzen als mit klassischen Siliziumhalbleitern realisiert und

so die Leistungsdichte gesteigert werden [5, 8]. Eine weitere Leistungssteigerung verspricht die Verwendung von monokristallinem Diamantmaterial in Halbleiterbaugruppen [8, 9]. Einen nicht zu vernachlässigenden Faktor der Markteinführung dieser neuen Materialien stellt die kosteneffiziente Fertigung der Halbleiterchips dar. Die erzielbare Ausbeute für SiC-, GaN- oder gar Diamant-Wafer liegt aktuell noch nicht auf dem Niveau der siliziumbasierten Halbleiter [5, 10]. In Bild 2 wird ein Vergleich der normierten Kosten und verfügbaren Wafer-Dimensionen der neuen Halbleitermaterialien gegenüber klassischem Silizium dargestellt.

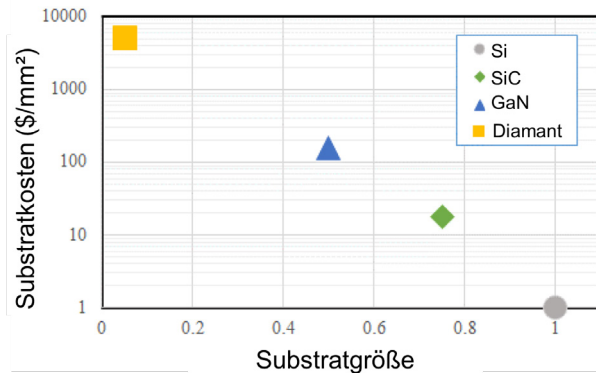


Bild 2: Wafergrößen/-kosten für Hochleistungshalbleitermaterialien, normiert auf einen gängigen Silizium-Wafer mit 200 mm Durchmesser [8]

Aufgrund der noch hohen Materialkosten werden Leistungshalbleiter mit breitem Bandabstand aktuell nur in Anwendungen verwendet, deren Ansprüche an Wirkungsgrad, Sperrspannung sowie Schaltfrequenz und/oder Betriebstemperatur nicht mit Si-Halbleitern erfüllt werden können [11]. Damit die wesentlichen Vorteile von SiC- und GaN-Halbleitern wie niedrigere Leit- und Schaltverluste, eine höhere Sperrspannungen, größere Leistungsdichten, höhere zulässige Arbeitstemperaturen und höhere Schaltfrequenzen genutzt werden können, muss ebenfalls die Aufbau- und Verbindungstechnik technologisch darauf abgestimmt werden.

2.2 Aufbau- und Verbindungstechnik von Leistungsmodulen

Neben den durch die Halbleiter definierten Eigenschaften sind es die im Verbund eingesetzten Technologien der Aufbau- und Verbindungstechnik samt ihren Materialien, welche maßgeblich die elektrische Isolation, die

Entwärmung und besonders die erzielbare Lebensdauer der Leistungselektronikbaugruppe prägen. Es haben sich drei Hauptkonzepte etabliert, die sich deutlich in ihrem Aufbaukonzept und der Gehäuseform unterscheiden. Die Bauform folgt der Funktion der Leistungselektronik und ihrem Arbeitsbereich. Während im Bereich geringer Leistungen diskrete Bauelemente in mannigfaltigen Bauarten und -größen der Transistor-Outline-Form (TO) überwiegen, werden im Anwendungsfeld hoher und höchster Leistungen aus Keramik bestehende, hermetisch dichte und beidseitig kühlbare Scheibengehäuse eingesetzt. Neben klassischen Thyristoren, Gate-turn-off-Thyristoren (GTO) und Dioden-Scheibenzellen gibt es auch Ansätze, IGBT-Baugruppen in Scheiben-Bauform zu realisieren und so die Vorteile dieser häufig druckkontaktierten Gehäuseform zu nutzen [5]. Daraus ergibt sich die Herausforderung, eine gleichmäßige Druckverteilung auf allen Halbleitern sicherzustellen [12].

Mit dem potentialfreien Leistungshalbleiter-Modul wurde Mitte der 1970er Jahre ein neues Aufbaukonzept vorgestellt. Mit der Modul-Bauform werden mehrere Leistungsbaulemente zu einer Baugruppe zusammengefasst und durch eine modulinterne Isolation der elektrische Pfad vom thermischen Pfad entkoppelt. Dieser Aufbau ermöglicht eine vereinfachte Endmontage auf einem entsprechenden Kühlkörper ohne weitere elektrische Isolierung. Die Modul-Bauform (siehe Bild 3) konnte sich etablieren und wurde seitdem weiterentwickelt sowie an die Anforderungen von IGBT und MOSFET-Bauelementen angepasst, wobei die interne Isolation mittels Keramik weiterhin als ein wesentliches Funktionsmerkmal enthalten ist. Modul-Systeme werden je nach Auslegung von niedrigen Leistungsklassen bis hin zu Hochleistungsmodulen für höchste Ausgangsleistung und Wirkungsgrade realisiert. Die voranschreitende Miniaturisierung der Halbleiterbauelemente ermöglicht neben kleineren Modulen auch eine höhere Funktionsintegration in Leistungsmodule. Neben den Halbleiter-Bauelementen werden mittlerweile auch Sensorik- und Funktionselemente, wie Schutzschaltungen und die übergeordnete Steuerung, in einem Modulgehäuse gebündelt [11]. Trotz vielfältiger technologischer Abwandlungen und herstellenspezifischer Charakteristika orientiert sich das Layout vieler Leistungsmodule an einer typischen Grundform (siehe Bild 3), bei der die Trennung von elektrischem und thermischem Weg im Vordergrund steht [10, 13, 14]. Die in einem Leistungsmodul eingesetzten Technologien und Materialien sind im Betrieb neben den allgegenwärtigen Umwelteinflüssen auch thermischen Belastungen durch die vom schaltenden Leistungshalbleiter erzeugte Wärme ausgesetzt. Die Änderung der Umgebungstemperatur und

die Erwärmung durch den aktiven Halbleiter führen aufgrund der unterschiedlichen verbauten Materialien und ihren individuellen thermischen Ausdehnungskoeffizienten (CTE) (siehe Tabelle 1) zu mechanischen Spannungen, die schließlich zur Ermüdung und einem Systemausfall führen.

Zur mechanischen Befestigung der Hauptanschlüsse am Modulgehäuse dienen neben Schraubanschlüssen und Kontaktflächen für Lötverbindungen auch Anschlussmöglichkeiten für Steckverbinder oder Federkontakte. Eine Grundplatte oder auch Bodenplatte des Moduls, meist aus Kupfer oder dem Metallmatrix-Verbundwerkstoff AlSiC, dient zur Wärmespreizung bei großen Halbleitern und ermöglicht eine vereinfachte Montage an den Kühlkörper. Der konstruktive Verzicht auf eine Bodenplatte vereinfacht den Systemaufbau und reduziert die möglichen Fehlerquellen um die Verbindungsschicht zwischen Kühlkörper und Grundplatte [5].

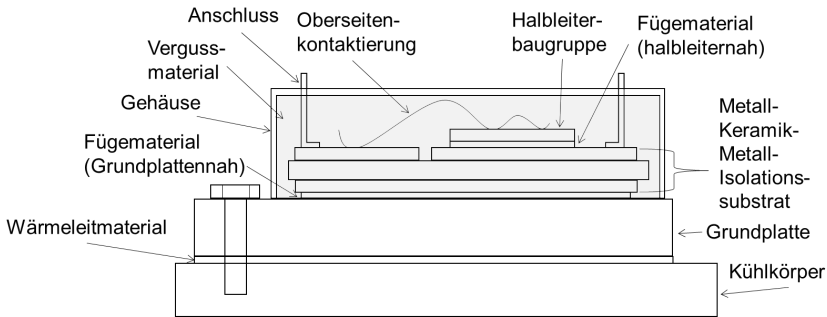


Bild 3: Schematisches Schnittbild eines Leistungselektronikmoduls nach [15, 16, 5]

Tabelle 1: Thermische Ausdehnungskoeffizienten der in Leistungsmodulen eingesetzten Standardmaterialien

Komponente	Material	CTE [10^{-6} K^{-1}]
Oberseitenkontaktierung	Al	23,5 [5]
Halbleiter	Si	2,6 [5] bis 4,1 [11]
Fügmaterial	Lot (bleifrei)	19,5 bis 27,9 [18] ²
Isolationssubstrat	Cu-Al ₂ O ₃ -Cu-Verbund	6,7 bis 8,7 [19, 11] ³
Grundplatte	Cu	17,5 [5, 11]
Kühlkörper	Al	23,5 [5]

¹ Unterschiede ergeben sich aus der Polymorphie des Materials.

² je nach eingesetzter Lot-Legierung.

³ Abhängig von dem Verhältnis der Kupferlagendicke zur keramischen Isolationsschicht.

2.2.1 Isolationssubstrate

Im Leistungsmodul wird die Grundidee der Entkopplung des thermischen vom elektrischen Pfad durch die Verwendung von einer isolierenden Metall-Keramik-Metall-Komponente realisiert. Als elektrische Isolations-schicht dient häufig eine Aluminiumoxid (Al_2O_3)-Platte oder zur besseren Wärmeableitung Siliziumnitrid (Si_3N_4). Bei maximalen Anforderungen an die Entwärmung wird Aluminiumnitrid (AlN) eingesetzt. Bei den verbreiteten Al_2O_3 -Keramiken sind 0,38 mm bis 0,63 mm gängige Materialdicken, während bei AlN eine Dicke bis zu 1 mm zudem eine höhere Isolations-spannung ermöglicht [5]. Die beidseitige Metallisierung der Keramik erfolgt in der Regel mit Kupfer im Direct-Bonding-Verfahren⁴. Benötigte Leiterstrukturen werden nach dem Aufbringen der Kupferschicht subtraktiv, mittels Ätzverfahren erzeugt. Die Kupferschichten dienen der elektrischen Verbindung der Bauteile und zur thermischen Anbindung. Die so hergestellten Substrate mit Kupfer-Oberfläche erhalten zum Schutz vor Oxidation und zur verbesserten Anhaftung der Leistungshalbleiter häufig eine dünne, nasschemisch hergestellte Endoberfläche aus Silber oder Gold [20]. Um ein Eindiffundieren des Goldes oder Silbers zu verhindern, wird zuvor eine Sperrschicht aus Nickel auf der Kupferoberfläche abgeschieden [21]. Die Lebensdauer eines DCB-Substrates hängt neben den Umgebungsbedingungen auch von der Dicke der Kupferschicht ab. Der Unterschied der thermischen Ausdehnungskoeffizienten (CTE) von Al_2O_3 und der aufgebracht Kupferlage führt bei zyklischer thermischer Belastung des Substrates, wie sie im Betrieb der Leistungselektronik vorkommt, langfristig zur Ermüdung, Risswachstum und schließlich zum Ablösen der Kupferlage, wobei die Rissbildung durch das Layout des Substrates beeinflusst wird [22]. Der übergreifende thermische Ausdehnungskoeffizient eines DCB-Substrates wird mit $6,8 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ bis $7,5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ angegeben⁵ [24, 25]. Siliziumnitridkeramiken mit einer hohen Wärmeleitfähigkeit von bis zu $140 \text{ W}/(\text{mK})$ werden im Active-Metal-Brazing-Verfahren metallisiert (AMB). Im AMB-Verfahren wird die Kupferlage mittels einer kupfer- oder silberbasierten Aktivlot-Legierung gelötet [24][26]. Si_3N_4 -AMB-Keramiken zeichnen sich gegenüber den verbreiteten DCB-Substraten auch bei extremer thermischer Belastung von $-40 \text{ }^\circ\text{C}$ bis $250 \text{ }^\circ\text{C}$ durch eine höhere Beständigkeit gegen thermische Ermüdung aus [27–29]. Die ist hauptsächlich auf

⁴ beschrieben in US-Patent 3744120.

⁵ In Abhängigkeit der Dicke der aufgebracht Kupferlage erhöht die thermische Ausdehnung um 5 % bis 60 % [23].

den geringeren übergreifenden thermischen Ausdehnungskoeffizient ($2,5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ bis $3,4 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ [25, 24]) zurückzuführen⁵. Auch in extremen thermischen Bedingungen bis 350°C verändern sich die dielektrischen Eigenschaften von Si_3N_4 kaum [30]. Somit können die Isolationsanforderungen in leistungselektronischen Anwendungen erfüllt werden.

2.2.2 Oberseitenkontaktierung des Halbleiters

Die elektrische Kontaktierung der Halbleiter erfolgt in konventioneller Bauart durch das Befestigen von Draht auf der Oberseite der Chips mittels Mikroreißschweißverfahren, wie dem Thermo-Kompressions-Bonden, Thermo-Sonic-Ball-Wedge-Bonden oder dem Ultraschall-Wedge-Wedge-Bonden. In diesen Verfahren wird eine Verbindung durch eine lokale Festphasendiffusion der Fügepartner erzeugt. Gängige Materialien sind neben Aluminium auch Gold, Kupfer und Silber. Das Drahtbonden von Aluminium mit Drahtdurchmessern von 150 bis 500 μm wird in der Leistungselektronik neben der Chip-Kontaktierung auch zur Verbindung von Substraten im Modul und zur Kontaktierung der Terminalanschlüsse verwendet [5, 31]. Im Betrieb dehnen sich die Aluminium-Drähte stärker aus als der Halbleiter, daher kommt es besonders im Bereich des Bondfußes auf dem Chip zu Spannungen, Schädigung und final zu einem Abriss der Kontaktierung [11, 32]. Die Lebensdauer und die Schädigung der Verbindung des Al-Drahtes zum Halbleiterchip variiert bei thermo-mechanischer Belastung mit dem Durchmesser des Bonddrahtes [33, 34]. Die Verwendung von Kupfer-Draht oder Aluminium-Kupfer-Verbundwerkstoff-Bändchen/-Draht anstatt von Aluminium-Bonddraht ermöglicht eine höhere Stromtragfähigkeit und deutlich längere Lebensdauer der Bondverbindung, allerdings benötigen diese Materialien neben speziellem Bondequipment auch angepasste Prozessparameter [35]. Die Verwendung von Kupfer als Bonddraht oder -bändchen setzt eine geeignete Oberseitenmetallisierung der Halbleiterchips voraus [36–38, 7, 39, 40]. Die Verwendung einer fixierten Zwischenlage aus Kupfer auf der Oberseitenmetallisierung des Chips wie Danfoss Bond Buffer oder Heraeus Die Top System reduziert die Belastung des Halbleiters bei der Verwendung von Kupferdraht zur Oberseitenkontaktierung und ermöglicht so die Vorteile wie eine höhere Stromtragfähigkeit, zusätzliche Entwärmung und höhere Zuverlässigkeit [41, 13]. Allerdings steigen mit der zusätzlichen, passgenauen Kupferfolie und der Fügeschicht zur Chipoberseite auch die Komplexität der Aufbauten sowie die Fertigungs- und Materialkosten.

2.2.3 Vergussmaterialien

Zur Isolation und zum mechanischen Schutz innerhalb des Leistungsmoduls kommen überwiegend epoxid- oder silikonbasierte Vergussmaterialien zum Einsatz. Höhere Temperaturen ($175\text{ °C} < T$) führen langfristig zur thermischen Zersetzung und Zerstörung des Isolationsmaterials [42]. Für den Einsatz bei hohen Temperaturen von 200 °C und höher, wie sie bei GaN- und SiC-Halbleitermaterialien möglich werden, muss auch das Vergussmaterial eine entsprechende Temperaturstabilität der Permittivität aufweisen [31]. Neben angepassten Silikon-Vergussmassen werden für diese Hochtemperatur-Anwendungen auch Phosphat-Zement- oder Calcium-Aluminat-Zement-Vergussmaterialien erprobt und führen zur einer verlängerten Lebensdauer des Moduls sowie der Verschiebung des Ausfallverhaltens der Leistungsbaugruppe vom Abheben des Bondkontakts zu einer Zerrüttung des Fügmaterials [43, 44].

2.2.4 Weichlöten

Zur direkten mechanischen, elektrischen und thermischen Kontaktierung der Halbleiterbauelemente auf dem Substrat werden seit Jahrzehnten verschiedene Lotmaterialien in Pastenform, aber auch als feste Preforms oder Lotdraht eingesetzt [45]. Beim Verlöten der elektrischen Bauelemente auf einem Substrat wird das Fügmaterial über seine Schmelztemperatur erhitzt (siehe Tabelle 24 i. Anh.). Im flüssigen Zustand benetzt das Lot sowohl die metallische Anschlussfläche und es kommt an den Kontaktstellen von Lot und Fügepartner zur diffusionsgetriebenen Bildung intermetallischer Phasen [46, 47, 45]. Beim Abkühlen verfestigt sich das Lot und stellt so die mechanische und elektrische Kontaktierung her. In der Vergangenheit haben sich hochbleihaltige Lotlegierungen als Fügmaterialien für leistungselektronische Anwendungen aufgrund ihrer Lebensdauer, Verarbeitbarkeit und Kosten bewährt.

Schon ab den 1990er Jahren gab es Anzeichen für Einschränkungen von bleihaltigen Komponenten in Elektronikprodukten [48]. Ab Mitte der 2000er Jahre änderten sich in den Ländern der Europäischen Union die gesetzlichen Rahmenbedingungen zur Verwendung von bleihaltigen Loten durch die European Union Waste Electrical and Electronic Equipment Directive (WEEE) [49] und die Restriction of Hazardous Substances Directive (RoHS) [50, 51]. Diese Richtlinien und die darin definierte Abkehr von bleihaltiger Elektronik führten dazu, dass bleihaltige Lote weitestgehend ersetzt werden müssen. Dieser Technologiewandel zu bleifreien Weichloten wie SAC (Sn, Ag, Cu)-Legierungen (siehe Tabelle 25 i. Anh.) geht mit einer

höheren Prozesstemperatur und mit bis zu dreifach gestiegenen Materialkosten einher [52, 53].

Aufgrund der unterschiedlichen, materialeigenen thermischen Ausdehnungskoeffizienten (CTE) der Fügepartner kommt es zu Spannungen in der Lotverbindung und in der Folge zur Ermüdung der Fügenschicht. Im Falle von Weichloten kommt es bedingt durch Kriecheffekte und einer Rissbildung entlang der intermetallischen Phasen schließlich zu einem Ausfall der Fügeverbindung [45, 54, 55]. Die Lebensdauer der bleifreien Lotverbindung wird neben den Materialeigenschaften der jeweils verwendeten Lotlegierung auch von den Fügepartnern und der jeweiligen Test- oder Anwendungssituation beeinflusst [56]. Nach thermischer Belastung von -55 °C bis 150 °C zeigt SnAgCu-Lot eine höhere Ausfallrate als SnPb, die zusätzlich durch kurze Haltezeiten und schnelle Temperaturzyklen zusätzlich erhöht wird [57]. Die Ermüdung der Verbindung wird neben ihrer Schmelztemperatur T_m im Wesentlichen durch die Betriebstemperatur T_{Betrieb} bestimmt, da bei einer homologen Temperatur $T_h > 0,4$ das Kriechverhalten verstärkt auftritt [58]. Da die Kriechmechanismen, wie die Leerstellendiffusion, mit den Bindungskräften des Fügемaterials und somit auch dem Schmelzpunkt korreliert, kann auch die Kriechneigung im Betrieb anhand der homologen Temperatur abgeschätzt werden [58, 59]. Die homologe Temperatur dient ferner als Anhaltspunkt der Zuverlässigkeit der Fügeverbindung bei thermischer Belastung und ist wie folgt definiert:

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

Um Materialversagen durch Kriechbruch zu verhindern, sollen Konstruktionswerkstoffe so gewählt werden, dass die thermische Einsatzgrenze von $T_h < 0,5$ nicht überschritten wird [58]. Für Sn₉₅Ag₅ und SAC-Lotwerkstoffe ergeben sich bereits bei Betriebstemperaturen von ca. 75 °C und 125 °C homologe Temperaturen von $T_h = 0,6$ und $T_h = 0,8$. Wie in Bild 4 dargestellt verringert sich die mechanische Festigkeit einer SAC-Lotverbindung in diesem Temperaturbereich um etwa 40 % bis 50 % [60]. Bei hohen Betriebs- und Sperrschichttemperaturen T_j von über 175 °C - bis zu 200 °C -, wie sie für GaN- oder SiC-Halbleiter möglich sind, können gängige bleifreie Weichlotmaterialien daher nicht mehr zuverlässig eingesetzt werden. Bei weiter steigenden Sperrschichttemperaturen von bis zu 250 °C muss auf höher schmelzende Fügемaterialien zurückgegriffen werden [61].

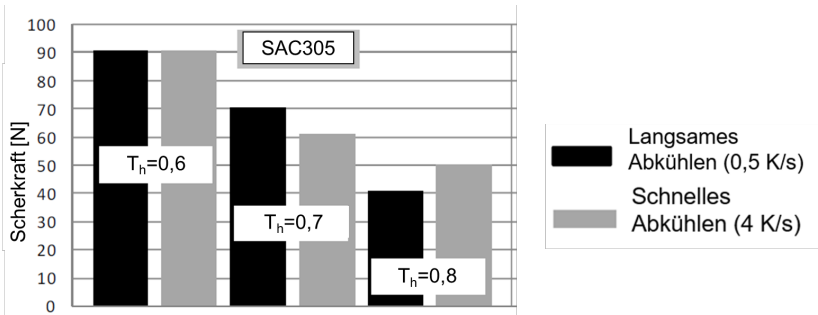


Bild 4: Einfluss der Temperatur auf die Scherkraft bei SAC-Lot (verändert nach [60])

Für die Verwendung in Hochleistungselektronik nahe oder über dem Schmelzpunkt der gängigen SAC-Legierungen werden alternative Füge-technologien untersucht. Bereits im Jahr 2009 formierte sich das internationale Industrie-Konsortium „Die-Attach 5“ (DA5)⁶ um gemeinsam alternative Füge-technologien zum Löten mit hochbleihaltigen Loten für Leistungselektronik-Anwendungen zu untersuchen [62]. Neben den hochschmelzenden Phasen des Transient-Liquid-Phase-Soldering (TLPS), auch Diffusionslötten genannt (siehe Tabelle 26 i. Anh.), steht vor allem das Silberverbindungsintern im Fokus [5, 55, 63, 64].

2.2.5 Silberverbindungsintern

Die Fügemethode des Silberverbindungsintern, oft verkürzt Silber-Sintern genannt, ermöglicht die Bildung eines festen Körpers aus Silberpartikeln, die durch die Anwendung von Wärme und mit/ohne externen Druck keine Phasenänderung des Fügемaterials erfordert. Die Herstellungsmethoden zur Formung des Silberkörpers lassen sich auf Verbindungstechnik-Anwendungen übertragen, in der Silber als Fügемaterial dient. Durch das Verdichten der Silberpartikel und das Induzieren von Diffusionsprozessen kommt es zur Ausbildung einer porösen, aber sehr zuverlässigen stoffschlüssigen Verbindung (siehe Bild 5). Auf diese Weise ist es möglich, Silber für die Chip-Substrat-Anbindung zu nutzen, ohne dabei den Verbund bis zur Schmelztemperatur des Fügемaterials (961 °C) zu erhitzen.

⁶ Das DA5 Konsortium setzt sich aus den Unternehmen Robert Bosch, STMicroelectronics, NXT Semiconductor, Infineon Technologies und Nexperia zusammen.

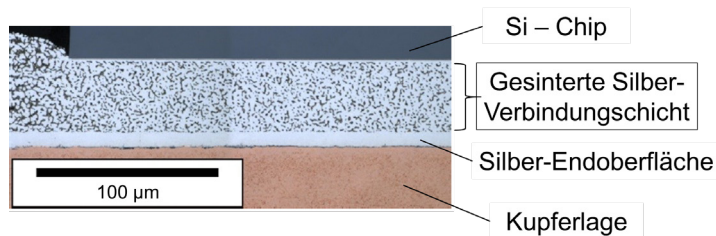


Bild 5: Schliffbild einer im Silberverbindingssintern realisierten Fügeverbindung (Eigene Ergänzungen nach [65])

Beim Sintern von Silber, wie es für Leistungselektronik zur Anwendung kommt, wird sehr häufig eine pastöse Suspension aus Lösemittel und Silberpartikeln mittels Druck- oder Dispensverfahren auf ein Substrat appliziert. Die Sinterverbindung zwischen dem elektrischen Halbleiter und der Anbindefläche des Substrates wird meist bei Temperaturen $\leq 300\text{ °C}$ hergestellt. Somit unterscheidet sich das Silberverbindingssintern von der zur Formung mechanischer Werkstücke üblichen höheren Sinter Temperatur ($T_{\text{sinter}} \approx 0,7 \text{ bis } 0,8 \cdot T_{\text{solidus}}$) [66]. Die Silbersintertechnologie wird schematisch grob in das Silbersintern unter atmosphärischem Druck, häufig als „druckloses Silbersintern“ und das sog. „Drucksintern“ [63] also Sintern mit zusätzlichem externen Druck durch uniaxiales oder quasi-isostatisches Pressen unterschieden. Beim Sintern mit zusätzlichem Druck kommt es durch Verpressen zur zusätzlichen Verdichtung der Silberpartikel und beschleunigten Diffusionsprozessen. Diese zwei Varianten unterscheiden sich häufig weiter in den jeweils verwendeten Partikelgrößen des Silbers. Den Bereich der drucklosen Verbindungsbildung dominieren Sinterpasten mit nanoskaligen Silberpartikeln ($< 100\text{ nm}$)[63].

Das drucklose Sintern zeigt sich hauptsächlich als für die Anbindung kleiner Halbleiter ($< 25\text{ mm}^2$) geeignet [67] und wurde von Bai [68–71] beschrieben. Sinterpasten auf Basis von mikroskaligen Silberpartikeln ($\leq 15\text{ }\mu\text{m}$) [67] benötigen bis auf einige Ausnahmen [72–76] externen Druck zur Ausbildung einer hinreichend geeigneten Fügeverbindung. Mit einem Drucksinterprozess können neben dichten Silbersinteranbindungen der Halbleiter auch großflächige Sinterverbindungen zwischen Substrat und Grundplatte bzw. Kühlkörper realisiert werden [77]. Auf das Drucksintern von mikroskaligen Silberplättchen/-flocken, auch als Niedertemperaturverbindingstechnik (NTV) bezeichnet [21], wird im Folgenden weiter eingegangen.

2.3 Die Niedertemperaturverbindungstechnik mit Silber

Die Niedertemperaturverbindungstechnik (NTV), englisch „low-temperature joining technology“ (LTJT) wurde Ende der 1980er Jahre/Anfang der 1990er Jahre beschrieben [78–80] und anschließende Untersuchungen unter dieser Bezeichnung publiziert [21, 81, 82]. Eine Auswertung von Zitationsdaten von relevanten Veröffentlichungen zum Silberverbindungssintern von Schwarzbauer und Kuhnert (95 Zitationen [83]), Zhang et. al (99 [84]) sowie von Wang et al. (213 [85]), Göbl und Faltenbacher (106 [86]), Bai et.al (125 [87]) sowie die Anzahl der eingereichten Patentanmeldungen (siehe Bild 115 i. Anh.) zeigen, dass das Verbindungssintern vor allem ab Mitte der 2000er Jahre in den Fokus akademischer und industrieller Forschungsvorhaben rückt [67]. Seitdem wurde diese Technologie hinsichtlich der Anwendbarkeit als Füge-technologie für Leistungselektronik, aber auch für LED- und Sensorik-Komponenten in Hochtemperaturumgebung untersucht [63, 88–90].

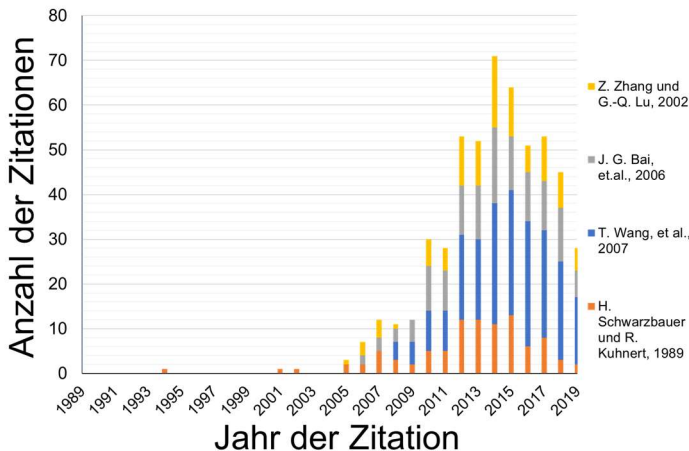


Bild 6: Entwicklung der Zitation relevanter Publikationen zum Silbersintern seit 1989

Die Erprobung der Silbersintertechnologie führte in den letzten Jahren zu inlinefähigen Fertigungskonzepten und marktreifen Produkten. Auf Basis veröffentlichter Daten [55, 91–95, 11, 96, 97, 63, 61] wurde durch den Autor eine Übersicht von Unternehmen, vom Materiallieferanten bis zu Herstellern von Endprodukten, erstellt (Bild 7), welche sich mit der Entwicklung, Industrialisierung und/oder Anwendung von Silbersintertechnologie befassen oder befassten.

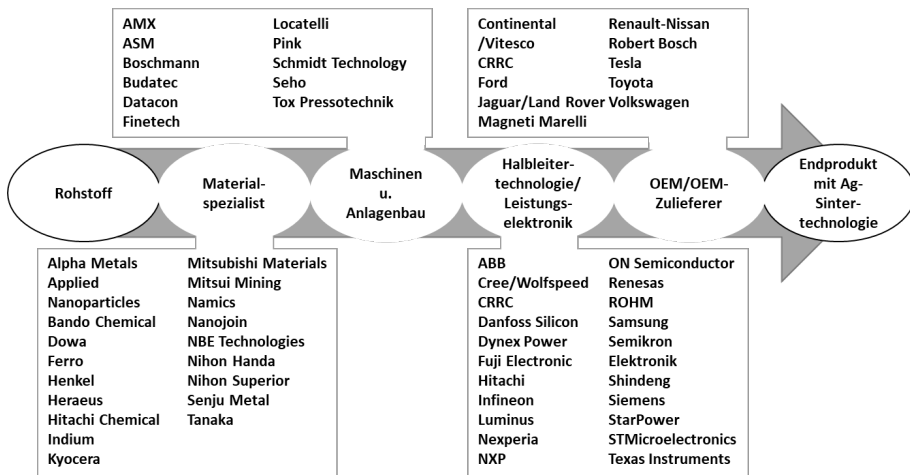


Bild 7: Übersicht Industrieumfeld der Silbersinter-Technologie

Materiallieferanten weltweit sowie vorhandene Fertigungsanlagen diverser Hersteller und die große Anzahl an Unternehmen der Halbleiter- und Leistungselektronik- und Automotivebranche zeigen ein kommerzielles Interesse an der Silbersinter-Technologie. Die Eignung von Silber als Fügema-terial wird im Vergleich zu den anderen, vorgestellten Materialien besonders an Hand der homologen Temperaturen des dargestellten Anwendungsfalls deutlich (siehe Bild 8).

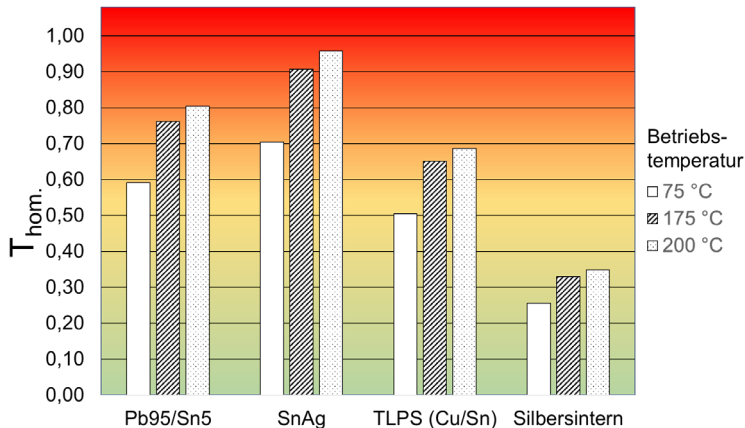


Bild 8: Übersicht der homologen Temperaturen für hochbleihaltiges Lotmaterial, blei-freies Lot, Kupfer-Zinn-Diffusionslot und Silbersinterverbindung bei Sperrschichttem-peratur von 75 °C, 175 °C und 200 °C

Wie aus Tabelle 2 ersichtlich, ergibt sich durch die Verwendung von gesintertem Silber als Verbindungsmaterial eine höhere thermische und elektrische Leitfähigkeit gegenüber den anderen genannten Fügemedialien. Eine Vielzahl von Untersuchungen belegt zudem eine hohe Beständigkeit der aus Silber gesinterten Fügeverbindung gegenüber den gängigen Weichloten sowohl in passiver Beanspruchung, wie Temperaturwechsel-Tests [98–100], als auch nach aktiven Lastwechseln durch Bestromung der Halbleiter [101–104, 32, 105–107].

Zusätzlich kommt es durch die Prozessierung ohne Aufschmelzen des Fügemediums nicht zum Aufschwimmen des elektrischen Bauteils. Somit ist eine Verdrehung oder gar eine Verkipfung durch schmelzendes oder verfestigendes Fügemedial un­möglich. Allerdings ergeben sich durch die feste Phase und die fehlende Selbstjustage nun auch hohe Ansprüche an ein gleichmäßiges Druckdepot, eine genaue Ausrichtung der Bestückung und, bei der Verwendung einer Presse, an eine homogene Druckverteilung.

Tabelle 2: Übersicht Materialeigenschaften von Fügemedialien

Merkmal	Silbersinter- Verbindung ⁷	Pb ₉₅ Sn ₅ - Lot	Sn ₉₅ Ag ₅ - Lot	CuSn- TLPS
Elektrische Leitfähigkeit [MS/m]	10 - 50 [81, 108]	-	7,8 [109] 8,1 [81]	-
Wärmeleitfähigkeit [W/mK]	75 - 380 [81, 108]	33 [107]	70 [109]	51,4–69 [110]
Thermischer Ausdehnungs- koeffizient (CTE) [ppm/K]	20 -21 [81, 55, 108]	30 [107]	28 [109] 24 [81]	16,3–19 [2]
E-Modul [GPa]	14 - 72 [108]; 36-56 [81, 65]	28,7 [107]	40[111]	80 [2]
Zugfestigkeit Raum- temperatur [MPa]	150 [81]	33 [107]	54 [81]	-

⁷ Abhängig von der jeweiligen Porosität.

2.3.1 Verbindungsbildung durch Sintern

Sintern stellt nach DIN-Norm 8580 ein Urformverfahren dar, bei dem mittels Wärmebehandlung aus einem Pulver ein zusammenhängender, fester Körper gebildet wird [112]. Der sog. "Grünkörper" bildet sich durch verschiedene Prozesse des atomaren Materialtransportes. Eine Vielzahl von Eigenschaften des Grünkörpers, wie z.B. Dichte, Festigkeit, elektrische und thermische Leitfähigkeit werden durch die bei der Entstehung des Grünkörpers entscheidenden Parameter Temperatur, Zeit und Druck festgelegt. Alle diese Parameter beeinflussen die Ausbildung der für die Eigenschaften so wichtigen Mikrostruktur. In den meisten Fällen ist eine Verdichtung des Materials zu beobachten, da bei der Ausbildung der Mikrostrukturen Partikel zusammenwachsen und die aufgrund der losen Struktur vorliegenden Poren reduziert werden. Diffusionsprozesse, Fließen sowie Verdampfung und Kondensation sind die Grundlage für den stattfindenden Materialtransport. Die Sinterprozesse wurden von Schwarzbauer und Kuhnert als Niedertemperatur-Verbindungstechnik eingeführt und sind als Diffusions-schweißverfahren nach DIN 1910 einzustufen [B17]. Da jedes für das Sintern in Frage kommende Material eigene Bedingungen zum Sintern erfordert, sind auch die daraus resultierenden Sinterprozesse sehr variantenreich. Beim Sintern mit zusätzlichem Druck spielen zu den über die Temperatur einsetzenden Materialtransportprozessen zusätzliche Kriech- und Fließvorgänge eine wichtige Rolle [81]. Alle Prozesse haben als Triebkraft den Abbau der Oberflächenenergie gemein [113, 66].

2.3.2 Silber als Fügematerial

Die meisten Untersuchungen zur Silbersintertechnologie basieren auf der Verwendung silberhaltiger Pasten⁸, bestehend aus organischen Lösemitteln, Stabilisatoren und Silberpulver. Je nach Korngröße der verwendeten Silberpartikel wird in nanoskalige und mikroskalige Pasten sowie bimodale Hybrid-Pasten unterschieden. Da der Schwerpunkt dieser Arbeit auf der Substitution mikroskaliger Partikel liegt, wird im Folgenden nur zur Vollständigkeit auf sog. Nano-Silber-Sintermaterialien eingegangen. Nanoskalige Silbersinterpasten und der Einfluss der Prozessparameter auf entsprechende Fügeverbindungen wurden von Hausner [114] untersucht. Nanoskalige Silberpartikel (< 100 nm [63]) zeigen als Paste aufgrund ihrer sehr

⁸ Zusätzlich sind auch feste Silber-Vorformen am Markt verfügbar.

großen Oberfläche eine schwarze Färbung [69], während mikroskalige Silberpasten eine silber-graue Farbe aufweisen [69, 92, 81, 21]. In diesen Pasten sind die sehr kleinen Silber-Partikel von einer amin-, fettsäure- oder thiolbasierten Verbindung, dem sog. „Coating“ oder „Capping Agent“, eingekapselt. Diese organische Hülle soll die vorzeitige Agglomeration und Versinterung unterbinden [63]. Nanoskalige Pasten bieten aufgrund der großen Oberfläche der Partikel die Möglichkeit, schon bei verhältnismäßig niedrigen Temperaturen Verbindungen ohne externen Druck herzustellen. Sie sind aber in der Anwendung hinsichtlich der Schichtdicke beschränkt, da es beim Ausgasen der Lösemittel und Zersetzung des Coatings zur Bildung von Ausgasungskanälen kommen kann [115, 116]. Eine weitere Einschränkung der Nano-Pasten ergibt sich bei der Anwendung auf Oberflächen mit Rauigkeit von mehr als 10 µm, wie sie bei DCB-Substraten vorkommen [117]. Zudem sind die Herstellkosten der Nanosilberpartikel aufgrund des Formungsprozesses deutlich höher als für mikroskaliges Silberpulver [117, 118]. Auch gibt es Bedenken gegenüber nanoskaligen Materialien, zu denen auch nanoskalige Silberpartikel gehören, hinsichtlich ihrer gesundheitlichen Verträglichkeit [119, 120, 117].

Die Herstellung von nano- und mikroskaligen Silberpartikeln kann durch nasschemische Fällungsreaktion erfolgen, wobei letztere durch Mahlprozesse mechanisch umgeformt werden [21]. Die Fällung von Silber erfolgt mittels Reduktionsmittel wie Aldehyde aus dem Edukt Silbernitratlösung und findet in einer alkalischen Umgebung statt. Das Fällungsprodukt ist ein sehr agglomeriertes kristallines Pulver. Das entstandene reine Pulver ist sehr sinteraffin, d.h. es neigt zum Kaltverschweißen und bildet sehr schnell Agglomerate. Aus diesem Grund werden vor der weiteren Prozessierung sog. Mahlwachse, bestehend aus langkettigen Kohlenstoffen, die gelöste Salze von Fettsäuren wie Stearinsäure, Palmitinsäure, Laurinsäure oder auch Oilsäure, zum Silberpulver zugesetzt. Diese Mahlwachse bilden eine Schutzschicht, um das Verklumpen oder u.U. sogar Kaltverschweißen der Silberpartikel zu verhindern. Für die Herstellung und Dimensionierung der für das Silbersintern nötigen Silberflakes, also flacher, flocken- oder plättchenförmiger Partikel, wird das Pulver samt Mahlwachsen in einen Mahlprozess gegeben und dort durch Rotation von Stahl- oder Glaskugeln in einer Kugelmühle geschmiedet [21, 81].

Dieser Prozess kann sich je nach gewünschter Größe und Form der zu schmiedenden Silberplättchen über mehrere Stunden oder sogar Tage hinziehen [21]. Während die Plättchen mit der Zeit immer flacher und breiter werden, verbleiben die Randbereiche sehr unregelmäßig. Die Mahlwachse werden nach dem Erreichen der gewünschten Größe ausgewaschen. Reste

an Fettsäuren sind teilweise mittels Waschen aufgrund von Chemisorbtion nicht mehr von den Silberflakes zu trennen [81] und bilden ebenfalls ein sog. „Coating“. Plättchenform und -größe sowie die eingesetzten Mahlwachse können das Fließverhalten, die Dispergierbarkeit und die elektrische Leitfähigkeit beeinflussen [121].

Mittels elektrolytischer Abscheideverfahren sowie durch die Zerstäubung von liquidem Silber durch Gas oder Wasser können ebenfalls Pulver hergestellt werden. Diese Methoden finden in der Regel bei Material für Niedertemperaturverbindungstechnik keine Anwendung [81]. Mertens zeigte, dass sphärisches oder kristallines mikroskaliges Silberpulver nicht zur Verbindungsbildung in einem Drucksinterprozess geeignet ist [81]. In einer Übersicht (Tabelle 3) werden Eigenschaften der in der NTV-Technologie eingesetzten Silberpartikel zusammengefasst. Die Herstellung der pastösen Silbersuspension erfolgt aus einem Gemisch der mit Coating versehenen Silberpartikel sowie Löse- und Bindemitteln.

Tabelle 3: Charakteristische Eigenschaften von Silberpartikeln der NTV-Technik

Merkmal	Silberpartikel für NTV
Partikelform	Plättchen, Flakes
Partikelgröße D ₉₅ [µm]	< 11 [81] ; < 15 [67]
Dicke der Partikel [nm]	80 bis 500 [122, 65, 99]
Spez. Oberfläche [m ² /g]	1,1 bis 1,4 [81]; < 1 [65]; 1,2 bis 1,9 [99]
Klopfichte [g/cm ³]	3,6 bis 4,3 [81]
Org. Coating/Mahlhilfsstoff [Gew. %]	< 0,6 bis 1 [81]

2.3.3 Drucksinterprozess mit mikroskaligem Silber

Bei dem nach Schwarzbauer als Niedertemperaturverbindungstechnik definierten Prozess [78–80] wird zunächst die pastöse Suspension aus flakeförmigen, mikroskaligen Silberpartikeln und Lösungsmittel mittels Schablonendruck, Siebdruck oder Dispensverfahren auf eine Anbindefläche eines Substrates aufgetragen. In einem anschließenden Trocknungsprozess wird das Lösemittel bei Temperaturen bis 150 °C verdampft [21, 81, 123, 92]. Anschließend erfolgt der eigentliche Fügeprozess durch das Versintern im Temperaturbereich zwischen 200 bis 300 °C innerhalb weniger Minuten unter einer gleichzeitigen Beaufschlagung mit externem Druck von bis zu 40 MPa [82, 123]. Dies erzeugt als Fügeverbindung eine poröse Silberstruktur zwischen den Fügepartnern (siehe Bild 9).

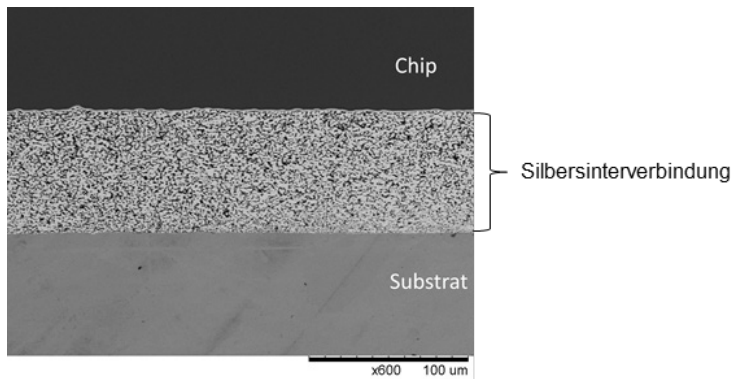


Bild 9: REM-Aufnahme eines metallographischen Schlifffbildes einer porösen Silbersinterverbindung auf Basis von mikroskaligem Silberpulver zwischen einem Halbleiter-Chip und DCB-Substrat

Eine Auswertung relevanter und umfangreicher Publikationen zwischen 1989 und 2019 ermöglicht einen Überblick (Bild 10) über die seit etwa 30 Jahren gängigen Prozessparameter der NTV-Technologie [79, 80, 124, 125, 21, 81, 122, 63, 126, 65, 107]. Das Silbersintern wurde im Schnitt bei einer Temperatur von ca. $239 (\pm 24,6)$ °C, einem Pressendruck von $31,7 (\pm 28,5)$ MPa und einer Prozesszeit von ca. $3 (\pm 2)$ Minuten untersucht. Allerdings variieren in einzelnen Untersuchungen sowohl die Sinterzeit als auch der verwendete Prozessdruck stark. Die aus dem Sinterprozess resultierende Porosität der Verbindungsschicht liegt bei etwa 10 bis 25 % [81, 21, 127–129]. Eine Oxidfreiheit der zu verbindenden Oberflächen gilt als eine Grundvoraussetzung für die erfolgreichen diffusionsbasierten Verbindungsprozesse [66, 113] und kommt auch bei der Verbindungsbildung der NTV-Technik zum Tragen [21, 81, 122].

Aufgrund der nötigen sauerstoffhaltigen Atmosphäre zur Zersetzung des Coatings entspricht diese Anforderung Edelmetalloberflächen. Dies ist eine zusätzliche Anforderung an Substratmetallisierungen, da Chips in der Regel ohnehin eine edle Rückseitenmetallisierung aufweisen. Allerdings stößt die Untersuchung von Sinterverbindungen auf unedlen Oberflächen wie z.B. Kupfer auf ein reges wissenschaftliches und industrielles Interesse, da die aufwändigen Veredelungsprozesse des Substrates entfallen könnten [130, 75]. Die Umsetzung der NTV-Technologie auf Kupfer-, Nickel- oder Aluminium-Oberflächen erfordert allerdings ein dafür angepasstes Silbersintermaterial [131, 130, 132–134].

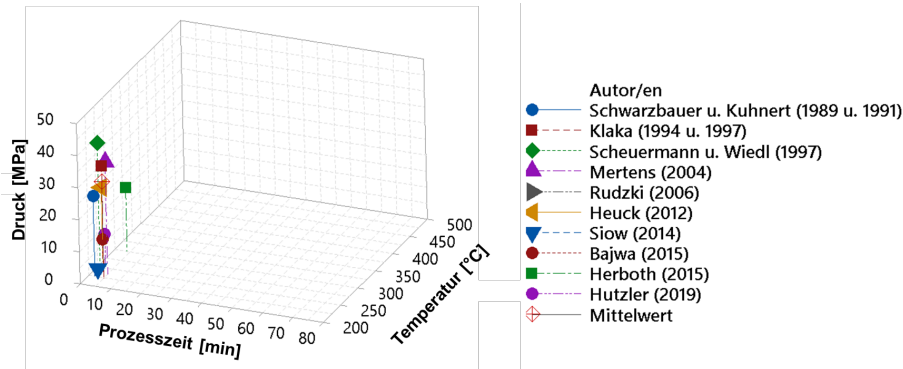


Bild 10: Übersicht verwendeter Prozessparameter des Silberverbindungssinterns (Skalierung normiert auf aktuelle Sinterprozesse mit Kupfer)

Die Ausbildung der gesinterten Fügeverbindungen wird, wie z.B. bei Siow und Lin [67] und Felba [135] für Silbersinter-Fügematerial beschrieben, durch die verwendeten Materialien, die Methoden und Prozessparameter, die eingesetzten Anlagen und Maschinen sowie die Umgebungsbedingungen und Interaktoren beeinflusst. In Bild 11 sind exemplarisch beeinflussende Faktoren der Sinter-Fügetechnologie ausgewiesen.

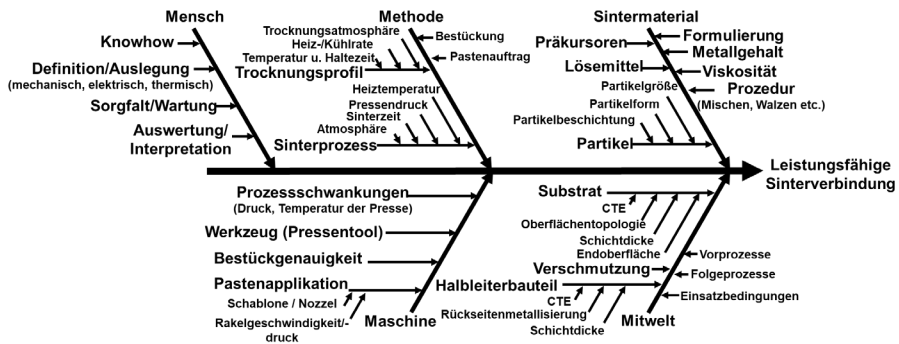


Bild 11: Ishikawa-Diagramm zur Entstehung einer Sinterverbindung

2.3.4 Konzeptionelle Bewertung der Silbersintertechnologie

Mittlerweile hat das Silberverbindungssintern das Stadium der Marktreife erreicht oder steht in speziellen Anwendungsbereichen unmittelbar davor [136]. Allerdings lässt sich das Silbersintern, insbesondere das Drucksintern, nicht ohne Weiteres in jede Elektronikfertigung integrieren und erfordert häufig zusätzliche Investitionen. Ebenso gilt es, Fragenstellungen bezüglich der Qualitätssicherung und der erzielbaren Ausbeute des Sinterverfahrens zu untersuchen. Auch die Prozessentwicklung und -automation

sowie Skalierung der Sinterprozesse stellen Felder für Weiterentwicklungen dar. Buchert et al. sehen in den nächsten Jahren eine Verbesserung der Prozesskonformität des Sinterns als wesentliche Maßnahme für eine weitreichende Substitution der Löttechnologie [136].

Die Eignung der Silbersintertechnologie als Substitut für das Löten mit hochbleihaltigen Loten wird im Folgenden in einer auf industriellen und akademischen Technologie-Einschätzungen [62, 137, 64, 110] basierenden Übersicht (siehe Bild 12) dargestellt. Dazu wurden die jeweiligen Bewertungskriterien in acht Klassen (initiale Leistungsfähigkeit, Zuverlässigkeit, Bauteilgröße, Gesamtbetriebskosten, Fertigungsprozess, Feuchte- und Oberflächenempfindlichkeit sowie Technologieerfahrung) eingeteilt. In den jeweiligen Werken wurde der Erfüllungsgrad bestimmt und fünf Stufen (0 = unbekannt bis 5 = sehr gut) zugeordnet. So zeigt sich, dass das Silbersintern vor allem bei den durch das Material Silber definierten Leistungsdaten im Initialzustand, wie thermische und elektrische Leitfähigkeit, Ausdehnung, aber auch bei initialer Scherfestigkeit und niedriger Voidrate als gut bewertet wird. Die Silbersintertechnologie kommt ohne Flussmittel und somit ohne zusätzliche Reinigung der Baugruppe aus. Allerdings werden für die Anbindung via Festphasendiffusion in der Regel oxidationsunempfindliche Endoberflächen aus Silber oder Gold benötigt. Das Sintern auf unedlen Oberflächen ist noch nicht gängige Praxis. Verunreinigungen und Oxidation der Oberflächen können zu unzureichender Anbindung und Delamination führen. Auch wenn das Erreichen einer hohen Zyklanzahl in passiven und aktiven Lastwechseltests eine hohe mechanische Beständigkeit verspricht, wird die benötigte Zuverlässigkeit aufgrund der sich verändernden Dicke und Porosität der Sinterverbindung und der nicht-hermetischen Fügenschicht vor allem in Testsituationen mit hohen Temperaturen und hoher Feuchtigkeit häufig nicht erreicht. Zur Erhöhung der Zuverlässigkeit und Reduktion der Porosität wird höherer Pressendruck verwendet.

Doch sowohl das Drucksintern als auch das Sintern bei atmosphärischem Druck ist hinsichtlich der Bauteilgröße eingeschränkt. Beim Sintern ohne zusätzlichen Druck kommt es bei größeren Halbleitern durch unzureichende Ausgasung des Lösemittels zu Voidbildung. Beim Drucksintern zeigen sich Nachteile, da mit der Chip-Fläche und Chip-Anzahl auch die benötigte Kraft steigt. Zudem muss die Druckverteilung in Aufbaukonzepten mit mehreren Halbleitern, auch kleinen, sehr gleichmäßig erfolgen, um eine mechanische Zerstörung der Halbleiter oder der Keramik zu verhindern. Presssysteme mit Silikonkissen, die sich der Form und dem Layout anpassen, weisen bei den üblichen Sinter Temperaturen nur eine geringe

Standzeit auf. Da universelle Presswerkzeuge nur eingeschränkt Verwendung finden können, sind gesteigerte Kosten für spezielle, produktspezifische Werkzeuge zu erwarten. Diese Einschätzung und die Materialkosten, bedingt durch das im Vergleich zu SnPb-Loten hochpreisige Silber, führen zu gesteigerten Herstellungskosten. Die Technologieerfahrungen in der Anwendung sind aufgrund des vergleichsweise geringen Verwendungszeitraums der Silbersinter-Technologie in Produkten beschränkt.

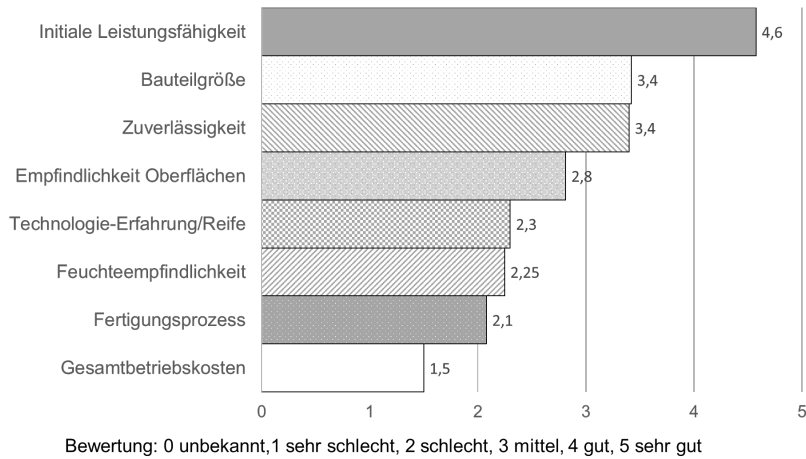


Bild 12: Technologiebewertung des Silberverbindungsintern

2.4 Kupfer – Ein alter Werkstoff als Basis für Zukunftstechnologien

Kupfer gilt als einer der ältesten metallischen Werkstoffe der Menschheit [138]. Schon vor der sog. Bronzezeit (ca. 3000 bis 1200 v.Chr.) war Kupfer als Werkstoff bekannt. Seitdem wird Kupfer aufgrund seiner spezifischen Eigenschaften als vielfältig eingesetzter Funktionswerkstoff stark nachgefragt. Die weltweite Minenproduktionsmenge betrug 2019 etwa $24 \cdot 10^6$ t raffiniertes Kupfer ($20 \cdot 10^6$ t Primärkupfer [139–141]) [141, 140]. Zu den Hauptförderländer mit Kupfer-Produktionen $> 1 \cdot 10^6$ t gehörten 2019 Chile, Peru, China, U.S.A. und Kongo [140, 139]. Für Silber betrug die weltweite Abbau- menge 2019 mit 27000 t etwa 0,135 % der abgebauten Kupfermenge [139]. Bild 13 zeigt auf Datenbasis von [138], dass etwa 70 % des weltweit produzierten primären und sekundären Kupfers für die Anwendung als elektrischer Leiter z.B. in Stromnetzen, Anlagen und Geräten sowie zur Verkabelung in Personen-, Lastkraftwagen und Schienenfahrzeugen verwendet wird [138]. Der Verwendungsanteil von Kupfer in der Aufbau- und Verbindungstechnik z.B. als Leadframes, Leiterplatten, Stecker, Anschlussleisten

und Kühlkörper ergibt sich als Schnittmenge der zuvor genannten Anwendungen und wird nach [142] auf etwa 3 % des Gesamtverbrauchs geschätzt.

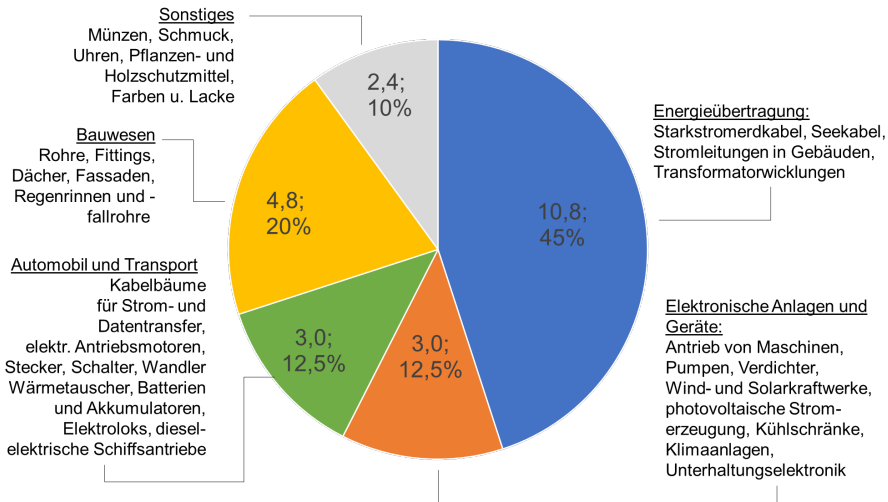


Bild 13: Verwendete Menge Kupfer nach Anwendungsbereich in Mio. t/Jahr

Trotz dieser großen Verbrauchsmengen gilt der Rohstoff Kupfer als zukunftsicher [138], denn die weltweiten Ressourcen werden auf $3,5 \cdot 10^9$ bis $3,7 \cdot 10^9$ t geschätzt [142, 139]. In der Erdkruste kommt Kupfer sehr häufig vor, wobei wichtigste Kupfererze die Oxide (CuO , Cu_2O), Sulfide (CuS , Cu_2S) und Carbonate sind, so macht CuFeS_2 ca. 50 % aller Vorkommen aus [142].

Wie in Bild 14 dargestellt, werden oxidische Kupfererze nach dem Abschluss der Konzentrationsstufe mit Schwefelsäure versetzt. Durch Lösemittelextraktion wird im Anschluss aus der Lösung das metallische Kupfer gewonnen. Das ist nach einem elektrolytischen Reinigungsprozess verkaufsfähig. Bei sulfidischen Erzen wird nach dem Brechen eine sog. Flotationsstufe durchlaufen. Bei 700°C wird das Konzentrat erhitzt und anschließend aufgeschmolzen und der Schwefel durch die Zugabe von Sauerstoff verbrannt. Dem entstandenen Kupfer wird Restsauerstoff entzogen und es wird elektrolytisch zu einem Kupfergehalt von 99,95 % gereinigt/raffiniert [142].

Auf Basis dieser hochreinen Kupferkathoden erfolgt die jeweilige Weiterverarbeitung zu den gewünschten Kupfer-Halbzeugen. Durch den steigenden Verbrauch an Kupfer und die für die Herstellung benötigte Energie

wird Kupfer auch aus kupferhaltigem Schrott gewonnen, erreicht oft aber nicht die gleiche Qualität wie Primärkupfer.

Gründe für den vielfältigen Einsatz des lachsrosa bis rötlich schimmernden Metalls sind z.B. der Schmelzpunkt von Kupfer bei 1083 °C sowie die sehr gute elektrische Leitfähigkeit von 58 MS/m. Mit 394 W/mK ist Kupfer auch ein hervorragender Wärmeleiter. Der Ausbau der Elektromobilität wird den Bedarf an Kupfer für Leitungen, Elektromotoren und Aufbau- und Verbindungstechnologie erhöhen. Auch andere aktuelle Technologietrends setzen auf elektronische Komponenten, welche mit Kupfer realisiert werden. Daher kann auf absehbare Zeit von einer Steigerung des Kupferverbrauches ausgegangen werden.

2.4.1 Kupfer als Substitutionsmaterial für Silber in der Sinterverbindungstechnik

Eine Übersicht der wesentlichen Materialdaten in Tabelle 4 zeigt, dass Kupfer sehr nahe an der elektrischen und thermischen Leitfähigkeit von Silber liegt und einen höheren Schmelzpunkt sowie einen niedrigen Ausdehnungskoeffizienten aufweist. Zusätzlich kann mit einer Substitution des Silbers das Risiko der Migration unter Gleichstrompotential reduziert werden, da die Kupfer-Migration langsamer verläuft [45].

Der Rohmaterialpreis für Silber liegt aktuell etwa um den Faktor 100 über dem des Kupfers, somit ergibt sich ein starker ökonomischer Anreiz für eine Materialsubstitution von Silber durch Kupfer. Auf Basis der höheren Recycling-Rate, der größeren Vorkommen und einer geringer eingestuften Kritikalität⁹ des Rohstoffs Kupfer für wichtige Umwelttechnologien – z. B. Energieerzeugung, Energieeffizienz, Rohstoffeffizienz und nachhaltige Mobilität [144] – bestehen auch ökologische und ressourcen-strategische Substitutionsgründe. Allerdings neigt Kupfer bei Kontakt mit atmosphärischem Sauerstoff stärker als Silber zur Ausbildung einer diffusionshemmenden Oxidschicht [66,36] und konnte somit bisher nicht als „Drop-In“-Lösung in den Drucksinterprozess übernommen werden.

⁹ Die methodische Bestimmung der Kritikalität beinhaltet drei Dimensionen: Versorgungsrisiko, ökologisches Schadenspotential und strategische Bedeutung [136].

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

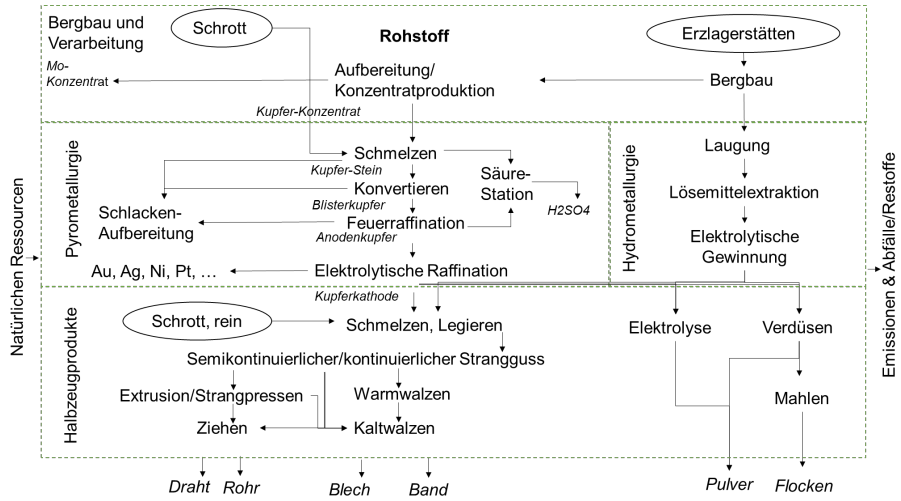


Bild 14: Produktionsprozesse gängiger Kupferhalbzeuge (erweitert nach [143])

Tabelle 4: Materialeigenschaften- & Rohstoffdatenübersicht

Merkmal	Vollmaterial		NTV Silber (z.T. porositätsabhängig)	
	Kupfer	Silber		
Spezifische Materialeigenschaften	Elektrische Leitfähigkeit [$\cdot 10^6$ S/m] C	58,1 [145] 59,6 [146] 59,1 [147]	61,3 [147, 148]; 63 [149, 146]	10 – 50 [81, 108]
	Thermische Leitfähigkeit [W/mK]	394 [5, 150]; 400 [145][141]	419 [149] 429 [150, 146] 430 [147]	75 - 380 [81, 108]
	Ausdehnungskoeffizient (CTE) [$\cdot 10^{-6}$ K ⁻¹]	16.5 [140, 145, 146]; 17,5 [5]	18.5 – 20 [151, 148, 146]	~ 20 [81, 55, 108]
	E-Modul [GPa]	110 [140, 146] 123 [150] 130 [145]	83 [150, 148, 146] 69 - 74 [151] 79 [149]	14 – 72 [108] ; 36-56 [81, 65]
	Dichte [g/cm ³]	8,92 [147, 145]	10,5 [147, 63, 145]	6,4 – 10,03 [67, 109, 81, 65]
	Schmelzpunkt [°C]	1083 [150] 1084,6 [147, 145]	962 [147, 146]	wie Silber
	gesch. Vorkommen Erdkruste [µg/g]	28 [152]	0,53 [152]	-
Rohstoffinformationen	Fördermenge (2019) [10 ³ t]	~ 20000 [139, 140]	~27 [139]	-
	Recycling Rate [%]	35 [147, 153]	17 [139]	-
	Kritikalitätsrang (von 21)	17 [136]	12 [136]	-
	Ø Rohstoff-Preis (2019) [\$/kg]	~ 5,5 [139, 154]	~ 520,8 [139]	-

2.4.2 Aktuelle Ansätze des Kupfer-Verbindungsinterns

Wie das Ergebnis einer Patentrecherche in Bild 15 zeigen, wird seit kurzer Zeit versucht, Kupfer als Grundwerkstoff in der Sinterverbindungstechnik zu nutzen. Wie in der Silbersintertechnologie soll für die Verbindungsbildung mit Kupfer die Festphasendiffusion genutzt werden, bei der aus Pulver ein fester Körper und eine stabile Verbindung zu den Fügepartnern geformt wird. Allerdings belassen es vor allem frühe Patente, welche sich meist auf das Silbersintern beziehen, bei der Nennung von Kupfer als alternativen Sinterwerkstoff und geben keine dezidierten Beispiele einer realen Umsetzung.

Wie auch beim Silbersintern können die aktuellen publizierten Ansätze des Kupfer-Verbindungsinterns vor allem hinsichtlich der Größe der Pulverpartikel beim Sintern unter atmosphärischem Druck oder Drucksintern in einer Presse unterschieden werden.

Untersuchungen mit versilberten Kupferpartikeln [155–158] werden vom Autor nicht als Kupfer-Verbindungsintern betrachtet, da die Verbindung wie beim klassischen Silber-Verbindungsintern über die Diffusion des Silbers hergestellt wird. Im Folgenden werden aktuelle Ansätze des Sinterns von Kupfer als Fügmaterial u.a. für leistungselektronische Anwendungen hinsichtlich der verwendeten Materialien und Prozesse vorgestellt.

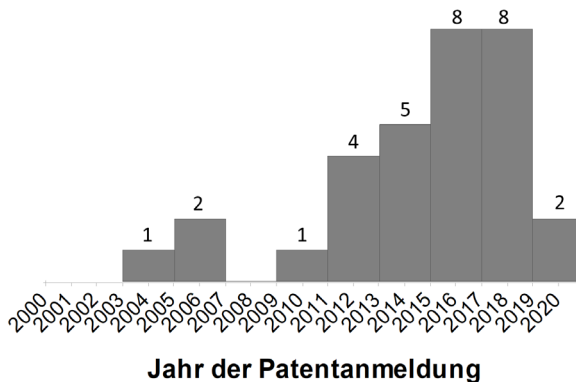


Bild 15: Einreichungen von relevanten Patenten zum Kupferverbindungsintern zwischen 2000 und 2020 (exklusive eigener Patenteinreichungen)

2.4.2.1 Verbindungsbildung mit Kupfer im drucklosen Sinterprozess

Untersuchungsergebnisse zur Verwendung von Kupfer in einem sog. drucklosen Sinterprozess werden wie bei Silber weitgehend von nano- oder submikroskaligem Sintermaterial dominiert. Kupfer-Tinten mit nano-skaligen (< 100 nm) oder submikroskaligen Kupferpartikeln (< 1000 nm) werden bereits seit längerem in den Bereichen gedruckte Elektronik (z.B. für RFID - Antennenstrukturen der Nahfeldkommunikation), Flexible Elektronik auf PET- und Polyimid-Substraten oder zur Metallisierung von photovoltaischen Zellen eingesetzt. Als Fügmaterial wurde nanoskaliges Kupfer-Material bereits zur Anbindung der Copper-Piller von Flip-Chips untersucht [159, 160]. Als Basismaterial für Kupfersinterpasten dienen neben nano- und sub-mikroskaligen Kupferoxid-Partikeln [161–164] vor allem nasschemisch synthetisierte Kupferpartikel [165–172]. In der Herstellung im Nassen werden Kupferpartikel durch elektrochemisches Ablegieren aus Kupferlegierungen [173, 174] sowie durch thermische Zersetzung oder Reduktion von Kupfer-Verbindungen (z.B. Kupfer(II)-acetat, Kupferchlorid, Kupfersulfat, Kupfer- Nitrilotriessigsäure, Kupferformiat) in einem Lösemittel erzeugt [171, 167, 166, 165, 172]. Als Reduktionsmittel werden u.a. Ascorbinsäure, Ethylenglycol, Hydrazin, Natriumphosphinat, -borhydrid oder -citrat verwendet [165, 167, 171].

Um nano-/submikroskaliges Kupferoxid-Pulver für einen Sinterprozess verwenden zu können, wird ein Reduktionsmedium z.B. Polyethylenglykol (PEG) zur Beseitigung der Oxidschicht benötigt [161, 164, 163]. Alternativ kann das Versintern unter einer O_2 reduzierenden Atmosphäre stattfinden [175]. Auf nasschemisch hergestellten submikroskaligen Kupfer-Partikeln wird noch in der Herstellungssuspension eine Schutzschicht z.B. auf Basis von Carbonsäuren, Polyaminen, Polymeren, Tensiden und Thiolen aufgetragen [165–168, 176, 171, 172]. Diese dünne Schutzschicht (< 1 Gew.% [168]) verhindert die Oxidation des Kupfers und wird vor dem Versintern thermisch zersetzt.

Im Fügeprozess wird die Kupfertinte/-paste mittels Sieb- oder Schablonendruck-Verfahren auf das Substrat aufgebracht und anschließend das elektrische Bauteil bestückt. Die Ausbildung der gesinterten Fügeverbindung findet in einem Ofen unter inerte Atmosphäre (N_2) oder zur Entfernung störender Oxidschichten unter reduzierender Atmosphäre (H_2 , Formier- oder Ameisensäuregas) bei Temperaturen zwischen 150 °C und 300 °C statt [165, 177–179].

Drucklos hergestellte Kupfersinterverbindungen aus nanoskaligen Pulvern weisen je nach Prozesszeiten (30 min bis 60 min) und Prozesstemperatur eine Porosität von etwa 28 % bis 22 % auf [178]. Bild 16 zeigt eine ohne zusätzlichen Druck gesinterte Fügenschicht aus nanoskaligem Kupfermaterial.

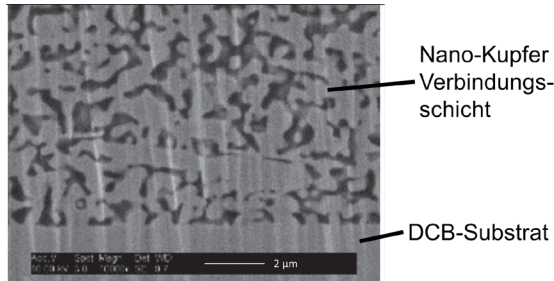


Bild 16: REM-Aufnahme einer drucklos gesinterten Fügeverbindung aus nanoskaligem Kupferpulver (verändert nach [178]).

2.4.2.2 Verbindungsbildung im Drucksinterprozess

Die Verwendung von Kupfer zur Formung einer Fügeverbindung für Leistungselektronik in einem Drucksinterprozess wurde 2012 von Kähler et al. erprobt [146]. Kähler verwendete mikroskaliges Kupfermaterial (siehe Bild 17) und kommt damit der von Schwarzbauer 1989 vorgestellten klassischen Niedertemperaturverbindungstechnik mit Silber sehr nahe.

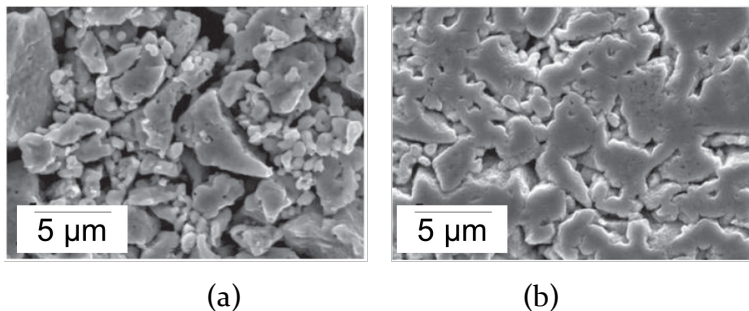
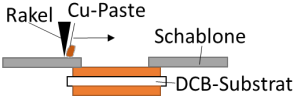
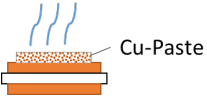



Bild 17: REM-Aufnahme von Kupferpulver ($< 20 \mu\text{m}$) (a) und nach Wasserstoffbehandlung versintertes Kupfer(b) [146]

Mittels Schablonendruckverfahren wird die Suspension mit Kupferpartikeln auf das Substrat aufgebracht und anschließend in einer Druckkammer bei $350 \text{ }^\circ\text{C}$ innerhalb von fünf Minuten getrocknet und mit Wasserstoff behandelt. In Folge der Behandlung mit Wasserstoff kommt es zu einem Farbumschlag, der als Indikator einer Reduktion der auf den Kupferpartikeln vorhandenen Oxidschicht durch den Wasserstoff betrachtet wird.

Es ist bekannt, dass Kupferoxid mit Wasserstoff ab 150 °C in einer Redoxreaktion zu Kupfer und Wasser umgewandelt wird (siehe Tabelle 5. - Bsp. 1) [180, 181]. Der Fügeprozess erfolgt anschließend an das Bestücken des Bauteils in einer beheizten Presse bei 350 °C unter 40 MPa Druck. Die auf diese Weise hergestellten Fügeverbindungen erfüllen die Anforderung an Scherfestigkeit des Standards MIL-STD-883¹⁰, method 2019.5 [182]. Kähler et al. zeigt auch, dass ohne die Entfernung der Oxidschicht von den Kupferpartikeln - hier speziell bei 350 °C mittels Wasserstoff - keine diffusionsgetriebenen Sinterverbindungen ausgebildet werden können. Untersuchungen zum Drucksintern von Kupfer orientieren sich seitdem hauptsächlich an der von Kähler beschriebenen Prozesskette (siehe Tabelle 5), weichen aber teilweise bei Temperatur, Druck und Prozesszeit deutlich ab (siehe Bild 18).

Tabelle 5: Prozesskette des Kupfer-Verbindungssinterns

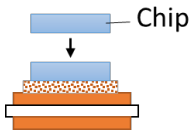
Prozessschritt	Beschreibung
<p>1. Pastenapplikation</p> 	<p>In einem Druck- oder Dispensprozess wird ein Pastendepot der Kupfersuspension mittels Schablone und Rakel auf das Substrat aufgetragen</p>
<p>2. Trocknung</p> 	<p>In einem Trocknungsschritt wird das Lösemittel aus der Kupfersuspension verdunstet.</p>
<p>3. Reduktionsprozess zur Beseitigung der Oxidschicht</p> 	<p>Mit Hilfe eines gasförmigen Reduktionsmediums, z.B. Wasserstoff [146, 162, 183, 184], Formiergas [171, 185–187, 173], Ameisensäure [163, 188–190, 171] oder durch Reduktionsmittel, z.B. Polyethylenglycol [163, 161, 164, 191] und Ascorbinsäure [192] in der Suspension, wird die Oxidschicht von den Kupferpartikeln entfernt. Dies kann simultan zur Trocknung vor der Bestückung oder während des Drucksinterschritts erfolgen.</p>

Bsp. 1: $\text{Cu}_2\text{O} + \text{H}_2 \rightarrow 2\text{Cu} + \text{H}_2\text{O}$

Bsp. 2: $\text{Cu}_2\text{O} + \text{HCOOH} \rightarrow 2\text{Cu} + \text{H}_2\text{O} + \text{CO}_2$

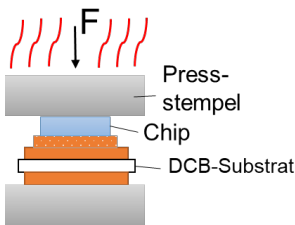
¹⁰ Standard der Testmethoden für Mikroelektronik des US-Verteidigungsministeriums.

4. Bestückung



Das Halbleiterbauteil wird auf die trockene, ungesinterte Kupferschicht gesetzt.

5. Ausbildung der Fügeverbindung



Die Herstellung einer porösen, aber stabilen Fügeverbindung erfolgt in einer beheizten Presse (in Inertgas-Atmosphäre oder mit reduzierendem Medium). Unter Zuführung von Druck und Wärme kommt es zu verstärktem Kontakt zwischen den Partikeln, der Initiierung von Diffusionsprozessen und Ausbildung von interpartikulären Verbindungen.

Bild 18 zeigt die mittleren Prozessparameter von 23 Publikationen, die z.T. simultan zu dieser Studie - das Kupfer-Verbindungssintern in einem Drucksinterprozess untersuchten [146, 164, 163, 162, 184, 173, 193, 183, 190, 189, 178, 192, 188, 194–196, 187, 171, 185, 191, 186, 197, 198].

Im Vergleich zu den in Abschnitt 2.3.3 beschriebenen Prozessparametern des Silbersinterns wird für das Drucksintern von Kupfer im Mittel eine höhere Prozesstemperatur von rund 300 °C aufgewandt. Der mittlere Prozessdruck von nur ca. 12 MPa geht im Wesentlichen durch die in einigen Untersuchungen verwendeten submikro- und nanoskaligen Kupfer- oder Kupferoxid-Partikeln hervor. Diese ermöglichen wie beim Silbersintern durch ihre große Oberfläche ein Versintern bei geringerem Druck.

Einen signifikanten Unterschied gegenüber dem Silbersintern zeigen die dokumentierten, mittleren Prozesszeiten des Kupfer-Verbindungssinterns mit durchschnittlich 24 Minuten Sinterzeit (vgl. Silber-Verbindungssintern: 3,1 min). Zur Beseitigung der Oxidschicht mittels gasförmiger Reduktionsmittel wird neben Wasserstoff (28,6 %) hauptsächlich Ameisensäure-Dampf und Formiergas (je zu 35,7 %) verwendet.

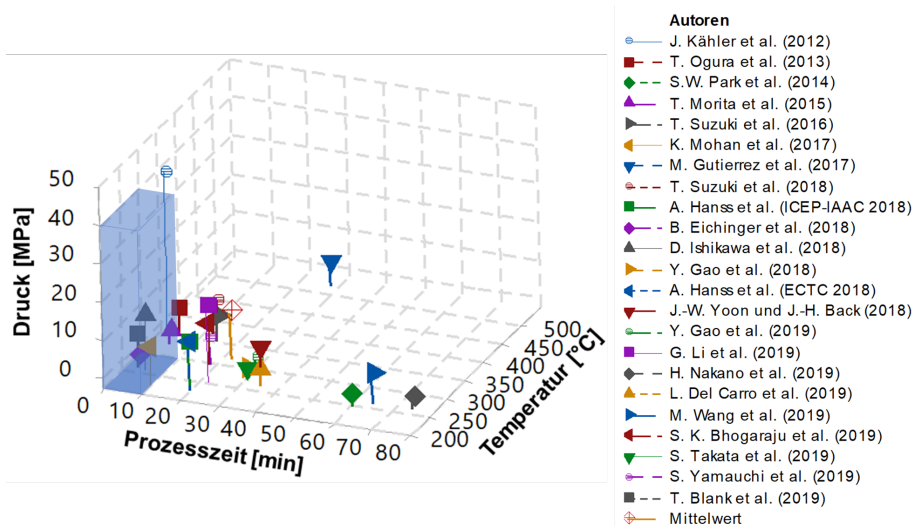


Bild 18: Übersicht der mittleren Prozessparameter aktueller Ansätze der Kupfer-Verbindungstechnik im Drucksinterprozess und Prozessbereich des Sinterns mit Silber (blau)

2.5 Ableitung des Forschungsbedarfes

Wie in Abschnitt 2.3.6 dargestellt, stehen dem Silber-Verbindungsintern trotz seiner guten initialen Eigenschaften vor allem die hohen Gesamtkosten der Technologie gegenüber. In Abschnitt 2.4.2 wurde aufgezeigt, dass Kupfer aufgrund seiner Materialeigenschaften, wie einem niedrigen thermischen Ausdehnungskoeffizienten ein Substitutionsmaterial für Silber sein kann. Vor allem der im Vergleich zu Silber niedrigere thermische Ausdehnungskoeffizient verspricht Vorteile für Leistungsmodule während thermo-mechanischer Beanspruchung.

Die Verwendung von mikroskaligem Kupfer als Fügемaterial für Leistungselektronik wurde bisher nur vereinzelt wissenschaftlich untersucht. Die Erprobung eines geeigneten Kupfermaterials ohne reduzierende Hilfsmedien im Lösemittel oder der Atmosphäre ist bisher nicht umfassend dokumentiert. Ebenso sind die Eigenschaften eines solchen im Drucksinterverfahren erzeugten Kupferfügeschnitts bisher nur rudimentär beschrieben. Eine Einordnung des Kupfersinterns gegenüber herkömmlichen Fügeverfahren ist somit bisher kaum möglich.

Neben dem genannten wissenschaftlichen Forschungsbedarf bestehen vor allem konzeptionelle Fragestellungen zu den aktuellen Ansätzen des Kupfersinterns:

- Die hohen Prozesstemperaturen und langen Prozesszeiten aktueller Substitutionskonzepte überschreiten die Verarbeitungsspezifikationen von Halbleiter-Baugruppen. Exemplarisch können die in dieser Studie verwendeten Si- und SiC-Baugruppen herangezogen werden [199–201]
- Die Verwendung von Reduktionsmitteln (Ameisensäure-, Formiergas oder Wasserstoff) führt zu höheren Kosten für Verbrauchsmitteln. Die Verwendung von Wasserstoff als Reduktionsmedium muss aufgrund seiner niedrigen Zündenergie im Fertigungsumfeld als kritisch gesehen werden und bedingt hohe Sicherheitsanforderungen an die verwendeten Anlagen, Zuleitungen und Lager [202].
- Ein Transfer der Prozesse ist nicht auf alle Serienanlagen möglich, da eine komplexe hermetische Fertigungsanlage benötigt wird, die neben dem Drucksintern einen vorgelagerten In-Line-Redoxreaktionsprozess ermöglicht [203].
- Reduktionsmittel in der Kupfer-Suspension bergen das Risiko während der Trocknung mit dem Lösemittel aus der Paste zu verdampfen oder aber bei einer hohen Restfeuchte im Sinterprozess zu vermehrten Ausgasungskanälen führen, wie es beim Silbersintern bekannt ist.
- Es ist fraglich, ob die Verwendung nanoskaliger oder submikroskaliger Kupferpartikel sowie nasschemisch-hergestellter oder -behandelter Kupferpartikel zu einer Senkung der Materialkosten führen kann [204].

Somit geht die Fragestellung zur Substitution von Silber durch Kupfer über die reine Eignung als Fügemaaterial für Leistungselektronik im wissenschaftlichen Bereich hinaus, da neben den Materialeigenschaften auch die technologische Umsetzbarkeit und ökonomische Aspekte betrachtet werden müssen.

Es gilt, die Übertragbarkeit des Kupfersinterns in die derzeit verfügbare Prozess- und Produktionsinfrastruktur mit hoher Flexibilität, Anpassungsfähigkeit und ohne zusätzliche Investitionen zu untersuchen. Hier soll die vorliegende Arbeit einen entscheidenden Beitrag leisten.

3 Konzeptionelle Vorgehensweise, Methoden und Material

Im folgenden Abschnitt werden das der Arbeit zu Grunde liegende Untersuchungskonzept, die eingesetzten Methoden und die Vorgehensweisen dargestellt. Das Substitutionskonzept und der daraus abgeleitete Fügeprozess samt der definierten oberen Prozessgrenzen werden beschrieben. Die Methoden zur Ermittlung der elektrischen, thermischen und mechanischen Eigenschaften der Fügeverbindung sowie die Bewertungsmerkmale der Güte einer Fügeverbindung mit Kupfer werden dargelegt. Die im Zuge der Studie durchgeführten Alterungstests werden methodisch beschrieben.

3.1 Substitutionskonzept für eine Niedertemperaturverbindungstechnik auf Basis von Kupfer

Die Übertragbarkeit des Kupferverbindungssinterns in die derzeit übliche Prozess- und Produktionsinfrastruktur für Leistungselektronik im Drucksinterverfahren wird als Grundfrage für das Substitutionskonzept festgeschrieben. Aus dieser Grundfrage wurde die dezidierte Festlegung auf Serien- oder seriennahe Anlagen und Prozesse im Rahmen der Studie abgeleitet. Aus den technischen Möglichkeiten dieser Anlagen, den Fertigungsspezifikationen der verwendeten Halbleitermaterialien und den in Abschnitt 2.3.3 und Abschnitt 2.4.3.2 genannten Untersuchungen fand eine Deduktion von Prozessgrenzen für die Prozessfaktoren Druck, Temperatur und Prozesszeit des Drucksinterns statt.

Die erste experimentelle Phase der Studie umfasst die Charakterisierung und Erprobung unterschiedlicher mikroskaliger Kupferpartikel hinsichtlich ihrer Eignung als Fügematerial in dem eingangs definierten Fügeprozess. Eine Bewertung und Selektion der Kupfermaterialien anhand relevanter Kriterien beendet den ersten Studienabschnitt.

Im zweiten Abschnitt der experimentellen Studie wird das Verhalten ausgewählter Kupferpartikel unter dem Einfluss der Temperatur analytisch untersucht und auf Basis der erzielten Erkenntnisse eine Theorie der Verbindungsbildung abgeleitet.

Den dritten Abschnitt bilden die Beschreibung der im Fügeprozess erzielten initialen Eigenschaften und die Charakterisierung gesinterter Kupferschichten. Dazu erfolgt eine experimentelle Bestimmung der Porosität, der

elektrischen und thermischen Leitfähigkeit sowie der mechanischen Eigenschaften. Die mechanische Haftung der Fügeverbindung mit Kupferpartikeln auf DCB-Substraten wird anhand von Testaufbauten mit Halbleitern zerstörend untersucht.

Im vierten Studienkapitel erfolgt eine Betrachtung einzelner Einflussfaktoren auf die Kupfersinter-Verbindung. Hier wird der Einfluss des Substratmetallisierung und der Prozessfaktoren Druck, Temperatur und Sinterzeit evaluiert. Als Abschluss dieses Abschnittes werden auf Basis der ermittelten Daten Prozessfenster des Kupferverbindungsinterns mit mikroskaligem Kupfermaterial dargestellt und die Eignung der Fügeverbindung in Hochtemperaturumgebung bewertet.

3.2 Prozessablauf und -grenzen des Kupferverbindungsinterns

Die Verbindungsbildung einer Fügenschicht für Leistungselektronik mit Kupfer wird auf Basis der klassischen, in Abschnitt 2.3.6. beschriebenen Prozesskette des Silber-Drucksinterns untersucht (siehe Tabelle 6). Bei der Verbindungsbildung in dieser Studie wird bewusst auf die Verwendung des bei Kähler et al. eingeführten und vielzählig dokumentierten Reduktionsschrittes mit Wasserstoff oder anderen gasförmigen Medien verzichtet. Wie in Abschnitt 2.4.2.2 beschrieben, weichen Prozessparameter des Drucksinterprozesses für Kupfer teilweise stark von denen des Drucksinterns mit Silber ab (höhere Temperatur, längere Prozesszeit). Durch die Wahl eines am Silbersintern orientierten Prozessfensters soll die vorliegende Arbeit dazu beitragen, die Substituierbarkeit von Silber bei gleichzeitig möglichst hoher Prozesskonformität zu untersuchen. In Tabelle 7 wird der in dieser Studie zum Kupfer-Verbindungssintern verwendete Kernparametersatz des Drucksinterprozesses dargestellt. Die technisch sinnvollen Prozesstemperaturen des Kupfer-Verbindungssinterns werden zum einen durch die Grenzen der aktueller Serien-Sinteranlagen wie Boschman Sinterstar, ASM SilverSAM (jeweils ~ 300 °C [205, 206]), Pink SIN200 und AMX X-sinter-Serie (jeweils ~ 350 °C [207, 208]) und noch wichtiger zum anderen durch die maximalen zulässigen Prozesstemperaturen der zu fügenden Halbleiterbaugruppen bestimmt. Hersteller spezifizieren die thermischen Belastungsgrenzen ihrer Silizium- und Siliziumcarbid-Baugruppen im Fügeprozess im Bereich weniger Minuten bei Temperaturen über 300 °C (Semikron: 5 min bei 320 °C [200, 201], Cree: 10 min bei 325 °C [199, 209]). Eine maximale mechanische Belastung der Chips im

Drucksinterprozess wird bisher nicht von den Herstellern spezifiziert. Daher orientiert sich die hier gewählte Grenze des Pressendrucks an der Silbersinterertechnologie (siehe Abschnitt 2.3.3), bevorzugt allerdings einen geringen Pressendruck.

Tabelle 6: Verwendete Prozesskette des Kupfer-Verbindungsinterns und Kernparameter des Drucksinterprozesses

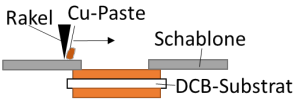
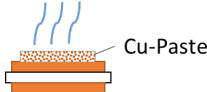
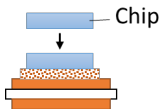
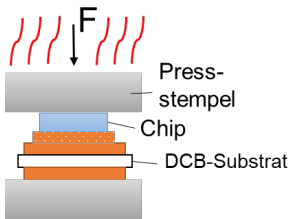
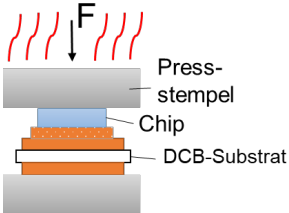
Prozessschritt	Beschreibung
<p>1. Schablonendruck</p> 	<p>Applikation der Kupferpaste via Druckverfahren mit Stahlschablondicke zwischen 75 μm und 200 μm</p>
<p>2. Trocknung</p> 	<p>Austreiben/Verdampfen des Lösemittels in einem Konvektionsofen</p>
<p>3. Bestückung</p> 	<p>Das Halbleiterbauteil wird auf die trockene Kupferschicht gesetzt.</p>
<p>4. Ausbildung der Fügeverbindung</p> 	<p>Die Herstellung der Fügeverbindung erfolgt in einer beheizten Presse in Stickstoff-Atmosphäre mit Hilfe von externem Druck und einer Prozesstemperatur von ca. 42% der Schmelztemperatur von Kupfer</p>

Tabelle 7: Zielwerte der Prozessfaktoren Druck, Temperatur und Prozesszeit des Kupfersinterprozess für Leistungselektronik

Zu 4. Druck-sinterprozess	Prozessfaktor Zielwert (OPG ¹¹)	Begründung
 <p>Pressstempel Chip DCB-Substrat</p>	<p>Temperatur Ziel: 300 °C OPG: 325 °C</p>	<ul style="list-style-type: none"> • Entspricht einer hom. Temperatur von 0,42, welche auch für das Silbersintern verwendet wird. • Innerhalb der Fertigungsspezifikationen gängiger Halbleiterbaugruppen [201, 200, 199] < 320 C bzw. < 325 °C • Entspricht Prozessgrenzen aktueller Serienanlagen bei 300 °C [206]
	<p>Druck Ziel: 15 MPa OPG: 20 MPa</p>	<ul style="list-style-type: none"> • Orientierung an den für das Silberverbindungsintern üblichen Parametern ≈ 20 MPa
	<p>Zeit [min] Ziel: 3 min OPG: 10 min</p>	<ul style="list-style-type: none"> • Orientierung an den für das Silberverbindungsintern üblichen Prozesszeiten (Ø 3,1 min) • Innerhalb der Fertigungsspezifikationen der verwendeter Halbleiterbaugruppen [201, 200, 199]

¹¹ Oberer Prozessgrenzwert (OPG).

3.3 Kupfermaterial

Als Ausgangsmaterial zur Herstellung von Kupferpartikeln dient ein hochreines Kathodenkupfer, welches in einem elektrolytischen Prozess gewonnen wird. Durch verschiedenartige Verarbeitungsprozesse dieses Basismaterials können unterschiedliche Pulver realisiert werden. In dieser Arbeit werden 15 unterschiedliche, kommerziell erhältliche Kupferpulver hinsichtlich ihrer Eignung als Fügmaterial für die Leistungselektronik erprobt. Dazu wurden die Pulver, wie in Bild 19 dargestellt, nach ihren Herstellungsverfahren in drei Partikelklassen unterteilt.

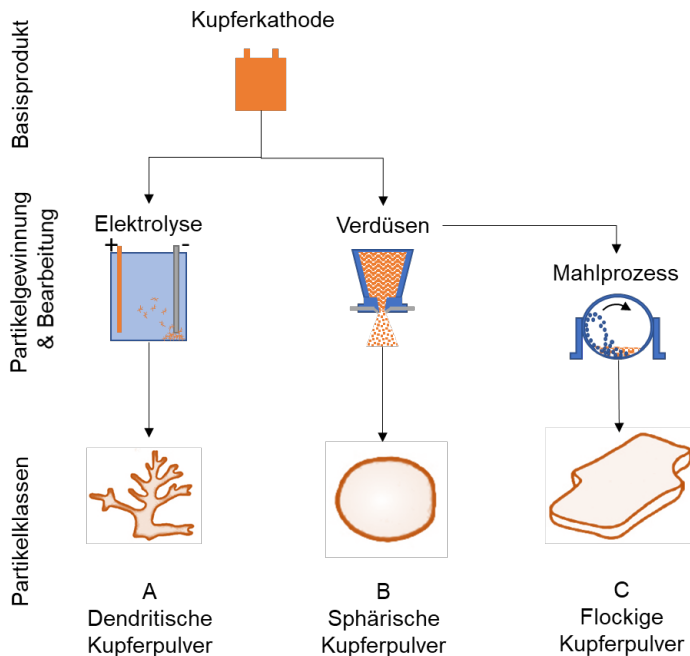


Bild 19: Einteilung der Kupferpulver in Partikelklassen

3.3.1 Elektrolytische Kupferpulver

Das Kupferbasismaterial wird als Anode in einem Schwefelsäurebad verwendet. Oberhalb einer bestimmten Spannung setzt der Stromfluss ein. Die Kupfer-Atome der Anode oxidieren dabei zu Kationen (Cu^{2+}), die in Lösung gehen. Entsprechend der verwendeten Prozessparameter und Rahmenbedingungen entsteht an der Kathode nach einer Reduktion ein metallisches schwammförmiges Kupfer [210]. Nach der Elektrolyse folgen Ver-

fahrensschritte, wie z.B. das Waschen und Trocknen der erzeugten Kupferpartikel. Die elektrolytische Gewinnung von Kupferpulvern ermöglicht die Herstellung von dendritischen Partikeln (siehe Bild 20).

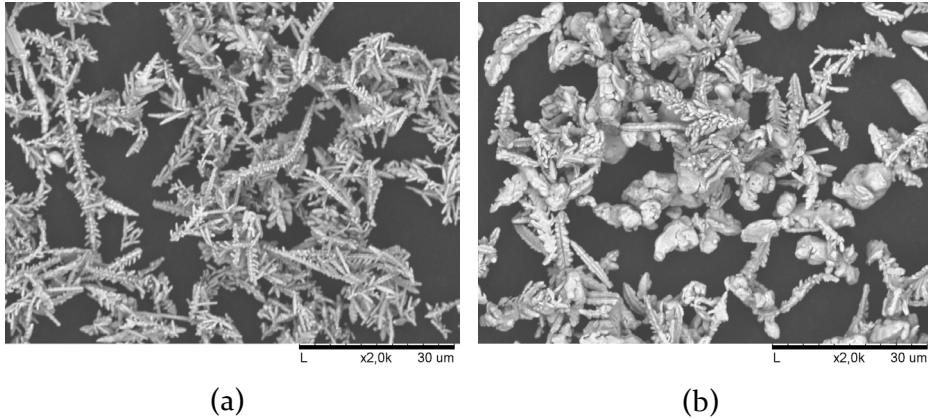


Bild 20: REM-Aufnahmen zweier in dieser Studie erprobten elektrolytisch hergestellten Kupferpulvertypen (a) A1 und (b) A4

Tabelle 8: Übersicht dendritische Kupferpulver

Partikel-Klasse	Pulver -Typ	Partikelform	Partikelgröße (D50) [μm] ¹²	Kupfergehalt [%] ¹²
Elektrolytisch (A)	A1	fein, dendritisch verästelt	8	99,9
	A2	dendritisch verästelt	15	99,9
	A3	fein dendritisch verästelt bis leicht knollig	6	99,9
	A4	dendritisch verästelt bis knollig	10	99,9

¹² Basierend auf Angaben des Herstellers.

3.3.2 Verdüστε Kupferpulver

Das Kupferbasismaterial wird über den Schmelzpunkt von 1083 °C erhitzt und durch Verdüsten der Kupferschmelze mit Wasser, Druckluft oder Inertgas hergestellt [66, 113]. Die Partikelgrößenverteilung, die Ausprägung der spratzigen bis sphärischen Form, wie in Bild 21 dargestellt, und das Gefüge der Kupferpartikel werden durch die Abkühlungsbedingungen sowie, durch die einwirkenden Energie, die Temperatur, die Viskosität und Oberflächenspannung des flüssigen Kupfers während des Verdüstens der Kupferschmelze bestimmt [66].

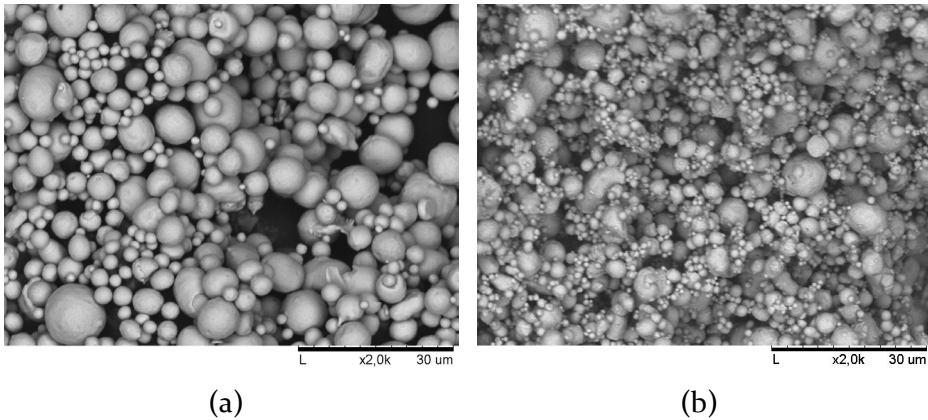


Bild 21: REM-Aufnahmen der in dieser Studie erprobten sphärischen Kupferpulver B1 (a) und B2 (b)

Tabelle 9: Übersicht sphärische Kupferpulver

Partikel-Klasse	Pulver-Typ	Partikelform	Partikelgröße (D ₅₀) [μm] ¹³	Kupfergehalt [%] ¹³
Verdüst (B)	B1	kugelförmig	7,7	99,26
	B2	fein, kugelförmig	5	99,8%

¹³ Basierend auf Angaben des Herstellers.

3.3.3 Gemahlene Kupferpulver

Im Anschluss an das Verdüsen kann sphärisches oder spärziges Kupferpulver durch Kaltumformen in einem Trockenmahl-Prozess, z.B. im Hametag-Verfahren¹⁴ oder in einer Mühle mit Hilfe von Mahlwerkzeugen, z.B. Stahlzylinder oder Stahlkugeln unter Zugabe von Mahlhilfsstoffen, z.B. Fettsäuren, zu gemahlene Kupferpartikeln verarbeitet [211]. Die oft langkettigen Fettsäuren belegen die komplette Oberfläche der Kupferpartikel und dienen während des Prozesses der Verhinderung des Kaltverschweißens [212]. Der Betriebspunkt der rotierenden Kugelmühle variiert je nach gewünschtem Mahlergebnis zwischen einer beginnenden Kaskadenbewegung¹⁵ und einer einsetzenden Kataraktbewegung¹⁶ der Mahlkugeln. Als Pulver-zu-Kugel-Massenverhältnis wird ein Bereich von 1:10 bis 1:15 genannt [213]. Zur Herstellung von gemahlene Kupferpulvern sind mehrere Mahlvorgänge mit entsprechend angepasster Mühlengröße und -durchmesser, Drehgeschwindigkeit sowie Kugeldurchmesser, -massen, Mahldauer und Schmiermittelzugabe durchzuführen. Die Klassierung der gemahlene Kupferpulver nach Partikelgröße kann mit Hilfe von Zyklonen im Luftstrom nach dem Schwerkraft- und Fliehkraftprinzip erfolgen [214]. Wie in Bild 22 dargestellt, können mit Hilfe des beschriebenen Mahlvorgangs durch Umformung plättchen-/flockenförmige Kupferpartikel mit einer Partikeldicke $< 1 \mu\text{m}$ erzeugt werden.

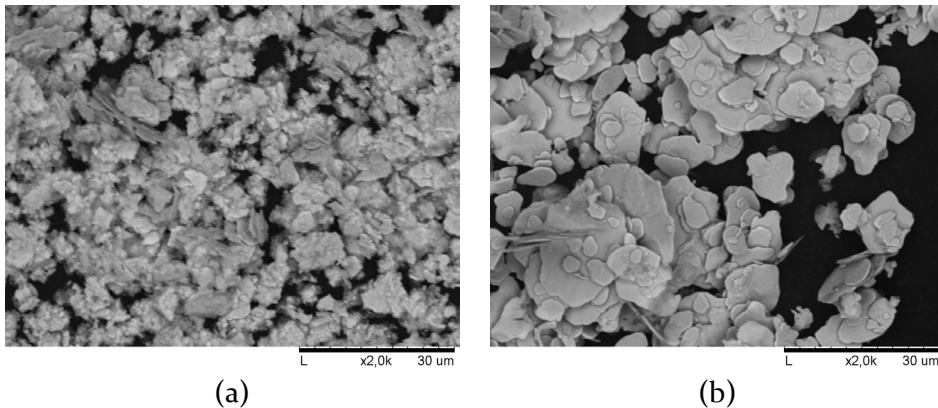


Bild 22: REM-Aufnahmen zweier gemahlene Kupferpulver C2 (a) und C9 (b)

¹⁴ Mechanische Umformung in einer Mühle mit Schlagkreuz.

¹⁵ Der obere Teil des Kugelpaketes gleitet einer Oberflächenlawine gleich nach unten.

¹⁶ Die Mahlkugeln beginnen sich vom Kugelpaket abzuheben und fallen im parabelförmigen Flug in das untere Kugelbett.

Tabelle 10: Übersicht der flockenförmigen Kupferpulver

Partikel-Klasse	Pulver-Typ	Partikelform	Partikelgröße (D ₅₀) [μm] ¹⁷
Gemahlen (C)	C1	flockig	4
	C2	fein, flockig	3,3
	C3	flockig	9
	C4	flockig	7
	C5	fein, flockig	3
	C6	fein, flockig	4
	C7	flockig	9
	C8	flockig	8
	C9	tellerförmig	7

3.4 Pulveranalyse

Die zuvor vorgestellten Kupferpartikel bilden die Basis der späteren Füge-technologie. In dem folgenden Abschnitt werden die angewandten Methoden zur Charakterisierung der verwendeten, sphärischen, dendritischen und flockenförmigen Kupferpartikel erläutert.

3.4.1 Partikelgrößenverteilung

Die Charakteristik eines Pulvers wird von der Größe, Verteilung und Form der Partikel bestimmt. Zur Bestimmung der Partikelgröße wurden Pulverschüttungen der Partikel A₁ bis C₉ als Trockendispergierung durch einen feinen Aerosolstrahl vereinzelt und der Messeinrichtung zugeführt. Die Messung der Partikelgröße erfolgt mittels der Streulichtmessmethode von Laserlicht. Basierend auf der je nach Größe des Untersuchungsobjekte auftretenden Beugung des Laserlichts wird anhand der Lichtintensität des Beugungsmusters am Ringdetektor die Partikelgröße bestimmt. Die Angabe der Partikelgrößen in einer Pulverschüttung erfolgt anhand der sich aus den Messwerten ergebenden Verteilung als D₁₀-, D₅₀- und D₉₀-Werte¹⁸.

¹⁷ Basierend auf Angaben des Herstellers.

¹⁸ Der D_n-Wert einer Partikelgrößenverteilung gibt an, dass n-% der gemessenen Partikel kleiner sind als die angegebene Länge.

In dieser Studie wird die Größe der Kupferpartikel mit einem HELOS-System der Sympatec GmbH im Messbereich R_1 (Brennweite $f=20$ mm) $0,18 \mu\text{m}$ bis $35 \mu\text{m}$ bestimmt.

3.4.2 Klopfdichte

Das Volumen einer Pulverschüttung hängt mit der Anordnung der Partikel durch gegenseitige Stabilisierung zusammen [66]. Der Verdichtungsgrad eines Pulvers kann als Schütt-/Füll-dichte ρ_{sch} und als Klopfdichte ρ_t angegeben werden. Das Volumen V_{sch} einer losen Pulverschüttung der Masse m wird dabei in einem Messzylinder bestimmt.

$$\rho_{sch} = \frac{m}{V_{sch}} \quad (2)$$

Durch die Induktion von diskontinuierlichen und gegensinnigen Bewegungen der Partikel mittels Vibrationen oder Klopfen kommt es zur Reduzierung des vom Pulver beanspruchten Raumes, auf dessen Basis die sog. Klopfdichte (in DIN ISO 3953) nach

$$\rho_t = \frac{m}{V_t} \quad (3)$$

bestimmt wird.

Der Verhältnis zwischen der Klopff- und der Schüttdichte wird von der Partikelform und der Oberflächenbeschaffenheit des Pulvers beeinflusst und auch als Reibkoeffizient bezeichnet [66]. In dieser Studie wird die Schütt- und Klopfdichte ausgewählter Kupferpartikel mittels Präzisionswaage und Klopffapparat mit Messzylinderaufnahme bestimmt.

3.4.3 Spezifische Oberfläche

Die spezifische Oberfläche ist ein hervorragendes Kennzeichen dispergierter Körper. Sie geht in die sog. Oberflächenaktivität der Pulverpresslinge beim Sintern ein und stellt somit eine wichtige Triebkraft für den Materialtransport beim Sintern dar [66].

Eine bevorzugte Methode zur Bestimmung der spezifischen Oberfläche von Pulvern stellt in Anbetracht der Empfindlichkeit, Messgenauigkeit und des Anwendungsbereichs die nach S. Brunauer, P.H. Emmett und E. Teller [215], auch BET-Verfahren genannte Adsorptionsmethode dar und wird in DIN 66131 beschrieben. Die Vermessung der Oberfläche beruht auf der Ad-

sorption von Gasen (edles oder inertes Gas) an den Pulverteilchen. Das methodische Prinzip der Messung liegt darin, die Oberfläche einer Pulverprobe (in dieser Studie konkret Kupferpulver) der Masse m mit einer Monolage von Molekülen des Adsorptionsgases zu bedecken, indem sich ein Gleichgewicht aus Adsorption und Desorption des Gases einstellt [215, 66]. Aus dem benötigten Gasvolumen V_A , dem bekannten Flächenbedarf A_M des Gasmoleküls und der Anzahl der Gasmoleküle pro Kubikmeter N_M wird die spezifische Oberfläche S_m des Pulvers berechnet:

$$S_m = \frac{V_A N_M A_M}{m} \quad (4)$$

Die adsorbierte Stoffmenge ist abhängig vom Gasdruck, der Temperatur, der Art des Gases und der Größe der Oberfläche [216]. In der vorliegenden Studie wurde die Bestimmung der Spezifischen Oberfläche ausgewählter Kupferpulver mittels Micrometrics Gemini VII 2390a im BET-Verfahren durchgeführt, bei dem als Adsorbatmolekül Stickstoff ($A_M = 0,162 \text{ nm}^2$) bei 77 K verwendet wurde.

3.4.4 Organische Elementaranalyse

Die in den 1830er Jahren durch von von Liebig beschriebene und verbesserte Methode dient der quantitativen Bestimmung der in organischen und anorganischen Verbindungen enthaltenen Elemente Kohlenstoff (C), Wasserstoff (H), Sauerstoff (O), Stickstoff (N) und Schwefel (S) [217]. Wie in [218] beschrieben, stellt die Verbrennungsanalytik den aktuellen Stand der Elementaranalytik dar. In dieser Methode wird die Masse der zu analysierenden Probe zunächst mit einer Feinwaage exakt bestimmt und anschließend in einem Quarzverbrennungsrohr bei Temperaturen bis 1020°C unter Sauerstoffzufuhr katalytisch verbrannt. Die Verbrennungsgase werden in einen Heliumstrom überführt. Durch den Kontakt des Gases mit Kupferspänen werden die entstandenen Stickoxide und Schwefeltrioxide zu Stickstoff und Schwefeldioxid reduziert. Die gasförmigen Komponenten N_2 , CO_2 , H_2O und SO_2 werden in spezif. Trennsäulen oder gaschromatographisch getrennt. Die Detektion erfolgt mittels Wärmeleitfähigkeitsbestimmung. Der Sauerstoff-Gehalt wird separat analysiert. Dazu werden Proben nach dem Einwiegen in ein auf 1060°C geheiztes Quarzrohr mit konstantem Heliumstrom überführt und dabei sofort pyrolysiert. Beim Kontakt der Verbrennungsgase mit einem nickelbelegten Kohlenstoffkontakt erfolgt eine quantitative Umwandlung des Sauerstoffs in Kohlenmonoxid. Mithilfe einer Trennsäule wird das CO von den übrigen Reaktionsgasen separiert und ebenfalls via Wärmeleitfähigkeitsdetektor quantifiziert.

In dieser Studie wurden u.a. Kupferpulver aus Mahlprozessen verwendet. Daher wird die Elementaranalyse mittels Trägergasheißextraktion verwendet, um mögliche organische Rückstände der Mahlzusätze quantitativ zu bestimmen. Dazu wird jeweils etwa 10 g Kupferpulver in Messgeräten der Fa. Leco analysiert.

3.4.5 Thermische Analyse

Eine Beurteilung der während des Erwärmens der Kupferpulver im Drucksinterprozess ablaufenden thermischen Reaktionen erfolgt anhand Thermogravimetrie (TG) und Differenz-Thermoanalyse (DTA), die die Basis der Dynamischen Differenzkalorimetrie (engl. differential scanning calorimetry (DSC) darstellt. Zusätzlich wurden die Proben optisch mittels Kammermikroskopie beobachtet. In der Thermogravimetrischen Analyse (TGA) wie auch in der teils simultan ablaufenden DSC werden die Kupferpulver nach einem definierten Temperaturprofil erhitzt und anschließend abgekühlt. Die TG erlaubt es die Veränderung der Masse der Kupferpartikel z.B. durch Verdampfen über der Temperatur bzw. der Zeit zu bestimmen. Auf diese Weise werden z.B. die Masseanteile der organischen Coating-Bestandteile von Silbersintermaterialien bestimmt [114, 81, 115, 21, 65].

Die während des Aufheizens/Abkühlens der Kupfer-Proben ablaufenden thermischen Reaktionen werden durch die mittels DSC gemessene Energieaufnahme oder -abgabe der Kupferproben bestimmt. Zur TG-Analyse wurde ein Gerät des Typs Netzsch STA 209F1 Standard verwendet. Nach der Einwaage der Kupferpulver in einem Al_2O_3 -Tiegel wurden die Proben unter Argon-Atmosphäre von 25 °C bis 400 °C aufgeheizt (Heizrate 10 K/min) und die Veränderung der Masse dokumentiert. Eine Untersuchung mittels Kammermikroskop erlaubt die Beobachtung der Kupferproben in einer Heizkammer.

Auf diese Weise lassen sich optische Veränderungen im Laufe eines Temperaturprofils erkennen und via Kamerasystem dokumentieren. Dazu wurden Kupferpartikel auf ein Al_2O_3 -Substrat aufgetragen und in einem Ofen unter Stickstoffatmosphäre bis 400 °C erhitzt (Heizrate 10 K/min). Durch ein Deckglas wird die Betrachtung der oberen Partikelschicht ermöglicht. Optische Veränderungen können mittels digitaler Bildverarbeitung bewertet werden.

3.5 Herstellungsprozess der Kupferpasten

Die Herstellung der in dieser Arbeit verwendeten Pasten, dargestellt in Bild 23 (b) und (c), erfolgt, wie in Bild 23 (a) dargestellt, als eine Suspension der jeweiligen Kupferpulver in einem Basis-Lösemittel HVS-100 der Firma Heraeus. Um eine spätere Verarbeitung im Schablonendruckprozess zu ermöglichen, wurden die jeweiligen Mengenanteile hinsichtlich der Druckbarkeit variiert. Die Pastenansätze umfassen 75 ± 3 Gew.-% der Kupferpartikel und respektive 25 ± 3 Gew.-% des organischen Lösemittels mit α -Terpineol ($C_{10}H_{18}O$). Zur Vermeidung von möglichen Interaktionen mit den Kupferpartikeln im Fügeprozess und damit einer Beeinflussung der Untersuchungsergebnisse wurden keine Binder oder sonstige, zum Teil in Silber-sinterpasten verwendeten Additive zugesetzt. Die Suspension wird anschließend in einem Labormischsystem des Typs Hauschild SpeedMixer DAC800.1 FVZ bei einer Drehzahl von 800 U/min für zwei Minuten homogenisiert. Das schaufellose Verrühren durch die doppelte Rotation des Mischbechers und die Kombination der in unterschiedlichen Ebenen wirkenden Zentrifugalkräfte ermöglicht ein schonendes Durchmischen der Suspension, ohne die Metallpartikel durch ein Rührwerk zu deformieren. Um einer möglichen Agglomeration der Partikel entgegenzuwirken und die eventuell nach dem Rühren in der Paste eingeschlossene Luft auszutreiben, wird die Kupferpaste vor dem Abfüllen zweifach auf einem Dreiwalzwerk des Typs EXACT 80E gewalzt.

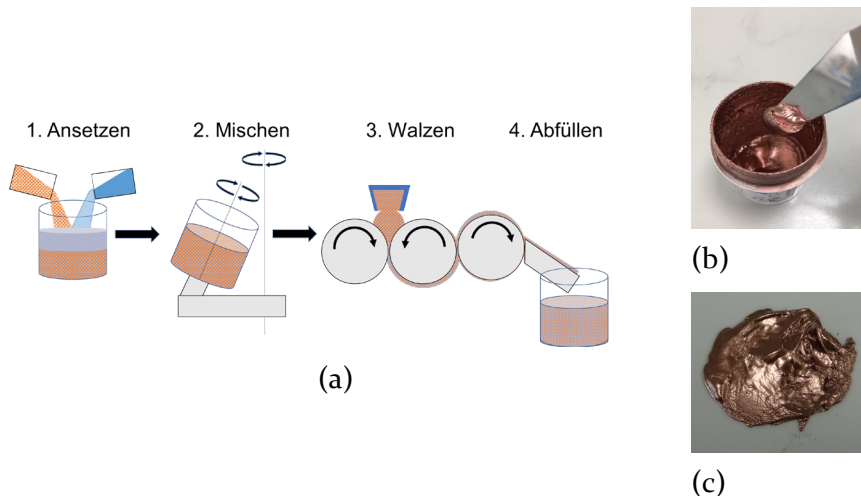


Bild 23: Schematische Darstellung der Prozessabfolge zur Herstellung der in dieser Studie verwendeten Kupferpasten aus Kupferpartikeln und Lösemittel durch Mischen und Walzen (a) sowie (b) abgefüllte Kupferpaste nach einem Misch- und zwei Walzgängen und (c) Kupferpaste auf einer Metallschablone vor dem Applikationsprozess

3.6 Herstellung gesinterter Fügeverbindung

Die Herstellung der Kupfersinterverbindungen aus der Kupferpaste erfolgt wie im Falle des Silbersinterns durch Aufdrucken der Paste auf die Substrate. Dem anschließenden simultanen Trocknen folgt die Bestückung der Substrate mit den Halbleiterbauteilen. Die Fügeverbindung wird abschließend in einem sequenziellen Drucksinterprozess erzeugt.

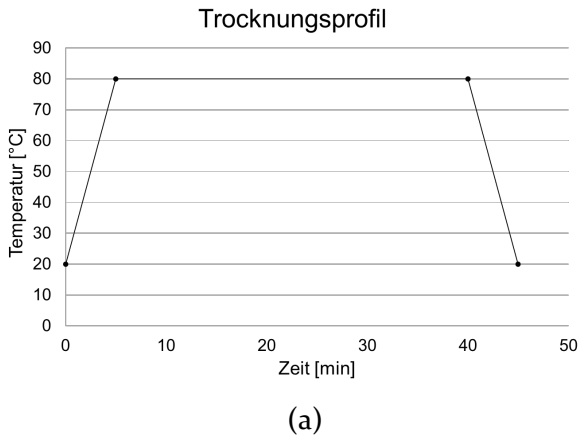
3.6.1 Pastendruck

Die Applikation der Kupferpasten auf die Substrate erfolgt in einem für Lot- und Sinterpasten üblichen Schablonendruckprozess via Stahlschablone und -raketel. Im Druckprozess wird die Paste mittels Raketelbewegung über die 75 µm bis 200 µm dicke Schablone bewegt und fließt durch die Öffnungen auf das Substrat. Die Form der Aperturen und die Dicke der Schablone definieren das nach dem Abheben der Schablone entstehende Volumen des Kupferpastendepots. Das Schablonendruckverfahren wurde sowohl für die Herstellung der Testaufbauten als auch für Probenkörper verwendet.

3.6.2 Trocknung

Das Lösemittel der Kupferpaste wird nach der Applikation der Paste im Schablonendruck-Verfahren in einem Konvektionsofen ausgetrieben. Das Platzieren von Halbleiterbauelementen und anderer Testobjekte auf die trockene Kupferschicht dient der Verhinderung von Ausgasungskanälen und vermeidet ein Zerfließen des Pastendepots im Drucksinterprozess. In dieser Studie wird ein Ofen der Fa. Binder (siehe Bild 24b) verwendet, der neben der Trocknung unter Luft auch ein Ausheizen des Lösemittels unter Stickstoff ermöglicht.

Die Trocknung der Paste erfolgt in dieser Arbeit standardmäßig bei ca. 80 °C unter Luft und wird in Bild 24a dargestellt. Ein Trocknungsprozess unter Stickstoff-Atmosphäre wird im Zug der Studie nur am Rand betrachtet, da das entwickelte und in dieser Studie untersuchte Fügmaterial als Substitut für Silbersintermaterial möglichst wenigen Einschränkungen unterliegen soll.



(b)

Bild 24: Graphische Darstellung des Standard-Temperaturprofils der Pastentrocknung (a) in einem Konvektionsofen (b)

3.6.3 Bestückung

Um die Halbleiterbauteile positionsgenau auf die getrockneten Pastendepots zu bestücken, wurde in dieser Studie ein halbautomatischer Bestücker der Fa. Tresky verwendet. Im Rahmen der Studie wurden die Chips via Bestück-Nozzel von einem Wafer bzw. Waffelpack entnommen und mit einer Gewichtskraft von ca. 2000 g für 4 Sekunden auf die trockene und auf 80 °C erwärmte Paste gedrückt. Auf diese Weise konnte eine Anhaftung des Halbleiters für den Transport in die Sinterpresse sichergestellt werden.

3.6.4 Drucksinterprozess

Die Erprobung der Kupfermaterialien und die Herstellung der Fügeverbindungen im Drucksinterprozess erfolgt durch uniaxiales Pressen zwischen beheizten Presswerkzeugen (siehe Bild 25a). Die Probekörper und Testbraugruppen wurden dazu auf einem Träger platziert und durch je eine Lage 50 µm dicke Polytetrafluorethylen (PTFE)-, Polyimid- und Aluminium-Folie vor mechanischer Beschädigung durch das Presswerkzeug geschützt. Ferner gewährleistet der mehrlagige Aufbau einen positionstreuen Verbund der Fügepartner. Eine Bestimmung der Druckfläche mittels Indikatorfolie zeigt, dass die Druckübertragung vollständig auf die Halbleiterfläche erfolgt. Da Kupfer bei den gängigen Prozesstemperaturen des Sinterns zur verstärkten Bildung einer Oxidschicht neigt, erfolgt das Drucksintern unter inerter Atmosphäre.

Der Träger mit dem Testaufbau wird in einer Stickstoffdurchfluteten, flexiblen Polyimid-Schutzhülle der Sinterpresse (Bild 25b) zugeführt. Auf diese Weise kann während dem in der Regel drei minütigen Sinterprozess der Restsauerstoff auf ca. 250 bis 350 ppm gesenkt werden¹⁹. Die gesinterten Proben werden nach dem Drucksinterprozess mittels der durch den Stickstoffstrom induzierten Konvektion abgekühlt.

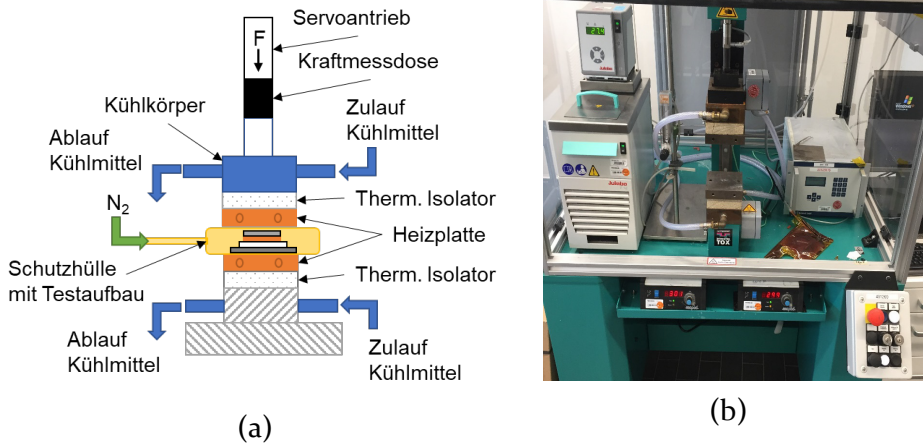


Bild 25: Schematische Darstellung der zur Herstellung der experimentellen Probekörper und Testaufbauten verwendeten Drucksinteranlage (a) und b) Sinterpresse TOX Pressotechnik STEDC mit Kühleinheit

Ein Prozessprofil, der als Standard definierten Prozesseinstellungen (300 °C, 15 MPa, 180 s), des Drucksinters zeigt die Applikation des Prozessdrucks und die folgende Durchwärmung der Probe (dargestellt in Bild 26).

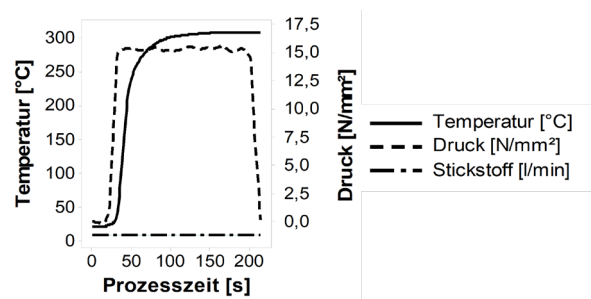


Bild 26: Temperatur- und Druckprofil des Standard-Drucksinterprozesses unter Stickstoff

¹⁹ Ermittelt durch Messung des Sauerstoffs in der Schutzhülle während des Drucksintervorgangs.

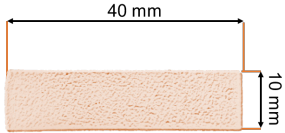
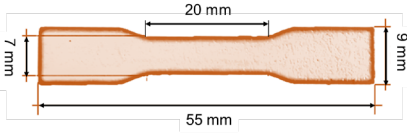
3.7 Methoden zur Bestimmung von Materialeigenschaften der gesinterten Kupferschicht

Der zuvor beschriebene Prozessablauf wird verwendet, um die Kupfermaterialien der Klassen A, B und C hinsichtlich der Eignung als Fügemaaterial zu testen und die Eigenschaften der geformten Sinterschicht zu charakterisieren. Die Ermittlung der Materialeigenschaften des gesinterten Kupfers erfolgt anhand der Kupferprobenkörper-Formen CuPK 1 und CuPK 2. Das Layout der verwendeten Flach-Probekörper wurde so gewählt, dass mehrere Eigenschaften der gesinterten Schicht bei einer geringen geometriebedingten Varianz bestimmt werden können.

Die verwendeten Probekörper wurden mittels Schablone auf Al_2O_3 -Substrate gedruckt und gesintert²⁰. Damit folgt die Formung der Probekörper dem prozessorientierten Fokus der Arbeit und der in Abschnitt 3.2 definierten Vorgehensweise.

Der Probekörper CuPK 2 orientiert sich an der Prüfkörpergeometrie DIN 50125²¹ - Typ H, weicht allerdings speziell hinsichtlich der Probendicke ab. Die finale Probendicke von etwa $40\ \mu m$ bis $50\ \mu m$ stellt einen Kompromiss aus realer Fügeschichtdicke und solider Handhabbarkeit der Proben dar.

Tabelle 11: Geometrien der Probekörper CuPK1 und CuPK2 samt zugeordneter Methoden

	CuPK 1	CuPK 2
Layout		
Charakterisierungsmethode bzw. Eigenschaft:	Dichtebestimmung (REM), elektrische Leitfähigkeit (Vierpunkt-Methode), thermische Leitfähigkeit (LaTIMA, thermische Ausdehnung (Dilatometrie))	Mechanische Festigkeit (Zugversuch), Elastisch Verhalten (dynamisch-mechanische Analyse), Kriechverhalten (Zeitstandversuch)

²⁰ wie in Abschnitt 3.6 beschrieben.

²¹ DIN 50125 Prüfung metallischer Werkstoffe –Zugproben.

3.7.1 Bestimmung der Dichte und Porosität gesinterter Schichten und Verbindungen

Ein signifikantes Merkmal gesinterter Werkstücke und auch Fügeverbindungen stellt die ihnen innewohnende, herstellungsbedingte Porosität dar, die ihre Eigenschaften als Werkstück oder Verbindungsmaterial – im Gegenteil zu üblichen schmelzmetallurgisch produzierten Werkstoffen – in starkem Maß beeinflusst. Teilweise überwiegt die porenbedingte Veränderung der Materialeigenschaften auch die der chemische Zusammensetzung und Gefügeausbildung im Werkstück [113]. Auf diesem Hintergrund basiert die standardisierte Einteilung von klassischen gesinterten Werkstoffen nach Porositätsklassen (Bsp. DIN 30910).

Der Verdichtungsgrad eines gesinterten Körpers oder einer gesinterten Fügeverbindung kann durch Bestimmung der Dichte ρ oder Porosität Φ beschrieben werden. Bei einfachen Körpern mit einem bekannten Volumen V kann die Dichte ρ durch die Bestimmung der Masse m mittels Wägung errechnet werden.

$$\rho = \frac{m}{V} \quad (5)$$

Die Porosität Φ des gesinterten Körpers oder der Schicht ergibt sich als prozentuales Verhältnis der gemessenen Reindichte ρ zur theoretischen Dichte des Vollmaterials ρ_0 nach:

$$\Phi = \left(1 - \frac{\rho}{\rho_0}\right) * 100 \% \quad (6)$$

Zur Bestimmung der Dichte und Porosität eines geschlossen porigen Körpers mit komplexer Geometrie kann das Archimedische Prinzip nach DIN ISO 3369 verwendet werden. Bei der Bestimmung der Dichte einer porösen Fügeverbindung hat sich die Auswertung metallographischer Schlibfbilder bewährt, indem die Sinter-Verbindungsschicht mittels REM erfasst und via Bildverarbeitung mittels der Software imageJ ausgewertet wird. Die metallurgische Präparation und die Bestimmung der Dichte erfolgt in dieser Studie anhand von Probekörpern des Typs CuPK₁, dargestellt in Tabelle 11, die in nach dem genannten Sinterprozess²² hergestellt wurden. In vergrößerten REM-Aufnahmen werden mittels Randomisierung 5 Positionen ausgewählt, binarisiert und hinsichtlich der Porosität vermessen²³.

²² in Abschnitt 3.6.2.

²³ basierend auf den Flächenanteilen des Querschnittes.

3.7.2 Messung der elektrischen Leitfähigkeit an gesinterten Kupferschichten

Die Bestimmung des ohmschen Widerstands wird in der Leistungselektronik wie in vielen Bereichen der Elektronikfertigung als grundlegende Methode zur Charakterisierung eingesetzt. So werden Übergangswiderstände, Metallisierungsqualität, die Funktion der Bauelemente vor und/oder nach der Verarbeitung aber auch die Qualität der Fügeverbindung der Elektronikkomponente anhand des ermittelten Widerstandes untersucht und beurteilt [219]. Die einfache Zweipunkt- und die präzisere Vierpunkt-Messung zählen zu den verbreiteten Methoden zur Bestimmung des elektrischen Widerstandes. Um den Einfluss der Kontaktwiderstände zu eliminieren, werden bei der Vier-Punkt-Methode zwei voneinander getrennte Kreise für die Stromversorgung der Gleichstromquelle und die Spannungs-Messung verwendet [219, 220]. Auf diese Weise ist es möglich, wie in Bild 27a den Spannungsabfall eines Materials mit unbekanntem Widerstand R_x weitestgehend stromlos und ebenso unabhängig von den Einflüssen der Kontakt- und Leitungswiderstände R_1 und R_2 zu bestimmen [219]. Dazu wird das Messobjekt mit vier feinen Metallnadeln sog. Messspitzen kontaktiert. Bild 27b veranschaulicht den Messaufbau der Vier-Punkt-Methode an einer gesinterten Materialprobe wie sie in dieser Studie verwendet wurde. Als Probekörper dienten dazu gesinterte Streifen der Form CuPK1 des Kupfermaterials die in einem Drucksinterprozess²⁴ hergestellt wurden. In Bild 28 wird der experimentelle Messaufbau zur Bestimmung der elektrischen Leitfähigkeit abgebildet. Die nadelförmigen Elektroden werden in einem gleichbleibenden Abstand auf die zu untersuchende Probe aufgesetzt. Zur Vermeidung einer Beschädigung der zu messenden Oberfläche werden federgelagerte Messspitzen verwendet.

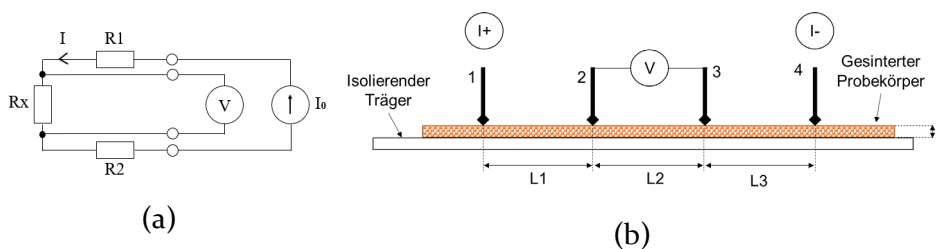


Bild 27: Schaltbild der Vierpunkt-Methode (a) [220] und orthogonales Schema des Messaufbaus zur elektrischen Charakterisierung der gesinterten Proben (b).

²⁴ wie in Abschnitt 3.3. und Abschnitt 3.4 beschrieben.

Über die äußeren Elektroden (1; 4) fließt der Konstantstrom, während die beiden inneren Messspitzen (2; 3) die zwischen ihnen liegende Potentialdifferenz messen. Über den bekannten Strom I und der gemessenen Spannung U kann der spezifische Flächenwiderstand R_{\square} der Probe ermittelt werden. Zu berücksichtigen ist dabei allerdings, dass der ermittelte Wert in der Praxis nur eine Annäherung darstellt. Die experimentelle Bestimmung des Flächenwiderstandes wurde an einem Milliohmometer des Typs Resistomat 2318 der Firma Burster bei einem konstanten Strom von 900 mA durchgeführt.

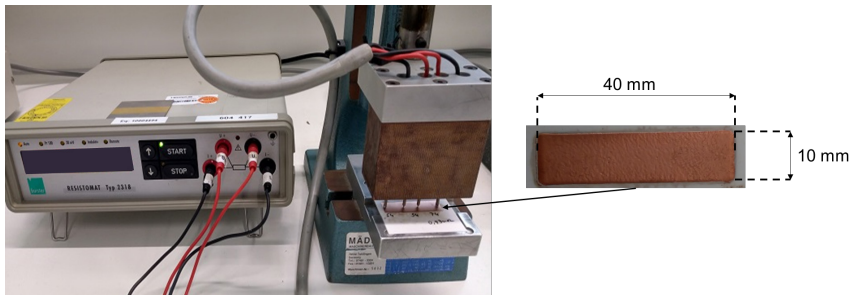


Bild 28: Experimenteller Messaufbau der Vier-Punkt-Messung an gesinterten Proben und gesintertem Kupfer-Probekörper Typ CuPK1

Um die elektrische Leitfähigkeit σ_{el} , die dem reziproken Wert des spezifischen Widerstands ρ entspricht, der gesinterten Schicht zu berechnen, ist es zusätzlich notwendig, die Materialdicke d des Probekörpers zu bestimmen [221, 222]. Dazu wurde neben der konfokalen Scanning Methode auch taktile Messungen mittels Präzisionsmessuhr des Typs Mitutoyo ID-F 543-551 (max. Anzeigefehler 3 μm) vorgenommen und anschließend die elektrische Leitfähigkeit der gesinterten Kupferschichten nach

$$\sigma_{el} = (R_{\square} * d)^{-1} \quad (7)$$

berechnet.

3.7.3 Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit gesintertem Kupferschichten

Neben der elektrischen Leitfähigkeit und mechanischen Befestigung ist auch die Ableitung der im Halbleiter entstehenden Wärme eine der Kernaufgaben der Fügmaterialien. Bei der Wärmeleitung in Metallen kommt es basierend auf molekularen Vorgängen wie Gitterschwingen und Elektronendiffusion in Absenz eines Stofftransportes zu einem dennoch materiegebundenen Energietransport und wird nach [223] berechnet

$$\vec{q} = -\lambda * \text{grad}T \quad (8)$$

Es zeigt die Abhängigkeit der gerichteten Wärmestromdichte \vec{q} vom Gradienten der Temperatur $\text{grad}T$, wobei λ als Proportionalitätskoeffizient Wärmeleitfähigkeit die Einheit W/mK trägt.

Bei einer stationären Wärmeleitung in einem vereinfachten linearen Fall, wie im ASTM Methodenstandard D5470²⁵ beschrieben, durch eine Schicht/Ebene der Fläche A mit Materialstärke/Dicke d gilt für den Wärmestrom \dot{Q}

$$\dot{Q} = \lambda * \frac{A}{d} * (T_2 - T_1) \quad (9)$$

Somit zeigt sich, dass die Entwärmung durch eine Fügenschicht neben den geometrischen Größen vor allem durch die materialspezifische Wärmeleitfähigkeit beeinflusst wird. Das Silber-Verbindungssintern ermöglicht durch die geringe Dicke der Fügenschicht in Kombination mit einer durch das Silber bedingten hohen Wärmeleitfähigkeit eine gute Entwärmung. Gängige Methoden zur Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit wie z.B. Laser-Flash-Methode (nach ASTM E1461) benötigen Schichtdicken von $> 100 \mu\text{m}$, besser mehreren Millimetern [224].

Wie in der Vergangenheit gezeigt [81] ist es möglich, Sintermaterial in einer entsprechenden Schichtstärke herzustellen und mittels Laser-Flash-Methode zu charakterisieren, allerdings entsprechen solche Sinterschichten hinsichtlich der Herstellungsprozedur nicht den Prozessabläufen/-parametern und Schichtdicken des realen Fügeprozesses. Wie in ASTM D5470 beschrieben, kann die Wärmeleitfähigkeit dünner, thermisch sehr leitfähiger Probekörper durch vertikale Messung bestimmt werden [225]. Dazu wird die Probe zwischen einer warmen Platte und einer als Wärmesenke dienenden kühleren Platte eingespannt. Die Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit erfolgt vertikal mittels Wärmestromsensoren [226]. Allerdings müssen auch für diese Methode die Geometrien der Probekörper bestimmten Abmessungen entsprechen.

In der vorliegenden Studie wurde die Wärmeleitfähigkeit der gesinterten Kupferschichten mit der LaTIMATM-Methode der Nanotest GmbH in Berlin bestimmt.

²⁵ ASTM D5470 - Standard Test Method for Thermal Transmission Properties of Thermally Conductive Electrical Insulation Materials - ASTM International, USA.

Diese Messmethode basiert grob auf der vertikalen Analyse­methode für thermische Interface-Materialien im statischen Zustand [128, 227]. Die Verwendung des LaTIMA ermöglicht die laterale Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit an sehr dünnen Sinterschichten [128]. Dazu wird der dünne Probekörper auf zwei Sockel, der eine stellt eine Wärmesenke dar, der andere eine Wärmequelle, mit jeweils einem metallbasierten, mit Thermoelementen versehenen Wärmefluss­sensor gesetzt (siehe Bild 29a).

Basierend auf Q und den gemessenen Temperaturen T_1 bis T_3 und T_4 bis T_6 kann dank bekannter Wärmeleitfähigkeit des Metallsockels der jeweilige Wärmestrom der Wärmequelle und -senke berechnet werden. Eine Infrarot-Kamera misst den Temperatur-Gradienten auf dem Probekörper. Dazu wird der Probekörper mit einem Referenzfarblack mit bekanntem Emissionsgrad versehen. Die Wärmeleitfähigkeit λ der Probe wird anschließend aus der betrachteten Länge L_{IR} , dem ermittelten Wärmefluss \dot{Q} , der von der Kamera bestimmten Temperaturdifferenz ΔT_{IR} und der Fläche A des Probenquerschnitts nach

$$\lambda = \frac{L_{IR} * \dot{Q}}{\Delta T_{IR} * A} \quad (10)$$

berechnet [128].

Die Verwendung des LaTIMA in dieser Studie, siehe Bild 29b, ermöglicht eine geringe Variation der Probekörper-Geometrien und den damit einhergehenden Abweichungen. Dies ermöglicht es, den Herstellungsprozess und die Probengeometrie zur Bestimmung der elektrischen Leitfähigkeit auf die der Wärmeleitfähigkeit zu übertragen (siehe Abschnitt 3.6.2). Die Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit mittels LaTIMA wurde bereits seit 2015 an gängigen Fügmaterialien (Lote, Leitleber und Silbersintermaterialien) erprobt und qualifiziert [228, 229].

Für Kupfer, wie für alle Metalle, ist die elektrische Leitfähigkeit σ_{el} mit der Wärmeleitfähigkeit λ nach dem Wiedemann-Franz-Lorenzsches-Gesetz verbunden [230, 231]. Mit Hilfe der für Metalle annähernd konstanten Lorenzzahl L [232] kann die Wärmeleitfähigkeit bei einer bestimmten Temperatur T nach dem Drude-Modell [233] auf Basis der elektrischen Leitfähigkeit σ_{el} wie folgt errechnet werden

$$\frac{\lambda}{\sigma_{el}} = L * T \quad (11)$$

Krüger [235] nach dem Hook'schen Gesetz aufgrund der Normalspannung in x - Richtung die Abhängigkeit der Dehnung ϵ von der Spannung σ und dem materialspezifischen Elastizitätsmodul E

$$\epsilon_{x2} = \frac{\sigma_x}{E} \quad (14)$$

und in y-Richtung kommt es aufgrund der Normalspannung in x-Richtung zur Querkontraktion und ebenfalls zu einer, wenn auch geringen, Verformung

$$\epsilon_{x3} = \epsilon_y = -\nu * \frac{\sigma_x}{E} \quad (15)$$

Bei gleichen E-Moduln E und Querkontraktionszahlen ν in x- und y - Richtung ergibt sich die gesamte Verformung der Schicht in x -Richtung

$$\epsilon_{x_{ges.}} = \epsilon_{x1} + \epsilon_{x2} + \epsilon_{x3} = \alpha_l * (T - T_0) + \frac{\sigma_x}{E} - \nu * \frac{\sigma_x}{E} \quad (16)$$

Wird die thermisch induzierte Ausdehnung nun behindert, etwa durch kraft- oder stoffschlüssige Verbindungen, wie das Löten oder Sintern, kommt es in den Komponenten und Schichten zu elastisch oder elastisch-plastischen Dehnungen oder Stauchungen. Erfolgt eine stärkere Beanspruchung des Materials, kommt es zur Ermüdung bis hin zum Bruch. Materialien sind daher durch ihre Temperaturwechsel oder -schockbeständigkeit charakterisiert. Während einer solchen umwelt- oder betriebsbedingten thermo-mechanischen Belastung entstehen sowohl Druck-, Zug- und Scherspannungen, wobei meist die Zugspannungen die versagensrelevante Größe darstellen.

Im Falle einer Fügeverbindung besteht bei einer niedrigeren als der Herstellungstemperatur immer eine Zugspannung auf Grund der stärkeren Schrumpfung der metallischen Fugeschicht gegenüber dem Halbleiter oder dem von der Keramik dominierten Substratmaterial. Während des Betriebs kommt es mit steigender Temperatur zum Abbau der Zugspannungen. Bei höheren Temperaturen als der Herstellungstemperatur, wie es beim Sintern gegenüber dem Löten theoretisch möglich ist, kommt es durch die Fugeschicht zu Druckspannungen.

Die thermisch induzierten Spannungen können einige hundert MPa betragen und sind teilweise größer als die Zugfestigkeiten R_m von Kupfer [236]. Wird eine kritische Spannung überschritten, so kann es zu Rissen, entweder in der Schicht oder in der Grenzfläche, kommen. Daher wurden im Zuge dieser Arbeit neben der maximalen Zugfestigkeit R_m einer Kupfer-

Verbindungssinterschicht auch der Elastische Modul E und der thermische Ausdehnungskoeffizient α_l experimentell bestimmt.

3.7.4.1 Thermische Ausdehnung

Die Bestimmung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten der gesinterten Fügeverbindung erfolgt in Anlehnung an DIN 51045-1²⁶ mittels Dilatometrie. Dort wird die Längenänderung Δl als eine durch den Werkstoff gegebene Kenngröße beschrieben, mittels derer Rückschlüsse auf das Ausdehnungsverhalten unter Wärmeeinwirkung bei der Verwendung gezogen werden können. Der stoffspezifische thermische Ausdehnungskoeffizient α wird wie in Formel (12) beschrieben errechnet.

Bei der Messung der Probenlänge l mittels Schubstangendilatometern (wie in Bild 30 schematisch dargestellt), wird die Längenänderung einer in einer Haltevorrichtung gelagerten Probe mit Hilfe einer beweglichen Schubstange/Übertragungsstab auf ein Wegmesssystem (mechanisch, elektrisch oder optisch) übertragen.

Bei einer Ausdehnung des Probekörpers erfolgt eine Bewegung des Übertragungsstabs innerhalb der Messeinrichtung. Basierend auf einer auf der Schubstange aufgebrachten Skala bestimmt ein Encoder die zugehörige Längenänderung. Dies ermöglicht die Aufzeichnung eines Ausgangssignals – proportional zur Ausdehnung. Für die Messung der Temperatur und der mechanischen Kontaktierung werden Temperatur- und Kraftsensoren verwendet. In dieser Studie wurde zur experimentellen Bestimmung der Längenänderung einer gesinterten Kupferschicht ein horizontales Dilatometer des Typs DIL402 Expedis Supreme verwendet.

Bei Raumtemperatur wird ein gesintertes Probekörper in eine Al_2O_3 -Haltevorrichtung für dünne Proben oder Folien gelegt. Der Probekörper entspricht der zuvor in Abschnitt 3.6.2 beschriebenen Geometrie des Typs CuPK1 und wurde auf die gleiche Weise in einem Drucksinterprozess bei 300°C hergestellt. Mittels Übertragungsstab wird der Probekörper mit einer sehr geringen Kraft von 20 mN mechanisch kontaktiert. Zur Vermeidung der Oxidation wird der geschlossene Ofenraum zweifach evakuiert und jeweils mit Stickstoff gespült.

²⁶ DIN 51045-1 Bestimmung der thermischen Längenänderung fester Körper – Teil 1: Grundlagen.

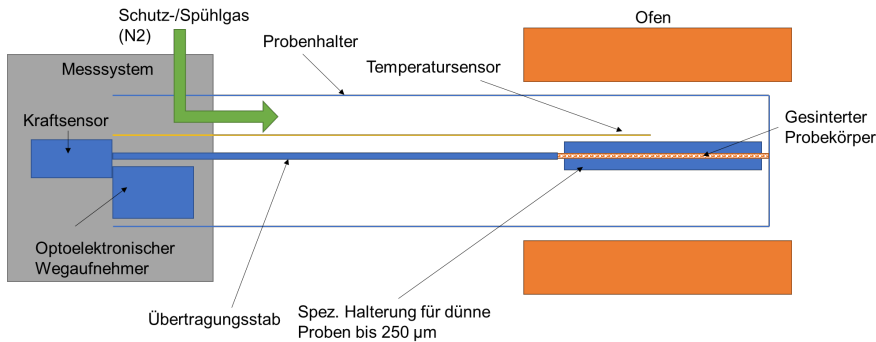


Bild 30: Orthogonales Schema eines Schubstangendilatometers zur Messung dünner Proben

Auf Basis des bekannten Nullpunktes der Messeinrichtung wird die Ausgangslänge des Probekörpers L_0 bestimmt und anschließend die Probe im Ofen unter Stickstoff-Atmosphäre aufgeheizt. Die Aufzeichnung der Längenänderung ΔL samt Temperatur T ermöglicht die Bestimmung des mittleren thermischen Ausdehnungskoeffizienten im jeweiligen Temperaturbereich.

3.7.4.2 Zugfestigkeit

Wie eingangs beschrieben, kommt es bei einer Temperaturänderung zu induzierten Spannungen im Schichtaufbau. Mittels mechanischer Belastung eines Werkstoffs im Zugversuch ist es möglich, die materialrelevanten Kenndaten mit einem experimentellen, idealisierten Messaufbau zu ermitteln.

Der Zugversuch stellt ein Standardverfahren im Bereich der Werkstoffwissenschaften und zerstörenden Materialprüfung zur Bestimmung mechanischer Materialkennwerte dar. Dabei wird ein Probekörper in eine Zugprüfanlage eingespannt und durch eine steigende Kraft in Zugrichtung bis zum Bruch gedehnt. Durch die Aufzeichnung der Kraft und der Längenänderung im einachsigen Zugversuch kann neben der maximalen Zugfestigkeit R_m aus der technischen Spannung und technischen Dehnung der Elastizitätsmodul E ermittelt und in einer Spannungs-Dehnungs-Kurve (siehe Bild 31c) dargestellt werden. In der vorliegenden Studie wird der Zugver-

sich experimentell genutzt, um die Zugfestigkeit der gesinterten Kupferschicht zu ermitteln und orientiert sich bezüglich der Durchführung an DIN EN ISO 6892-1²⁷.

Nach [237] gilt für viele Metalle inklusive Kupfer eine Querkontraktionszahl von etwa 0,33. Im Rahmen dieser Arbeit wurden an der Technischen Hochschule Aschaffenburg sowie bei der Heraeus Deutschland GmbH Zugversuche bei Raumtemperatur durchgeführt. Zusätzlich wurden aus anlagentechnische Gründen Zugproben des Kupfer-Sintermaterials an der technischen Universität Chemnitz bei höheren Temperaturen untersucht.

Die Berechnung der Zugspannung erfolgte auf Basis der mittels konfokaler Höhenmessung und aus metallographischen Schliffen bestimmten Probenstärke. Ein skizzierter Aufbau des Zugversuchs ist in Bild 31 veranschaulicht.

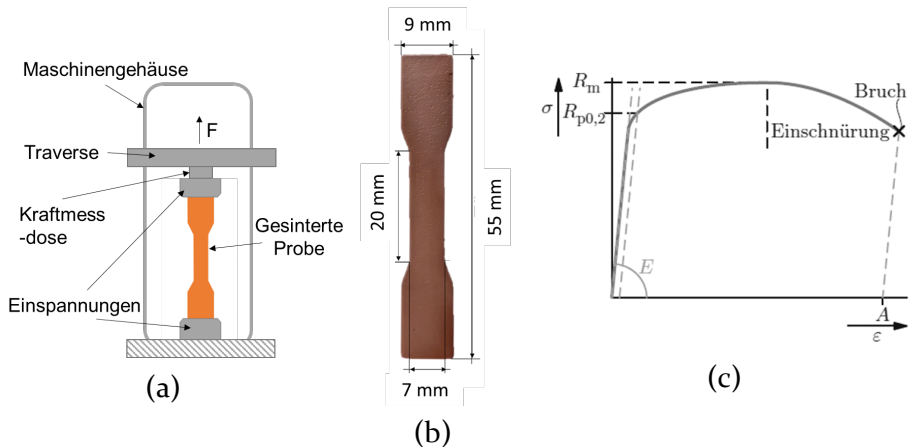


Bild 31: Schematische Darstellung eines Zugversuchs (a) und (b) bemaßter Probenkörper aus gesintertem Kupfer sowie (c) exemplarische Darstellung einer Spannungs-Dehnungs-Kurve eines duktilen Metalls ohne ausgeprägte Streckgrenze $R_{p0,2}$ [58]

3.7.4.3 Bestimmung dynamisch-mechanischer Eigenschaften

Die präzise thermomechanische Charakterisierung des viskoelastischen Verhaltens von Werkstoffen erfolgt häufig durch die Dynamisch-Mechanische Analyse (DMA). Auf die Materialprobe wird wie in Bild 32 dargestellt, eine sinusförmig oszillierende Kraft mit der Frequenz f ausgeübt. Hierbei

²⁷ DIN EN ISO 6892-1 Metallische Werkstoffe –Zugversuch –Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur.

hat die mechanische Beanspruchung im elastischen Bereich ein entsprechendes Antwortsignal zur Folge. Die Dehnung ε des Materials wird gemessen und die Amplitude sowie die Phasenverschiebung der Verformung δ relativ zur aufgebrauchten Spannung σ analysiert.

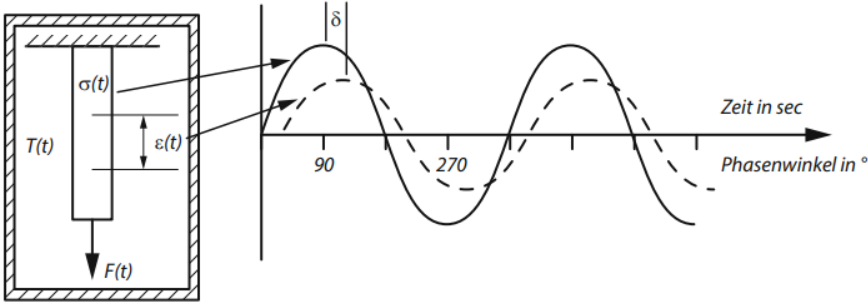


Bild 32: Prinzip einer Dynamisch-Mechanischen Analyse (DMA) nach [238]

$$\varepsilon_{(t)} = \varepsilon_0 * \sin 2\pi f t \quad (17)$$

$$\sigma_{(t)} = \sigma_0 * \sin(2\pi f t + \delta) \quad (18)$$

Aus diesen Messwerten lassen sich die visko-elastischen Eigenschaften einer Probe als Funktion von Zeit t und Temperatur T bestimmen. Aufgrund der Phasenverschiebung lässt sich der komplexe Modul in Realteil (Speichermodul E') und Imaginärteil (Verlustmodul E'') aufteilen. Die mathematische Verarbeitung der Messdaten ergibt den komplexen Modul E^* , den Speichermodul E' , den Verlustmodul E'' und den Verlustfaktor $\tan \delta$.

$$E^* = E' + i * E'' \quad (19)$$

Die zwischen dynamischer Spannung und dynamischer Verformung eines viskoelastischen Materials bestehende Phasenverschiebung wird als Phasenwinkel δ gekennzeichnet. Der Verlustfaktor $\tan \delta$ beschreibt das Verhältnis zwischen Verlust- und Speichermodul bzw. Real- und Imaginärteil und ist bezogen auf die nicht wiedergewinnbare Energie ein Maß für die Energieverluste bei einer Schwingung.

$$\tan \delta = \frac{E''}{E'} \quad (20)$$

Bei rein elastischen Materialien tritt keine Phasenverschiebung auf ($\delta = 0$). Die gespeicherte und während der Relaxation rückstellbare Energie ist proportional zu E' und damit ein Maß für die elastischen Eigenschaften eines

elastischen Materials und vergleichbar mit dem durch Zugversuche gemessenen Youngschen Modul [239].

In Bild 33 ist der schematische Aufbau der dynamisch-mechanischen Analyse an gesinterten Probekörpern dieser Studie dargestellt. Für die Bestimmung des Elastischen Moduls mittels DMA werden die zuvor beschriebenen knochenförmigen Probekörper CuPK₂ aus gesintertem Kupfermaterial verwendet, welche, wie ebenfalls zuvor beschrieben, in einem Druck-sinterprozess hergestellt wurden.

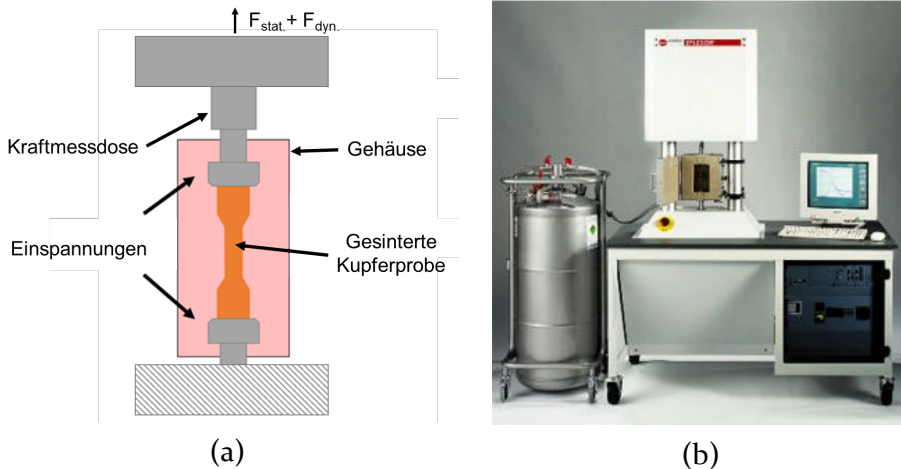


Bild 33: Schematische Darstellung der Dynamisch-Mechanischen Analyse im Zug-Modus (a) und (b) Abbildung der verwendeten DMA-Messeinrichtung Netzsch DMA GABO EPLEXOR® (Bild: Gabo-Qualimeter GmbH)

Für die Messung wurde der Probekörper beidseitig in die hierfür vorgesehenen Spannbänken der DMA eingespannt und die Einspannung mit einer Kontaktkraft von 0,15 N überprüft. Die mechanische Beanspruchung der Prüflinge ergibt sich aus einer statischen und in Zugrichtung orientierten Kraft von 5 N und einer überlagernden, dynamischen Kraft von 2 N mit der Frequenz von 2 Hz.

3.7.4.4 Kriechen

Das Kriechen eines Materials bezeichnet seine zeitabhängige Dehnung bei einer statischen Belastung. Beim Verformungsverhalten von Materialien steigt ab einer homologen Temperatur von ca. 0,3 die Relevanz von Kriechprozessen [231, 240, 58]. Als Ursache für die plastische und zeitabhängige Verformung gilt das Versetzungsklettern, welches durch das Anlegen einer externen Belastung initiiert wird und bis zur Entlastung anhält. Die dabei

auftretende Kriechdehnung hängt von der Belastung, der Temperatur T , der Dauer, dem Material und dem Fertigungs-/Behandlungszustand ab. Im Kriechversuch werden die Proben meist wie für den Zugversuch beschrieben eingespannt, im Gegensatz dazu aber unter konstanter Spannung $\sigma < \sigma_{max}$ gehalten und die Dehnung ε als Funktion der Zeit t gemessen. Somit dient bei höheren Temperaturen die Kriechkurve $\varepsilon(t)$ oder auch „Dehnungs-Zeit“-Kurve, in Bild 34a dargestellt, dazu, das Verhalten von Werkstoffen unter Last zu charakterisieren. Nach dem Durchlaufen eines Übergangskriechbereichs (I) (ähnlich der Verfestigung im Zugversuch) ergibt sich ein stationärer Kriechbereich (II), in dem zu vorgegebener Spannung σ eine konstante stationäre Kriechgeschwindigkeit ε_s gehört. In diesem Stadium des Kriechens verbleibt der mikroskopische Aufbau des Werkstoffes mit seiner Versetzungsdichte sowie der Versetzungsanordnung überwiegend konstant, denn während sich das Material plastisch verformt, kommt es zu entsprechenden Verfestigungsprozessen. Gleichzeitig laufen bedingt durch die hohe Temperatur Erholungsvorgänge ab.

Im stationäres Kriechverhalten befinden sich Zunahme des Formänderungswiderstandes aufgrund der Verfestigung und die Abnahme aufgrund der Erholung im Material in einem dynamischen Gleichgewicht. Die Kriechkurve $\varepsilon(t)$, in Bild 34a zeigt nach größeren Dehnbeträgen einen beschleunigten Anstieg, den sog. tertiären Kriechbereich (III), der zum Bruch hinführt. In Bild 34b ist der Einfluss der Temperatur T auf die Kriechdehnung exemplarisch dargestellt. Experimentell wird festgestellt, dass die Dehnrates des sekundären Kriechens durch das Potenzgesetz von der Spannung und exponentiell von der Temperatur abhängt [58]. Diese Spannungs- und Temperaturabhängigkeit der sekundären Kriechdehnungsgeschwindigkeit kann als sog. „Norton-Kriechen“ durch

$$\dot{\varepsilon} = B * \exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right) * \sigma_{kriech}^n \quad (21)$$

beschrieben werden [231, 58]. Darin stellen B und der „Norton“-Exponent n materialabhängige Parameter dar.

Zusätzlich gehen die jeweils angelegte Kriechspannung σ_{kriech} , die scheinbare Aktivierungsenergie für das Kriechen Q_c , die Gaskonstante R und die Temperatur T in die Berechnung mit ein und zeigen, dass Kriechvorgänge thermisch aktiviert werden.

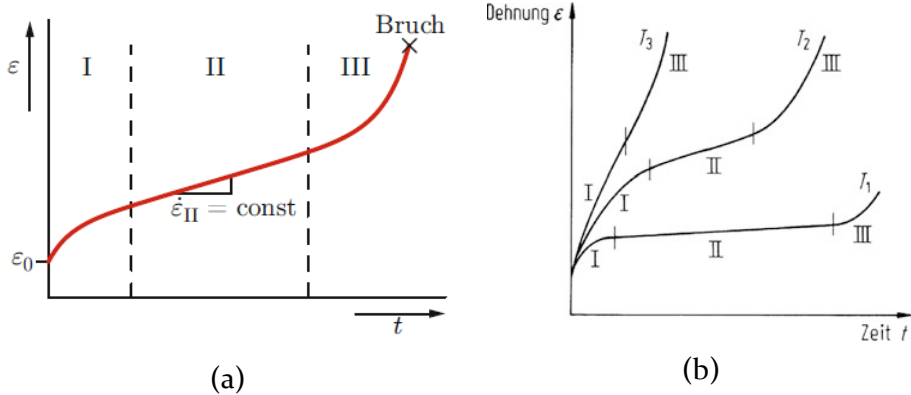


Bild 34: Schematische Darstellung der Kriechbereiche nach [58] und Kriechkurven bei verschiedenen Temperaturen; $T_1 < T_2 < T_3$ nach [231]

In dieser Studie wird das Kriechverhalten der gesinterten Kupferschicht an Testkörpern des Typs CuPK2 untersucht. Die zur Belastung der Proben verwendeten Spannungen wurden aus den zuvor durchgeführten Zugversuchen abgeleitet und auf ca. 30 %, 60 % und 90 % der Streckgrenze festgelegt. Die Abhängigkeit des Kriechverhaltens der Kupferschicht von der Temperatur wurde anhand von drei Temperaturen (Raumtemperatur, 100 °C, 175 °C) gezielt für den Bereich der zulässigen Betriebstemperaturen aktueller Halbleitertechnologien ermittelt.

3.7.5 Beurteilung der Fügeverbindungen

3.7.5.1 Schertest

Die Bestimmung der Festigkeit von Fügeverbindung für Elektronik- und Leistungselektronikkomponenten erfolgt in der Regel durch indirekte Ermittlung der Festigkeit der Baugruppe auf der Substratoberfläche, z.B. durch den sog. Schertest [219]. In einem Schertest wird das Substrat der Testbaugruppe eingespannt und der Halbleiter durch einen Schermeißel parallel zur Substratoberfläche bis zur Zerstörung der Fügeverbindung belastet. Aus der dazu benötigten Maximalkraft und der Anbindefläche lässt sich die sog. Scherfestigkeit ermitteln.

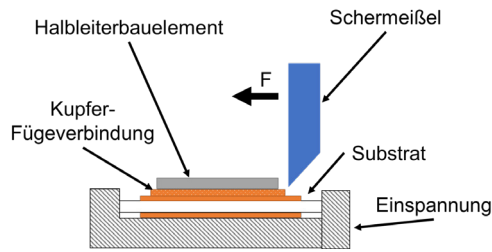


Bild 35: Schematische Darstellung der Scherkraftmessung zur Beurteilung der Fügeverbindung einer leistungselektronischen Testbaugruppe (in Anlehnung an [219, 241, 182])

Nach dem Abscheren können das Substrat und das Bauteil, sofern der Halbleiter-Chip nicht während dem Test zerstört wird, optisch untersucht und die Bruchflächen der Fügeverbindung analysiert werden. Im Standard MIL-STD 883 Method 2019.5 wird eine flächenabhängige Zielfestigkeit im Schertest von etwa $5,9 \text{ N/mm}^2$ genannt²⁸ [182].

Das Industriekonsortium „DA5“ stuft eine Scherfestigkeit von 20 N/mm^2 als „hoch“ ein [137]. Wie in Bild 117 dargestellt, können die auftretenden Bruchbilder nach den Militär- und Industriestandards MIL-STD 883 [182] und IPC-TM650 Nr.2.4.42.2 [241] in drei (A, B und C), und bei [134] verfeinert, in acht Kategorien (1 bis 8) unterschieden werden (siehe Bild 117 i. Anh.). Diese Kategorien lassen sich auf die Kupfer-Sinterverbindungs-schicht übertragen. Während die Bruchbilder der Kategorien B (adhäsiver Bruch zwischen dem Halbleiterbauteil und der Fügenschicht) und C (adhäsiver Bruch zwischen Fügenschicht und Substratmetallisierung) häufig mit niedriger Festigkeit und mangelhafter Fügeverbindung auftreten, geht der Kohäsionsbruch im Halbleiter-Chip (Kategorie A), sofern keine Verkantung des Meißels vorliegt, in der Regel mit sehr hohen Messwerten einher. Allerdings zeigt sich, dass in der Realität häufig kohäsive Brüche in der Fügenschicht, aber auch uneindeutige Mischbrüche, nach [134] in Kategorie 4, auftreten [131].

In dieser Studie wird die Scherfestigkeit gesinterter Kupfer-Fügenschichten an einem Bondtester des Typs Nordson Dage 4000Plus mit einem Mono-Wolframcarbid-Meißel bei einer Scherhöhe $60 \mu\text{m}$ zur nächsten Oberfläche bestimmt.

²⁸ Angabe für Halbleiterbauteile mit einer Fläche von 16 mm^2 .

3.7.5.2 Biegetest

Der Biegetest stellt ein zerstörendes Prüfverfahren dar, mit welchem die Anbindung des Bauelements am Substrat qualitativ beurteilt werden kann. Wie in Bild 36 dargestellt, wird hierbei eine zu untersuchende Probe, bestehend aus dem Substrat und einem durch Sinterpaste gefügten Halbleiterchip, in die Vorrichtung eingespannt. Beim Umlegen eines Hebels wälzt der obere Zylinder bzw. die Walze um den Dorn/Rundstab (Radius: 10 mm) und initiiert so eine Verbiegung der Probe um 90°. Dabei treten zwischen den Schichten Scherkräfte auf, die zur Trennung der Fügeverbindung führen können. Ist die Anbindungsqualität zwischen den Fügepartnern hoch, entstehen über den gesamten Modulaufbau (Chip, Sinterschicht und Substrat) mehrere Brüche, wobei die unterschiedlichen Materialien noch aneinanderhaften. Bei einer mangelhaften Verbindungsschicht löst bzw. schält sich der Chip vom Substrat [242, 243].

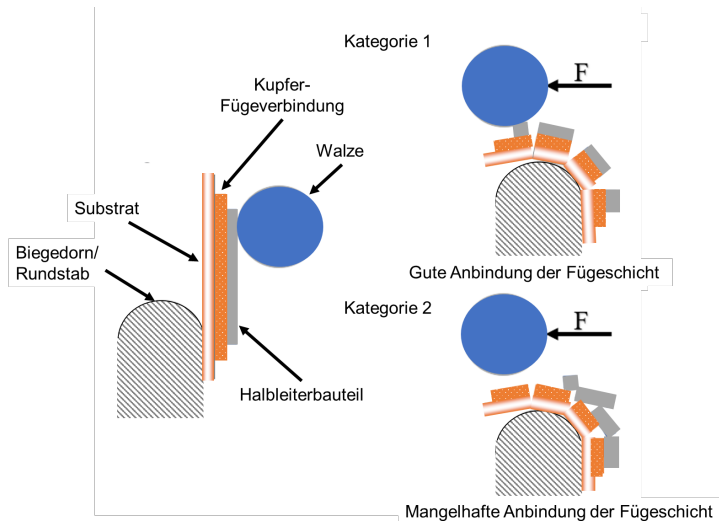


Bild 36: Schematische Darstellung eines Biegetests und der Beurteilungskriterien der Füge-schicht.

3.7.5.3 Zugschertest

Der Zugschertest erlaubt es, die Anbindung einer Füge-schicht, ähnlich wie beim Schertest, durch parallel zur Oberfläche eingeleitete Kraft zu beurteilen. Dabei wird Fügema-terial zur Verbindung zweier überlappender Probekörper genutzt. Die verbundenen Probekörper werden eingespannt und zur Zerstörung in Zugrichtung belastet (siehe Bild 37a). In dieser Studie

wird der Zugschertest genutzt, um die Zugscherfestigkeit von Kupfer-Partikelklassen zu bestimmen. Dazu werden zwei 40 mm x 10 mm große Streifen aus gewalztem Kupfer jeweils auf einer Fläche von 10 mm x 10 mm durch eine Kupfer-Fügeschicht miteinander verbunden. Wie in Bild 37b dargestellt, wird ein Kupferblech mit Kupfer-Paste bedruckt und diese getrocknet. Danach wird das zweite Kupferblech versetzt aufgelegt und der Aufbau einem in Abschnitt 3.4 beschriebenen Drucksinterprozess ausgesetzt (siehe Bild 37c). Die Proben werden anschließend unter Zugbelastung bis zum Bruch getestet²⁹.

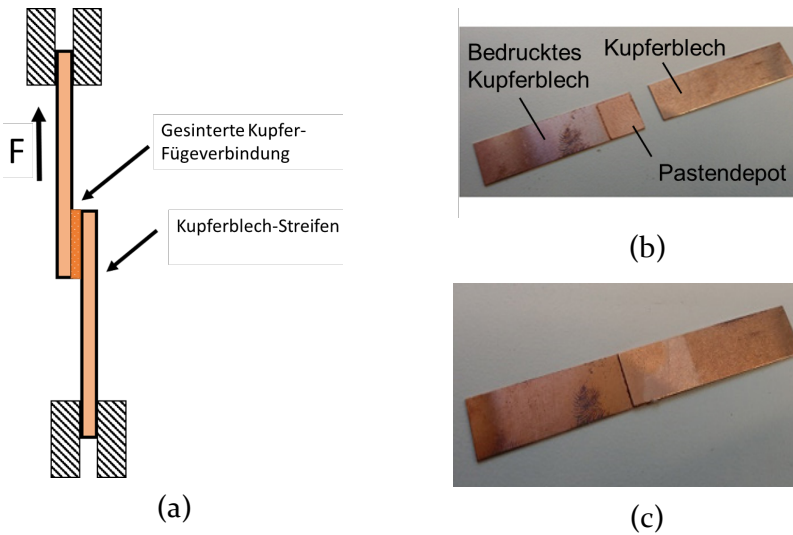


Bild 37: Schematische Darstellung des Zugschertests (a) und (b) bedrucktes Kupferblech sowie unbedrucktes Kupferblech und (c) Zugscherprobe nach dem Drucksinterprozess

3.8 Beschleunigte Alterung der Fügeverbindung

Die Langzeitzuverlässigkeit von Baugruppen auch in harschen Arbeitsumgebungen ist eines der wesentlichen Entwicklungsziele. Umwelttest und Untersuchungen zur beschleunigten Alterung werden genutzt, um die Zuverlässigkeit einer Baugruppe oder eines verwendeten Materials abzuschätzen.

In der Regel erfolgt die beschleunigte Alterung durch die Induktion von thermomechanischen Spannungen in der Testbaugruppe durch Erwär-

²⁹ wie in Abschnitt 3.7.4.2 beschrieben.

men und Abkühlen. Die Methoden lassen sich grob in passive Testmethoden, wie Hochtemperaturlagerung (HTS), Temperaturwechseltest (TCT) oder verschärften Temperaturschocktest (TST) und aktive Testmethoden wie z.B. aktiven Lastwechseltest (PCT) unterscheiden. Ziel ist es, dass Kupferfügematerial in den genannten Tests zu erproben und Indikatoren für eine Eignung oder Nicht-Eignung als Fügematerial für leistungselektronische Anwendungen abzuleiten.

3.8.1 Hochtemperaturlagerung

Die Lagerung der Elektronik bei hohen Temperaturen fördert bei klassischen Lotmaterialien das Wachstum der intermetallischen Phasen und bei leitfähigen Klebern kann es bei hohen Temperaturen zur Versprödung der eingesetzten Polymere kommen. Daher wird eine Auslagerung für 1000 Stunden bei Temperaturen über 125 °C als sog. High Temperature Storage (HTS) u.a. im ECPE-Standard für Leistungselektronikmodule beschrieben [16]. In dieser Studie werden Testaufbauten bei 150 °C und 250 °C für bis zu 1000 Stunden in einem Ofen unter Luft ausgelagert. Dazu werden Silizium-Testkörper mittels einer Kupferfügeverbindung auf einem Al₂O₃-DCB-Substrat mit kupferner Endoberfläche verbunden und anschließend ausgelagert. Die Auswirkungen der hohen Temperaturen auf die Haftfestigkeit der Fügeverbindung werden nach 24 Stunden und dann jeweils nach 250, 500, 750 und 1000 Stunden mittels Schertest untersucht.

3.8.2 Temperaturwechseltest

In einem Temperaturwechseltest (TST) werden Baugruppen in einem Testschrank wechselweise einer hohen und einer niedrigen Umgebungstemperatur ausgesetzt. Die Verweilzeit und die Transferzeit zwischen den beiden Temperaturzonen unterscheidet den langsameren Temperaturwechseltest vom rascheren Schocktest³⁰. Im Temperaturschocktest können die Transferzeiten der Testbaugruppen zwischen Heiß- und Kaltlagerung nur wenige Sekunden (< 10 s) betragen [219]. Im Thermoschock kommt es so zu einer schnellen, schockartigen Veränderung der Temperatur an der Baugruppe oder Fügeverbindung [5]. Dies induziert je nach Materialkombination thermo-mechanische Spannungen zwischen dem äußeren und inneren Teil der Baugruppe, da die Wärme zur oder von der Oberfläche schneller übertragen bzw. abgeführt wird als im Inneren.

³⁰ Nach DIN EN 60068-2-14.

An Fügeverbindungen kommt es durch die wiederholte zyklische Belastung zur Rissbildung, welche im weiteren Test zum Versagen der Füge-schicht und einem Ausfall führt. Für Leistungselektronikkomponenten im Kfz-Bereich wird eine thermo-mechanische Belastung durch den Transfer der Baugruppen zwischen Heißluft- und Kaltluftkammer beschrieben [16]. Die Testbedingungen und die thermischen Übergangsmedien des in dieser Studie durchgeführten Schocktests weichen von den Standardtestbedin-gungen (Tabelle 12) ab. Die Verwendung von flüssigen Medien soll die Aus-lagerung der Proben bei hohen Temperaturen ohne eine Oxidation der kupferbasierten Fugeschicht ermöglichen. Die größere Temperaturdiffe-renz von 205 °C im Vergleich zu den Vorgaben in ECPE AQG 324 QE-01 führt zu einer gesteigerten thermo-mechanischen Belastung der Testauf-bauten und beschleunigten Degradation der Fügeverbindung.

In dieser Studie wurden Testmodule mit Kupfer-Fügeverbindungen, wie in Bild 38a dargestellt, in einer ESPEC TSB-51 Flüssig-Flüssig-Temperatur-schockkammer thermo-mechanisch von -55 °C bis +150 °C belastet. Der Verlauf eines Schockzyklus mit einer Haltezeit im heißen oder kalten Gal-den-Behälter von jeweils 5 Minuten wird in Bild 38b gezeigt. Der Transfer der Proben zwischen den Flüssigkeitsbädern erfolgt innerhalb von wenigen Sekunden (~10 s). Das Abkühlen bzw. Aufheizen der Proben auf die Ziel-temperatur erfolgt in ca. 60 Sekunden. Auf diese Weise kann eine sehr schroffe Abkühlrate realisiert und die Haltbarkeit der Fugeschicht unter harschen Bedingungen untersucht werden.

Tabelle 12: Testparameter des Temperaturschocktest

Merkmale	ECPE AQG 324 [16]	Testbedingungen in dieser Studie
Medien	Luft	Galden® (aq)
T _{min} [°C]	-40 (-10)	-55
T _{max} [°C]	+125 (+15)	+150
Transferzeit [s]	< 30	< 15
Haltezeit [min]	> 15	5
Mindestzyklenzahl	1000	1000
Ausfallkriterium	R _{th} Anstieg 20 %	Abfall der Scherfestigkeit um 50 % [98]

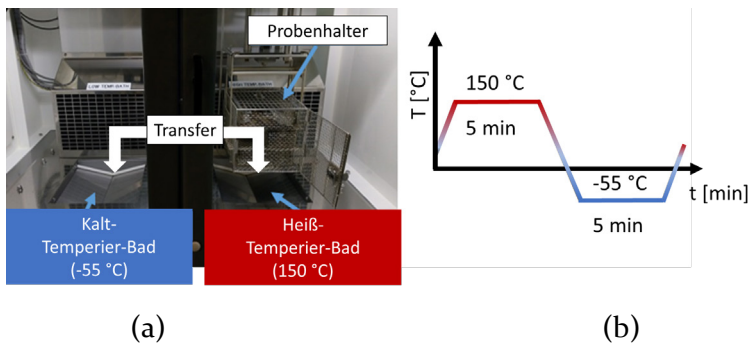


Bild 38: Testkammer der Flüssig-flüssig-Temperaturschockanlage (a) und (b) Temperaturprofil des zyklischen Schocktests

Die Testmodule wurden bis zu 3000 Zyklen im TST eingelagert. Bei Zyklen von 500, 1000, 2000 und 3000 wurden jeweils Proben entnommen und diese mittels Scanning-Acoustic-Mikroskopie (SAM), Schertest und metallographischen Untersuchungen mittels REM auf Degradation untersucht. Für Silbersintermaterial wurde die Materialermüdung und der Rissfortschritt, samt einhergehender Delamination nach thermo-mechanischer Belastung mehrfach mittels SAM-Analyse dokumentiert und zur Abschätzung der Lebensdauer herangezogen [65, 244, 100]. Eigene Vorversuche [245] und Literaturdaten [178, 175, 187] zeigen eine qualitative Abweichung der SAM-Aufnahmen von Chip-Aufbauten mit gesintertem Silber und Kupfer (siehe Bild 118 i. Anh.). Eine Bewertung der Delamination und Rissbildung vom Rand des Halbleiters kann, basierend auf den Grauwerten, für gesintertes Kupfer nur mit einem hohen Unsicherheitsfaktor durchgeführt werden. Durch die Divergenz der erzielten und benötigten Resultate kann den notwendigen Ansprüchen an die Messung nicht genüge getan werden. Daher wurde die Lebensdauer der Kupfer-Fügeverbindung in Anlehnung an Siow und Chua [98] auf Basis der gemessenen Scherfestigkeit ermittelt. Eine Reduktion der Festigkeit um 50 % gilt als Indikator einer signifikanten Degradation der Fügeverbindung und wurde somit als Ausfallkriterium definiert.

3.8.3 Aktiver Lastwechseltest

Im Gegensatz zum Temperaturwechsel- oder Temperaturschock-Test, bei dem die Erwärmung der Baugruppe durch einen externen Einfluss induziert wird, heizt sich das Bauelement im aktiven Lastwechsel-Test/Power Cycling (PC) durch aktive Bestromung auf Grund des ohmschen Widerstands des Halbleiterbauelementes lokal auf [5].

Durch im Test genutzte Eigenerwärmung der Leistungshalbleiter soll die thermomechanische Belastung auf die in der Testbaugruppe verwendeten Materialien während des Betriebs abgebildet werden (siehe Bild 39a). Der aktive Lastwechseltest wird über die Temperatur des Kühlkörpers geregelt. Erreicht diese eine definierte Obergrenze T_{max} , wird die Bestromung unterbrochen und das Bauteil über den Kühlkörper bis zur definierten Temperaturuntergrenze T_{min} gekühlt. Neben den maximalen und minimalen Temperaturen werden auch die Schaltzyklen definiert. In ECPE-Prüfstandard AQG324 wird neben den PC_{sec} mit einer Lastzeit t_{on} von < 5 s der PC_{min} -Test mit längerer Belastung $t_{on} > 15$ s unterschieden [16]. Während die kurzen Schaltzeiten hauptsächlich die Oberseitenkontaktierung und die Fügeverbindung des Chips thermomechanisch beanspruchen, belastet der letztere Test aufgrund der längeren Durchwärmung auch die vom Halbleiter weiter entfernten Fügeverbindungen, z.B. der Grundplattenkontaktierung [16, 5]. Als Schädigungsindikatoren wird neben der gemessenen Durchlassspannung (U_{DS} für MOSFETs oder U_f für Dioden), dargestellt in Bild 39b, auch der thermische Widerstand R_{th} ermittelt. Die Bestimmung des R_{th} wird durch die Heizleistung P , die Messung der Kühlkörpertemperatur T_{min} und die obere Bauteiltemperatur T_{max} ermöglicht.

$$R_{th} = \frac{T_{max} - T_{min}}{P} \quad (22)$$

Die Bestimmung der Bauteiltemperatur erfolgt nach der Flussspannungsmethode durch die Nutzung des zu testenden Halbleiters selbst als Temperatursensor [5]. Dazu wird vor dem eigentlichen Lastwechseltest für jedes Testmodul eine spezifische Kalibrierkurve ermittelt. Für Halbleiter ergibt sich ein Zusammenhang des Spannungsabfalls am p-n-Übergang mit der Stärke des Messstroms I_{mess} und der Temperatur T [246].

$$U(T) = U_{g0} + \frac{k * T}{e} * \ln \frac{I_{Mess}}{C * T^{3+\gamma}} \quad (23)$$

Wobei U_{g0} das Bandabstandspotential des Halbleiters bei einer Temperatur von Null Kelvin bezeichnet, die Boltzmann-Konstante k , e die Elementarladung, C ein von den Dimensionen des p-n-Übergangs abhängiger Faktor und γ eine materialspezifische Konstante, darstellen.

Im Test wird die Temperatur T des Halbleiterbauteils nach dem Abschalten des Laststroms I_{Heiz} mit dem kleineren Messstrom I_{Mess} anhand der gemessenen Spannung U und der zuvor ermittelten, testobjektspezifischen Kalibrierkurve bestimmt.

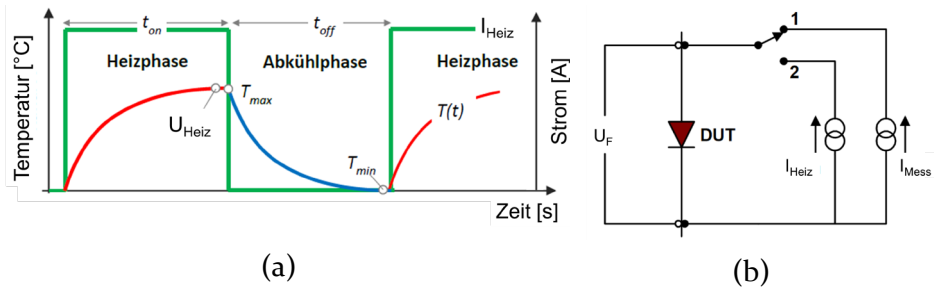


Bild 39: Heiz- und Abkühlphasen eines aktiven Lastwechsel-Tests mit Verlauf des Heizstroms und der Temperatur [247] (a) und (b) Ersatzschaltbild für einen Lastwechseltest mit Diode als Prüfling im Messzustand [248]

Das Ende der Lebensdauer eines Moduls im aktiven Lastwechsel gilt nach [16] als erreicht, wenn eines der in Tabelle 13 genannten Ausfallkriterien auftritt. Häufig überlagern sich in den Testmodulen die durch die thermomechanischen Spannungen induzierten Ermüdungsmechanismen der unterschiedlichen Komponenten und Verbindungen. Mit Hilfe der statistischen Weibull-Verteilung kann aus den Ergebnissen des aktiven Lastwechsels die Lebensdauer eines Serienproduktes abgeschätzt werden³¹. In der von Weibull beschriebenen Verteilung entspricht x der Zyklenanzahl, α der Schärfe der Verteilung und β stellt die Reichweite der Verteilung dar [5].

$$F(x, \alpha, \beta) = 1 - e^{-\left(\frac{x}{\beta}\right)^\alpha} \quad (24)$$

Die Ableitung entspricht der Wahrscheinlichkeitsdichte und ermöglicht die Berechnung der Wahrscheinlichkeit eines auftretenden Ausfalls nach x -Zyklen [5].

$$f(x, \alpha, \beta) = \frac{\alpha}{\beta^\alpha} x^{\alpha-1} * e^{-\left(\frac{x}{\beta}\right)^\alpha} \quad (25)$$

In dieser Arbeit wurde das elektrische und thermische Verhalten von Modulaufbauten mit kupferbasierter Fügeverbindung während der Belastung durch aktive Bestromung auf einem Test- und Messstand der Fa. Schuster Elektronik überwacht. Die Testparameter des aktiven Lastwechseltests werden in Tabelle 14 dargestellt.

³¹Die WEIBULL-Verteilung zeigt eine sehr gute Eignung, die Lebensdauern von Proben und Bauteilen unter schwingender Belastung bei einem Lastniveau als Wahrscheinlichkeitsgesetz darzustellen [249].

Tabelle 13: Ausfallerscheinungen, -ursachen und -kriterien

Ausfallerscheinung	Mögliche Ursache	Ausfallkriterien nach [16]
Elektrische Anomalie (Anstieg der Spannung)	Ermüdung der Oberseitenkontaktierung	Erhöhung der Durchlassspannung um 5 % oder um 20 %
Thermische Anomalie (Kontinuierlicher Anstieg des Wärmewiderstands R_{th})	Laterale Risse im Isoliersubstrat [107] Degradation Wärmeleitpaste [107]	Erhöhung des Wärmewiderstands um 20 %
Elektrische und/oder thermische Anomalie (kontinuierlicher Anstieg der Spannung und/oder des Wärmewiderstands)	Ermüdung Halbleiteranbindung [250]	Erhöhung der Durchlassspannung um 5 % oder um 20 % Oder Erhöhung des Wärmewiderstands um 20 %
Elektrische Anomalie (Schaltfunktion)	Ausfall des Steuerkontaktes [5]	Funktionsausfall des Halbleiters

Tabelle 14: Parameter des aktiven Lastwechselstest

Parameter	Parameterwert in dieser Studie
Heizspannung U_{Heiz} [mV]	13200 bis 21000
Laststrom I_{Heiz} [A]	35
I_{mess} [mA]	100
Heizphase t_{on} [s]	1
Abkühlphase t_{off} [s]	2
ΔT [°C]	100
T_{min} [°C]	~48

3.8.4 Hochbeschleunigter Wärme- und Feuchte-Stress-Test

In dem auch als „Pressure-Cooker“-Test bekannten, von Gunn, Malik und Mazumar entwickelten Verfahren, werden Proben bei Temperaturen von 100 °C bis 170 °C in einer hohen Luftfeuchtigkeit (50 % bis 100 %) in einer Druckkammer belastet, um die Feuchtigkeitsbeständigkeit elektronischer Teile und Materialien zu bewerten [251]. Dazu wird der Dampfdruck von Wasser in der Testkammer radikal auf ein höheres Niveau als der Partialdruck in der Testprobe gebracht, wodurch das Eindringen der Feuchtigkeit in die Probe beschleunigt wird. Die Testmethode erlaubt eine beschleunigte Evaluation von Korrosionsvorgängen in elektronischen Baugruppen. Der hochbeschleunigte Temperatur- und Feuchtigkeitsstresstest (HAST) ist in IEC 68-2-66 standardisiert. Im Gegensatz zum sog. High Humidity High Temperature Reverse Bias Test (H3TRB) wird im HAST keine Sperrspannung angelegt. In dieser Studie wurden gesinterte Testaufbauten bei 121 °C und 100 % Luftfeuchtigkeit für 48 und 96 Stunden in einer Druckkammer des Typs ESPEC EHS-212(M) ausgelagert und anschließend die Scherfestigkeit bestimmt.

3.8.5 Auswertung der Lebensdauer

Während zufällige Ausfälle zeitlich nicht zu verorten sind, bilden die oft durch Fertigungsmängel bedingten Frühausfälle den ersten Teil von zwei sich überlagernden Mechanismen des als „Badewannenkurve“ bekannten Verlaufs der Ausfallswahrscheinlichkeit (Ausfallrate $\lambda(t)$) über der Zeit. Die alterungsbedingten Spätausfälle stellen den zweiten Mechanismus dar, welcher durch die Zuverlässigkeitsuntersuchungen betrachtet wird. Der als Mittlere Lebensdauer oder „mean time to failure“ (MTTF) bezeichnete Erwartungswert der Betriebszeit/Zyklenzahl bis zum Ausfall der Testbaugruppe variiert mit der Verteilungsfunktion der Lebensdauer F_T .

$$MTTF = \int_0^{\infty} t * F_T(t) dt \quad (26)$$

Bei gesinterten Fügeverbindungen wird zur Evaluation der Zuverlässigkeit die Weibullverteilung herangezogen [252, 65, 127, 253, 254]. Diese bietet den Vorteil bereits bei einer geringen Prüflingszahl Aussagen über die Zuverlässigkeit zu erlauben.

Dazu wird die Ausfallwahrscheinlichkeit F bis zum Ausfallzeitpunkt t nach

$$F(t) = 1 - e \left[- \left(\frac{t}{\beta} \right)^\alpha \right] \quad (27)$$

berechnet, wobei der Parameter α die Streuung der Ausfallzeit und β die charakteristische Lebensdauer mit einer 63,2 %-igen Ausfallwahrscheinlichkeit angibt. Die Bestimmung der Parameter erfolgt mit Hilfe eines linearen Fit anhand der experimentell bestimmten logarithmierten Ausfällen und Zeitpunkten, wobei die Steigung den Parameter α und der Ordinaten-schnittpunkt die charakteristische Lebensdauer β darstellt. Für Stichproben, bei denen die Ausfallmenge nicht der gesamten Testmenge entspricht, wird die Wahrscheinlichkeit nach

$$F(t, i) \approx \frac{i - 0,3}{n + 0,4} \quad (28)$$

berechnet. Dabei stellt i den Rang des jeweiligen Ausfalls dar.

4 Evaluation und Selektion von Kupferpartikeln als Fügematerial-Komponente

Im folgenden Abschnitt werden die Eigenschaften der verwendeten Kupferpartikel zusammengefasst und die Reaktionen der Pulver in der thermischen Untersuchung dargestellt. Um die Eignung der in Abschnitt 3.3 genannten Kupferpulver der Partikelklassen A (elektrolytisch hergestellte Pulver), Klasse B (verdünste Pulver) und C (gemahlene Pulver) im Abschnitt 3.2 genannten und in Abschnitt 3.6.2 genauer beschriebenen Drucksinterprozess zu erproben, wird die Herstellung von Probenkörpern und die Formung von Fügeverbindungen in dem als Standard definierten Drucksinterprofil untersucht. Diese Untersuchungsergebnisse bilden die Substruktion der abschließenden Partikelselektion.

4.1 Eigenschaften der Kupferpartikel

Die mittlere Größe der in dieser Studie verwendeten Kupferpartikel liegt partikelklassenübergreifend bei etwa $6,4 \mu\text{m}$. Die Ergebnisse der Partikeluntersuchungen in Tabelle 15 und Tabelle 16 weisen für die gemahlene Kupferpartikel bei annähernd gleicher Partikelgröße eine deutlich größere spezifische Oberfläche (ca. $1,0 \text{ m}^2/\text{g}$ bis zu $3,7 \text{ m}^2/\text{g}$) als für die dendritischen Partikelformen (bis $0,73 \text{ m}^2/\text{g}$) und die sphärischen Kupferpulver aus. In Bild 40 ist die Verteilung der mittels Laserbeugung bestimmten Partikelgrößen des Kupfer-Typs C₃ exemplarisch dargestellt³².

Die an den gemahlene Kupferpulvern durchgeführte Elementaranalyse detektiert Kohlen-, Wasser- sowie auch Sauerstoff. Während der Kohlenstoff und Wasserstoff, wie bei gemahlene Silberpartikeln [81, 21], aus den adsorbierten Kohlenwasserstoffketten der eingesetzten Mahlhilfsstoffe stammen, ist der Sauerstoffanteil in den Herstellungsprozess der Partikel aus der Kupferschmelze zu verorten. Das Pulver C₉ sticht mit einem niedrigen Sauerstoffanteil etwa auf dem Niveau der elektrolytisch hergestellten Pulver aus der Partikelklasse C heraus, weist aber auch Kohlenstoff und Wasserstoff als Reste der Mahlwachse auf.

³² Die Verteilungssummenfunktion $Q_3(x)$ ergibt sich durch Integration über die Verteilungsdichtefunktion $q_r(x)$.

Da die unter Luft verdüsten Pulver B1 und B2 einen höheren Sauerstoffgehalt als C9 zeigen, kann von einem unter Sauerstoffausschluss hergestelltem Kupfermaterial ausgegangen werden. Im Gegensatz dazu konnte für das Pulver C5 ein um mehr als den Faktor 10 höheren Sauerstoffanteil gemessen werden. Dies ist ein Hinweis auf einen höheren Anteil an Kupferoxid auf den Kupferpartikeln.

Mittels Röntgendiffraktometrie (XRD) konnte die auf den Kupferpartikeln nachgewiesene Oxidschicht als Kupfer(I)-oxid identifiziert werden. Der gemessene Kohlenstoffanteil von 0,44 Gew.-% bis 1,5 Gew.-% stellt einen Indikator für die Menge der auf den flockenförmigen Partikeln adsorbierten Mahlwachsreste, z.B. Fettsäuren wie Palmitinsäure ($C_{16}H_{32}O_2$), Stearinsäure ($C_{18}H_{36}O_2$) oder Ölsäure ($C_{18}H_{34}O_2$) dar.

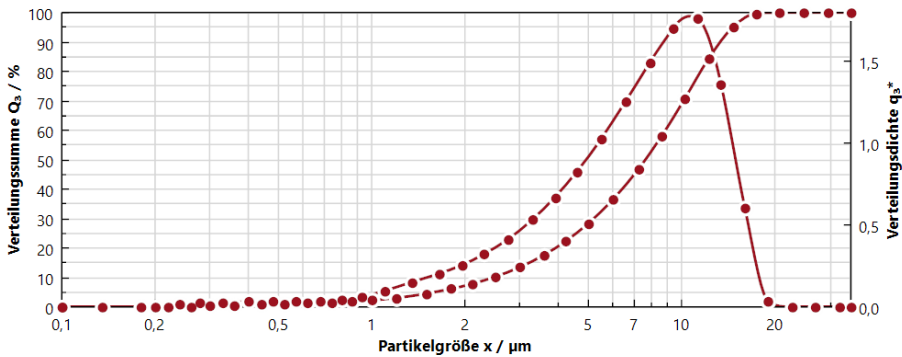


Bild 40: Darstellung der mittels Laserbeugung bestimmten Partikelgrößenverteilung des Partikeltyps C3

Tabelle 15: Übersicht der Partikeleigenschaften der Klassen A und B

Partikel-Klasse	Pulver-Typ	Partikelgröße [μm]				ρ_{sch} [g/cm^3]	ρ_t [g/cm^3]	S_m [m^2/g]	Sauerstoff [Gew.-%]	Wasserstoff [Gew.-%]	Kohlenstoff [Gew.-%]
		D ₁₀	D ₅₀	D ₉₀	D ₉₀						
Elektrololytisch	A1	2,85	7,57	14,32	-	< 1,3 ⁽¹²⁾	0,73	~0,40 ⁽¹²⁾	-	-	
	A2	2,43	7,89	12,70	-	< 1,4 ⁽¹²⁾	0,70	~0,40 ⁽¹²⁾	-	-	
	A3	2,66	5,69	9,29	-	-	0,39	~0,35 ⁽¹²⁾	-	-	
	A4	3,44	7,24	10,86	-	-	0,25	~0,35 ⁽¹²⁾	-	-	
Verdüst	B1	3,62	7,43	11,41	3,3 ⁽¹²⁾	-	0,013 ³³	0,67	0,0006	0,001	
	B2	2,15	4,86	8,63	-	-	0,009 ³³	~0,5	0,0005	-	

³³ Berechnet auf Basis des D₅₀-Wertes.

Tabelle 16: Übersicht der Partikeleigenschaften der Klassen C

Partikel- klasse	Pul- ver- Typ	Partikelgröße [µm]			ρ_{sch} [g/cm ³]	ρ_t [g/cm ³]	Rei- bungs- koeffi- zient	S_m [m ² /g]	Mitt- lerer Form- fak- tor ³⁴	Sauer- stoff [Gew.- %]	Was- ser- stoff [Gew.- %]	Koh- len- stoff [Gew.- %]
		D ₁₀	D ₅₀	D ₉₀								
Ge- mah- len	C1	1,57	4,36	9,16	0,9	1,33	1,47	1,88	1:15,1	2,86	0,09	0,44
	C2	1,56	3,75	6,87	0,62	0,9	1,45	3,31	1:22,2	3,06	0,25	1,13
	C3	2,46	7,61	12,44	1	1,87	1,87	2,04	1:36,4	2,72	0,19	1,20
	C4	2,29	6,99	12,99	0,85	1,15	1,35	2,31	1:20,3	3,26	0,18	1,08
	C5	1,10	3,15	6,50	0,95	1,58	1,66	3,31	1:15,7	4,93	0,20	1,09
	C6	1,14	3,06	6,15	0,5	0,96	1,92	3,71	1:25,7	3,82	0,23	1,50
	C7	4,19	9,52	14,48	0,55	0,96	1,7	1,95	1:31,0	2,83	0,19	1,02
	C8	4,34	10,53	16,9	0,74	1,38	1,86	1,24	1:39,1	4,04	0,13	0,52
	C9	2,36	6,83	12,02	1,35	1,43	1,09	1,02	1:10,8	0,45	0,12	0,69

³⁴ Formfaktor bezeichnet das Verhältnis der Partikeldicke zu Partikeldurchmesser.

4.2 Thermisches Verhalten der Kupferpulver

Die thermogravimetrische Untersuchung (TG) der Kupferpartikel zeigt einen deutlichen Unterschied zwischen den Klassen A, B und C. Während des Aufheizens bis 400 °C unter Inertgas kommt es bei den sphärischen Partikeln B1 und B2 sowie den dendritischen Pulvertypen A1 bis A4 zu keiner deutlichen Veränderung der Masse ($\Delta\text{Gew.} < 0,3\%$). Für die flockenförmigen Kupferpulver der Klasse C allerdings lassen sich beim Erhitzen Gewichtsverluste zwischen ca. 1,8 Gew.-% bis etwa 5,8 Gew.-% feststellen. Bild 41 zeigt die TG-Messergebnisse der Partikel A1, B2, sowie C2, C3 und C6 und verdeutlicht ab ca. 100 °C einen ersten geringen und ab ca. 220 °C einen deutlichen Gewichtsverlust der gemahlene Kupferpulver gegenüber den sphärischen und dendritischen Pulvern. Während der Haltezeit von fünf Minuten bei 400 °C kann kein weiterer Gewichtsverlust festgestellt werden. Die Auflistung der Start- und Peak-Temperaturen sowie der Restmasse in Tabelle 17 zeigt, dass die Pulver C1, C2, C3 und C6 einen sehr ähnlichen Verlauf mit einem Verlustpeak bei ca. 263 °C aufweisen, sich aber in der Restmasse um bis zu 3 %-Punkte unterscheiden.

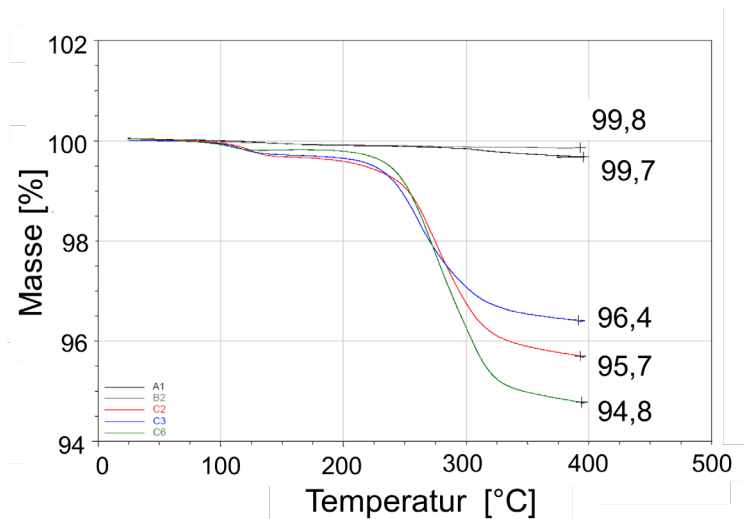


Bild 41: Veränderung der Probenmasse während der TG-Analyse bis 400 °C, exemplarisch dargestellt für dendritische Partikel A1, sphärische Partikel B2 und flockige Kupferpulver C2, C3 und C6

Die Auswertung der Differenz-Thermoanalysen-Kurven der flockigen Kupferpartikel zeigt, wie am Beispiel des Pulvers C3 in Bild 42 dargestellt, einen ersten endothermen Verlauf. Bei höheren Temperaturen kommt es zu

einem exothermen Kurvenverlauf. Auf Basis der TGA- und DSC-Daten deutet der endotherme Peak – für Partikel C₃ bis etwa 115 °C - auf ein Schmelzen der auf den Partikeln befindlichen Mahlrückstände hin. Der exotherme Peak bei höherer Temperatur, simultan zum beobachteten Gewichtsverlust, ist ein Indikator für die auch beim Silbersintern bekannte thermische Zersetzung der zuvor an der Oberfläche der Partikel gebundenen Fettsäuren und/oder Fettsäuresalze der Mahlzusätze [255, 81, 114]. Für die Proben mit sphärischen und dendritischen Kupferpartikeln lässt sich keine Reaktionswärme beobachten. Auch wenn die Zersetzungsreaktion bei Silbersintermaterial unter Luft deutlich höhere Messergebnisse zeigt, können die thermischen Effekte bei den gemahlten Kupferpartikeln unter Stickstoff-Atmosphäre auch mittels Kammermikroskop dokumentiert werden.

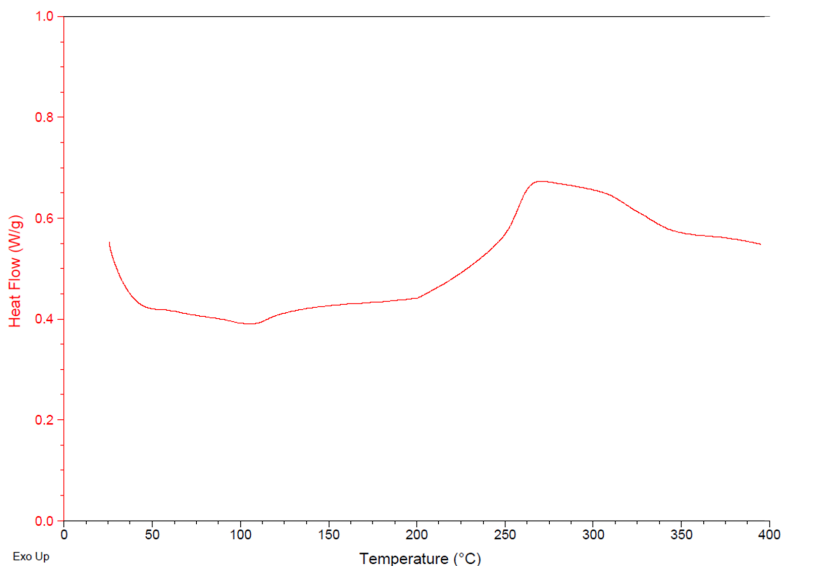


Bild 42: Exemplarische Darstellung des kalorimetrischen Verhaltens der Partikel-Typs C₃ während des Aufheizens bis 400 °C

Die Beobachtungen der Kupferpartikel mit dem Kammermikroskop wurden mittels Bildverarbeitung analysiert. Die Ergebnisse zeigen beim Aufheizen bis 400 °C unter Stickstoff für die verdüsten und elektrolytischen Pulver keine optischen Besonderheiten. Bei den gemahlten Pulvern hingegen konnten zwischen 60 °C und 110 °C eine Bewegung der Partikel mittels Bewegungserkennung und ab 250 °C anhand der mittleren RGB-Werte eine einsetzende, teils deutliche Farbänderung detektiert werden. Während die Partikelbewegung auf das Schmelzen der Mahlwachsreste zurückzuführen ist, deutet das Aufhellen der Partikel auf die Zersetzung der orga-

nischen Bestandteile hin. Die Veränderung der Farbe lässt sich mittels Bildverarbeitung und den daraus bestimmten mittleren Farbcode identifizieren. In Bild 43a ist die Farbänderung der Kupferpartikel von Rotorange³⁵ hin zu einem hellen Farbton von Rosa-rot³⁶ dargestellt. Dieser deutliche Farbumschlag konnte, wie Bild 43b zeigt, im späteren Verlauf auch bei Probeaufbauten nach dem Drucksinterprozess unter Stickstoff beobachtet werden.

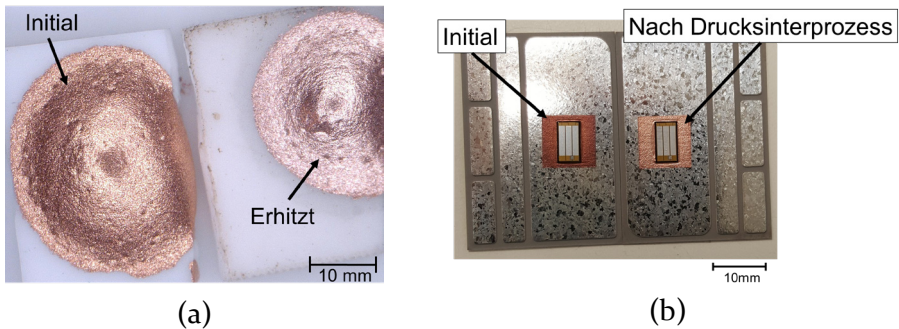


Bild 43: Farbänderung einer Partikelschüttung des Typs C3 auf einem Al_2O_3 -Substrat vor und nach einem Aufheizen auf $400\text{ }^\circ\text{C}$ unter Stickstoffatmosphäre (a) sowie Testaufbauten mit Kupferschicht (b) vor und nach einem Drucksintervorgang bei $300\text{ }^\circ\text{C}$

Die Zersetzungstemperatur der Fettsäure-Beschichtung wird für Silberpartikel je nach Kettenlänge bei $200\text{ }^\circ\text{C}$ bis $270\text{ }^\circ\text{C}$ angegeben [255]. In [81] wird die Zersetzung in zwei Schritten, einem oxidativen Aufspalten der eingesetzten Fettsäuren zu kurzkettigeren Molekülen, z.B. der Essigsäure, und einer anschließenden endgültigen Zersetzung der organischen Bestandteile mit einem permanenten Verlust von ca. 0,3 bis 0,5 Gew.-%, beschrieben. Mertens zeigt auch, dass die Steilheit des exothermen Zersetzungspeaks und die Zersetzungstemperatur mit dem zur Verfügung stehenden Sauerstoffgehalt steigt bzw. sinkt. Der in [114, 255] beschriebene Doppelpeak kann für die gemahlene Kupferpartikel nicht gefunden werden.

Im Gegensatz zu den Silbersinter-Materialien, bei welchen es unter Stickstoff zu keiner ausgeprägten thermischen Zersetzung der Mahlwachse (keine Verringerung der Masse und exothermer DSC-Peak) kommt [81] [256], zeigen die TG/DTA-Untersuchungen an den flockigen Kupferpartikeln auch unter Stickstoff eindeutig Indikatoren einer Zersetzungsreaktion und einen bleibenden Masseverlust.

³⁵ Mittlerer Farbcode (hexadezimal): dbb8bo.

³⁶ Mittlerer Farbcode (hexadezimal): ebd2d7.

Bei Silbermaterial wird in ähnlichen Fällen eine schwache Ausbildung der Sinterverbindungen unter Stickstoffatmosphäre beobachtet [134]. Die Zersetzungspeaks der Kupferpartikelklasse C unter Stickstoff sind jedoch deutlich flacher als jene für Silbersintermaterialien unter Luft. Eine TG/DSC-Analyse der Kupferpartikel unter Luft führte zu keinem aussagekräftigen Ergebnis, da die Reaktionen der thermischen Zersetzung zwar klar erkennbar ist, aber von der Bildung von Kupferoxid auf den Partikeln überlagert werden (Bild 119 i. Anh.). In [179] wird mittels TGA bei einer Temperatur von 300 °C die durch die Anlagerung des Sauerstoffs an die Kupferpartikel bedingte Gewichtszunahme von 6,9 Gew.-% nach fünf Minuten bis ca. 13 Gew.-% nach 40 Minuten beschrieben. Ähnliches wurde in eigenen Untersuchungen festgestellt.

Bei Klaka [21] und Mertens [81] wird die beobachtete Reaktion der organischen Bestandteile, wie bei Lu und Wong [255] für adsorbierte Stearinsäure gezeigt, direkt mit dem Sintern des Silbers im Niedertemperaturprozess in Zusammenhang gebracht. Für beschichtete Silberpartikel wurde gezeigt, dass der thermische Zersetzungsbeginn mit der Kettenlänge der verwendeten Fettsäuren steigt und der exotherme Peak der Oxidation der Mahlwachsschicht entspricht [255]. Des Weiteren wurde gezeigt, dass die Zersetzung der organischen Beschichtung im Beisein der Metallpartikel bei niedrigeren Temperaturen verläuft als die Zersetzung reiner Fettsäure.

Um eine klare Aussage über ablaufende Reaktionen zu treffen, wurde versucht, mittels Infrarotspektroskopie die auf den Partikeln befindlichen Rückstände zu identifizieren. Jedoch konnte keine exakte Aussage zu den Bestandteilen oder der Zusammensetzung getroffen werden.

Bei [256–258] wird von der Verwendung von Fettsäuren, insbesondere Stearin- oder Ölsäure, als Mahlhilfstoffe für flockige Kupferpartikel berichtet. In Folge des Mahlens kommt es auf dem Kupferpartikel zur Ausbildung entsprechender Kupfersalze, wie z.B. Kupferstearate, wobei die Adsorption der Stearinsäure nach Dobry und Mahncke [259] an der auf dem Kupfer befindlichen Kupferoxid-Lage stattfindet, da für oxidfreies Kupfer keine Anhaftung der Stearinsäure beobachtet werden konnte.

Mittels Raman-Spektroskopie wurde bei Hu et al. [260] nachgewiesen, dass zur Chemisorption und Komplexbildung der Stearinsäure an Kupfer die Anwesenheit von Cu_2O erforderlich ist. Bei Gönen et al. [261, 262] wurde für Kupferstearate ein endothermes Aufschmelzen zwischen 111 °C und 117 °C und die thermische Zersetzung bei 255 °C beobachtet.

Diese Ergebnisse zeigen eine hohe Übereinstimmung mit den thermischen Untersuchungen der Partikel C₁, C₂, C₃ und C₆. Daher wird für den weiteren Verlauf der Studie für diese Partikel auf eine Verwendung von Stearinsäure als Mahlzusatz geschlossen und in der Folge der Bindung an die Partikeloberfläche angenommen.

Die Bildung von Kupferstearate an der Kupferoxid-Lage der Partikel kann in Übereinstimmung mit den genannten Quellen abgeleitet werden. Die niedrige (C₇) oder höhere Zersetzungstemperatur der Mahlwachsreste (C₄, C₅, C₈ und C₉) kann, wie bei flockigem Silber beschrieben, maßgeblich von der Kettenlänge der Fettsäuren beeinflusst werden. Allerdings bleibt zu beachten, dass die hier festgestellten Zersetzungsvorgänge, da sie unter Inertgas-Atmosphäre stattfanden, nicht gänzlich mit den dokumentierten Vorgängen von Silbersintermaterial zu vergleichen sind.

Tabelle 17: Übersicht der thermischen Untersuchung

Partikel-klasse	Typ	Peakfangs-temperatur [°C]	Peak [°C]	Δ Gew. [%] ³⁷	Beobachtung im Kammermikroskop
Elektrolytisch	A1	-	-	< 0,5	Keine Veränderung
	A2	-	-	< 0,5	Keine Veränderung
	A3	-	-	< 0,5	Keine Veränderung
	A4	-	-	< 0,5	Keine Veränderung
Verdüst	B1	-	-	< 0,5	Keine Veränderung
	B2	-	-	< 0,5	Keine Veränderung
Gemahlen	C1	223	267	1,8	Aufschmelzen ab ca. 80°C, Aufhellen erkennbar
	C2	223,3	261,5	4,3	Deutliches Aufschmelzen ab ca. 80°C, deutliches Aufhellen
	C3	223,8	263	3,6	Deutliches Aufschmelzen ab ca. 80°C, deutliches Aufhellen
	C4	239,1	297	3,6	Deutliches Aufschmelzen ab ca. 80°C, deutliches Aufhellen
	C5	250,4	306,5	5,32	Kaum Aufschmelzen, Aufhellen ab ca. 320°C
	C6	225	265	5,2	Deutliches Aufschmelzen ab ca. 80°C, deutliches Aufhellen
	C7	217,7	265,7	3,4	Deutliches Aufschmelzen, deutliches Aufhellen zu hell rosa
	C8	250	320	1,43	Kaum Aufschmelzen, leichtes Aufhellen
	C9	259,4	276,8	1,13	Aufschmelzen erkennbar, kaum merkliches Aufhellen

³⁷ Gewichtsverlust in der thermogravimetrischen Messung in Gewichts-%.

4.3 Beurteilung der Kupfer-Pasten

Bei den kupferbasierten Pasten zeigt sich je nach verwendeten Partikelformen ein deutlicher Unterschied in der Lagerstabilität. Während alle Suspensionen nach der Durchmischung und dem Walzen ein pastöses Gemisch bilden, neigen die Pasten sowohl der dendritischen Partikel A₁ bis A₄ als auch der verdüsten sphärischen Pulver B₁ und B₂, nach etwa zwei Stunden Lagerzeit zu einer Separation und einer durch den Dichteunterschied induzierten Sedimentation (siehe Bild 120a und b i. Anh.). Die Bildung einer flüssigen Lösemittelphase und einem Niederschlag der genannten Kupferpartikel birgt das Risiko eines ungleichmäßigen Pastenauftrags und schränkt die Eignung in automatisierten Druckprozessen, insbesondere des Pastendispensens, ein. Die flockenförmigen Kupferpartikel der Partikel-Klasse C (in Bild 120c i. Anh.) hingegen verbleiben auch nach mehrstündiger Lagerung ohne erkennbare Entmischung in einem pastösen Zustand. Auf eine Zugabe von Bindern oder Additiven zur Stabilisierung der sphärischen und dendritischen Partikel in der Paste wurde verzichtet, da ein Einfluss auf die Fügeverbindung nicht ausgeschlossen werden kann³⁸.

4.4 Evaluation der Druckergebnisse

Zur Bewertung des Druckverhaltens wurden die Kupferpasten mittels Metallschablone auf ein Al₂O₃-Substrat gedruckt. Besonders die Pasten der Partikelklasse B und das dendritische Pulver A₃ zeigen eine schwache Formstabilität und ein Zerfließen des 200 µm dicken Druckdepots. Die Viskosität der Kupferpasten wurde mittels eines Scher-Rheometers bestimmt und ergab für Kupferpaste mit flockigem Pulver eine mittlere Viskosität von 35,5 Pa*s bei 10 s⁻¹. Für die Klasse A und B liegt die Viskosität bei gleichem Metallgehalt niedriger. Das starke Zerfließen vor allem der sphärischen Partikel stellt einen Malus für die spätere Anwendung dar. Die Pastendepots der elektrolytisch hergestellten Kupferpartikel A₁, A₂ und A₄ zeigen eine bessere Stabilität des Pastendepots mit nur leichtem Zerfließen. Im Vergleich zu den Partikelklassen A und B besteht bei den Pasten mit flockenförmigen Partikeln eine hohe Formstabilität und kein Zerfließen der Paste auf dem Substrat.

³⁸ wie in Abschnitt 3.5 beschrieben.

4.5 Beurteilung der Probenkörperherstellung

Die Herstellung der Probenkörper im Drucksinterprozess zeigt wie auch bereits das Ergebnis des Schablonendruckens ein deutlich nach Partikelklassen differenzierbares Resultat. Wie in Bild 44 ersichtlich, können aus dem Material der Partikelklassen A und B bei 300 °C und einem Druck von 15 MPa keine stabilen Probenkörper geformt werden. Ein Ablösen der Probenkörper von den Aluminiumoxid-Substraten kann für sphärische und für dendritische Kupferpartikel nicht zerstörungsfrei erfolgen.

Bei den Pastendepots der dendritischen Kupferpulver kommt es zu einer mechanischen Anhaftung der Partikel an der als Schutz aufgetragenen PTFE-Lage und letztlich zur Zerstörung der Probenkörper. Somit wird geschlossen, dass es bei diesen beiden Partikelklassen A und B in dem definierten Prozessfenster zu keiner oder nur einer sehr instabilen Ausbildung von interpartikularen Verbindungen kommt.

Für die gemahlene Partikel C₁ bis C₉ lassen sich im gleichen Prozessfenster formstabile Körper ausbilden (siehe Bild 44b). Der innere Zusammenhalt des auf flockigen Partikeln basierenden Verbundes ermöglicht eine zerstörungsfreie Entnahme von der Keramik. Dies stellt die Basis für die in dieser Studie folgende Evaluation der Fügeverbindung dar.

Zum Ausschluss einer rein mechanischen Verzahnung der flockigen Kupferpartikel bei der Formung der Probenkörper werden trockene Pastendepots bei Raumtemperatur der Presse zugeführt. Allerdings zeigt sich, dass eine Formung verfestigter Probenkörper durch reines Verpressen der Partikel bei den gewählten Parameter-Einstellungen nicht möglich ist.



Bild 44: Exemplarische Darstellung der Ergebnisse des Partikeltyps B₁ mit zerflossenem Pastendepot sowie Fehlstellen nach dem Drucksinternprozess (a) und Typ C₂ (b) nach dem Drucksinternprozess

4.6 Evaluation der Zugscherfestigkeit

Bei der Bestimmung der Zugscherfestigkeit³⁹, zu der zwei Kupferbleche in einem Drucksinterprozess mittels Kupferpaste verbunden werden, ergeben sich Unterschiede zwischen den gemahlenen Kupferpartikeln und den verdüsten sowie den elektrolytisch hergestellten Pulvern. Für die dendritischen Partikelformen (A₁ bis A₄) und die sphärischen Partikel B₁ und B₂ können aufgrund sehr fragiler oder keiner Verbindungen der Cu-Bleche nur in Einzelfällen Proben zur Bestimmung der Zugscherfestigkeit in die Zugprüfanlage eingespannt werden. Die so für die Klassen A und B erzielten Messwerte liegen im untersten Messbereich der Zugprüfanlage und werden daher als nicht messbar eingestuft. Für die Partikel der Klasse C allerdings können die Kupferbleche in einem Drucksinterprozess ohne die Zuführung von reduzierenden Medien miteinander verbunden werden. Allerdings zeigt sich beim Einspannen der Proben auch für die Pulver C₁, C₄ und C₈ eine sehr fragile Verbindung der Bleche, was teilweise zu einer Zerstörung einzelner Proben vor dem Test führt (siehe Bild 45b). Die Ergebnisse in Bild 46 zeigen eine breite Verteilung der gemessenen Festigkeitswerte der Partikelklasse C. Für die Pulver C₂ und C₆ können die höchsten Werte ermittelt werden. Während mit den Pasten der Partikel C₁, C₄ und besonders C₈ nur Festigkeitswerte unter 2 N/mm² gemessen werden.

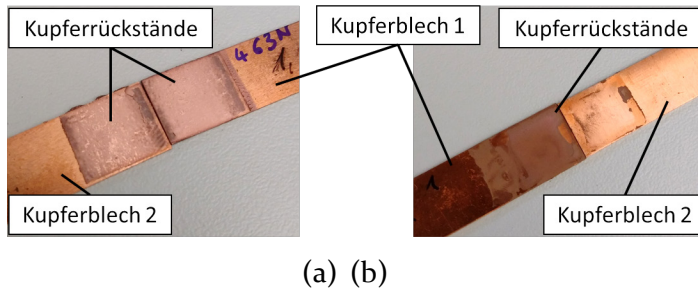


Bild 45: Kohäsiver Bruch im Fugematerial C₂ (a) und adhäsives Bruchbild der sphärischen Partikel B₁ nach einem Zugschertest

Nach dem Zugschertest zeigen alle Proben der flockenförmigen Partikel sowohl auf dem mit Paste bedruckten Kupferblech 1 als auch auf dem aufgelegten Kupferblech 2 gleichmäßige Rückstände der Verbindungsschicht. Somit unterscheiden sich diese kohäsiven Bruchbilder von denen der Partikelklassen A und B (siehe Bild 45).

³⁹ wie in Abschnitt 3.7.5.3 beschrieben.

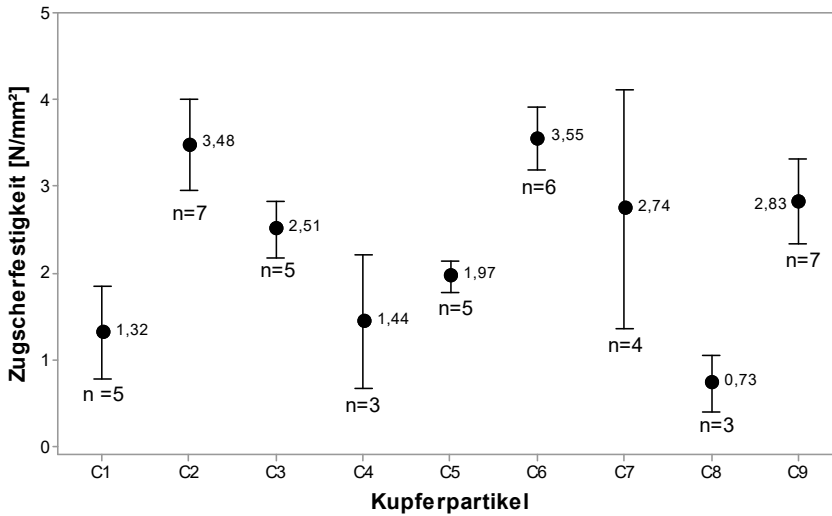


Bild 46: Mittelwerte der Zugscherfestigkeit der Partikel C1 bis C9⁴⁰

Für die sphärischen und dendritischen Partikel lassen sich kaum Pastenrückstände auf dem unbedruckten Streifen des Kupferblechs 2 finden. Auf Basis dieser adhäsiven Brüche an den Kupferstreifen wird von keiner oder nur einer sehr schwachen Verbindung der Kupferpartikel A und B zu den Kupfersubstraten ausgegangen. Ein als Referenz verwendetes Silbersintermaterial weist im gleichen Test eine mittlere Zugscherfestigkeit von 9,7 N/mm² und ein kohäsives Bruchbild in der Silberverbindung auf.

4.7 Evaluation der Fügeverbindung an Testaufbauten

Die Eignung der kupferbasierten Pasten mit den Partikeln der Klassen A bis C zum Fügen von Halbleitern auf leistungselektronischen Substraten wird anhand von Testaufbauten untersucht.

Silbermetallisierte Silizium-Probekörper mit 16 mm² und 100 mm² Fläche werden mittels der Kupferpasten im zuvor beschriebenen Drucksinterprozess auf 1 x 1 inch² (645,16 mm²) großes DCB-Substrat mit Kupferendoberfläche befestigt. Anschließend wird die sich ausbildende Fügeverbindung mittels Schertest an den kleineren und mittels Dornbiegetest an den größeren Testkörpern bewertet (Bild 47).

⁴⁰ Die Berechnung der 95% Konfidenzintervalle erfolgte jeweils anhand der Standardabweichung nach $\bar{x} \pm Z_{\alpha/2} \frac{\sigma}{\sqrt{n}}$ [263].

Dazu wurden die Halbleiter auf ein getrocknetes Pastendepot (20 x 20 mm²) bestückt und anschließend der Sinterpresse zugeführt. Der Drucksinterprozess erfolgt bei den definierten Standardparametern (300 °C; 15 MPa; 3 min; N₂).

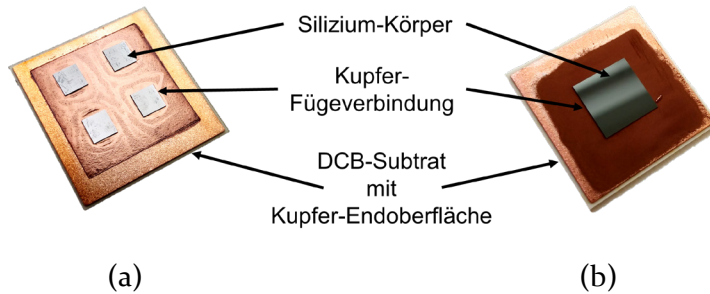


Bild 47: Testaufbauten nach dem Drucksinterprozess zur Beurteilung der Fügeverbindungen im Schertest mit Partikeltyp C₂ (a) und im Dornbiegetest mit Kupfermaterial des Partikeltyps B₁ (b)

Während für die Kupferpartikel der Klasse C die Herstellung der Testaufbauten möglich ist, zeigt sich bereits sowohl für die 100 mm² großen als auch für die kleineren Si-Körper bei der Entnahme der Proben der dendritischen und sphärischen Pulver (Klassen A und B) nach dem Drucksintern ein Ablösen der Halbleiter vom Substrat.

4.7.1 Schertest

Die Bestimmung der Scherfestigkeit ergibt, dass bis auf die Partikeltypen C₁ und C₈ alle Pasten der Klasse C die in MIL-STD 883 Method 2019.5 definierte Mindestfestigkeit von 5,9 N/mm² erfüllen. Die Typen C₂, C₃, C₄, C₆ und C₇ übersteigen den industrieseitig geforderten Zielwert der Scherfestigkeit (> 15 N/mm²) im Mittel deutlich. Die Darstellung der gemessenen Festigkeitswerte (Bild 48) des Schertests⁴¹ zeigt wie zuvor im Zugschertest, hohe Werte für die Partikel C₂, C₆ und C₇ sowie für Partikel C₃. Die höchste Scherfestigkeit erreicht der Partikeltyp C₆, wobei die Standardabweichung ca. 17 % beträgt.

⁴¹ Auf Basis der für die Klasse C ermittelte Werte, Proben der Klassen A und B werden aus mangelnder Stabilität und geringem Probenumfang nicht getestet.

Der Partikeltyp C₃ weist neben einer hohen Festigkeit von 49,95 N/mm² auch eine um 50 % geringe Streuung⁴² der Werte ($\sigma = 4,51$ N/mm²) auf. Es zeigt sich, dass es während des Scherens zu einem Versagen der Fügeverbindung und einem kohäsiven Bruch innerhalb der Kupferfügeverbindung kommt. In Ausnahmen kann der Bruch des Silizium-Testkörpers festgestellt werden.

Die Bruchbilder, zusammengefasst in Bild 49, und die hohen Festigkeitswerte verdeutlichen, dass mit den Partikeln C₂, C₃, C₄, C₆ sowie C₇ in dem definierten Drucksinterprozess eine stabile Verbindung zu den Endoberflächen der Fügepartner hergestellt werden kann.

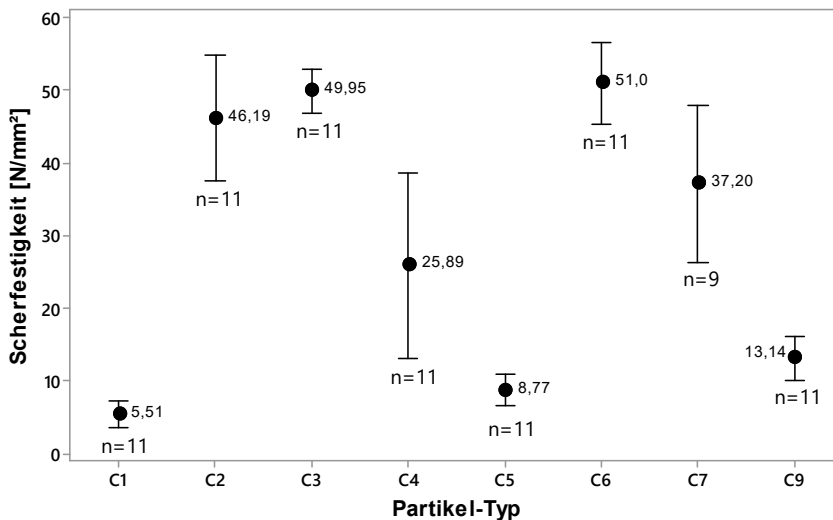


Bild 48: Mittlere Scherfestigkeit der mit Partikel C₁ bis C₇ und C₉ erzeugten Fügeverbindung (für C₈ konnten keine Messwerte erzeugt werden)⁴⁰

⁴² Im Vergleich zu Typ C₆.

Partikeltyp	Bruch-Kategorie nach [182]	Dominierender Bruchmodus	
	C ₁	A	Adhäsionsbruch an Si-Endoberfläche
	C ₂	B	Kohäsionsbruch in Fügeverbindung
	C ₃	B	Kohäsionsbruch in Fügeverbindung
	C ₄	B	Kohäsionsbruch in Fügeverbindung
	C ₅	A	Adhäsionsbruch an Si-Endoberfläche
	C ₆	B	Kohäsionsbruch in Fügeverbindung
	C ₇	B	Adhäsiver/Kohäsiver Mischbruch an Si-Endoberfläche
	C ₈	A	Adhäsionsbruch an Si-Endoberfläche
	C ₉	A	Adhäsiver/Kohäsiver Mischbruch an Si-Endoberfläche

(a)

(b)

Bild 49: Testaufbauten nach dem Schertest und Kohäsionsbruch im Kupfer-Fügematerial C₃ (a) sowie einem adhäsiven Bruch an der Silber-Metallisierung des Si-Körpers (b) ohne ausgeprägte Rückstände der Fügeschicht C₈

4.7.2 Dornbiegetest

Die Untersuchung im Biegetest zeigt wie in Bild 50a, b und c dargestellt, ebenfalls qualitative Unterschiede in der Anbindung der Partikelklassen A und B aber auch innerhalb der Klasse C. Für die Partikel C₂, C₃, C₆ wird eine, wie in Abschnitt 3.7.5 beschrieben, qualitativ gute Anbindung der Kupferschicht (Bild 50c) an das Substrat und den Halbleiter-Testkörper festgestellt. Das partielle Ablösen des Silizium-Körpers von der Fügenschicht sowie der Fügenschicht vom Substrat spiegelt eine mangelhafte Verbindung der Partikel C₄ und C₉ mit den Kontaktflächen wider.

Die bereits im Schertest auffällige mangelhafte Anbindung der Kupferpulver C₅ und C₈ wird im Dornbiegetest durch eine deutliche Delamination der Fügeverbindung vom Substrat und ein großflächiges Ablösen des Testkörpers deutlich (Bild 50d).

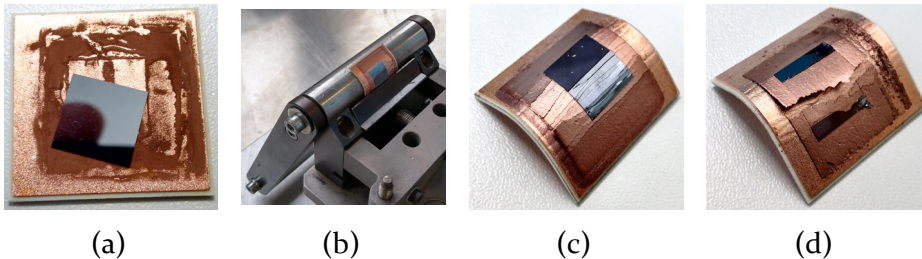


Bild 50: Mangelhafte Fügeverbindung des Partikeltyp B₁ mit abgelöstem Si-Körper (a), Probe in Halterung nach dem Dornbiegetest (b), Probenaufbau des Partikeltyps C₂ nach Biegetest mit guter Anbindung (c) an das Substrat sowie den Si-Probenkörper und (d) eine abgelöste Kupferschicht des Typs C₈ ohne ausreichende Anbindung an das Substrat und den Halbleiter

4.8 Bewertungsmatrix und Auswahl der Kupferpartikel

Die Kupfermaterialien werden anhand der ermittelten qualitativen und der quantifizierbaren Eignungsfaktoren als Fügmaterial in einem drei-stufigen System bewertet (siehe Tabelle 18). Die für die Niedertemperaturverbindungstechnik geeigneten Kupferpartikel werden auf Basis der erreichten Gesamtwertung ausgewählt.

Eine überdurchschnittliche Gesamtwertung ($6 \text{ Pkt.} < \text{Pkt}_{\text{Partikeltyp}}$) eines Partikeltyps und mindestens eine befriedigende Scherfestigkeit führt zu der begründeten Annahme einer grundsätzlichen Eignung der Kupferpartikel als Fügmaterial für Leistungselektronik.

Die in dieser Studie erprobten sphärischen und dendritischen Kupferpulver (Klassen B und A) sind auf Basis der Bewertung nicht für die Anwendung als Fügemaaterial geeignet, da sich in dem definierten Standard-Fügeprozess bei 300 °C aus den Kupfersphären und Kupferdendriten keine stabilen Fügeverbindungen formen lassen.

Die Ergebnisse decken sich mit den Beobachtungen bei Li et al. [196] für dendritische Kupferpartikel, wo hohe Temperatur und eine deutlich längere Sinterzeit zur Ausbildung einer Fügeverbindung notwendig sind. Die Partikel-Typen C₂, C₃ sowie C₆ und C₇ erfüllen in fast allen Kategorien die Anforderungen an eine gut geeignete Fügeverbindung.

So ist es möglich, dass sich aus den gemahlene Kupferpartikeln (Klasse C) eine homogene Suspension ergibt und sich, bis auf die C₈-Suspension, gut im Schablonendruckprozess auf Substrate applizieren lassen und bei 300 °C im Drucksinterprozess eine Formung von Probekörpern der Form CuPK₁ durch die Ausbildung von Verbindungen zwischen den Partikeln für alle flockigen Kupferpartikel möglich ist.

Dies deckt sich mit der Beobachtung eines kohäsiven Bruchs der Fügeverbindungen von C₂, C₃, C₆, C₇, und C₉ im Zugscherversuch. Die Pulver C₂, C₃, C₆, C₇ zeigen sowohl im Biegetest als auch beim Abscheren der Testkörper eine stabile Fügeverbindung mit hoher Scherfestigkeit.

Auf Grundlage der dargelegten Erkenntnisse werden die elektrolytischen Kupferpulver mit dendritischer Partikelform (A₁ bis A₄) sowie die verdüsten, sphärischen Kupferpartikel (B₁ und B₂) als nicht für die Substitution von Silber in der Niedertemperaturverbindungstechnik geeignet eingestuft.

Die Partikel C₁ und C₈ der verdüsten und anschließend gemahlene Partikelklasse zeigen zwar eine grundsätzliche Eignung zur Verarbeitung in Druckprozessen, eignen sich aber nicht als Fügemaaterial.

Die überdurchschnittlichen Resultate der gemahlene Kupferpulver C₂, C₃, C₄, C₆, C₇ und C₉ zeigen, dass die Formung einer Fügeverbindung in einem Drucksinterprozess bei 300 °C mit 15 MPa Druck bereits innerhalb von drei Minuten unter Stickstoffatmosphäre möglich ist. Daher werden diese Partikeltypen als mögliche Grundstoffe eines Substitutionsmaterials betrachtet. Eine gute Verarbeitbarkeit und eine stabile Verbindung mit hoher mittlerer Scherfestigkeit mit einer geringen Streuung zeichnet den Partikeltyp C₃ als aussichtsreiches Substitutionsmaterial aus.

4 Evaluation und Selektion von Kupferpartikeln als Fügemaaterial-Komponente

Tabelle 18: Bewertungsmatrix der Eignungsfaktoren nach Partikel-Klassen und -Typen

Partikel		Pas- ten ⁴³	Druck- bild ⁴³	Pro- ben- körper	Zug- scher- test ⁴⁴	Dorn- biege- test ⁴³	Scher- test ⁴⁵	Ges. Pkt.
Klasse	Typ	Mangelhaft = 0 Pkt.; Befriedigend = 1 Pkt.; Gut = 2 Pkt.						12/12
A – Dend- ritisch	A1	Mangel- haft	Befriedi- gend	Mangel- haft	Mangel- haft	Mangel- haft	Mangel- haft	1
	A2	Mangel- haft	Befriedi- gend	Mangel- haft	Mangel- haft	Mangel- haft	Mangel- haft	1
	A3	Mangel- haft	Mangel- haft	Mangel- haft	Mangel- haft	Mangel- haft	Mangel- haft	0
	A4	Mangel- haft	Mangel- haft	Mangel- haft	Mangel- haft	Mangel- haft	Mangel- haft	0
B - Sphä- risch	B1	Mangel- haft	Mangel- haft	Mangel- haft	Mangel- haft	Mangel- haft	Mangel- haft	0
	B2	Mangel- haft	Mangel- haft	Mangel- haft	Mangel- haft	Mangel- haft	Mangel- haft	0
C - Flo- cken- förmig	C1	Gut	Gut	Gut	Mangel- haft	Mangel- haft	Mangel- haft	6
	C2	Gut	Gut	Gut	Befriedi- gend	Gut	Gut	11
	C3	Gut	Gut	Gut	Befriedi- gend	Gut	Gut	11
	C4	Gut	Gut	Gut	Mangel- haft	Befriedi- gend	Gut	9
	C5	Gut	Gut	Gut	Mangel- haft	Mangel- haft	Befriedi- gend	7
	C6	Gut	Gut	Gut	Befriedi- gend	Gut	Gut	11
	C7	Gut	Gut	Gut	Befriedi- gend	Gut	Gut	11
	C8	Befriedi- gend	Gut	Gut	Mangel- haft	Mangel- haft	Mangel- haft	5
	C9	Gut	Gut	Gut	Befriedi- gend	Befriedi- gend	Befriedi- gend	9

⁴³ Mangelhaft = 0 Pkt.; Befriedigend = 1 Pkt.; Gut = 2 Pkt.

⁴⁴ $\bar{x} < 2,5 \text{ N/mm}^2 = 0 \text{ Pkt.}; 2,5 \text{ N/mm}^2 < \bar{x} < 10 \text{ N/mm}^2 = 1 \text{ Pkt.}; 10 \text{ N/mm}^2 < \bar{x} < 20 \text{ N/mm}^2 = 2 \text{ Pkt.}$

⁴⁵ $\bar{x} < 6 \text{ N/mm}^2 = 0 \text{ Pkt.}; 6 \text{ N/mm}^2 < \bar{x} < 20 \text{ N/mm}^2 = 1 \text{ Pkt.}; 20 \text{ N/mm}^2 < \bar{x} < 2 \text{ Pkt.}$

5 Eigenschaften und Charakterisierung gesinterter Kupferschichten

Im folgenden Abschnitt werden die Materialeigenschaften der mittels Drucksintern hergestellten Kupferschichten untersucht. Dazu werden für die flockenförmigen Kupferpartikel, besonders die Typen C₂, C₃, C₆ und C₇ Probenkörper und Test-Aufbauten mit funktionsfähigen Halbleiterbauelementen evaluiert. Der Pulvertyp C₃ wurde aufgrund der sehr guten Ergebnisse in der Partikelevaluation in den Fokus der Untersuchungen gestellt. Die in den zuvor definierten Standardparametern druckgesinterten Proben werden zur mechanischen, elektrischen und thermischen Charakterisierung der Kupfer-Sinterschicht verwendet. Mittels zerstörender Prüfungen wird dargelegt, dass Kupfer als Fügmaterial für Leistungselektronikkomponenten geeignet ist.

5.1 Gefüge und Porosität der Kupferschicht

Es wurden metallographische Schliffe der Probenkörper CuPK₁ hergestellt (Bild 51) und die Struktur der im Drucksinterprozess bei 300 °C, 15 MPa innerhalb von drei Minuten geformten Kupferschicht mittels optischem Mikroskop und Rasterelektronenmikroskop untersucht. Die vergrößerten Darstellungen in Bild 51 zeigen eine von der gängigen schwammartigen Gefügestruktur des gesinterten NTV-Silbers (Bild 121a i. Anh.) abweichende Struktur. In den Aufnahmen der Schliffbilder in Bild 51 und in Bild 121a bis i (i. Anh.) zeigt sich eine deutliche horizontal ausgerichtete Partikelorientierung.

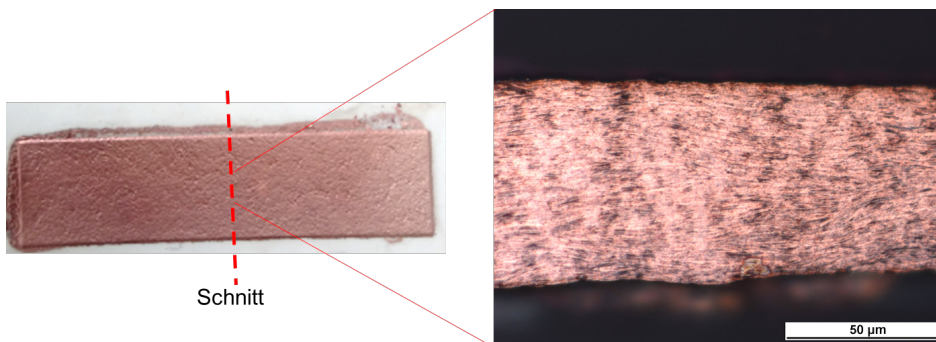


Bild 51: Gesinterter Probenkörper und Mikroskop-Aufnahme des metallographischen Schliffs einer porösen Kupfersinterschicht (Vergrößerung 1000-fach)

In den REM-Aufnahmen Bild 52a (sowie Bild 121d und e i. Anh.) ist zu erkennen, dass die Kupferpartikel (hell) in einigen Bereichen sehr stark verdichtet wurden.

Die Grenzen einzelner Kupfer-Partikel sind nach dem Drucksintern im Vergleich zu Silbersinterschichten deutlicher erkennbar. Teilweise lassen sich einzelne Bereiche identifizieren, in denen die Orientierung der Kupferpartikel von der dominierenden horizontalen Orientierung abweicht. Diese Abweichungen ist auf eine Verzahnung einzelner Partikel während des Pastendrucks zurückzuführen und führt lokal zu einer geringeren Verdichtung der Schicht. Die Porosität der Kupferschicht (dunkel) wird durch die lamellare, horizontal zur Substratoberfläche orientierte Struktur der Kupferpartikel und die erzeugten Kontaktstellen beeinflusst. Eine Bearbeitung mittels FIB⁴⁶ erlaubt eine hochauflösende Detaildarstellung der dicht versinterten Bereiche der Kupferfügeschicht (siehe Bild 53). Die lamellenförmige Struktur der aufeinander abgelegten, verdichtet und versinterten Kupferpartikel lässt sich auch in den stark verdichteten Bereichen erkennen. Aus dieser Struktur ergeben sich zumeist dünne rotationsellipsoidförmige bis scheibenförmige Poren mit zumeist horizontaler Ausrichtung und eine anisotrope Gefügestruktur.

Für die Pasten der Partikeltypen C₂, C₃ sowie C₆ und C₇ wurden die Porosität, wie in Abschnitt 3.7.1 beschrieben, mittels Bildanalyse ermittelt. In Bild 52 ist eine REM-Aufnahme sowie das binarisierte Analysebild der Kupferschicht C₃ mit einer errechneten Dichte von $7,91 \text{ g/cm}^3$ dargestellt. Die Genauigkeit ist durch den Fehler bestimmt, mit dem der Schwellwert der Bildanalyse gewählt wird. In Anlehnung an [81] wurde der Fehler auf 15 % abgeschätzt. Allerdings können Artefakte durch die metallographische Bearbeitung erzeugt werden. Die durchschnittliche Porenquerschnittsfläche⁴⁷ in der gesinterten Kupferschicht beträgt ca. 90 nm^2 . Die größere Porosität der Kupferschicht ergibt sich aus einer größeren Anzahl kleinerer Hohlräume, während bei der als Referenz verwendeten gesinterten Silberschicht wenige aber dafür durchschnittlich größere Poren mit ca. 170 nm^2 Querschnittsfläche gemessen wurden. Während große Poren von bis zu ca. $21 \mu\text{m}^2$ der Verzahnung und Verkantung der Partikel beim Rakeln der Paste zuzuordnen sind, befinden sich sehr kleine Hohlräume von teils weniger als 30 nm^2 zwischen den horizontal verdichteten Kupferflocken.

⁴⁶ In Zusammenarbeit mit Dr. J. Heilmann (TU Chemnitz).

⁴⁷ Errechnet auf Basis der mittleren Fläche des Porenquerschnitts der gesinterten Kupferschicht.

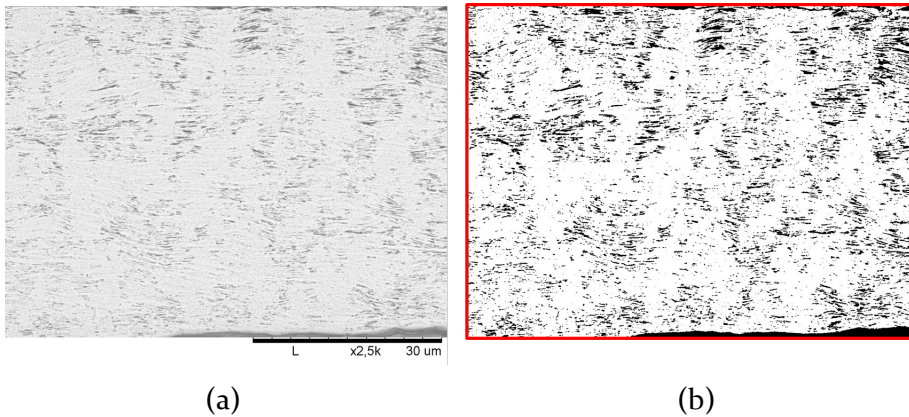


Bild 52: REM-Aufnahme (a) und (b) Porositätsanalyse einer aus dem Typ C₃ gesinterten Kupferschicht (Kupfer = hell/weiß)

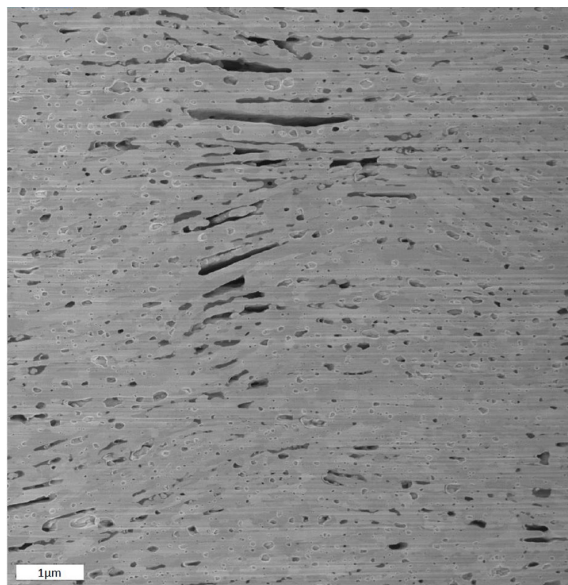


Bild 53: REM-Aufnahme einer mittels FIB bearbeiteten Kupferfugeschicht

Die Darstellung in Bild 54 zeigt die an Kupferprobenkörper CuPK₁ bestimmte Porosität. Die mittlere Dichte der im Standardsinterprozess hergestellten Kupferschichten beträgt zwischen $7,1 \text{ g/cm}^3$ bis $7,86 \text{ g/cm}^3$. Auf Basis der Streubreite der Messwerte wird deutlich, dass die Poren bei Typ C₆ gleichmäßiger in der Kupferschicht verteilt sind, als z.B. bei C₇.

Bei C₇ ergibt sich eine heterogenere Gefügestruktur mit porenreichen und porenarmen Bereichen.

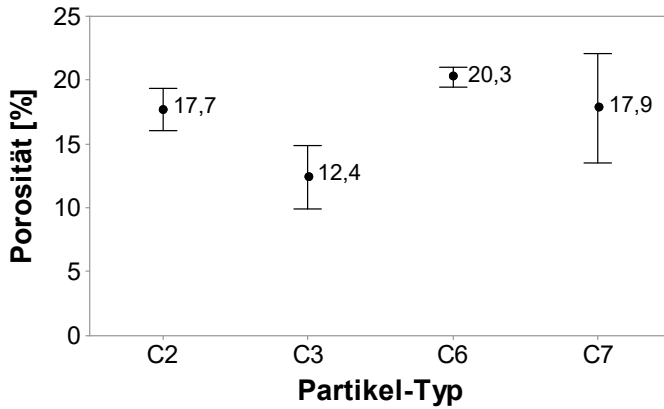


Bild 54: Mittlere Porosität der im Standardprozess druckgesinterter Kupferschichten⁴⁰

In Detailaufnahmen der Kupferschicht, wie Bild 55a (Porosität: ca. 18 %), lassen sich zwischen den einzelnen horizontal ausgerichteten Kupferpartikeln feine, vertikale Kontaktstellen (Bild 55b) identifizieren. Diese kleinen Stege mit Durchmessern von meist weniger als 100 nm stellen die interpartikulare Verbindung zwischen den mikroskaligen Kupferpartikeln dar. Somit bilden diese nanoskaligen, diffusionsbedingten Verbindungstellen die mechanische Befestigung der Kupferpartikel sowie elektrische und thermische Pfade der gesinterter Kupferschicht.

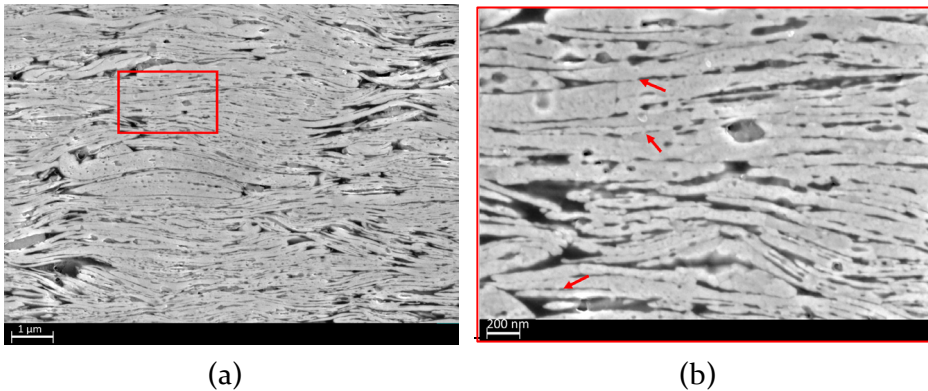


Bild 55: REM-Aufnahme einer druckgesinterter Schicht des Partikel-Typs C2 (10.000-facher Vergrößerung) (a) und (b) Detailaufnahme mit markierten Verbindungsstellen (100.000-facher Vergrößerung)

Der Zusammenhang der Gefügestruktur und den erzielten Eigenschaften ergibt sich aus dem Anteil der Einlagerungs- oder Matrixphase sowie dem Formfaktor der Ellipsoide (Kugel → Linse → Scheibe) und der Orientierung dieser im Gefüge [264, 265, 266].

Für die gesinterte Kupferschicht lässt sich nach Ondracek auf Grund der dominierenden, dünnen Scheibenform der Poren und ihrer häufig horizontalen Orientierung ein deutlicher, richtungsabhängiger Einfluss auf die Eigenschaftskenngrößen (z.B. elektrische und thermische Leitfähigkeit, elastischer Modul) postulieren [264, 266]. Die resultierende Kenngröße ergibt sich durch Superposition des homogenen primären Kupfers und des induzierten Störbereichs der Poren. Die ermittelte Porosität der Kupferschicht von ca. 20 % unterscheidet sich nur kaum von der gängigen Silbersintermaterialien (~10 % bis 20 % [65] [63, 81] [127]).

5.2 Elektrische Leitfähigkeit

Die für die Bestimmung der elektrischen Leitfähigkeit verwendeten 40 x 10 mm² großen Kupferkörper des Typs CuPK 1 ermöglichen die Messung des Flächenwiderstandes⁴⁸, aus dem in Abhängigkeit von der Dicke der gesinterten Kupferschicht die elektrische Leitfähigkeit errechnet wurde. Die in Bild 56 dargestellten Ergebnisse der Leitfähigkeitsbestimmung zeigen ein heterogenes Bild, in dem vor allem die Partikeltypen C₁ und C₅ eine sehr geringe und der Typ C₈ keine messbare elektrische Leitfähigkeit aufweisen. Dies wird auf die im Fügeprozess nur mangelhafte bzw. nicht stattfindende Zersetzung der Partikelbeschichtung zurückgeführt und deckt sich mit den Beobachtungen des thermischen Verhaltens der Kupferpartikel in Abschnitt 4.2. Die Leitfähigkeit der aus den Partikeln C₉ (geringer Oxidanteil) geformten Körper sticht hervor, da dieser Partikeltyp in der mechanischen Evaluation als Fügmaterial nur eine geringe Scher- und Zugscherfestigkeit zeigte. Dies deutet, wie auch die Analyse der Schlibfbilder, auf den Kontakt der Partikel untereinander, aber nicht auf die Ausbildung einer stoffschlüssigen Verbindung hin. Für die gesinterten Schichten der Partikel C₂, C₃, C₄, C₆ und C₇ liegen die mittleren Leitwerte zwischen 15,4 (±0,9) MS/m und 22,9 (±1,04) MS/m. Somit erreicht die im Drucksinterprozess hergestellte Kupferschicht 25,8 % bis 38,4 % der Leitfähigkeit von Vollmaterial. Die Abweichung der für die gesinterten Kupferschichten bestimmten Leitfähigkeit von den Literaturdaten für Kupfervollmaterial (siehe Abschnitt 2.4.2) kann zum einen wie bei Mertens [81] für gesintertes Silber beschrieben von der Porosität der Schicht, insbesondere von der zylindrischen Scheibenform der Poren, abgeleitet werden.

⁴⁸ siehe Abschnitt 3.7.2.

Bei Ondracek [267, 266, 268] wird der Einfluss eines zweiphasigen Gefüges, wie es in der druckgesinterten Schicht aus leitendem Kupfer und isolierenden Hohlräumen vorliegt, auf den elektrischen Widerstand durch

$$\varphi_C = \varphi_M(1 - c_D) \frac{1 - \cos^2 \alpha_D + \frac{\cos^2 \alpha_D}{2 F_D}}{F_D} \quad (29)$$

modellhaft beschrieben. Darin stellt φ die Eigenschaftswerte des Materials (z.B. elektrischer Widerstand), c den Volumenanteil, F den Formfaktor und $\cos^2 \alpha$ den Orientierungsfaktor dar. Die Indizes C, M und D bezeichnen den zweiphasigen Werkstoff, die Matrix und die Einlagerung. Den dünnen plättchenförmigen Poren in der Kupferschicht wird der Sonderfall der zylindrischen Scheiben und somit dem Formfaktor F_D ⁴⁹ annähernd 0 zugeordnet [266]. Basierend auf einer exemplarischen Auswertung des z/x-Achsenverhältnisses von Poren der Kupferschicht wie in Bild 53 ergibt sich nach [269] ein Formfaktor von ca. 0,043. Aus der weitestgehend horizontalen Orientierung zur Messrichtung ergibt sich der Orientierungsfaktor⁵⁰ $\cos^2(\alpha)$ von ca. 1 [266, 268]. Eine modellbasierte Abschätzung ergibt für die gesinterten Kupferschichten eine porenbedingte Reduktion der elektrischen Leitfähigkeit von mindestens 4 % bis 6 %. Da die Einbettung der Poren jedoch nicht in ein fehlerfreies, homogenes Vollmaterial erfolgt, wird die Reduktion der Leitfähigkeit mit den nur sehr feinen Kontaktstellen zwischen den Partikeln und den Restanteilen der im Prozess nicht aufgelösten Mahlwachs- und Oxidrückständen begründet. Für die, als „zum Drucksintern geeignet“ eingestuft, Kupferpartikel ergeben sich bei einer Sinterzeit von drei Minuten mit 15 MPa Pressendruck und 300 °C Sintertemperatur Leitfähigkeitswerts von 51 % bis 68 % eines als Referenz verwendetes, kommerziellen Silbersintermaterials. Zum anderen wird aus den Daten der thermischen Untersuchung in Abschnitt 4.2 postuliert, dass die nach dem Fügeprozess auf den Partikeln verbleibende dielektrische Oxidschicht und die in dem kurzen Zeitfenster des Sinterprozesses nicht vollständig zersetzten Bestandteile der Mahlhilfsstoffe die erzielbare elektrische Leitfähigkeit einschränken.

⁴⁹ Für den Formfaktor der Einlagerungsphase (hier Pore gilt) $0 \leq F_D \leq 0,5$, wobei bei sphärischer Pore $F_D = 0,33$ entspricht.

⁵⁰ Kosinusquadrat des Winkels α zwischen der Rotationsachse der Pore und der Feldrichtung.

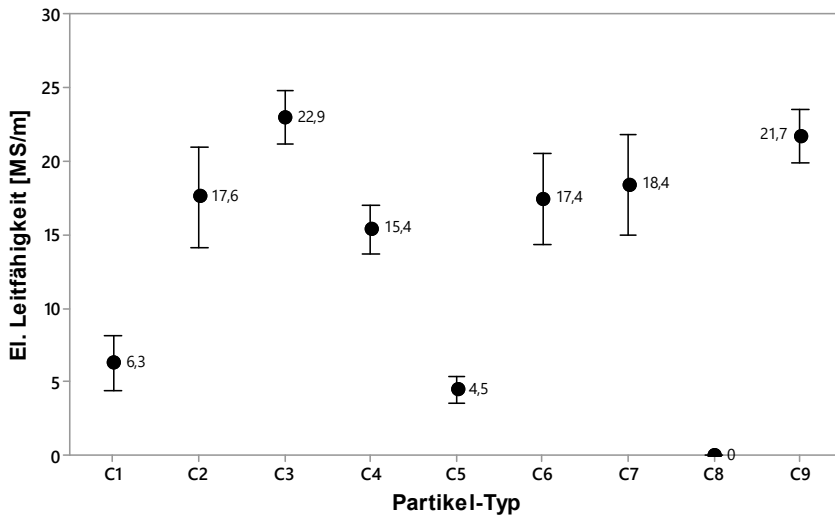


Bild 56: Mittlere elektrische Leitfähigkeit der gesinterten Kupferschichten⁴⁰

5.3 Thermische Leitfähigkeit

Die Untersuchung der Wärmeleitfähigkeit erfolgte an im als Standard definierten Drucksinterprozess bei 300 °C unter Stickstoff gefertigten Kupferprobenkörper des Typs CuPK₁. Wie in Bild 57 dargestellt, wurden die auf den Partikeltypen C₂ und C₃ basierenden Probenkörper bei der Fa. Nanotest und Design GmbH mittels der LaTIMA-Methode charakterisiert.

Dazu wurden die Probenkörper am Heizer auf ca. 80 °C aufgeheizt und im Kontaktbereich der Wärmesenke auf 15 °C gekühlt (siehe Bild 57b). Zur besseren thermischen Kontaktierung der Kupferschicht wurden die Proben gekürzt sowie Wärmeleitpaste auf die Kontaktflächen aufgetragen. Zur Erhöhung des Emissionsgrades wurden die Probenkörper vor der Messung schwarz lackiert.

Zur Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit wurde jede der jeweils vier Kupfer-Proben elf-fach vermessen. Die Ergebnisse der lateral bestimmten Wärmeleitfähigkeit λ , in Bild 58 dargestellt, zeigen für die aus den Partikeln C₃ gesinterte Kupferschicht mittlere Wärmeleitfähigkeit λ von 145,5 W/mK. Für die CuPK₁-Proben der C₂-Partikel konnten im Mittel 130,1 W/mK gemessen werden.

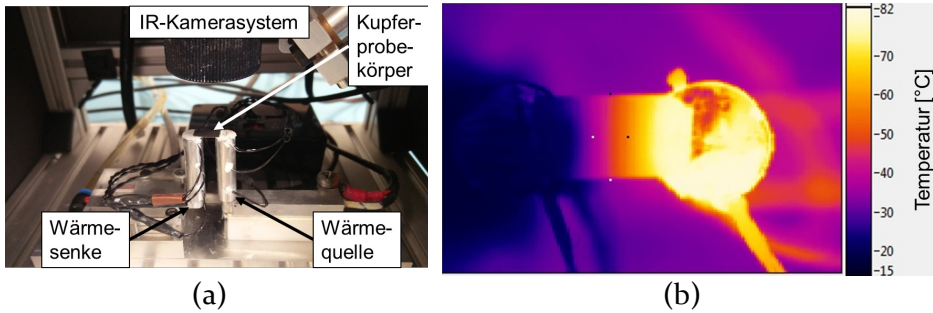


Bild 57: Exemplarisches Beispiel der Charakterisierung der lateralen Wärmeleitung der gesinterten Kupferproben mittels LaTIMA (a) und ein farbkodiertes Infrarotbild der Wärmeverteilung auf einem Probenkörper während der Messung (b) [Bilder: Nanotest und Design GmbH]

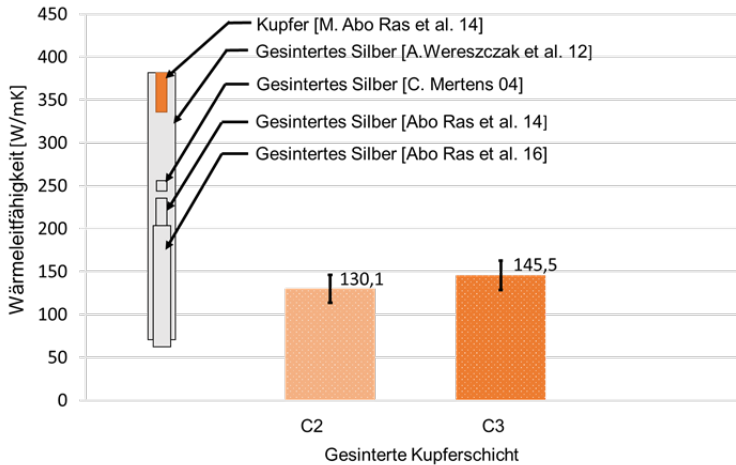


Bild 58: Mittelwerte der mit LaTIMA bestimmten Wärmeleitfähigkeit der im Drucksinterprozess hergestellten Kupferschichten der Partikel-Typen C2 und C3 sowie Vergleichsdaten der Wärmeleitfähigkeit von gesintertem Silber [229, 128, 108, 81] und mittels LaTIMA bestimmte Wärmeleitfähigkeit eines Kupfervollmaterials [229]

Im Abgleich zu den bei Abo Ras et al. [229, 128] mittels LaTIMA bestimmten Werte erreicht der hier gesinterte und gemessene Kupferkörper ca. 39 % der für Kupfervollmaterial und mindestens 64 % der für gesintertes Silber angegebenen Wärmeleitfähigkeiten. Allerdings zeigen Abo Ras und auch Wereszczak [108] sowie viele andere Untersuchungen zu diversen porösen Metallen, dass die Wärmeleitfähigkeit wie auch die elektrische Leitfähigkeit der gesinterten Schicht von der jeweiligen Porosität beeinflusst wird. So konnte von Wereszczak bei 350 °C und 50 MPa für 25 Minu-

ten gesintertes Silber mit nur 3 % Porenanteil Werte nahe den Literaturangaben für Silber ermittelt werden [108]. Die Gegenüberstellung zu den von Abo Ras [128] bestimmten Werten für gesintertes Silber zeigt, dass die in der vorliegenden Studie ermittelten Wärmeleitfähigkeiten der Kupferschicht etwa denen einer gesinterten Silberschicht mit einer Porosität von ca. 7 % bis 12 % gleicht, welche bei selbigem bei 250 °C mit einem Sinterdruck zwischen 5 MPa und 15 MPa hergestellt wurde. Die thermische Leitfähigkeit λ wurde zusätzlich anhand des von Franz und Wiedemann beschriebenen Zusammenhangs auf Basis der gemessenen elektrischen Leitfähigkeiten ermittelt⁵¹.

Aufgrund der nicht messbaren elektrischen Leitfähigkeit wurde der Partikeltyp C8 aus der Berechnung ausgeschlossen. Die errechneten Wärmeleitfähigkeiten werden in Bild 59 dargestellt und zeigen im Abgleich, dass die nach dem Wiedemann-Franzschens-Gesetz bestimmten Wärmeleitfähigkeiten der Partikel C2 und C3 die gemessenen Werten der LaTIMA-Untersuchung stützen.

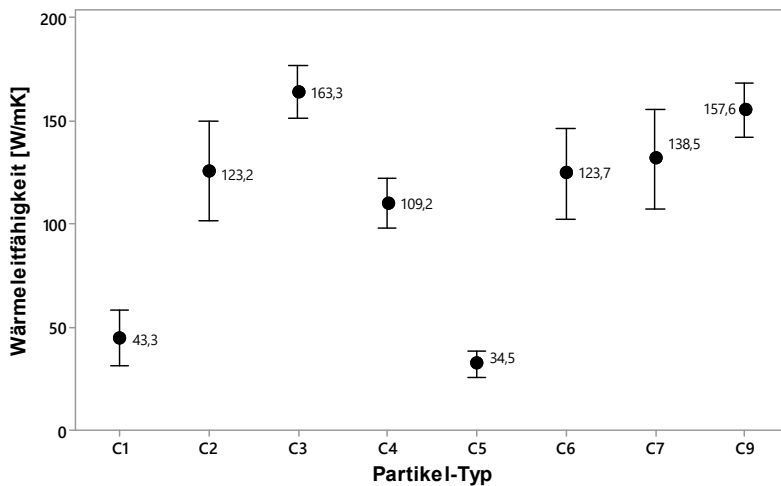


Bild 59: Mittelwerte der nach dem Wiedemann-Franzschens-Gesetz für gesinterte Kupferschichten berechneten Wärmeleitfähigkeiten⁴⁰

Die Abweichung der Messwerte vom Literaturwert (ca. 400 W/mK) kann unter anderem wie bei [81] von durch die Porosität, insbesondere von der zylindrischen Scheibenform der Poren, erklärt werden [267, 269]. Des Weiteren ist durch die thermische Analyse der Kupferpartikel bekannt, dass bei

⁵¹ siehe Abschnitt 3.7.3.

der gewählten Sintertemperatur von 300 °C sich die auf den Partikeln befindlichen organischen Bestandteile in der Zersetzung befinden. Da dieser thermische Zersetzungsprozess der Schutzschicht innerhalb des dreiminütigen Drucksinterprozesses nicht vollständig abgeschlossen ist, wird davon ausgegangen, dass Teile der Mahlhilfsstoffe sowie die noch partiell vorhandene Kupferoxidlage den Wärmefluss zusätzlich behindern. Bei Vincent et. al [270] wurde an gesinterten Kupferpulvern (650 °C Sintertemperatur) mittels Laser-Flash-Methode gezeigt, dass eine Oxidschicht auf Kupferpartikeln zu einer niedrigeren Wärmeleitfähigkeit der erzeugten Schicht führt. Dies kann zum einen auf die geringere thermische Leitfähigkeit des Kupferoxides (75 W/mK) und zum anderen auf die durch die Oxidschicht erhöhte Porosität zurückgeführt werden. Es ist durch den physikalischen Zusammenhang offensichtlich, dass die thermische Leitfähigkeit auf die gleiche Weise erhöht werden kann, durch die auch eine Steigerung der elektrischen Leitfähigkeit erzielt wird. Ein Ansatz liegt hierbei in der Verdichtung der porösen Sinterschicht.

5.4 Mechanische Eigenschaften

Im Rahmen der Arbeit wurden die mechanischen Eigenschaften der im Drucksinterprozess hergestellten Kupfersinterschichten untersucht. Neben der Bestimmung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten werden im Folgenden die Ergebnisse von Zugversuchen, das Elastizitätsmodul sowie die Kriechneigung experimentell untersucht.

5.4.1 Thermische Ausdehnung

Die mittels Dilatometer untersuchte Längenänderung im Temperaturbereich von Raumtemperatur bis 200°C erfolgte an gesinterten Probenkörpern des Typs CuPK1. Der thermische Ausdehnungskoeffizient wurde an drei aus Partikeln des Typs C3 im als Standard definierten Drucksinterprozess gesinterten Körper für die Temperaturbereiche bis 100°C, bis 150°C und bis 200°C ermittelt (siehe Bild 60).

Zur vergleichenden Einordnung der mittels Dilatometer bestimmten CTE-Werte der gesinterten Kupferschicht wurden Referenzkörper aus Silber- und Kupfervollmaterial sowie ein Silbersintermaterial herangezogen.

Die Messergebnisse in Tabelle 19 zeigen im Temperaturbereich bis 100 °C bzw. 200 °C für das gesinterte Kupfer einen gegenüber der Kupferreferenz etwas niedrigeren thermischen Ausdehnungskoeffizienten. Für die gesin-

terten Kupferschichten kann während des Aufheizens kaum eine Veränderung des CTE beobachtet werden. Damit unterscheidet sich die erzeugte kupferbasierte Sinterlage von der Vergleichsprobe aus gesintertem Silber, für die bei steigender Temperatur eine Abnahme des CTE zu beobachten ist.

Während die Proben aus gesinterten Kupferpartikeln nach dem Heizprofil unter Stickstoff keine Veränderung der Probenkörperform zeigen, geht das Aufheizen bei gesintertem Silber mit einer plastischen Verformung einher. Diese Verformung konnte weder für das Silber- noch für Kupfer-Vollmaterial festgestellt werden.

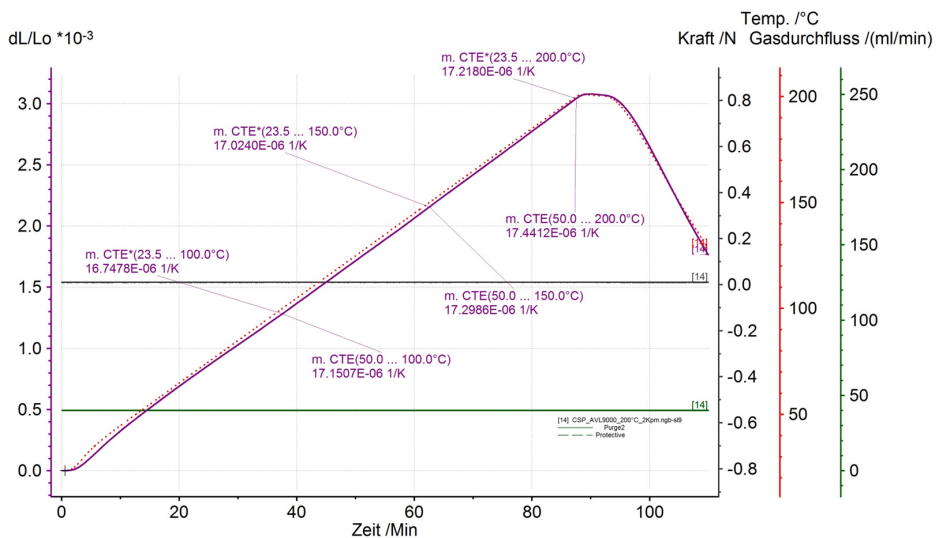


Bild 6o: Exemplarische Darstellung der thermischen Ausdehnung einer im Drucksinterprozess unter Stickstoff gesinterten Kupferschicht

Tabelle 19: Mittelwert \bar{X} und Streuung s des thermischen Ausdehnungskoeffizienten druckgesinterten Kupfers im Temperaturbereich Raumtemperatur bis 100 °C, bis 150 °C und bis 200 °C sowie ermittelte Referenzwerte an gesintertem Silber und Kupfer- und Silber-Vollmaterial

Material	CTE (RT bis 100°C)		CTE (RT bis 150°C)		CTE (RT bis 200°C)		Literatur
Gesinterte Kupferschicht C ₃	\bar{X} : 16,5	s : 0,35	\bar{X} : 16,6	s : 0,35	\bar{X} : 16,9	s : 0,31	-
Gesinterte Silberschicht	19,03		17,49		16,07		~ 20 [81, 55, 108]
Kupfer-Referenzkörper	17,9		18,5		18,7		16,5 [140, 145, 146]; 17,5 [5]
Silber-Referenzkörper	19,9		20,7		21,0		18,5 – 20 [151, 148, 146]

5.4.2 Mechanische Festigkeit und Plastizität der gesinterten Kupferschicht

Zur Bewertung der quasistatischen mechanischen Eigenschaften der gesinterten Kupferschicht wurden Probekörper des Typs CuPk₂, wie in Bild 122a i. Anh. dargestellt, im Standard-Drucksinterprozess bei 300 °C hergestellt und im Zugversuch⁵² zerstörend geprüft. Die Probekörper wurden dazu in einer Zugprüfmaschine bei Raumtemperatur, bei 100 °C sowie bei 175 °C mit einer kontinuierlichen Traversengeschwindigkeit von jeweils 0,1 mm/min bis zum Bruch belastet. Die Messung erfolgte nach der bereits bei Heilmann [127] und Herboth [65] beschriebenen Methode und wurde in Zusammenarbeit mit J. Heilmann an der TU Chemnitz durchgeführt.

Die Dehnung der gesinterten Schichten wurde mittels Videoextensiomter bestimmt. Die Wahl der maximalen Test-Temperatur orientiert sich an der aktuell üblichen maximalen Junction-Temperatur leistungselektronischer Bauteile von 175 °C. Zur Berechnung der Zugspannung erfolgte vorab die Bestimmung der Probendicke durch Höhenmessung der Probekörper auf einem Substrat an einem Konfokalmikroskop des Typs NanoFocus μ surf (wie in Bild 122b und c i. Anh. dargestellt). Die Verwendung metallographischer Schlitte ergänzt die Messung der Probendicke.

⁵² wie in Abschnitt 3.7.4.2 beschrieben.

In Bild 61a sind typische Spannungs-Dehnungs-Kurven für eine gesinterte Kupferschicht und in Bild 61b für ein Referenz-Silbersintermaterial dargestellt. Die Zugversuche für die Referenzprobe aus Silber weisen eine deutliche Abhängigkeit des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens von der Versuchstemperatur auf. So sinkt die Zugfestigkeit der klassischen Sinterschicht von im Mittel 78 MPa bei hoher Temperatur um über 70 %.

Zwischen Raumtemperatur und 100 °C ist für das Silbermaterial im Schnitt eine Zunahme der plastischen Dehnung von 0,38 % auf ca. 1,05 % erkennbar. Bei hoher Temperatur (175 °C) reicht eine geringe Spannung von nur ca. 20 MPa, um eine plastische Dehnung auf bis zu 2 % hervorzurufen.

Bei Weber et al. wurde experimentell gezeigt, dass die maximale Dehnung der gesinterten Silberschicht nur ca. 10 % von Silber-Vollmaterial beträgt. Bei 175 °C lässt sich im Spannungs-Dehnungs-Diagramm vor dem Bruch eine Einschnürung der Probe ablesen. Der errechnete E-Modul des gesinterten Silbers nimmt mit steigender Temperatur von ca. 30 GPa auf ca. 15 GPa (100 °C) bzw. 12 GPa bei 175 °C ab. Diese Ergebnisse korrelieren mit dem von Herboth und Heilmann für gesintertes Silber bestimmten E-Modul bei Raumtemperatur von ca. 34 bis 36 GPa [65] bzw. 31 bis 32,4 GPa [127, 271] und den Beobachtungen der um bis zu 75% sinkenden Zugfestigkeit bei 170 °C [244]. Das viskoplastische Verhalten der druckgesinterten Silberschicht wurde bereits mehrfach, z.B. in [65, 100, 127, 81, 271, 272] beschrieben. Nach eben diesen verändert sich das elastische Verhalten der gesinterten Silberschicht – auch bei hoher Verdichtung – dahingehend, dass der E-Modul bei höheren Temperaturen (> 80 °C) stark abnimmt [244, 127, 271]. Als Ursache für diesen Effekt wird eine Schwächung der Korngrenzen durch organische Rückstände vermutet [127].

Für gesintertes Kupfer konnte dieses Verhalten nicht im gleichen Maß beobachtet werden. Bei Raumtemperatur ist die plastische Dehnung des gesinterten Kupfers niedrig. Die Dehnung bis zum Bruch beträgt ca. 0,35 %, wobei die Streckgrenze $R_{p0,2}$ der Festigkeit R_m entspricht und im Schnitt ca. 165 ($\pm 19,3$) MPa beträgt. Damit liegt die Lastaufnahme wesentlich höher als bei der Silbersinter-Referenz. Das makroskopische Bruchverhalten der porösen Kupferschicht entspricht einem Sprödbbruch. Der ermittelte elastische Modul E beträgt ca. 55 (± 5) GPa, was etwa 42 % bis 50 % des Referenzwertes für Kupfer darstellt [146, 145, 150].

Bei höheren Temperaturen verringert sich die maximale Festigkeit der Kupferschicht um ca. 20 % (100 °C) bzw. ca. 35 % (175 °C). Die Streckgrenze $R_{p0,2}$ weicht erst bei hoher Temperatur von der maximalen Zugfestigkeit ab und beträgt ca. 108 (± 5) MPa.

Ebenso sinkt der E-Modul auf ca. 40 (± 2) GPa bei 100 °C und bei 175 °C auf etwa 29 (± 2) GPa. Die Materialdehnung bis zum Bruch steigt mit der Temperatur bei Kupfer nur leicht an und liegt auch bei hoher Temperatur bei nur ca. 0,55 %. Das bei hoher Temperatur für die Kupferschicht beobachtete Verhalten liegt nahe dem des gesinteren Silbers bei Raumtemperatur.

Die Untersuchung der Proben im Zugversuch zeigt allerdings auch, dass sich die gemessenen Festigkeitswerte trotz identischer Herstellungs- und Prüfparameter teils deutlich unterscheiden. Für die gesinteren Kupferproben C₂ und C₃ bei Raumtemperatur wurde eine mittlere Festigkeit R_m von 106,4 ($\pm 17,1$) MPa bzw. 105,8 ($\pm 10,5$) MPa gemessen. In Zusammenarbeit mit D. Stenzel (Karlsruher Institut für Technologie) wurde für Proben des Partikel-Typs C₂ eine Zugfestigkeit von 68,4 ($\pm 7,1$) MPa gemessen [245]. Diese Divergenz kann im dünnen, sehr torsionsempfindlichen Probekörper begründet sein⁵³.

Die Bruchkanten der Prüfkörper zeigen für das silberne Standardsintermaterial eine temperaturabhängige Veränderung vom duktilen Bruch mit ausgeprägter Wabenstruktur bei Raumtemperatur zum Korngrenzengleiten bei hohen Temperaturen (siehe Bild 62a). Sowohl die hier festgestellte plastische Ausformung einer Wabenstruktur als auch die für das Silbersintermaterial beobachtete, temperaturbedingte Verschiebung des Bruchmechanismus zum Korngrenzenversagen decken sich mit den Beschreibungen von Herboth et al. [65, 100].

Dort wird vermutet, dass der Versagensmechanismus bei hoher Temperatur (125 °C) ein Wachstum von Poren an den Korngrenzen und in den Sinterhälsen inkludiert. Die Bruchkanten der Prüfkörper zeigen für das silberne Standardsintermaterial eine temperaturabhängige Veränderung vom duktilen Bruch mit ausgeprägter Wabenstruktur bei Raumtemperatur zum Korngrenzengleiten bei hohen Temperaturen (siehe Bild 62a). Sowohl die hier festgestellte plastische Ausformung einer Wabenstruktur als auch die für das Silbersintermaterial beobachtete, temperaturbedingte Verschiebung des Bruchmechanismus zum Korngrenzenversagen decken sich mit den Beschreibungen von Herboth et al. [65, 100]. Dort wird vermutet, dass der Versagensmechanismus bei hoher Temperatur (125 °C) ein Wachstum von Poren an den Korngrenzen und in den Sinterhälsen inkludiert.

⁵³ Bei der Messung an der TU Chemnitz wurde ein bei 127 beschriebener Spannrahmen zur Verringerung der Vorbelastung der Proben während der Einspannung verwendet.

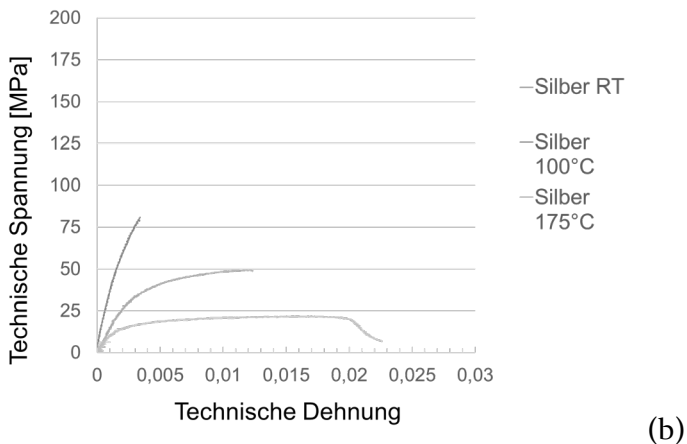
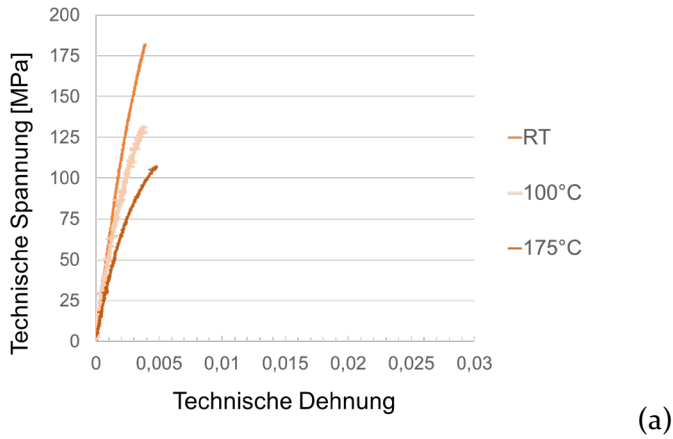


Bild 61: Spannungs-Dehnungs-Verlauf von im Sinterprozess geformten Kupferkörpern (a) und (b) gesintertem Silber bei Raumtemperatur (RT), bei 100 °C und bei 175 °C.

Die Bruchkanten der gesinterten Kupferschicht in Bild 62b zeigen eine lamellare, auf der horizontalen Orientierung der Kupferpartikel basierende Makrostruktur. Diese bleibt auch bei höheren Temperaturen erhalten. Im Gegensatz zur Struktur der Silbersinterschicht können in der Bruchkante der Kupferschicht noch deutlicher einzelne Partikel zugeordnet werden. Bei der Betrachtung der Bruchfläche der Kupferschicht im Rasterelektronenmikroskop zeigen sich für den gesamten getesteten Temperaturbereich wabenförmige Ausformungen eines duktilen Bruchs sowie lokale plastische

Verformungen. In Detail-Aufnahmen der Bruchfläche in Bild 63 bei Raumtemperatur (Bereich A) und 175 °C (Bereich B) zeigt sich deutlich der gleichbleibende, duktile Versagensmechanismus.

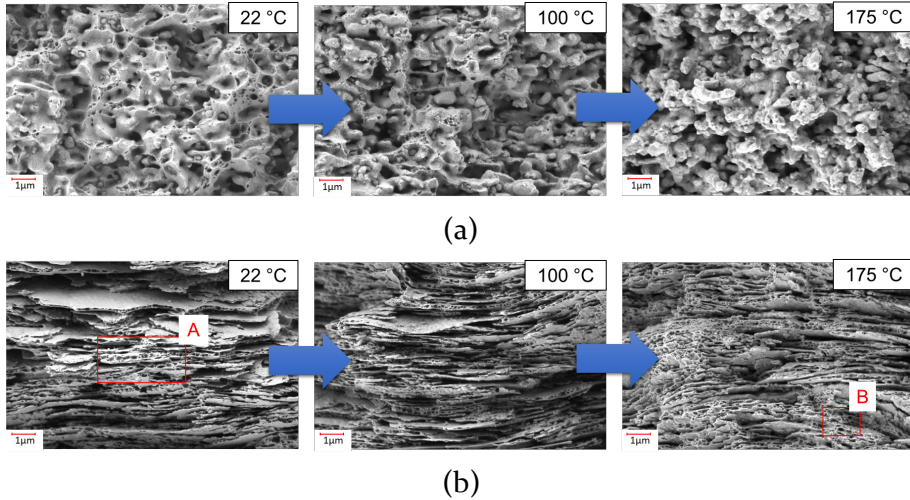


Bild 62: REM- Aufnahmen der Bruchflächen der bei Raumtemperatur, bei 100 °C sowie 175 °C geprüften Zugproben aus gesintertem Silber (a) und Kupfer (b)

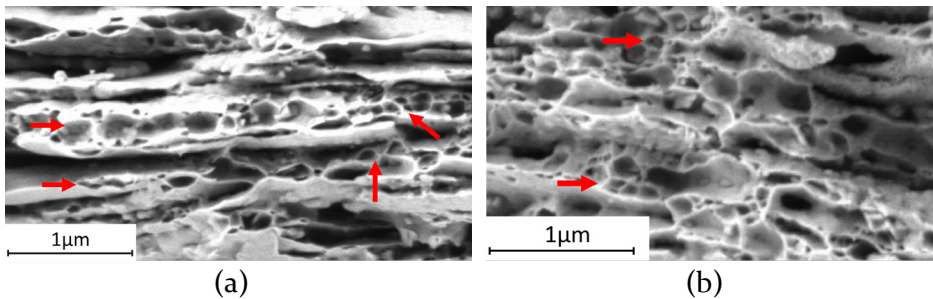


Bild 63: Detailaufnahme des Bereich A der Bruchfläche der Kupferschicht bei Raumtemperatur (a) sowie des Bereich B bei 175 °C (b)

Bei Suzuki et al. wird für mittels Wasserstoff reduziertes, gesintertes Kupfer (Partikelgröße ca. 200 nm) eine Zugfestigkeit von 120 MPa für eine Porosität von 25 % und bis 230 MPa für eine Porosität von etwa 10 % angegeben [183]. Somit liegen die hier für ein ohne im wasserstoffbasierten Reduktionsprozess gesintertes Kupfer bestimmten Zugfestigkeiten im unteren Bereich bzw. unter den bei Suzuki et al. ermittelten Werten. Der im Zugversuch ermittelte elastische Modul liegt bei Suzuki je nach Porosität zwischen 40 GPa (25 %) und 80 GPa (10 %).

Auch bei Suzuki nehmen sowohl die maximale Festigkeit als auch der E-Modul der hergestellten Kupferschichten bei höherer Temperatur ab. So sinkt die maximale Festigkeit bei 150 °C um ca. 23 % und liegt damit zwischen den in dieser Studie festgestellten Festigkeitsabnahmen von 20 % (100 °C) und 35 % (175 °C). Gleiches gilt für den E-Modul. Bei 150 °C geben Suzuki et al. für Proben mit 25 % Porosität einen E-Modul von 35 GPa an [183].

5.4.3 Dynamisch-mechanische Eigenschaften der druckgesinterten Kupferschicht

Zur Ergänzung der mechanischen Charakterisierung der Kupferschicht mittels statischer Belastung wurde das elastische Verhalten der im Druck-sinterprozess geformten Schichten mittels DMA untersucht⁵⁴. Dazu wurden jeweils zehn Probenkörper CuPk₂ der Kupfer-Typen C₂, C₃, C₆ und C₇ (siehe Bild 64a) sowie eine Referenz aus Silbersintermaterial und mit einer Zugspannung von 5 N (ca. 15,6 MPa) statisch sowie 2 N (ca. 6,35 MPa) bei 2 Hz dynamisch belastet (Bild 64b).

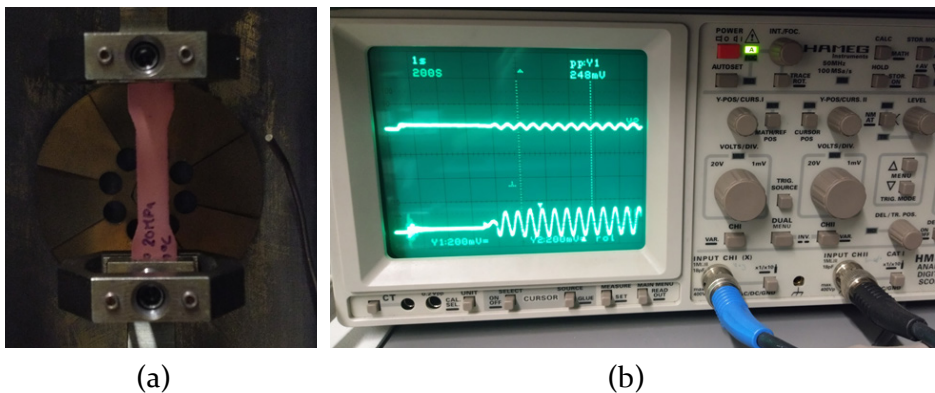


Bild 64: Probenkörper CuPk₂ aus druckgesintertem Kupfermaterial während der DMA-Messung (a) und (b) Oszilloskop-Darstellung der sinusförmigen Anregung mit 50 Hz und entsprechendes Antwortsignal für eine Kupferprobe

Die Ergebnisse des komplexen Moduls E^* und des Verlustfaktors $\tan \delta$, wie in Bild 65 gezeigt, ergeben sich aus jeweils fünf Messungen jeder Probe. Für die Referenz aus gesintertem Silber wurde bei Raumtemperatur mit 38,3 ($\pm 3,1$) GPa eine gute Übereinstimmung mit dem bei Herboth [65] mittels

⁵⁴ wie in Abschnitt 3.7.4.3 beschrieben.

DMA bestimmten Wert von ca. 36 GPa erreicht. Der ermittelte Modul der Kupferschicht aus Partikel-Typ C3 liegt mit $49,1 (\pm 6,4)$ GPa etwas niedriger als der im Zugversuch bestimmte Wert von ca. $55 (\pm 5)$ GPa. Sowohl für das gesinterte Silber als auch für die Kupferschicht ergeben sich bei Raumtemperatur geringe Verlustfaktoren, nahe einem klassisch elastischen Materialverhalten, wobei die Unterschiede zwischen Kupfer und Silber deutlich hervortreten.

Das gesinterte Silber erscheint mit einem Verlustfaktor von $2,23 \cdot 10^{-2}$ sich „plastischer“ zu verhalten als die Kupferproben für die im Mittel $\tan \delta$ zwischen $0,63 \cdot 10^{-2}$ bis $0,83 \cdot 10^{-2}$ bestimmt wurden. Somit liegt das elastische Verhalten der im Drucksinterprozess bei 300 °C geformte Kupferschicht zwischen klassischem Silbersintermaterial und Kupfervollmaterial, für das ein Verlustfaktor $\tan \delta$ von $0,28$ gemessen wurde.

Ein statistischer Vergleich der DMA- und Zugversuchsergebnisse mit Hilfe eines t-Tests ergab für die elastischen Moduln einen p-Wert von $0,190$ und deutet somit darauf hin, dass die Ergebnisse der beiden Messmethoden zu keinen signifikant unterschiedlichen Resultaten führen⁵⁵. Daher wird die zerstörungsfreie DMA-Methode auch zur Untersuchung der Prozessfaktoren in Kapitel 8.6 verwendet.

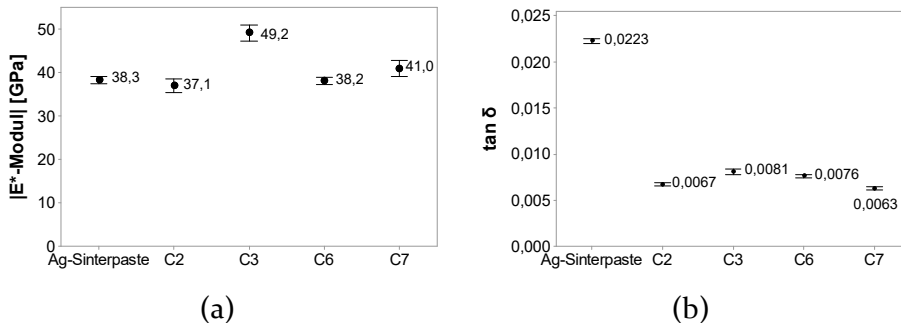


Bild 65: Mittelwerte der mittels DMA bestimmten komplexen Moduln $|E^*|$ (a) und (b) der Verlustfaktoren $\tan \delta$ ⁴⁰

5.4.4 Kriechverhalten

In dieser Studie werden gesinterte Probenkörper des Typs CuPK₂ zur Bestimmung des Kriechverhaltens des Kupferfügematerials verwendet. Die Probenkörper wurden auf Basis des bevorzugten Partikeltyps C₃ im

⁵⁵ α -Fehler: $0,05$.

Drucksinterprozess bei Standardparametern (300 °C, 15 MPa, 3 min, N₂-Atmosphäre) hergestellt und anschließend in Zusammenarbeit mit polymerphys IK GmbH in einer Zugprüfmaschine Z₃₀ der Firma Zwick/Röll statisch belastet. Die zur Belastung verwendeten Spannungen wurden wie in Abschnitt 3.7.4.4 beschrieben auf ca. 30 %, 60 % und 90 % der im Zugversuch bestimmten Streckgrenze R_p festgelegt. Die Kriecheigenschaften der gesinterten Kupferschicht wurden, wie auch die Zugversuche, bei 25 °C (Raumtemperatur), 100 °C und 175 °C durchgeführt.

Die Dehnung der Proben wurde sowohl mittels optischem System als auch über den Traversenweg in Anlehnung an [271] im Zeitraum von 60 Minuten gemessen. Tabelle 20 zeigt die jeweils zur Bestimmung des Kriechverhaltens gewählten Parameter. Als Referenz wurden Probenkörper eines konventionellen Silbersintermaterials und die entsprechenden Spannungen verwendet.

Tabelle 20: Versuchsplan zur Untersuchung des Kriechverhaltens der Kupfersinterschicht.

Messtemperatur	Konstante Spannung [MPa]; (Spannung f. Silbersintermaterial) [MPa]		
	25 °C ($T_{\text{hom.}}$: 0,22)	45; (9)	-
100 °C ($T_{\text{hom.}}$: 0,27)	24; (6)	45; (9)	72; (18)
175 °C ($T_{\text{hom.}}$: 0,33)	15; (3)	30; (6)	45; (9)

Die Ergebnisdarstellungen der Kriechversuche in Bild 66 und Bild 67a und b zeigen jeweils einen Übergangskriechbereich mit anschließendem stationären Kriechen. Für die bei Raumtemperatur gemessenen Proben (siehe Bild 66) betrug die konstante Dehnung bei einer Spannung 45 MPa im Schnitt nur etwa 0,15 %. Für Silbersinterverbindungen wurde bereits bei Weber et al. und Heilmann festgestellt, dass bei Raumtemperatur kaum Kriechvorgänge beobachtet werden können [271, 127]. Diese nehmen, wie auch in dieser Arbeit ermittelt, mit höherer Temperatur zu (siehe Bild 123 i. Anh.). Die Ergebnisse in Bild 66 zeigen für das gesinterte Kupfer bei steigender Temperatur eine Zunahme der Dehnung über der Zeit.

So nimmt die Dehnung von 0,16 % bei 25 °C auf 0,25 % (100 °C) und 0,38 % bei 175 °C zu. Damit unterscheidet sich das hier untersuchte Material von dem bei Weber untersuchten Silbersintermaterial. Dort wurden bei einer Spannung von 18,8 MPa bei 100 °C bereits eine Kriechdehnung von 0,6 %

gemessen [271] und liegt damit über dem hier (in Bild 123 i. Anh.) festgestellten Wert von ca. 0,33 %. Bei 100°C führt eine Spannungssteigerung von 24 MPa auf 72 MPa, eine Zunahme der Dehnung von im Mittel 0,14 ($\pm 0,04$) % auf etwa 0,33 % ($\pm 0,06$) %. Allerdings ist keine deutliche Beschleunigung des sekundären Kriechens erkennbar. Eine Referenzprobe aus gesintertem⁵⁶ Silber erfährt bei gleicher Temperatur und nur 18 MPa Spannung im Mittel bereits zu 0,35 % Dehnung. Bei höherer Temperatur von 175 °C reicht eine geringere Spannung zur Dehnung der Kupferproben aus.

Wie im Beispiel-Bild 67b gezeigt, führen bei 175 °C bereits 30 MPa zu einer ähnlichen starken Dehnung wie 72 MPa bei einer Temperatur von 100 °C. Im Schnitt nimmt die Dehnung bei 45 MPa nach einer Stunde auf 0,43 ($\pm 0,09$) % zu und liegt damit bei 175 °C etwa 73 % höher als bei 100 °C. Es zeigt sich, dass beim gesinterten Kupfermaterial das primäre Kriechen einen dominierenden Anteil der Dehnung ausmacht und erst bei hoher Temperatur und Spannung eine Beschleunigung des sekundären Kriechens auftritt.

Das hier dargestellte Verhalten ist als nicht ubiquitär anzusehen. Es wird angenommen, dass die Prozessparameter des Fügeprozesses sich aufgrund der erzeugten Porosität des Gefüges auch auf das Kriechverhalten auswirken.

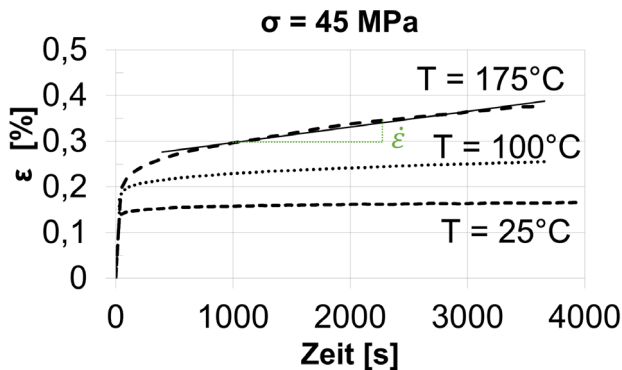


Bild 66: Exemplarischer Dehnungsverlauf von Kupferproben in Kriechversuchen bei 45 MPa und Temperaturen von 25 °C, 100 °C und 175 °C

⁵⁶ Prozessparameter: Temperatur: 230°C, Druck: 10 MPa, Zeit: 3 Minuten.

Im Folgenden wird in Bild 68a die experimentell ermittelten und gefitteten Ergebnisse der lastabhängigen Kriechdehnungsraten $\dot{\epsilon}$ des gesinteren Silber- und Kupferschicht dargestellt.

Die Anpassung wurde nur für die erhöhten Temperaturen durchgeführt, da bei Raumtemperatur nur eine annähernd konstante Dehnung festgestellt wurde.

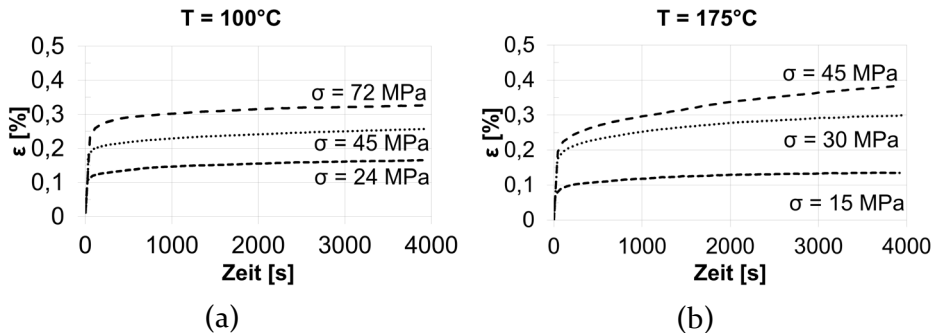


Bild 67: Exemplarischer Dehnungsverlauf von Kupferproben im Kriechversuch a) bei 100°C und b) bei 175°C

Die erzeugten Datenpunkte reihen sich in die von Weber et al., Herboth und Heilmann für gesinteres Silber gemessenen Ergebnisse ein [127, 65, 271]. Abweichungen können durch die unterschiedlichen Rohmaterialien und Prozessparameter erklärt werden. Es wird nach Gleichung (21) angenommen, dass bei konstanter Temperatur ein Potenz-Verhältnis zwischen der Dehnrates und der anliegenden Spannung besteht [58].

Für 100°C und 175°C ergibt sich für die gesinterte Kupferschicht dabei aus der graphischen Darstellung in Bild 68a der Dehnrates über der der Spannung jeweils ein Spannungsexponent n von 0,2 und 1,9. Die hier bestimmten Spannungsexponenten n des Silbers von ca. 0,78 und 3,3 reihen sich in die von Weber et al und Herboth publizierten Ergebnisse ein [65, 271].

Bei einer bekannten Dehnrates $\dot{\epsilon}$ und bekannter Spannungsexponenten n lassen sich nach Gleichung (21) Aktivierungsenergie Q_C und Vorfaktor B des Kriechens bestimmen. In Bild 68b ist dazu ein graphischer Fit dargestellt, der die Versuche bei 25°C , 100°C , 175°C einbezieht. Für das gesinterte Kupfer mit einem arithmetisch gemittelten Spannungsexponenten $n = 1,05$ ergibt ein Fit den Vorfaktor $B = 2,33 \cdot 10^{-7} \text{ MPa}^{-1,05} \text{ s}^{-1}$ und mit $-Q_C/R = -2028 \text{ K}$ die Aktivierungsenergie des Norton-Kriechens $Q_C = 17 \text{ kJ mol}^{-1}$.

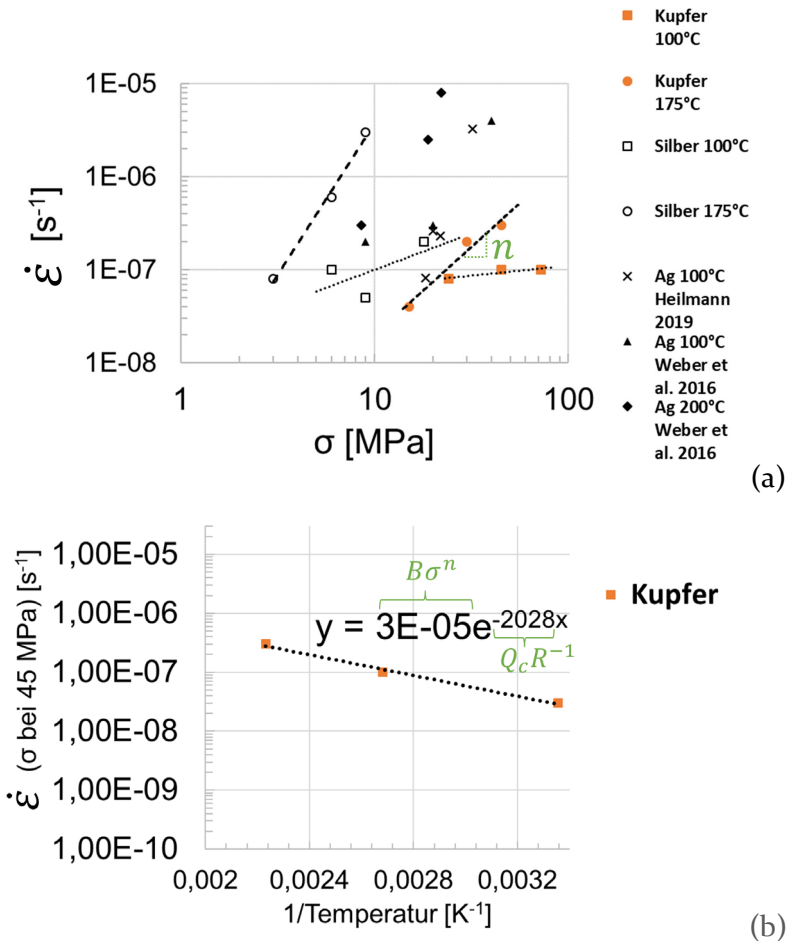


Bild 68: Spannungsabhängige Kriechdehnungsraten $\dot{\epsilon}$ der gesinterter Schichten a) und b) Verlauf der Dehnraten $\dot{\epsilon}$ über den Kehrwert der Temperatur bei $\sigma = 45$ MPa für den FIT eines Norton-Kriechmodells

5.5 Anwendung und Einordnung als Fügmaterial

Für die Anwendung als Fügmaterial in leistungselektronischen Modulen muss die Kupferschicht neben der mechanischen Befestigung der Komponenten auch die elektrische und thermische Kontaktierung sicherstellen. Daher wurde die Eignung an einem konventionellen Halbleiterbauteil, einer Si-Diode, erprobt. Die auf Basis der zuvor ausgewählten Kupferpartikeln C3 hergestellte Kupferpaste wurde im Drucksinterprozess bei 300 °C verarbeitet.

Neben den Si-Halbleiterdioden des Typs SKCD-16 (16 mm²) der Fa. Semikron wurden DCB-Substrate mit Kupferendoberfläche verwendet. Die Ergebnisse des Schertests lagen mit ca. 19 ($\pm 5,3$) MPa unterhalb der zuvor ermittelten Festigkeitswerte, erfüllen aber die im MIL-STD 883 definierten Spezifikationen. Ein metallographischer Schliff in Bild 69 zeigt, dass die Kupferfügeschicht sowohl die Rauigkeit der DCB-Oberfläche als auch des Halbleiters ausgleichen kann.

Es wurde überprüft, dass die Kupfersinterschicht einen nachgelagerten Drahtbondprozess übersteht. Eine vergleichende Einordnung der Materialeigenschaften in Tabelle 21 der in dieser Arbeit erzeugten Kupfersinterschicht zeigt, dass das untersuchte Material eine Alternative zu den gängigen Fügmaterialien darstellt.

Vor allem die geringere Ausdehnung und die höhere mechanische Stabilität bei höherer Temperatur zeigt, dass das entwickelte Kupfermaterial im Drucksinterprozess ein Silber-Substitut für leistungselektronische Anwendungen darstellt.

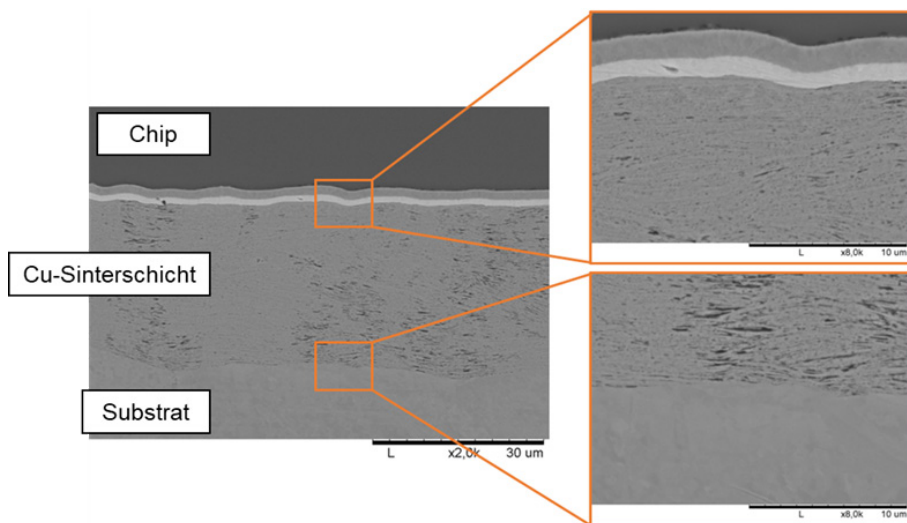


Bild 69: REM-Aufnahme eines metallographischen Schliffs einer mittels Kupferpaste auf einem DCB-Substrat mit Kupferendoberfläche gefügten Halbleiter-Diode SKCD16

Tabelle 21: Übersicht der Prozess- und Materialeigenschaften des Kupferfügematerials. Daten entsprechend der zuvor diskutierten Versuche. Zum Vergleich sind Prozess- und Materialeigenschaften von Silbersintermaterial, Diffusionsloten (TLPS) und Weichloten aufgeführt.

Eigenschaften	Sintermaterial			TLPS		Weichlot		
	Cu	Ag	Ag	CuSn	SnAg	AuSn	Sn96,5Ag3,5	Sn63Pb37
Prozesstemperatur [°C]	300	200-300		280 [126]	240 [126]	280 - 320 [273]	245 [274]	210 bis 235 [275]
Prozessdruck [MPa]	15	5-50		6 [126]	30 [126]	-	-	-
Prozesszeit [Min.]	3	2-10		4 [126]	5 [126]	~7	6 [274]	3 bis 6 [275]
Solidus/Liquidus [°C]	1085 [276]	961 [277]		415 [2]	480 [126]	280 [278]	221/245	183 [277]
CTE [1/K]	16,5	19 [109] 20 [55]		16,3-19 [2]	-	16 [278, 277, 273]	22-28 [109, 279]	24-25 [276] [299] [279]
Wärmeleitfähigkeit [W/mK]	130,1-145,5	32-250 [128] [109] [229]		70,4-155 [2] [302]	54-67 [126]	58 [277]	70-78 [109] [68]	47-70 [279] 51 [277]
elektrische Leitfähigkeit [MS/m]	17-25	15-41 [81] [129] [123]		-	16 [126]	6,3 [277]	7,8-13 [276] [123] [279]	6,0-7,1 [2] [301]

Eigenschaften	Sintermaterial		TLPS		Weichlot		
	Cu	Ag	CuSn	SnAg	AuSn	Sn96,5Ag3,5	Sn63Pb37
E-Modul [GPa] RT	37-61	31-55 [81]	80 [2]	40-60 [126]	59-74 [278] [295] [277]	53-56 [273] [298]	24-29 [279]; 15,7 [276] 16 [277]; 32 [273]
E-Modul [GPa] 100°C	42; 44	15 ⁵⁷ -23 [271]	-	-	-	-	-
E-Modul [GPa] 175°C	33; 33	12 ⁵⁷	-	-	-	-	-
Zugfestigkeit RT [MPa]	70-140	55 [109] 137 [271] 150 [81]	-	-	-	26,7-54 [109, 276] [300]	30,6-56 [279, 276]
Zugfestigkeit 100°C [MPa]	119-139	75 [81] 80 [271]	-	-	-	25 [279]	31 [279]
Zugfestigkeit 175°C [MPa]	100 bis 120	48 ⁵⁷	-	-	-	18 [279]	12 [279]
Zugfestigkeit 200°C [MPa]	-	30 [81] 40 [271]	-	-	-	11 [279]	-
Scherfestigkeit [MPa]	19-60	25-100 [67, 130] [23] [80]	10-60 [280, 2]	-	-	27 [276]	23 [276]

⁵⁷ In experimenteller Untersuchung selbst bestimmt.

6 Verbindungsbildung

Die Beschreibung des Sinterverhaltens von NTV-Partikeln wurde bereits bei Knörr [115], Mertens [81], Klaka [21] ausführlich beschrieben. Kugelförmige Partikel haben durch ihre geringere Packungsdichte (vgl. Kapitel 4.1) weniger Kontaktstellen als die flockenförmigen Partikel. Zusätzlich weicht die Ausbildung der Fügeverbindung insbesondere durch die im Mahlverfahren aufgebrachte Beschichtung vom Zwei-Kugelmodell ab. Auf Basis der bisher beim Silbersintern angewandten theoretischen Modelle wird die Reduktion der Oberflächenspannung als wesentliche Triebkraft der Verbindungsbildung der Partikel angenommen. Da diese bei gemahlten Partikeln mit starker Krümmung im Bezug zum Volumen größer als bei sphärischen Partikeln ist, wird bei [281] für flockenförmiges Pulver eine geringere Sintertemperatur vermutet.

Bei der Betrachtung der auf Kupferflocken basierenden Kupferpasten im Drucksinterprozess zeigt sich nach dem Trockenprozess bei 80 °C eine durchschnittliche Gewichtsabnahme um 24,8 ($\pm 0,5$) %, was in etwa dem Lösemittelanteil der Kupferpasten entspricht. Die in der Paste parallel zur Substratoberfläche ausgerichteten Flakes (Bild 70a) legen sich nach dem Verdampfen des Lösemittels lose aufeinander (siehe Bild 70b). Gleichzeitig sinkt die Schichtdicke nach dem Trocknen um 29,5 % ($\pm 1,3$) %. Nach dem Drucksinterprozess bei 300 °C wird die Dicke der Kupferschicht durch den Pressendruck von 15 MPa um ca. 60 % verdichtet. Simultan kommt es bei den als geeignet eingestuft Kupferpasten im Drucksintervorgang unter Stickstoff zu einem durchschnittlichen Gewichtsverlust von 3,9 ($\pm 0,3$) %. Eine Gasanalyse zeigt am Beispiel des Partikel-Typs C₂, dass während des dreiminütigen Fügeprozesses der Kohlenstoff- und der Sauerstoffgehalt der Partikel abnimmt. Somit geht die thermische Zersetzung der Mahlwachse mit der druckbedingten Verdichtung und der Verbindungsbildung zwischen den Kupferpartikeln (siehe Bild 70c) einher. Zum Ausschluss einer rein mechanischen Verzahnung der flockigen Kupferpartikel wurden trockene Pastendepots des Typ CuPk₁ bei Raumtemperatur der Presse zugeführt. Im Ergebnis zeigte sich, dass durch alleiniges Verpressen, auch bei höherem Pressendruck von 20 MPa, aus den Kupferpartikeln keine stabile Form erstellt werden kann. Damit bestätigt sich die Notwendigkeit der Wärmezufuhr zur Ausbildung einer stoffschlüssigen Verbindung zwischen den Partikeln durch die, bereits für die NTV mit Silber beschriebene, Zersetzung der organischen Partikelbeschichtung. Es wird allerdings auch ge-

zeigt, dass nach einer kurzen Prozesszeit von 180 Sekunden Reste der chemisorbierten Beschichtung auf den Partikeln vorhanden sind. Somit ist anzunehmen, dass die Verbindungsbildung nur an den oxid- und beschichtungsfreien Berührungspunkten der Kupferpartikel erfolgt und es auf diese Weise zur Ausbildung der Kontaktstellen und Verbindungen zwischen den Partikeln sowie den Fügepartnern kommt.

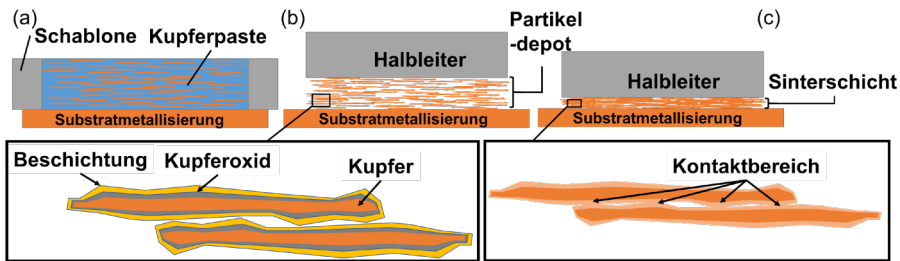


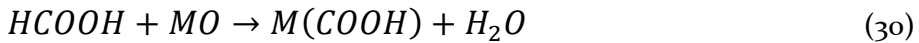
Bild 70: Schematische Darstellung der Kupferpartikel nach dem Schablonendruck (a), dem Bestücken mit einem Halbleiter (b) und (c) dem Drucksinterprozess.

6.1 Organische und oxidische Schichten der Kupferflocken

Flockenförmige Kupferpulver aus einem Mahlprozess weisen eine deutlich bessere Eignung als Fügmaterial auf als die übrigen untersuchten Pulvertypen. Diese Kupferpartikel auf Basis eines verdüsten Grundmaterials weisen bereits vor dem Mahlprozess eine teiloxidierte Oberfläche auf. Während des Mahlprozesses kommt es zur Interaktion der zuvor verdüsten Kupferpartikel mit den eingesetzten Mahlhilfstoffen, z.B. Fettsäuren. Das vorhandene Kupferoxid der Partikel dient hierbei als Haftvermittler für die als Mahlzusatz verwendete Fettsäure, z.B. Stearinsäure und bindet diese via Chemisorbtion an die Kupferpartikel. Allerdings wird nur ein Teil der zu Verfügung stehenden Kupferatome der Kupferoxide zur Chemisorbtion genutzt. Das adsorbierte Kupferstearate-Molekül steht aufrecht, im 90° Winkel zur Oberfläche der Kupferlage [260][267][282].

Die positive Wirkung der eingesetzten und an den Partikeln adsorbierten Fettsäuren auf die Verbindungsbildung wurde bereits bei der auf makroskaligen Flakes basierenden Silbersintertechnologie festgestellt [21, 81]. Während dem Sinterprozess unter Luft erfolgt eine zweistufige thermische Zersetzung der Fettsäuren [255]. Auf Basis der in dieser Arbeit bei der thermischen Analyse der gemahlten Kupferpulver festgestellten Zersetzungsprozesse und dem Farbumschlag unter Stickstoffatmosphäre wird angenommen, dass die Decarboxylierung der Fettsäurereste und deren Salze

aufgrund des auf den Kupferpartikeln vorhandenen Sauerstoffs ermöglicht wird. Bei der thermischen Zersetzung der Carbonsäuren, z.B. Stearinsäure, führt die Fraktur der Kohlenwasserstoffketten zu kleinen Molekülen bis hin zu Kohlenstoffmonoxid [283, 284]. Vorhandene Metalle wie Silber oder Kupfer ermöglichen eine katalytische Zersetzung von Carbonsäuren u.a. Stearinsäure bei niedrigeren Temperaturen [285, 286, 255]. Für Carbonsäuren wird am gängigen Beispiel der Ameisensäure [287, 286] zusammen mit einem Metalloxid (MO) u.a. der folgende Reaktionspfad beschrieben



Für Kupferoxid, wie es auf den Partikeln der Klasse C vorliegt, führt die Bildung des entsprechenden Kupfersalzes und dessen Zersetzung zu atomarem Metall sowie Kohlenstoffdioxid und Wasserstoff. In [286] wird berichtet, dass die Desorptions- und Dekompositionsreaktion bei Kupferoxid im gleichen Temperaturbereich ($150^\circ\text{C} < T$) und unter Stickstoffatmosphäre ablaufen und atomares Kupfer erzeugt werden kann. Bei Rosen et al. [287] wird ein thermischer Zersetzungsprozess von Kupfersalz zur Gewinnung von feinem Kupferpulver und zur Formung leitfähiger Strukturen verwendet.

Bei den so hergestellten und mit Fettsäuren vermahlenden Kupferpulvern zeigt sich nach einer thermischen Behandlung bei 250°C unter Stickstoff eine Abnahme des elektrischen Widerstands. Wobei eine negative Korrelation der elektrischen Eigenschaften mit der Länge der Kohlenwasserstoffketten der Mahlzusätze nachgewiesen wird [287].

Auch wenn eine dickere Oxidlage in der Regel die Versinterung der Partikel erschwert, kann eine dünne Oxidschicht auf Kupferpulver den Sintervorgang erleichtern, wenn durch eine Zersetzung der Oxiden z.B. durch Reduktion, die oberen Schichten der Partikel gelockert und hierdurch reaktionsfähiger werden [288].

Das Kupferoxid wandelt sich durch eine Reduktionsreaktion auf der Kupferoberfläche in feines, poröses Kupfer um [289]. Die initiale Oxidation der Kupferpartikel und eine Reduktion des Oxids wird bei Liu und Nishikawa als grundsätzliche Notwendigkeit für die Bildung einer Sinterverbindung angesehen [179].

6.2 Auswertung und Deutung

Die Hypothese, dass die Kombination aus Mahlhilfsstoffen und vorhandenem Oxid die Verbindungsbildung der makroskaligen Kupferpartikel ermöglicht, wurde experimentell untersucht. Dazu wurden die sphärischen Partikel des Typs B2 mit ca. 2 Gew.-% Fettsäure-Mahlzusätzen in einer Mühle für 30 Sekunden bei 21°Schwingungen/s behandelt. Beim anschließenden Aufheizen der Kupferpartikel im Kammermikroskop unter Stickstoff zeigt sich im Kontrast zum unbehandelten Pulver (Bild 71a), die z.B. von Kupferflakes C3 bekannte Aufhellung der Kupfersphären (siehe Bild 71b). Diese Aufhellung wurde auch bei unbehandelten Pulverproben erzeugt, welche Ameisensäuregas ausgesetzt wurden. Die Reduktionseigenschaften von gasförmiger Ameisensäure ist bekannt [290]. Bei der anschließenden Entnahme der Proben entsteht zudem der Eindruck einer geringfügig höheren Stabilität der behandelten Pulverschüttung. In REM-Aufnahmen zeigen sich bei den behandelten Kupferpartikeln nach der thermischen Prozedur feine interpartikuläre Verbindungsstege und nanoskalige Wucherungen auf der Oberfläche der Kupferkugeln (siehe Bild 72a und b). Aus den zuvor erläuterten Betrachtungen kann angenommen werden, dass es auch hier im thermischen Prozess zur Zersetzung der Mahlwachsrückstände und einer folgenden Reduktion des Kupferoxides kommt. Die in Bild 72a dargestellten Verbindungen konnten mittels EDX als Kupfer identifiziert werden. Es ist anzunehmen, dass die nanoskaligen Verbindungsstege durch eine Allokation des in der Reaktion entstandenen Produktes gebildet werden und der hier gezeigte Vorgang kann auch die Verbindungsbildung der flockenförmigen Partikel (Bild 72b) übertragen werden.

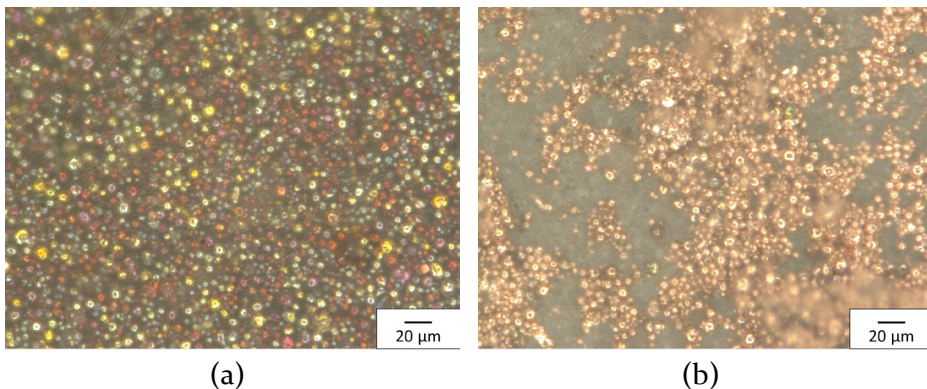


Bild 71: Mikroskopische Aufnahme (1000-fach vergrößert) der Kupfersphären B2 (a) und mit Fettsäure versehene Kupferpartikel B2 (b) nach dem Aufheizen bis 400 °C unter Stickstoff

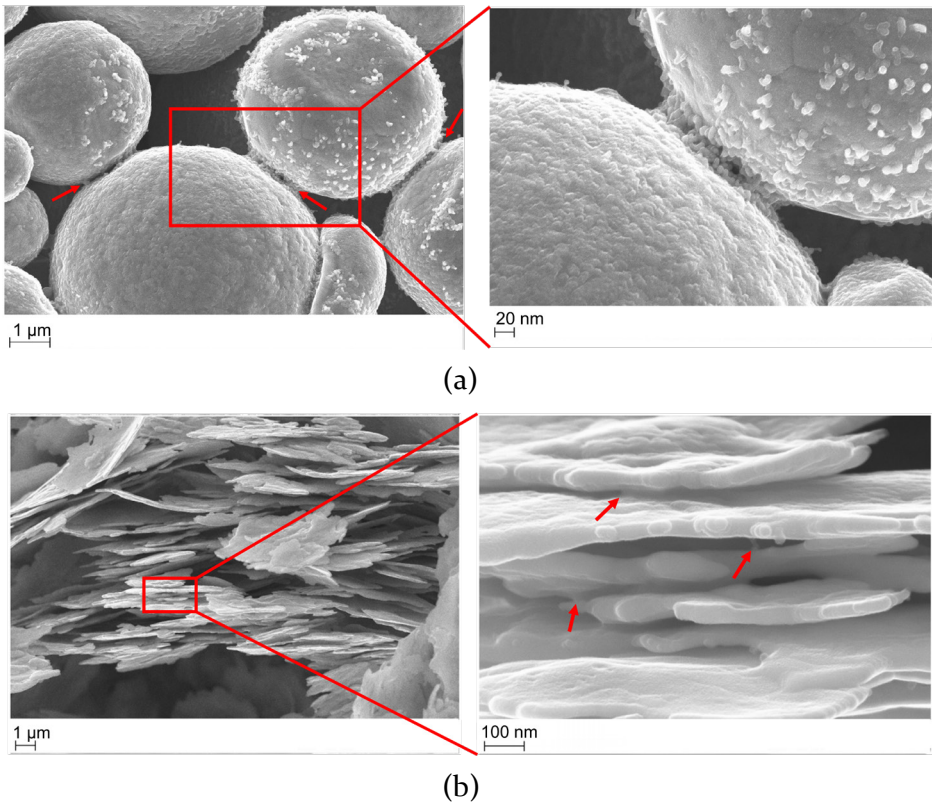


Bild 72: REM-Aufnahmen der interpartikularen Verbindungsstege der lose, unverpresst mit zugesetztem Mahlhilfstoff erhitzten Kupferpartikel B₂ (a) und unverpresste flockige Kupferpartikel des Typ C₃

7 Mechanische und thermomechanische Zuverlässigkeit der Kupferverbindungsschicht im Modulaufbau

Die Eigenschaft, eine definierte Funktion unter bestimmten Bedingungen über einen Zeitraum hinweg fehlerfrei zu erfüllen, wird als Zuverlässigkeit bezeichnet. Die mechanische Befestigung der Halbleiter auf dem Metallkeramiksubstrat durch das Fügmaterial bildet die wesentliche Funktion und impliziert im Falle einer gesinterten Verbindung auch die elektrische und thermische Kontaktierung [76, 291]. Daher stellt die Festigkeit der Fügeverbindung ein relevantes Zuverlässigkeitskriterium dar.

7.1 Auswirkungen der Hochtemperaturlagerung auf die Kupfersinterschicht

Eine Auslagerung bei 150 °C und 250 °C über mehrere Stunden führt zu optischen und messbaren Veränderungen der gesinterten Probenkörper CuP_{k1} und der Testaufbauten. Nach der Auslagerung zeigen sich, wie in Bild 73a) bis d) dargestellt, neben oxidativen Verfärbungen der kupfernen DCB-Substratoberfläche, den Rändern der Fügeverbindung und gesinterten Streifen CuP_{k1} auch eine Verformung der vormals planen Kupferkörper. Die im weiteren Verlauf der Auslagerung auftretende dunkle Verfärbung auch bei 150 °C deutet auf die Bildung von Kupfermonoxid hin [292]. Durch die Verformung war es nicht möglich, die elektrische Leitfähigkeit mittels Vierpunkt-Messung zu bestimmen. Die mittlere Scherfestigkeit der Fügeverbindung steigt monoton, wie im Diagramm Bild 78 dargestellt, mit der Auslagerungszeit und der Auslagerungstemperatur. Nach 24 Stunden bei 150 °C zeichnet sich ein Anstieg der Messwerte um ca. 12 % ab. Bei der höheren Auslagerungstemperatur steigt die gemessene Festigkeit im gleichen Zeitraum um etwa 27 %. Nach 1000 Stunden erreicht die Festigkeitszunahme mehr als 53 % (250 °C) bzw. 32 % (150 °C). Mit den steigenden Scherfestigkeitswerten verlagern sich die beobachtete Bruchmodi von kohäsiven Bruchverläufen in der Kupferfugeverbindung zu Mischbrüchen am Si-Körper bzw. kohäsiven Brüchen im Si-Bauteil. Auch nach 1000 Stunden bei 250 °C zeigt sich, wie in Bild 73e dargestellt, in Fällen eines kohäsiven Bruchs in der Kupferfügeschicht nur eine geringfügige Verfärbung der Bruchfläche. In Schliffbildern zeigt sich nach 1000 Stunden bei 250 °C eine

Oxidation der Kupferschicht am Rande des Halbleiters (siehe Bild 74b), welche ca. 180 µm beträgt. Im Zentrum des Halbleiters sind nach Heiß-Auslagerung keine durchgängigen oxidative Verfärbungen zu erkennen. Lokale Bereiche höherer Porosität erscheinen das Risiko der Oxidation auch abseits der Ränder zu begünstigen.

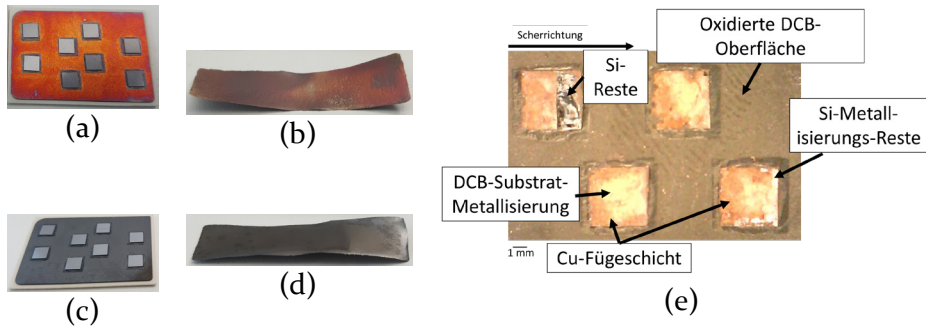


Bild 73: Testaufbau nach 24 Stunden Auslagerung bei 150 °C (a), bei 250 °C (c) sowie Verformungen der Probenkörper nach 1000 Stunden bei 150 °C (b), bei 250 °C (d) und (e) Bruchflächen nach Schertest einer bei 250 °C für 1000 Stunden unter Luft ausgelagerten Probe.

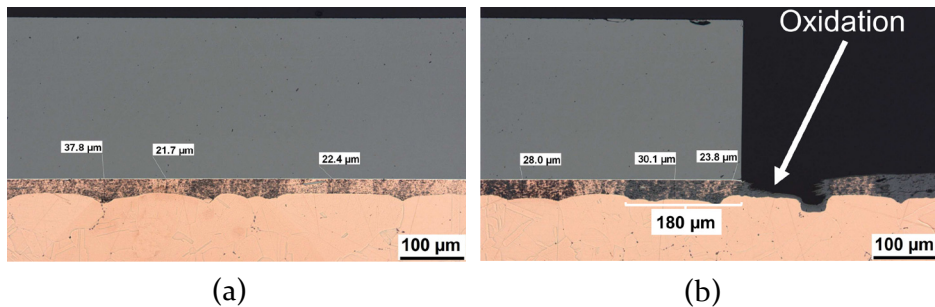


Bild 74: Schliffbild der Kupferfügeverbindung im Zentrum (a) und am Rand des Halbleiters (b) nach 1000-stündiger Auslagerung bei 250 °C in Luft

In Bild 75a und b zeigt sich deutlich, dass es während der Auslagerung bei 250 °C zu einer Veränderung im Gefüge der Kupfersinterschicht kommt. Der Porenanteil der ausgewerteten Fügeschichten sinkt über den Zeitraum von 1000 Stunden bei 250 °C nur leicht von initial ca. 23 % auf etwa 19 %. Hinsichtlich der Porenform können deutlichere Unterschiede beobachtet werden. Während im initialen Zustand Poren mit Scheibenform zu finden sind, treten nach der Auslagerung kleinere, sphärische Poren auf. Dies deutet auf das Fortschreiten der Diffusionsvorgänge bei der Hochtemperaturauslagerung hin. Die Auslagerungszeit bei hoher Temperatur ermöglicht

eine diffusionsbedingte Verfestigung der Fügeverbindung sowohl innerhalb der Fügeverbindung als auch an den Endoberflächen der Fügepartner. Dies wird in Detailaufnahmen der Kontaktbereiche deutlich (siehe Bild 76a und b). Nach der Auslagerung zeigt sich verdeutlicht die Ausbildung der Sinterhalse, sowohl zum Silber der Halbleitermetallisierung als auch zur Kupferoberfläche des DCB-Substrates.

Die interpartikulären Verbindungen weisen ebenso eine stärkere Ausbildung der vom Silbersintern bekannten „Schwamm“-Struktur auf. Diese Änderungen im Gefüge werden als Ursache für die höhere mechanische Stabilität der Fügeverbindung angeführt. Eine höhere Temperatur beschleunigt die Diffusion und damit Ausbildung einer mechanisch stabilen der Fügeverbindung. Somit ist keine Abnahme der Haftfestigkeit, sondern die dargestellte Verfestigung der kupferbasierten Fügeverbindung auch im dauerhaften Betrieb bei hohen Temperaturen zu erwarten.

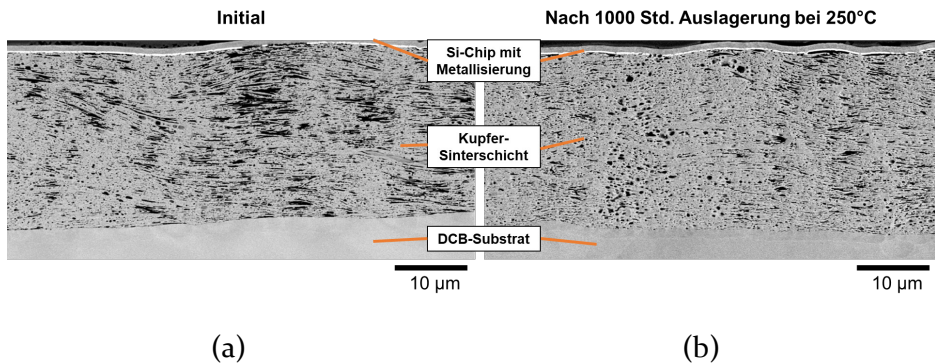


Bild 75: REM-Bild einer Kupfersinterschicht vor der Auslagerung (a) und (b) nach 1000-stündiger Auslagerung bei 250 °C in Luft (2000-fach vergrößert).

Durch die Hochtemperaturlagerung bei 250 °C kann mittels LaTIMA nach 500 und nach 1000 Stunden eine Zunahme der thermischen Leitfähigkeit um mehr als 25 % festgestellt werden (siehe Bild 78).

Die festgestellten Veränderungen können durch die auftretenden thermisch induzierten Strukturänderungen in der Kupferschicht erklärt werden. Die Wärmeleitfähigkeit fällt bei 150 °C nach 500 Stunden geringer aus und steigt nach 1000 Stunden um rund 5 % an. Diese Zu- und Abnahme der Wärmeleitfähigkeit fällt nach der Auslagerung bei 150 C nicht signifikant aus.

7 Mechanische und thermomechanische Zuverlässigkeit der Kupferverbindungsschicht im Modulaufbau

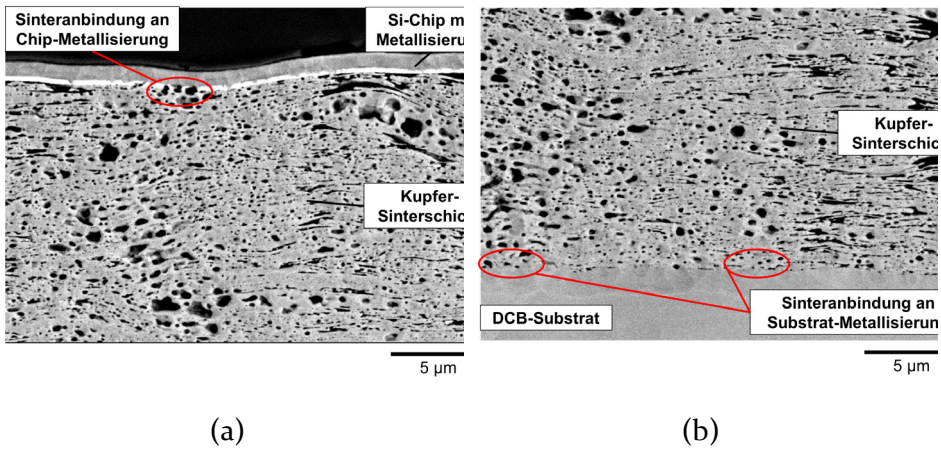


Bild 76: Detailaufnahmen der Anbindung der Kupfersinterschicht an die Chip-Metallisierung (a) und (b) an die Oberfläche des DCB-Substrates nach der Auslagerung für 1000 Stunden bei 250 °C (5000-fach vergrößert)

Allerdings zeigt sich ein Unterschied im Vergleich zur Auslagerung bei 250 °C, welcher durch die Höhe der Temperatur und die einhergehende Gefügeveränderung bedingt sein könnte. Die Oxidation der Kupferschichten und die geringe Probenanzahl schränkt die Aussage der Messwerte ein. In der realen Anwendung wird Vergussmaterial den Oxidationsvorgang zusätzlich verlangsamen, daher ist diese Betrachtung als „worst-case“-Szenario anzusehen.

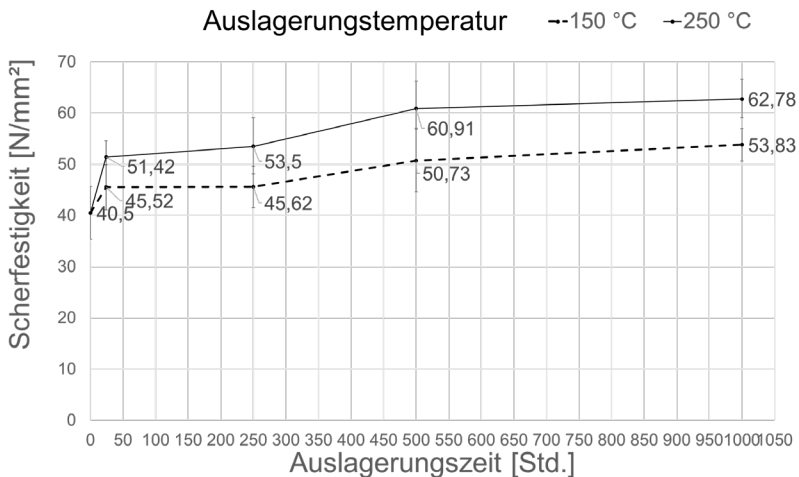


Bild 77: Entwicklung der mittleren Scherfestigkeit nach Hochtemperaturlagerung unter Luft-Atmosphäre

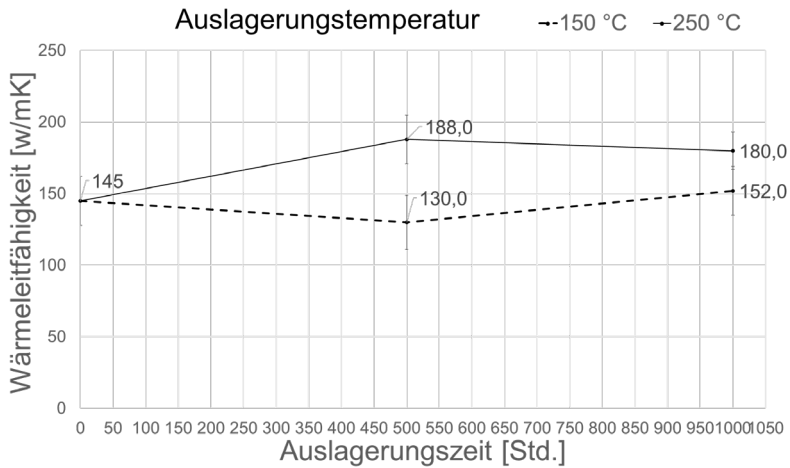


Bild 78: Entwicklung der Wärmeleitfähigkeit nach Hochtemperaturauslagerung unter Luft-Atmosphäre

7.2 Auswirkungen des Temperaturschock-Test auf die Fügeverbindung

In der vorliegenden Arbeit wurden Testmodule mit Kupfer-Fügeverbindungen in einem Flüssig-Flüssig-Temperaturschock-Test (TST) thermomechanisch von -55 °C bis $+150\text{ °C}$ belastet. Damit liegen die gewählten Testbedingungen des TST über den in der ECPE Guideline AQG 324 beschriebenen Temperaturen [16].

Die Testmodule bestehen aus den Halbleiter-Bauteilen Si-Dioden SKCD-16 sowie SiC-MOSFET-Chips des Typs Cree CPM2-1700-0045B, jeweils mit Silber-Endoberfläche, welche mit Kupfersintermaterial auf silbermetallisierten Si_4Ni_3 -AMB-Substraten befestigt wurden. Die Aufbauten, dargestellt in Bild 79, wurden nach jeweils 5 Minuten Haltezeit innerhalb von 10 Sekunden in den heißen bzw. kalten Galden-Behälter umgelagert.

Nach 500, 1000 und 2000 Zyklen wurden Testmodule entnommen und die Veränderung der Haftfestigkeit mittels zerstörendem Schertest ermittelt. Auf Basis der Ergebnisse wurde der Test anschließend mit den restlichen, eigentlich für analytische Tests vorgesehenen Proben, bis auf 3000 Zyklen verlängert.

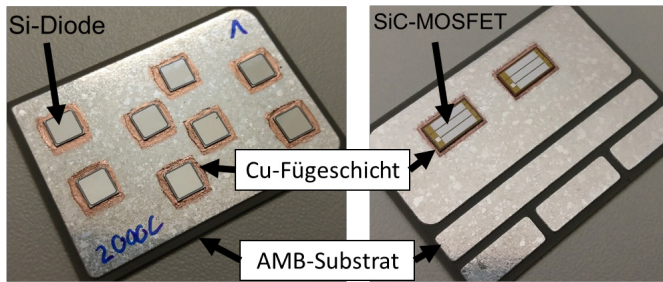
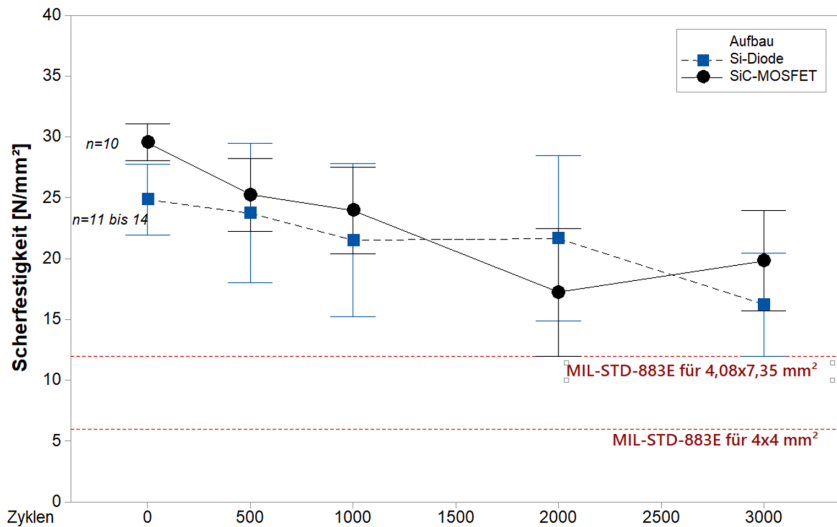


Bild 79: Testaufbauten zur beschleunigten Alterung im Temperaturschock-Test

In Bild 80 ist die ermittelte Scherfestigkeit über die Anzahl der Temperaturzyklen dargestellt. Die Scherwerte der Si-Diode liegen initial, wie auch in Kapitel 8.2, unter den Festigkeitswerten der silbermetallisierten SiC-Chips. Mit steigender Zyklenzahl sinkt, bedingt durch die thermo-mechanische Belastung und damit einhergehender Zerrüttung der Fügeschicht, die gemessene Scherfestigkeit der Testaufbauten. So sinkt die Festigkeit der Halbleiter auf dem AMB-Substrat der Kupferfügeverbindung nach 500 TST-Zyklen im Schnitt um ca. 10 % bzw. um ca. 16,5 % nach 1000 Zyklen. Während der Temperaturwechsel zeigen sich für die beiden Bauteiltypen keine signifikanten Unterschiede in der Entwicklung der Scherfestigkeitswerte. Zum Ende des Tests nach 3000 Zyklen wurde noch eine mittlere Scherfestigkeit von 19,8 N/mm² für die SiC-Halbleiter und 16,2 N/mm² für die Si-Dioden gemessen, was einer Restfestigkeit von 67 % bzw. 65 % entspricht [293]. Somit liegt die mittlere Festigkeit auch nach Ende des Tests über der in MIL-STD-883 definierten, größenbezogenen Mindestscherfestigkeit [182].

Ein Silbersinterreferenzmaterial zeigt im gleichen Test einen finalen Festigkeitsverlust von fast 87 % und eine mittlere Scherfestigkeit von ca. 6,7 N/mm². Damit liegt der durchschnittliche Festigkeitsverlust pro TST-Zyklus für die Kupfersinter-Aufbauten mit Si-Halbleiter bei etwa 0,00288 N/mm² bzw. bei den SiC-MOSFETS bei 0,00325 N/mm². Die klassische Silbersinterschicht zeigt eine etwa 4,5-mal schnellere Degradation. Unter Annahme eines linearen Verlaufs der Schädigung und der Abnahme der Scherfestigkeit wird das Ausfallkriterium von 50 % des initialen Scherwerts bei der Kupferfügeverbindung nach rund 4300 bzw. 4500 Zyklen erreicht. Gegenüber dem Silbersintern wird die Überlebensdauer im Test um den Faktor 2,6 verlängert.

Die geringere Degradation der Fügeverbindung mit gesintertem Kupfer innerhalb der thermischen Wechselbeanspruchung korreliert mit der höheren Festigkeit unter Zugbelastung⁵⁸ und geringeren thermischen Ausdehnung⁵⁹.



Zur Berechnung der 95% Konfidenzintervalle werden die individuellen Standardabweichungen verwendet

Bild 80: Schерfestigkeit der Kupferverbindungsschicht nach Temperaturschockzyklen von -55°C bis 150°C

7.2.1 Schädigungen der Kupferfügeschicht im thermischen Schocktest

In Folge der wiederholten thermischen Expansion und thermischen Kontraktion der Komponenten im Temperaturwechsel treten aufgrund der materialspezifischen Ausdehnungskoeffizienten vor allem an deren Kanten Spannungen auf. Wie in Abschnitt 3.7.4 genannt, tritt basierend auf der Fügetemperatur eine Zug- oder Druckspannung auf. Somit ergibt sich bei Raumtemperatur für die hier gewählte Testbedingung von -55 °C bis 150 °C eine Zugspannung, welche im Verlaufe der Wechselbeanspruchungen zur Bildung von Rissen und somit einem reduzierten Querschnitt der Füge-schicht mit verringerter Schерfestigkeit führt.

⁵⁸ siehe Kapitel 5.4.2.

⁵⁹ siehe Kapitel 5.4.1.

In REM-Aufnahmen der metallographischen Schliffe (Bild 81) der Proben lassen sich die durch die thermische Belastung in den Testaufbauten entstehenden Schädigungen erkennen. Die während der Auslagerung im TST auftretende oxidative Verfärbung (Bild 84) kann in den REM-Aufnahmen aufgrund der während der Probenpräparation verwendeten Ätzmedien nicht dargestellt werden.

Während die Aufbauten mit den SiC-MOSFET-Bauteilen eine gleichmäßige Anbindung der Kupferfügeschicht am Halbleiter zeigen, fallen bei den äußeren Kanten der Si-Dioden in Bild 81 schon initiale Deformationen der Rückseitenmetallisierung auf. Diese im Bild als Dorn in Richtung der Fügeschicht gerichtete Fehlstelle führt lokal zu einer deutlich höheren Verdichtung der Kupferpartikel und einer am Randbereich bereits initial auftretenden Lücke ohne Anbindung an die Kupferschicht. Es wird davon ausgegangen, dass es sich bei den detektierten Verformungen um einen Sägegrat handelt, der während der Vereinzelung der Dioden aus dem Wafer entstehen könnte. Während der Grat der Si-Dioden-Metallisierung meist nur zwischen $8\ \mu\text{m}$ und $10\ \mu\text{m}$ liegt, erzeugt er am Chip eine initiale Delamination von bis zu $16\ \mu\text{m}$. Bereits initial zeigen sich auf allen verwendeten Si_3Ni_4 -Substraten Kavitäten im Kupfer unter der ca. $400\ \text{nm}$ dicken Silbermetallisierung. Die Vermessung von zehn zufällig ausgewählten Kavitäten ergab einen mittleren Durchmesser von $1,8 \pm 0,7\ \mu\text{m}$. Die kupferbasierte Fügeschicht zeigt initial eine mittlere Schichtdicke von $25 \pm 3,2\ \mu\text{m}$.

Hinsichtlich der Schichtdicke der Fügeverbindung ergibt sich innerhalb der 2000 geplanten Temperaturzyklen keine merkliche Änderung in der Schichtdicke oder Porosität. Nach der thermo-mechanischen Belastung zeigt sich in der Fügeverbindung eine Rissbildung entlang der Halbleitermetallisierung, ausgehend von den äußeren Kanten ins Zentrum. Eine Anhaftung der Fügeschicht an der Silbermetallisierung der Diode und des MOSFET ist selten zu erkennen. Die Risse von den Rändern zur Mitte sind nicht immer gleichmäßig ausgeprägt. Die Länge der Risse nimmt sowohl für die Diode als auch für den MOSFET mit der Zyklenzahl zu. So zeigt sich bei der Si-Diode in Querschliffen nach 1000 Zyklen eine Risslänge zwischen $75\ \mu\text{m}$ und $500\ \mu\text{m}$, welche nach weiteren tausend TST-Zyklen auf etwa $250\ \mu\text{m}$ bis $600\ \mu\text{m}$ ansteigt. Das Risswachstum entlang des SiC-Bauteils schreitet langsamer voran.

Nach 1000 Zyklen kann eine Risslänge zwischen ca. $35\ \mu\text{m}$ und $190\ \mu\text{m}$ gemessen werden. In Einzelfällen zeigt sich im Zentrum, unabhängig von der Rissbildung, an den Rändern die Ausbildung von vertikalen Rissen in der

Kupferfügeverbindung. Diese setzen sich beginnend vom Substrat in Richtung Halbleiterbauteil fort (siehe Bild 82a und 100b).

Die Risse wachsen entlang der noch erkennbaren Partikelgrenzen nach oben und vollziehen dabei mehrere horizontale Richtungswechsel. Neben dem vertikalen Riss von ca. 25 μm Länge ist in den Darstellungen jeweils eine Fehlstelle in der Substrat-Endoberfläche zu erkennen, die als Startpunkt der Risse identifiziert wird. Es wird postuliert, dass neben den Vorschädigungen der Halbleitermetallisierungen am Rand auch Singularitäten an der Substratmetallisierung die Fügeverbindung lokal schwächen und eine Rissbildung ermöglichen.

In [294] wurde gezeigt, dass es während dem Schocktest neben den zwei erwähnten Risstypen auch zur Ausbildung von komplexen Rissverläufen kommt. So zeigt Bild 82c eine Rissausbreitung entlang der Halbleitermetallisierung, vertikal durch die Kupferfügeverbindung verlaufend und verästelnd.

Der für die gesinterte Kupferverbindung festgestellte Bruchverlauf zeigt deutliche Unterschiede zu dem für das Silbersintern dokumentierten Verlauf, von der Bauteilkante diagonal durch die Sinterschicht und dann entlang des Substrates in das Zentrum [127, 65, 244, 100].

Auf Basis des Ausfallkriteriums „50 % der initialen Scherfestigkeit“ ergibt sich die im Weibull-Diagramm dargestellte Häufung von Ausfällen.

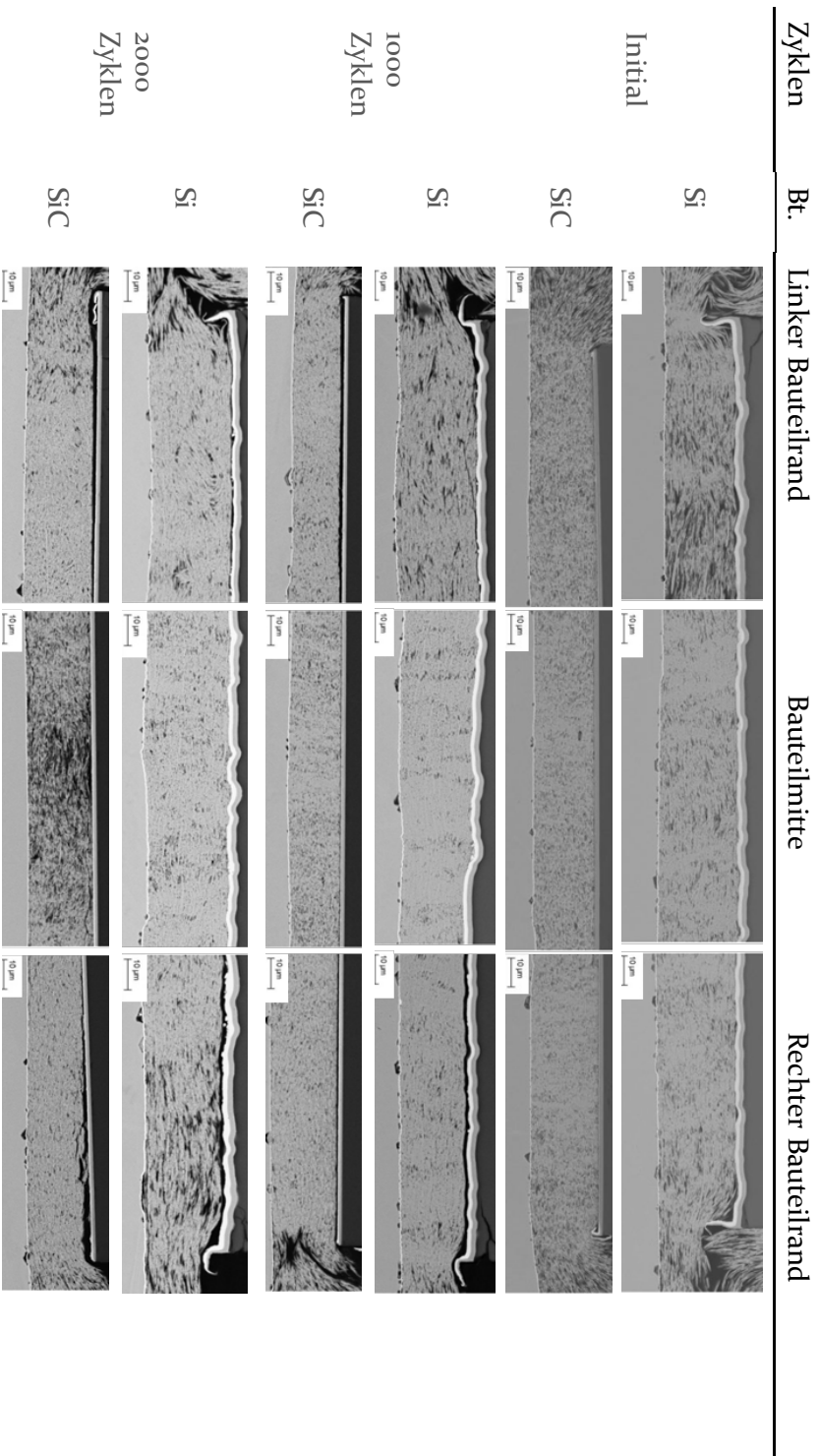


Bild 8: REM-Aufnahme des Querschnitts der Testaufbauten mit Si- und SiC-Halbleiterbauteil im initialen Zustand und nach Temperaturwechseltests

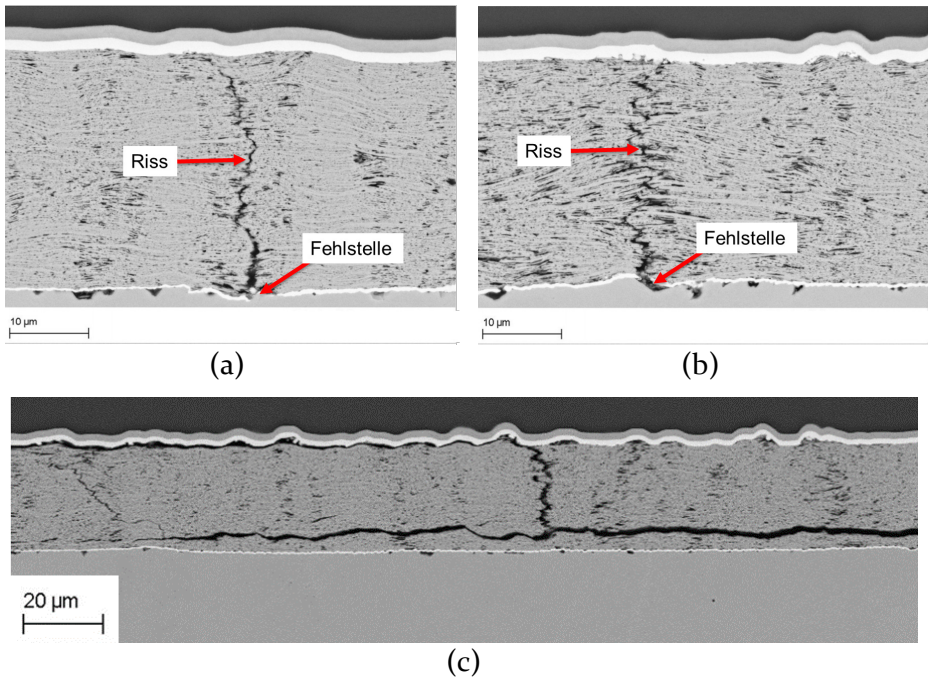


Bild 82: Ausbildung von vertikalen Rissen in der Kupferschicht (a und b) sowie verzweigter Rissverlauf (c) nach 2000 Zyklen in der TST-Kammer

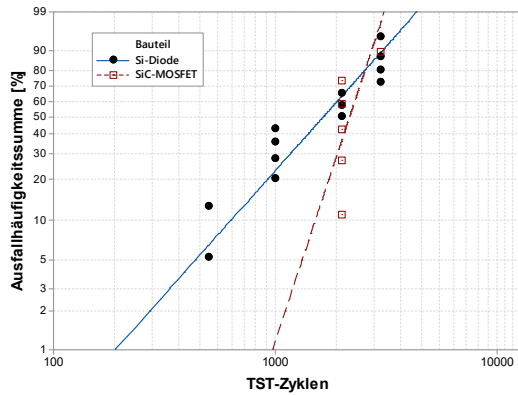


Bild 83: Weibull-Plot der im Temperaturschocktest ausgefallenen Proben

7.2.2 Auswertung und Einordnung der thermo-mechanischen Schädigung

Während des Transfers der Proben von der Heißlagerung in das Kältebad kommt es zur oxidativen Reaktion des atmosphärischen Sauerstoffs und der angrenzenden Kupferfügeverbindung. Die auftretende charakteristische Verfärbung [292] kann optisch und mittels EDX-Analyse als Kupferoxid identifiziert werden. In Bild 84b bis e sind die Bruchflächen der Si-Dioden nach dem Sintern und jeweils nach 500, 1000, 2000 und final nach 3000 Schockzyklen dargestellt. Unabhängig von der Zyklenzahl treten bei den Si-Dioden optisch Adhäsionsbrüche an der Halbleitermetallisierung und den gesinterten Kupferschichten auf. Für die SiC-MOSFET-Baugruppen liegt der kohäsiv-adhäsive Mischbruch als dominierender Bruchmodus vor. In den Bruchflächen sind nach TST-Zyklen ebenfalls Anzeichen der Kupferoxidation erkennbar. Das Voranschreiten der Oxidation steht den Erkenntnissen der Heißauslagerung bei 150 °C und 250 °C in Abschnitt 7.1 entgegen, da dort keine Vergrößerung der oxidierten Areale unter dem Halbleiter festgestellt werden konnte. Aus den TST-Ergebnissen wird eine Korrelation der Kupferoxidation mit der thermo-mechanischen Schädigung an und in der Kupferschicht postuliert.

Wie in Bild 85 schematisch dargestellt, kann Luft-Sauerstoff in den entstehenden Riss eindringen und sich so die Oxidation des Kupfers entlang der durch die thermo-mechanischen Spannungen entstehenden Risskante bis zur und mit der Risspitze fortsetzen. Aufgrund des adhäsiven Bruchmodus und der oxidativen Verfärbung des Kupfers lässt sich die Mindestlänge der Delamination bzw. Risse abschätzen.

Die Vermessung der Riss- bzw. Delaminationslänge von dem jeweils nächsten Rand der Si-Diode⁶⁰ ergibt nach 500 Zyklen durchschnittlich 0,39 ($\pm 0,18$) mm und verdoppelt sich innerhalb der weiteren Temperaturschockzyklen. Die maximale gemessene Risslänge wächst von 0,76 mm nach 500 Zyklen, nach 2000 Zyklen bis auf fast die Hälfte der Kantenlänge der Diode an. Wie in Bild 86 gezeigt, verlangsamt sich der ermittelte Riss-/Delaminationsfortschritt an der Kupferschicht mit steigender Zyklenzahl. Dies ähnelt dem von gesinterten Silberverbindungen bekannten Delaminationsverhalten [65, 115, 295].

⁶⁰ An den Bruchflächen wurde an mindestens zehn Positionen der Abstand vom Rand der Si-Diode bis zum Ende der oxidativen Verfärbung vermessen.

7.2 Auswirkungen des Temperaturschock-Test auf die Fügeverbindung

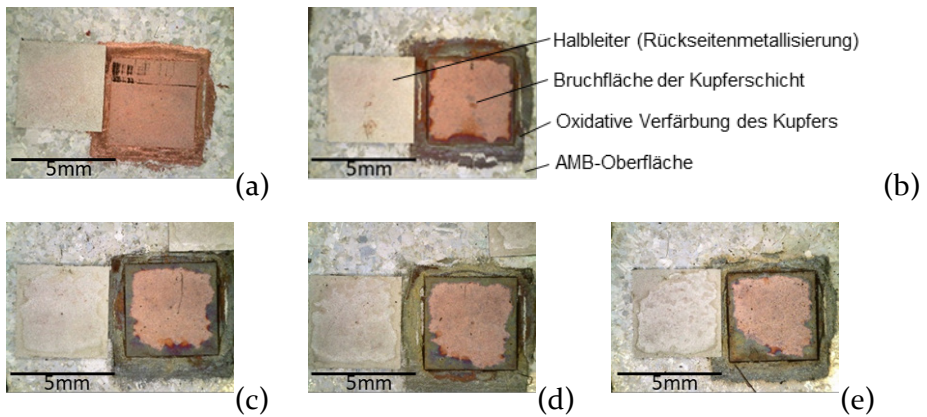


Bild 84: Abgeschnittene Si-Diode (Rückseitenmetallisierung sichtbar) und exemplarische Bruchfläche der Kupferfügeschicht nach initialem Schertest (a) und jeweils geschert nach 500 (b), 1000 (c) sowie 2000 (d) und (e) 3000 Zyklen mit erkennbar voranschreitender oxidativer Verfärbung [293].

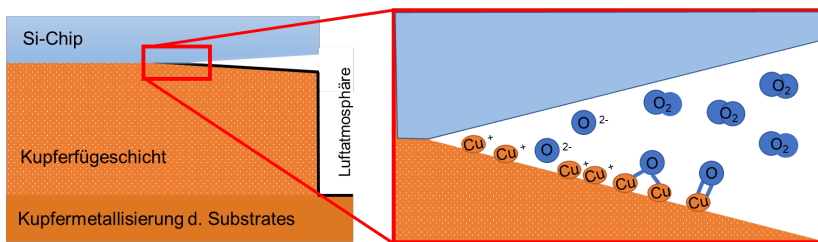


Bild 85: Schematische Darstellung der Kupferoxidation durch Kontakt mit Sauerstoff im durch thermo-mechanische Spannung erzeugten Delaminationsbereich

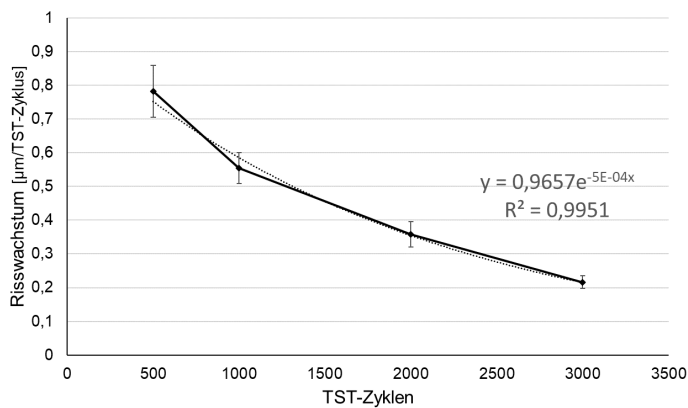


Bild 86: Entwicklung des Risswachstums in der Fügeverbindung während des thermischen Schock-Tests

Bei Suzuki et al. wurde nach einem Temperaturwechseltest von $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ bis $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ für eine aus mit Wasserstoff reduzierten Kupferoxid-Partikeln erzeugte Kupferfügeverbindung eine höhere Zuverlässigkeit als für eine Silbersinterschicht postuliert [184]. Nach experimenteller und simulationsgestützter Untersuchung wurde die dominierende elastische Dehnung des gesinterten Kupfers gegenüber der dominierenden plastischen Dehnung der Silbersinterschicht als wesentlicher Grund ausgemacht.

Für gängiges Silbersintermaterial wurde bei Santopa et al. in einem ähnlichen Setup mit einem SiC-MOSFET auf einem AMB-Substrat in einem Flüssig-Flüssig-Test ($-65\text{ }^{\circ}\text{C}$ bis $150\text{ }^{\circ}\text{C}$) nach 3000 Schockzyklen eine deutliche Zerrüttung sowie Delamination der Silber-Fügeverbindung beobachtet. Bei Chen et al. [296] wird bereits nach 300 Temperaturwechseln von $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ bis $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ eine massive Abnahme der Scherfestigkeit festgestellt und nach 1000 Zyklen betrug die Haftfestigkeit der Verbindungsschicht nur mehr 10 % bis 30 % des initialen Wertes. Bei Siow und Chua [98] zeigt sich sowohl für mikroskaliges und nanoskaliges Silbersintermaterial nach thermo-mechanischer Belastung bei Temperaturen von $-65\text{ }^{\circ}\text{C}$ bis $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ in einem Luft-/Luft-Temperaturwechseltest eine deutliche Abnahme der Scherfestigkeit und Degradation der Fügeverbindung innerhalb von 500 Zyklen. So sank die Haftfestigkeit für die gesinterte Schicht aus mikroskaligen Silberpartikeln für DCB-Substrate bereits nach 100 Zyklen auf weniger als 10 N/mm^2 . Die Ergebnisse der Temperaturwechseltests zwischen $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ und $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ an gesintertem Silber von Bai und Lu [70] ergaben basierend auf der Scherfestigkeitsabnahme von 50 % eine substratabhängige Lebensdauer zwischen 4000 und 6000 Zyklen und wird mit der Bildung von Mikrokavitäten an Korngrenzen erklärt. Auch Herboth [65] beschreibt für eine Fügenschicht aus gesintertem Silber den Beginn der Materialermüdung innerhalb der ersten 500 Zyklen ($-40\text{ }^{\circ}\text{C}/125\text{ }^{\circ}\text{C}$) und eine auf Basis der Anbindefläche bestimmten Lebensdauer von ca. 2470 Zyklen. Im Temperaturwechsel kommt es zur Ausbildung von Scherrissen von den äußeren Kanten ins Zentrum [65, 244, 100]. Die Rissbildung an den Kanten ergibt sich bedingt durch die Geometrie der Aufbauten, die nach kurzer Dauer gleichmäßigen Temperatur der Fügekomponenten und der somit dort lokal auftretenden materialspezifische Ausdehnung bzw. der sich aus den Komponenten ergebenden Dehnungsdifferenz [100]. Diese Rissbildung, welche von den Kanten der Halbleiter beginnend in der Sinterverbindung verläuft, schränkt die Lebensdauer der Fügeverbindung ein. Bei härteren Testbedingungen mit höherem thermischen Hub nimmt die Lebensdauer der Silbersinterverbindung auf nur etwa 240 Zyklen ab [65].

7.3 Belastung der Fügenschicht im aktiven Lastwechsel-Test

In dieser Arbeit werden Modulaufbauten mit SiC-MOSFET-Bauteilen auf silbermetallisierten Substraten im aktiven Lastwechsel-Test hinsichtlich der Lebensdauer der Kupferfügeverbindung untersucht. Das elektrische und thermische Verhalten der Proben während der Belastung durch aktive Bestromung wurde auf einem Test- und Messstand der Fa. Schuster Elektronik überwacht. Die Halbleiterbaugruppen werden in einem Drucksinterprozess, wie in Abschnitt 3.7 beschrieben, mittels einer Kupfersinterpaste auf einem Si_4Ni_3 -AMB-Substrat befestigt. Wie in Bild 87 ersichtlich, wird der Chip oberseitig mittels drei Aluminium ummantelten Kupferbändchen am Lastanschluss und mittels Aluminium-Bonddraht ($\varnothing 175 \mu\text{m}$) am Gate-Anschluss kontaktiert. Die Aufbauten wurden mittels Federkontakten und Wärmeleitmaterial (TIM) auf dem Kühlkörper fixiert. Auf dem Teststand wurde für die jeweils fünf Testaufbauten der Wärmewiderstand R_{th} des Kupfer- und Silbersinterreferenzmaterials bestimmt. Der Wärmewiderstand R_{th} der Aufbauten mit Kupferfügeschicht beträgt im Mittel $0,79 (\pm 0,02) \text{ K/W}$ und liegt somit ca. 5 % über dem der Silbersinteraufbauten.

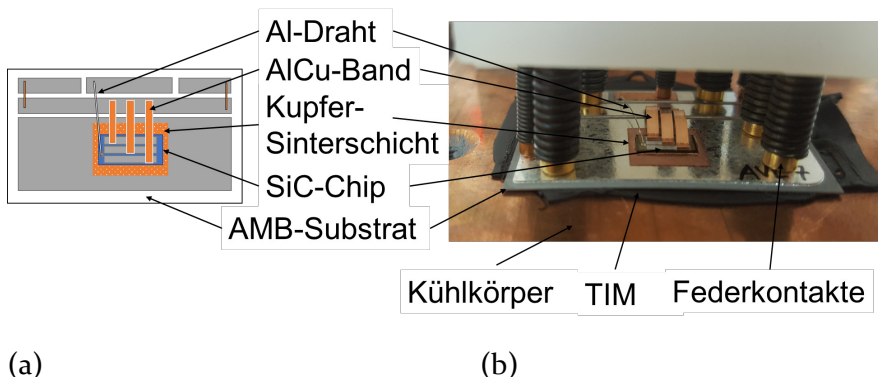


Bild 87: Schematische Darstellung des PCT-Testaufbaus (in Aufsicht) mit gesintertem Kupfer als Fügematerial und Oberseitenkontaktierung (a) und ein mittels Federkontakten angeschlossenes Testmodul auf dem Kühlkörper der Lastwechsel-Testanlage (b)

Während der Belastung im aktiven Lastwechsel kommt es im Schnitt nach rund 134.000 Schaltzyklen zu einem Spannungsanstieg V_{DS} um mehr als 20 %. An den jeweiligen Aufbauten lassen sich deutliche Anzeichen für die Degradation der oberseitigen Bondkontakte finden (Bild 89). Der Kontaktverlust zwischen den AlCu-Bändchen und der oberseitigen Halbleitermetallisierung wird für den Spannungsanstieg verantwortlich gemacht.

In einem elektrischen Test zeigte sich keine Degradation der gesinterten Fügeverbindung. Eine Untersuchung der Aufbauten nach dem Ausfall der Oberseitenkontaktierung mittels Ultraschallmikroskopie zeigt in Bild 88 keine Risse oder Delamination in/an der Kupferfugeverbindung. Die Ausfälle treten sowohl bei dem Kupfersintermaterial als auch bei den silbergesinterten Referenzaufbauten auf. Eine statistische Auswertung mittels t-Test ergibt einen p-Wert von 0,390, was auf keinen signifikanten Zusammenhang des Ausfalls der Oberseiten-Kontaktierung mit dem Fügemaaterial hindeutet. Da der Lastwechseltest ohne Vergussmasse oder andere Schutzmaßnahmen durchgeführt wird, kommt es sowohl an den Kupferbändchen als auch im Nahbereich um den Halbleiter zu einer oxidativen Verfärbung des Kupfers.

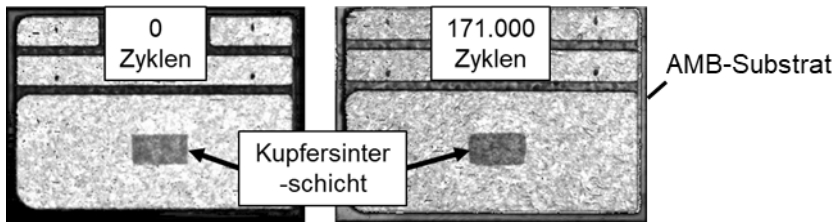


Bild 88: Horizontales akustisches Schnittbild an einer Kupfersinterverbindung im Initialzustand und nach Ausfall der oberseitigen Kontaktierung im aktiven Lastwechseltest

Nach Ausfällen im Power-Cycling-Test wurden die fehleranfälligen Kupferbändchen auf den Proben durch langlebigere 300 μm dicke Aluminiumummantelte Kupferbonddrähte ersetzt (siehe Bild 89b). Zusätzlich wurde der Gate-Kontakt erneuert. Diese Reparaturen waren nur partiell erfolgreich, da nur 80 % der Bauteile der Kupfersinterproben nach der Prozedur uneingeschränkt funktionsfähig waren. Alle Referenzaufbauten mit Silber erlitten Schädigungen im zweiten Draht-Bond-Prozess. Somit konnte der Lastwechseltest nur für die Kupferproben fortgesetzt werden.

Mit der erneuerten Oberseitenkontaktierung wird innerhalb von weiteren 1.900.040 Lastwechseln keines der definierten Ausfallkriterien der Fügeverbindung erreicht. Aufgrund der unterschiedlichen Zyklenzahl bis zu den ersten Bondkontaktausfällen erreichen die Proben bis zum Abbruch des Tests unterschiedliche Zyklenzahlen.

Die Anzahl der Lastwechsel ohne einen Ausfall der Fügenschicht liegt somit durchschnittlich bei 2.001.840 (± 86.680) Zyklen im PC_{sec} -Test. Somit kann die charakteristische Lebensdauer der Kupferfugeschicht nicht ermittelt werden.

Es wird postuliert, dass die Lebensdauer (bei ähnlicher Beanspruchung) in einem Leistungsmodul, zusätzlich geschützt durch Vergussmaterial, über der hier erreichten maximalen Zyklenzahl liegt.

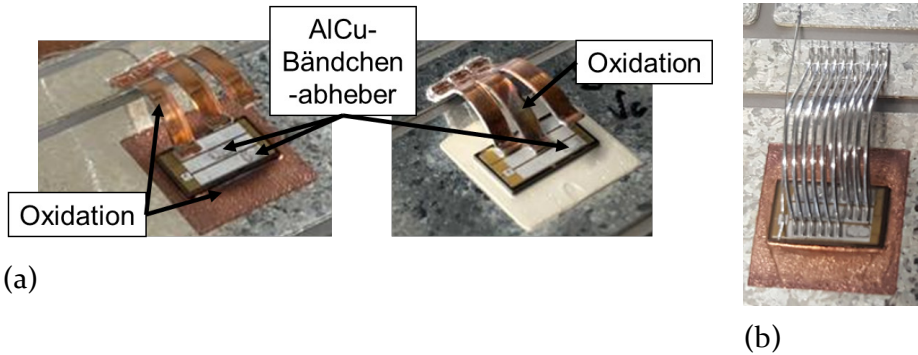


Bild 89: Versagen der Oberseitenkontaktierung (a) durch einen „Lift-off“ der Cu-Bondbändchen bei Kupfer- und Silbersinterverbindung; partielle Kupferoxidation nahe des SiC-Chips; (b) Test-Aufbau nach ca. 120.000 Zyklen mit nachträglicher Kontaktierung mittels aluminiumummanteltem Kupferbonddraht

In metallographischen Schliffbildern zeigt sich, dass es innerhalb der Lastwechsel dennoch zu einem Risswachstum innerhalb der Kupfersinterschicht kommt. In Bild 90b und d wird der Rissbeginn im Randbereich des Pastendepots verortet und setzt sich von dort anschließend horizontal in Substratnähe in Richtung des Zentrums fort. In der Mitte des Chips (Bild 90c) zeigen sich keine Ermüdungsanzeichen der Kupferfügeverbindung. Für klassische Silbersinterverbindungen wird das Versagen der Fügeverbindung in Abhängigkeit der Testbedingungen zwischen 44.000 Zyklen [107] und 4 Mio. Zyklen [101] experimentell nachgewiesen.

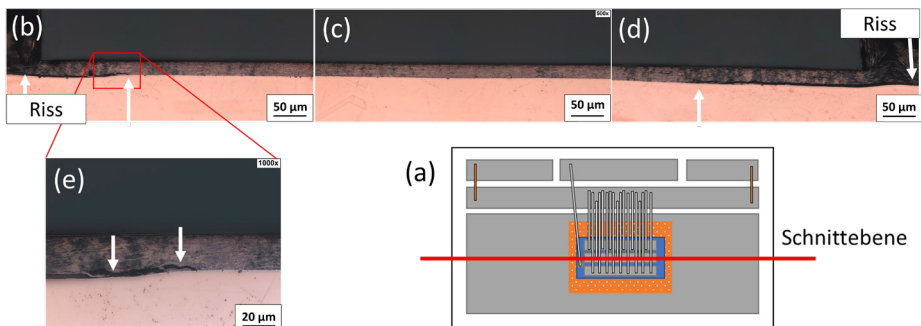


Bild 90: Schematische Darstellung der Schnittenebene (a) exemplarischer Rissfortschritt in nach mehr als 2 Mio. aktiven Lastwechselzyklen am linken (b) und rechten Rand der Fügeverbindung (d), im Zentrum des MOSFET-Chips (c) sowie Detailaufnahme eines Risses in Substratnähe (e).

Zusätzlich beeinflusst der Fügeprozess und die daraus resultierende Schichtdicke und Porosität die Zuverlässigkeit und maximal erreichbare Zyklenzahl [101]. Bei Krebs et al. [123] wurde gezeigt, dass es im aktiven Lastwechseltest vor dem Versagen der gesinterten Fügeverbindung zu einem Ausfall durch Bonddraht-„Lift-off“ kommt und mit aluminiumummanteltem Kupferbonddraht mehr als 130.000 Zyklen bei ΔT 110 K möglich sind. Lotmaterial zeigt bei [124] im Unterschied zu Silbersintermaterial im Lastwechseltest mit $\Delta T \approx 90$ K bereits nach 30.000 Zyklen einen R_{th} -Anstieg von 20 %. Scheuermann zeigte ebenfalls, dass eine Silbersinterverbindung gegenüber klassischem Weichlot zu einer höheren Lebensdauer des Bonddrahtes beitragen kann [32].

7.4 Belastung im hochbeschleunigten Wärme- und Feuchte-Stress-Test

Nach der Auslagerung der Proben in der HAST-Testkammer bei 100 % Luftfeuchtigkeit und einer Umgebungstemperatur von 121 °C zeigt sich in Bild 91 nach 48 Stunden und 96 Stunden eine Verwitterung der Kupferoberfläche der Substrate und der Fügeverbindung. Zusätzlich zeigt sich in Bild 91c nach 96 Stunden eine Material-Delamination auf der Al-Oberseitenmetallisierung der Halbleiterdioden. Eine elektrische Evaluation der Fügeverbindung war nach der Auslagerung nicht möglich. Die Scherfestigkeit der gesinterten Fügeverbindung veränderte sich wie in Bild 92a gezeigt nach der Auslagerung kaum. Die Bruchmodi, in Bild 92b dargestellt, entsprechen einem adhäsiven Bruch an der Halbleitermetallisierung. Nach 48 Stunden und nach 96 Stunden bei 121 °C und 100 % relativer Luftfeuchtigkeit sind in den Randbereichen der Bruchfläche Verfärbungen erkennbar. Ein partielles Eindringen von Sauerstoff und Feuchtigkeit unter den Halbleiter kann somit nicht ausgeschlossen werden.

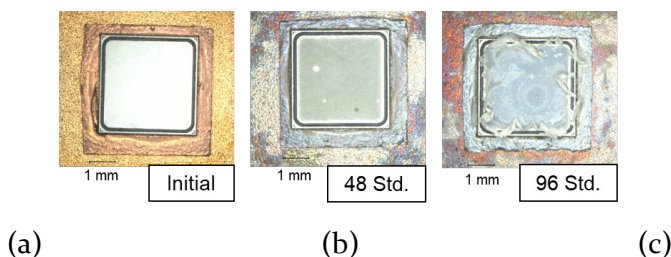


Bild 91: Testbaugruppe vor der Auslagerung in der Feuchtekammer (a), (b) nach 48 Stunden und nach 96 Stunden (c) bei 121 °C und 100 % Luftfeuchtigkeit

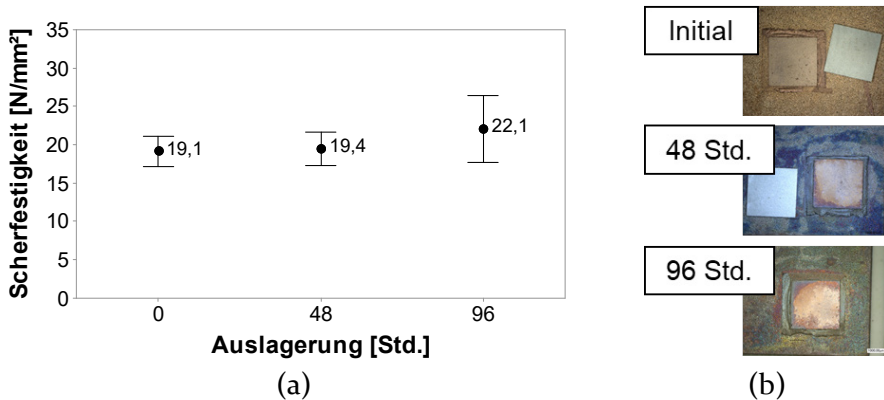


Bild 92: Scherfestigkeit nach der Auslagerung bei 121 °C und 100 % Luftfeuchtigkeit (a) und (b) exemplarische Bruchflächen der initialen und ausgelagerten Proben nach dem Schertest ⁴⁰

7.5 Fehlermechanismen und Lebensdauer einer Kupfersinterverbindung

Die gesinterte Kupferfügeverbindung muss die mechanische, thermische und elektrische Anbindung des Halbleiters an das Substrat gewährleisten. Daher wurde im Folgenden die Stabilität der Fügeverbindung nach Belastungszuständen untersucht. Die thermo-mechanischen Spannungen führen langfristig zur Zerrüttung der gesinterten Kupferfügeverbindung.

Der Ursprung und Verlauf der Risse in der Kupfersinterverbindung des TST unterscheidet sich von denen des aktiven Lastwechseltests. Der harsche Temperaturschocktest führt wie in Bild 93 schematisch dargestellt, zu einer Delamination bzw. Rissbildung von Singularitäten am Rand des Halbleiters entlang der Halbleitermetallisierung (Typ A), zusätzlich treten im Zentrum vertikale Risse ausgehend von Defekten am Substrat auf (Typ B).

Im aktiven Lastwechsel beginnt der Riss-Typ C im überdruckten Bereich des Pastendepots und setzt sich anschließend nahe der Substratmetallisierung fort. Der durchgeführte TST ermöglicht eine beschleunigte Degradation der Fügeverbindung, bildet aber nicht den Versagensmechanismus des aktiven Lastwechsels ab. Ziel zukünftiger Untersuchungen muss es sein, den unter realer Belastung auftretenden Degradationsfortschritt in beschleunigten Tests abzubilden.

7 Mechanische und thermomechanische Zuverlässigkeit der Kupferverbindungsschicht im Modulaufbau

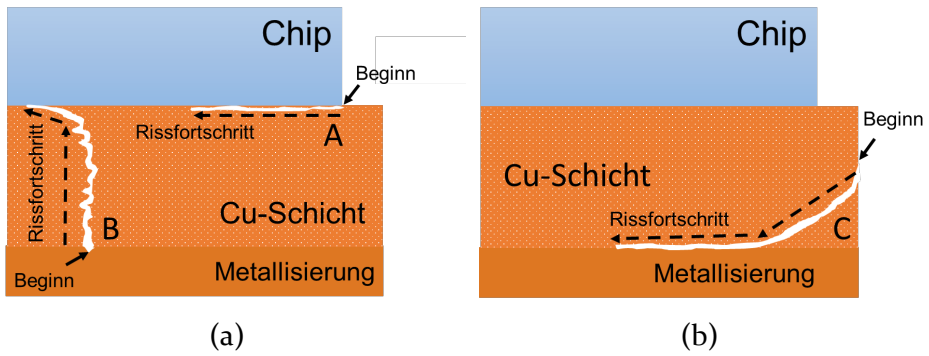


Bild 93: Schematische Darstellung der Riss-Typen und des Rissverlaufs im Temperaturschocktest (a) und (b) im aktiven Lastwechselstest.

8 Einflussfaktoren auf die Kupferverbindungsschicht

Die Ausbildung einer Sinterverbindung hängt, wie bereits in Bild 11 dargestellt, von einer Vielzahl von Einflussfaktoren ab. Während die Untersuchung des Einflusses der Kupferpartikel in den vorherigen Kapiteln behandelt wurde, wird in der Folge auf die Mahlrückstände, die Fügepartner, die Prozessfaktoren, Pastendruck und Testbedingungen und ihren Einfluss auf die Kupfersinterschicht eingegangen.

8.1 Mahlhilfsstoffe und ihre Wirkung auf die Fügeverbindung

Die gemahlten flakeförmigen Kupferpartikel weisen in Folge des Herstellungsprozesses Reste der eingesetzten Mahlhilfsstoffe, insbesondere adsorbierte Rückstände der Stearinsäure auf. Zur Bewertung des Einflusses auf die Fügeverbindung wurden Kupferpartikel des Typs C2 mit drei, sich jeweils um ca. 0,5 Gew.-% unterscheidenden Mengenanteilen der Mahlhilfsstoffe⁶¹ im Sinterprozess an Aufbauten für Scherversuche getestet. Zur Evaluation wurden SKCD-16 Si-Dioden⁶² auf Kupfer-DCB-Substrate gefügt und anschließend an jeweils zwölf Testaufbauten die Scherfestigkeit sowie die elektrische Leitfähigkeit an fünf Probenkörpern CuPk₁ ermittelt. Die gemessenen elektrischen Leitfähigkeiten verändert sich durch die Variation der Mengenanteile der organischen Rückstände nur leicht. Die mittlere Scherfestigkeit der Fügeverbindung wird deutlich mit der Menge der Mahlwachsrückstände beeinflusst – siehe Bild 94. Eine Senkung der Stearinsäure-Rückstände (-) um 0,5 Gew.-% resultiert in etwa 50 % geringeren Festigkeitswerten. Eine Erhöhung (+) um 0,5 Gew.-% zeigt eine Steigerung um ca. 20 %. Aus den Ergebnissen und den Erkenntnissen in Kapitel 4.2 wird postuliert, dass sich mit der Zunahme der auf den Partikeln adsorbierten Mahlwachse und ihrer thermischen Zersetzung auch die reduktionfähigen Bestandteile erhöhen. Allerdings bedarf die Auswahl der technisch hilfreichen Bestandteile und die initiale Schutzfunktion auf den Partikeln weitere Forschung hinsichtlich Menge, Temperaturabhängigkeit und erzielbaren Eigenschaften.

⁶¹Auf Basis des Partikelgewichts.

⁶² siehe Beschreibung in Kapitel 8.2.

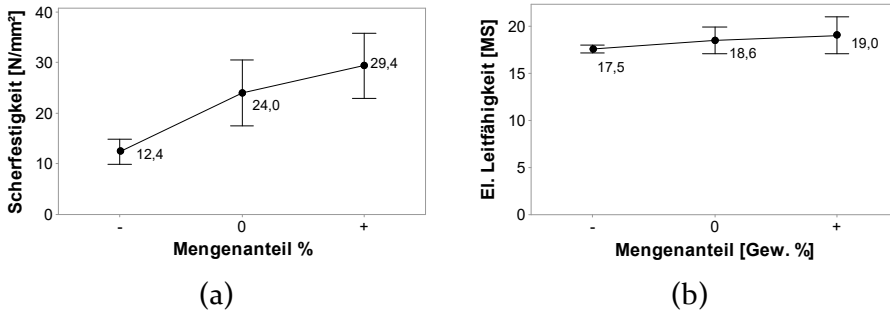


Bild 94: Scherfestigkeit (a) und elektrische Leitfähigkeit (b) in Abhängigkeit der Mahlwachsanteile ⁴⁰

8.2 Einfluss von Halbleiter-Bauteilen

Wie eingangs erläutert, verfügen die Halbleiterbaugruppen über eine oberseitige und unterseitige/rückseitige Metallisierung, wobei letztere zur Anbindung an das Fügmaterial dient und häufig eine Endoberfläche aus Gold oder Silber aufweist [297]. Im Folgenden wurden verschiedene Halbleiterbauteile mit Hilfe einer Kupferpaste in einem Drucksinterprozess auf Al₂O₃-DCB-Substrat mit Kupfer-Endoberfläche montiert (Bild 95).

Dazu wurden 75 µm dicke Depots aus Kupferpaste auf die Substrate gedruckt und die Paste in einem Konvektionsofen getrocknet⁶³. Anschließend wurden die in Tabelle 22 beschriebenen Halbleiterbauelemente auf die trockene Kupferpaste bestückt. Die Verbindungsbildung erfolgte bei 300 °C, einem externen Druck von 15 MPa und einer Prozesszeit von drei Minuten unter Stickstoff-Atmosphäre⁶⁴.

Die Anbindung an die Halbleiter wurde anhand der Scherfestigkeit und den jeweiligen Bruchmodi evaluiert⁶⁵. Die verwendeten Bauteile unterscheiden sich hinsichtlich des Halbleitermaterials, der äußeren Abmessungen und Dicke sowie der Schichtdicke der metallisierten Silber-Endoberfläche.

⁶³ wie in Abschnitt 3.6.1 beschrieben.

⁶⁴ wie in Abschnitt 3.6.2 beschrieben.

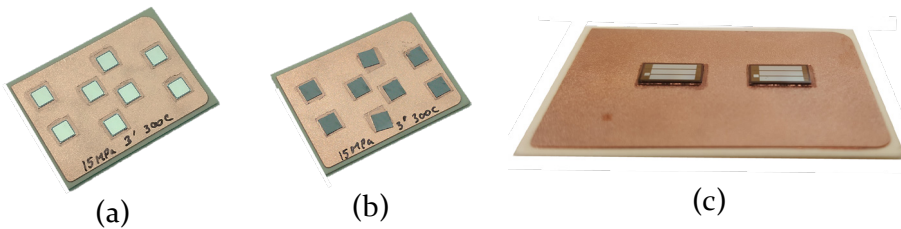


Bild 95: Gesinterte Testaufbauten mit Si-Dioden SKCD-16 (a), Si-Testbauteil (b) und SiC-MOSFET-Chip CPM2-1700-0045B (c)

Tabelle 22: Übersicht der Halbleiterbauteile in der Erprobung

Bezeichnung	Si-Test-Bt1	Semik-ron SKCD-16 [200]	Si-Test-Bt2	Cree CPM2-1700-0045B [209]	Cree CPM3-0900-0010 [298]
Material	Si	Si	Si	SiC	SiC
Elektrische Funktion	keine	Diode	Keine	MOSFET	MOSFET
Größe [mm ²]	4,0·4,0	4,0·4,0	5,0·5,0	4,0·7,3	4,·x7,3
Dicke [mm]	0,25	0,24	0,35	0,38	0,38
Unterseitenmetallisierung (Schichtdicke [nm])	Ag (1000)	Ag (1000)	Ag (1000)	Ag (600)	Au (100)

Die Ergebnisse der Schertests sind in Bild 96 dargestellt. Darin zeigt sich, dass die erzielten Festigkeitswerte der silbermetallisierten Halbleiterbaugruppen bis auf die der Si-Diode keinen signifikanten Unterschied aufweisen und im Mittel über dem Zielwert⁶⁵ von 20 N/mm² liegen. Die niedrigeren Festigkeitswerte der Si-Diode gehen ebenfalls mit einem abweichenden Bruchbild einher (siehe Bild 97). Während bei den Schertests in der Regel ein kohäsiver-adhäsiver Mischbruch in der Kupferfügeschicht nahe der

⁶⁵ in Abschnitt 3.7.5.1 beschrieben.

Substratmetallisierung auftritt, kommt es bei den Si-Dioden mit Silbermetallisierung zu einem Adhäsionsbruch an der Halbleitermetallisierung, was nach IPC-TM650 Nr.2.4.42.2 der Kategorie B entspricht.

Eine Vergleichstest zeigte bei diesem Halbleiterbauteil auch für kommerzielle Silbersintermaterial niedrigere Festigkeitswerte. Daher wird angenommen, dass Ursachen mit der Rückseitenmetallisierung und/oder das Dicing-Tape in Zusammenhang stehen. Die 16 mm² Si-Diode verwendet im Vergleich zu den anderen Halbleiterbauteilen kein UV-Tape⁶⁶. Während sich kein bedeutender Festigkeitsunterschied zwischen Si- und SiC-Halbleiterbauteilen mit Silbermetallisierung zeigt, nimmt die Festigkeit bei goldmetallisierten SiC-MOSFET im Vergleich zu den mit SiC-Chips mit Silber-Endoberfläche um etwa 28 % ab.

Der an den MOSFET-Bauteilen mit goldenen Endoberflächen beobachtete Bruchmodus entspricht einem kohäsiven-adhäsiven Mischbruch. Allerdings fällt auf, dass der adhäsive Bruchanteil sich von der Substratnähe zur Chip-Metallisierung verlagert. Auf Basis der Messdaten sowie der identischen Prozessierung und des gleichen Füge- und Substratmaterials wird der deutliche Unterschied auf eine verringerte diffusionsbedingte Anbindung an die Halbleitermetallisierung zurückgeführt.

Bei Kähler [146] wurde an einer mittels Wasserstoff reduzierten, gesinteren Kupferfügeverbindung in Kombination mit goldmetallisierten Halbleitern ebenfalls eine Abnahme der Scherfestigkeit um ca. 60 % beobachtet. Somit wird angenommen, dass eine verringerte Haftfestigkeit auf Gold für Kupfersintermaterial unabhängig von der Prozessführung festzustellen ist.

⁶⁶ Bei UV-Dicing-Tape wird die Adhesion an die Klebefolie durch eine Belichtung mit UV-Licht initiierte Vernetzung der Oligomere verringert.

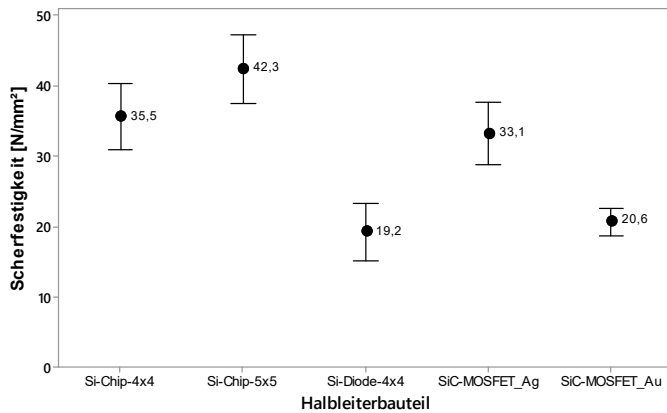


Bild 96: Mittlere Scherfestigkeit der mittels Kupferfügematerial befestigten Halbleiterbauelemente ⁴⁰

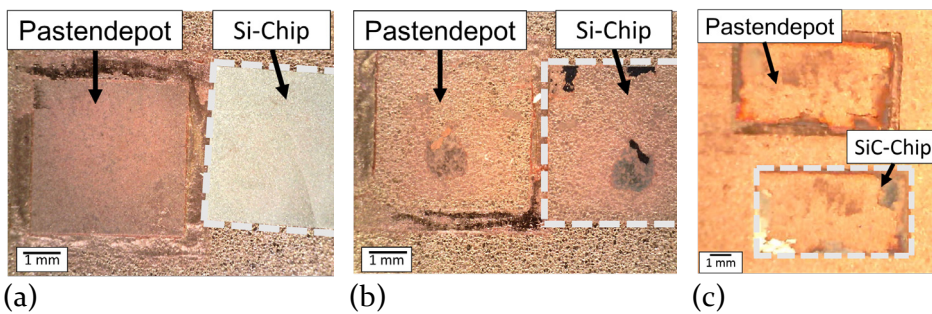


Bild 97: Exemplarischer, kohäsiver Bruchmodus mit Kupferfügematerial an silbermetallisiertem 16 mm² Si-Testbauteil (a) adhäsiver Bruch (b) an der Silbermetallisierung einer Si-Diode und (c) Mischbruch an silbermetallisiertem SiC-MOSFET-Bauteil

8.3 Einfluss der Endoberfläche der Metall-Keramik-Substrate

Wie auch bei den Halbleitern sind auch bei den Metall-Keramik-Substraten unterschiedliche Endoberflächen wie z.B. Silber, Gold oder auch Kupfer am Markt verfügbar [19, 25]. Um den Einfluss dieser Substrat-Metallisierungen auf die Anbindung der kupferbasierten Fügeschicht zu evaluieren, wurden DCB-Substrate mit Ag-, Cu- sowie Au-Endoberflächen im Drucksinterprozess untersucht (siehe Tabelle 23).

Dazu wurde ein Kupferpastendepot von 75 µm Dicke mittels Schablone auf die Substrate gedruckt und anschließend die Paste getrocknet⁶⁷. Auf jeweils drei Substraten der unterschiedlichen Endoberflächentypen wurden Si-Halbleiter (4,4 mm², Ag-metallisiert) auf das Kupfer-Fügematerial bestückt und im Standard-Drucksinterprozess (300 °C, 3 min, 15 MPa) verbunden. Die Anbindung der Fügeschicht wurde anhand der Scherfestigkeit und der Bruchmodi evaluiert.

Tabelle 23: Übersicht der verwendeten Direct-Copper-Bonded-Substrate [25, 19]

Merkmal	Au-DCB	Ag-DCB	Cu-DCB
Al ₂ O ₃ -Dicke [mm]	0,38	0,38	0,38
Cu-Dicke [µm]	0,30	0,30	0,30
Endoberfläche [µm]	Ni: 3,0 - 7,0 Au: 0.01 - 0.05	Ag 0,1 - 0,6	Cu -
Rauigkeit [µm]	R _a ≤ 3,5 ; R _z ≤ 24,0 ; R _{max} = 50,0		

Die Ergebnisse der Festigkeitsbestimmungen in Bild 98a zeigen für die goldmetallisierten Oberflächen eine um mehr als 50% niedrigere Scherfestigkeit als für Silber- und blanke Kupfer-Endoberflächen. Die Bruchbilder der Scherproben in Bild 98b bis c zeigen auf allen Endoberflächen Reste der Kupferverbindungsschicht. Allerdings deutet die teils erkennbare Oberfläche der Substrate auf einen gemischten Bruchverlauf in der Kupferschicht und an der Substratmetallisierung hin. Durch den optischen Kontrast zeigt sich die Substratmetallisierung bei Silber am deutlichsten. In Detail-Aufnahmen der Bruchflächen (siehe Bild 99) der Silber-DCB-Substrate mittels REM sind jedoch auch in den optisch als Silberoberfläche erkennbaren Bereichen Rückstände der Kupferschicht zu erkennen.

Eine EDX-Analyse ergibt auch für die im REM-Bild hell erscheinende Substratoberfläche eine nicht unerhebliche Menge an Kupfer. Zusätzlich zeigen die REM-Aufnahmen für die Proben mit sehr hoher Scherfestigkeit Löcher in der silbermetallisierten Substratoberfläche. Diese Art der Kavitäten lassen sich auf den Substraten nur in den Bereichen der abgescherten Halbleiter finden⁶⁸. Daher und basierend auf den an den Rändern der Löcher

⁶⁷ wie in Abschnitt 3.6.2 beschrieben.

⁶⁸ DCB-Substrate weisen z.T. an den Korngrenzen der Metallisierung Vertiefungen und offene Hohlräume auf.

erkennbaren plastischen Deformationen (siehe Markierung) wird davon ausgegangen, dass während dem Abscheren Teile der Metallisierung bzw. der Endoberfläche vom Substrat gerissen werden.

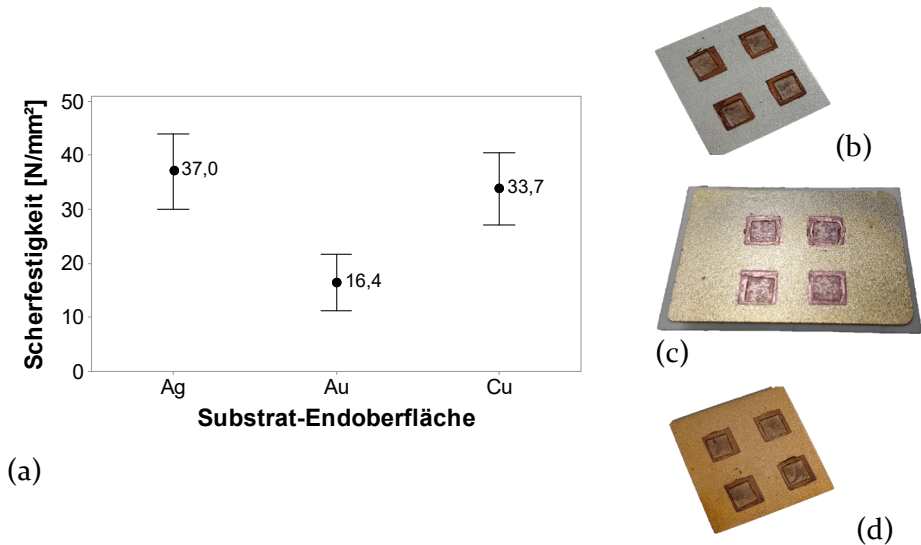


Bild 98: Mittlere Scherfestigkeit der Kupferschicht auf DCB-Substraten (a) sowie (b) bis (d) exemplarische Bruchbilder auf Silber-, Gold- und Kupferendoberflächen ⁴⁰

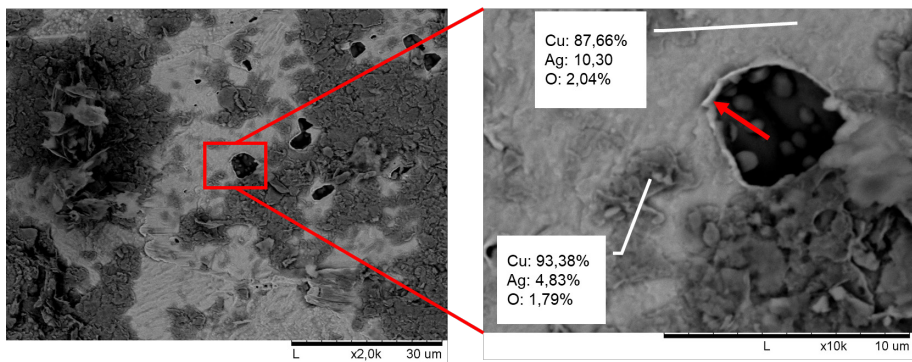


Bild 99: REM-Aufnahmen der Bruchfläche einer DCB mit Silber-Endoberfläche mit Kavitäten in der Metallisierung und Rückständen der Kupferfügeschicht sowie Detail-Aufnahme einer plastischen Verformung am Rand der deformierten Substratoberfläche

Diese Untersuchung zeigt, dass die diffusionsbedingte Anbindung der Kupferfügeverbindung auf Silber und Kupfer eine bessere Haftung aufweist und weniger gut auf Goldoberfläche anbindet.

Diese Ergebnisse bestätigen die Beobachtungen von Ishikawa et al., wonach die im Sinterprozess bei 300 °C erzielte Anbindung der Kupferschicht sich für Ag- und Cu-Endoberflächen kaum unterscheidet und für die Ni/Ag-Oberfläche ebenfalls eine um ca. 50 % niedrige Scherfestigkeit gemessen wurde [178].

Bei Kähler et al wurde für eine Kupferfügeverbindung aus mikroskaligen Partikeln nach einem Reduktionsprozess und einem Drucksinterprozess bei 350 °C kein signifikanter Unterschied der Scherfestigkeit zwischen kupfer- und goldmetallisierten Substraten nachgewiesen [146]. Untersuchungen zur Selbstdiffusion von Kupfer wurde bereits von Magnuson und Frisk [299] zusammengefasst. Die Diffusion von Kupfer in Gold wurde bei Ravi und Paul [300] untersucht. Dort wird gezeigt, dass bei 350 °C der Diffusionskoeffizient von Gold in Kupfer niedriger ist als der von Kupfer in Gold. Die festgestellte Diffusionsrate wird bei Ravi und Paul auf Korngrenzendiffusion zurückgeführt.

Der Einfluss der Silber-, Gold- und Kupfer-Endoberfläche des Metall-Keramik-Substrates wurde bei Yoon et al. [301], Wai et al. [302], Siow et al. [98] und Chew et al. [242, 131] für gängige Silbersintermaterialien untersucht. Darin zeigt sich für gesintertes Silber übereinstimmend die beste, initiale⁶⁹ Anbindung auf silbermetallisierten Substraten, gefolgt von goldenen und kupfernen Endoberflächen. Im Gegensatz zu den publizierten Ergebnissen für gesintertes Silber zeigt die hier erzeugte Kupferfügeschicht eine höhere Festigkeit auf Kupfer als auf Gold.

Bei Chew et al. wird dargelegt, dass die Schichtdicke der Silber-, bzw. bei Blank et al. der Goldmetallisierung, keinen signifikanten Einfluss auf die Scherfestigkeit hat [242, 303]. Bei Zhang et al. ergibt sich für gesintertes Silber eine positive Korrelation der Scherfestigkeit mit der Korngröße der Goldmetallisierung [304]. Da eine teurere silbermetallisierte Endoberfläche keinen signifikanten Vorteil gegenüber der Kupferoberfläche bietet und der Kupfersinterprozess standardmäßig unter Stickstoff erfolgt, stellt die Verwendung eines Kupfer-Fügematerials und Kupfer-Endoberfläche die attraktivste Materialkombination dar.

⁶⁹ Bei Wai et al. führt eine zusätzliche Plasma-Reinigung der goldenen Substratoberfläche zu höheren Festigkeitswerten als bei Silberoberflächen [302].

8.4 Rakelrichtung im Schablonendruck

In Abschnitt 5.1 wurde die horizontale Orientierung der Kupferflocken nach dem Drucksinterprozess beschrieben. Da sich die Orientierung der Partikel aus dem Schablonendruck der Kupferpaste ergibt, wurde der Einfluss der Rakelrichtung des Kupferpastendrucks auf die im Drucksinterprozess entstehenden Verbindungen untersucht. Dazu wurden mittels 150 μm Schablone zwei Varianten des Probenkörpertyps CuPK₂ auf Aluminiumoxid-Keramiken gedruckt. Die erste Variante entspricht dem Standardprozess und dem Pastendruck längs zur Apertur. Bei der zweiten Variante erfolgte die Pastenapplikation mit einer um 90° zur Längsseite der Apertur gedrehten Rakelrichtung.

Zur Bewertung der durch die Druckrichtung hervorgerufenen, veränderten mechanischen Eigenschaften wurde das Verhalten der Probenkörper nach einem Drucksinterprozess mittels dynamischer-mechanischer-Analyse untersucht. Die Probenkörper wurden bei 5 N statisch und mit 2 N bei 2 Hz dynamisch belastet⁷⁰. Die Auswertung der komplexen Moduln und der Verlustfaktoren $\tan \delta$ wie in Bild 100a und b dargestellt, zeigen keinen signifikanten Unterschied des elastischen Verhaltens der gesinterten Schichten. Auf Basis dieser Auswertung wird postuliert, dass die Druckrichtung die mechanischen Eigenschaften der gesinterten Kupferschicht nicht beeinflusst.

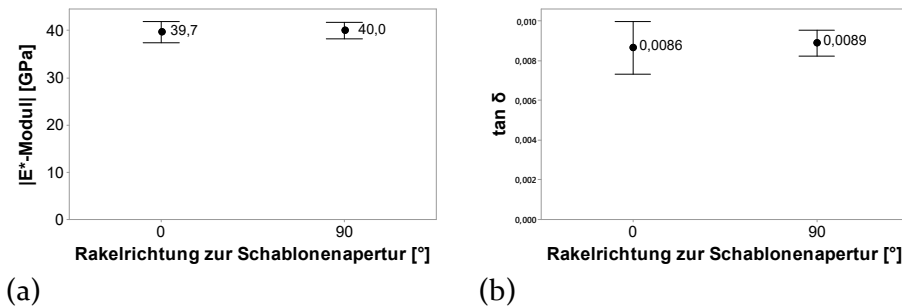


Bild 100: Manuelle Pastenapplikation mittels Druckschablone (a) mit einer Aperturhöhe von 150 μm der Probenkörperform CuPk₂ und Darstellung der Standard-Richtung und der 90°-gedrehten Rakelrichtung sowie die Mittelwerte der mittels DMA bestimmten komplexen Moduln E* (b) und (c) der Verlustfaktoren $\tan \delta$ in Abhängigkeit der Rakelrichtung ⁴⁰

⁷⁰ wie in 3.7.4.3 beschrieben.

8.5 Einfluss der Test-Temperatur auf die mechanische Festigkeit

Im Standard MIL-STD-883 Methode 2019 und IPC-TM-650 wird die Bestimmung der Scherfestigkeit entsprechend den Vorgaben der jeweiligen Bauteilkonstruktion gefordert, was auch als Testbedingungen in Anlehnung an die Anwendung verstanden werden kann. Die Aufgabe der mechanischen Befestigung der Halbleiterbauteile auf dem Substrat muss von der Fügeverbindung nicht nur bei Raumtemperatur, sondern auch mindestens bei der jeweiligen Betriebstemperatur gewährleistet sein. Daher wird von Tollefsen et al. gefordert, die Messung der Scherfestigkeit bei Anwendungstemperatur in den MIL-STD-883 aufzunehmen [305].

Die Fügeverbindung muss auch in nachgelagerten Arbeitsschritten, z.B. Drahtbond-, Löt- oder Verguss-Prozessen mit hohen Temperaturen eine ausreichende Festigkeit aufweisen. Daher lässt sich bei Anforderungen des DA5-Konsortiums [62], in Herstellerangaben [306] und Publikationen [134] die Scherfestigkeit bei 260 °C finden.

Wie eingangs gezeigt, kommt es bei gängigen bleihaltigen und bleifreien Lotmaterialien bei höheren Temperaturen zu einer deutlichen Abnahme der mechanischen Festigkeit [60]. Aber auch für Materialien mit hohem Schmelzpunkt kann es zur Abnahme der Scherfestigkeit kommen. Bei Tollefsen et al. [305] wird für Au-Sn-Diffusionslot (Schmelzpunkt: 522 °C) bei 200 °C und 300 °C ein Erweichen der Verbindung gezeigt, was im Schertest zu einem Festigkeitsverlust von über 50 % bzw. über 85 % führt. Auch Silbersintermaterial zeigt bei 260 °C eine leichte Verringerung der Scherfestigkeit ($< 10 \text{ N/mm}^2$) [307, 308].

Daher wurde die Scherfestigkeit der Kupferverbindungsschicht zusätzlich hoher Temperatur ermittelt. Die Kupfersinterpaste wurde genutzt, um $4 \cdot 7,3 \text{ mm}^2$ große Siliziumkarbid-Leistungs-MOSFET-Chips auf silbermetallisierten Si_3N_4 -AMB-Substraten zu befestigen. Der Fügeprozess fand im Standardprozess bei 300 °C mit 15 MPa Prozessdruck innerhalb von 3 Minuten unter Stickstoff statt. Der Schertest wurde jeweils an sechs SiC-Chips bei Raumtemperatur und mittels einer beheizten Trägerplatte bei 260 °C an Luft durchgeführt. Wie in Bild 101a dargestellt, führt eine Erhöhung der

Temperatur auf ca. 93 % der Fügetemperatur⁷¹ bei der im Drucksinterprozess hergestellten Kupferfügeverbindung zu einer Abnahme der mittleren Scherfestigkeit von ca. 33,1 ($\pm 4,7$) N/mm² auf 29,5 ($\pm 1,9$) N/mm².

Ein statistischer t-Test der zwei Stichproben mit einem Vertrauensbereich von 95 % ergibt einen p-Wert von 0,131. Dies deutet auf keinen signifikanten Unterschied der bei Raumtemperatur und 260 °C ermittelten Werte hin. Bei beiden Schertemperaturen zeigen sich kohäsive-adhäsive Mischbrüche in der Fügenschicht. Allerdings zeigt sich in Bild 101b bei hoher Schertemperatur während dem Aufheizen die dunkle Verfärbung der Kupferfügeverbindung.

Nach Cheat und Sing [292] kann diese Verfärbung der Bildung von Kupferoxiden zugeordnet werden. Die Oxidation der Kupferfügeschicht erfolgt initial an den der Luftatmosphäre ausgesetzten Rändern, setzt sich aber nach dem Schervorgang auch in der Bruchfläche fort. Da mehrere Halbleiter auf einem Substrat gefügt wurden, kam es im Verlaufe des Schertests aufgrund der Zeitabhängigkeit des oxidativen Vorgangs zu unterschiedlich stark ausgeprägten Verfärbungen.

Der Aufbau der Oxidschicht verhinderte eine vertiefte Analyse des Bruchverhaltens bei hoher Schertemperatur. Die Messergebnisse zeigen die mechanische Stabilität der auf Kupferpartikeln basierenden Fügeverbindung auch bei hohen Temperaturen.

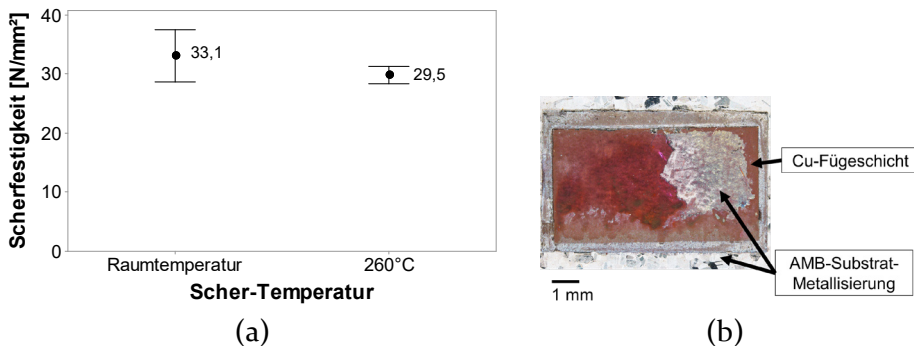


Bild 101: Scherfestigkeit der Kupferverbindungsschicht bei Raumtemperatur und 260 °C (a) sowie (b) Mikroskopaufnahme einer Bruchfläche nach einem Schertest bei 260 °C mit oxidativer Verfärbung der Kupferfügeschicht ⁴⁰

⁷¹ auf Basis der absoluten Temperatur in Kelvin.

8.6 Einfluss des Drucksinterprozesses

Der in dieser Studie verwendete Drucksinterprozess zur Herstellung der kupferbasierten Fügeverbindung orientiert sich an den etablierten Silbersinterprozessabläufen und -parametern. Die direkten Prozessstreiber des Drucksinterprozesses – die Prozesstemperatur, die Haltezeit unter der Presse und der Pressendruck – stellen die wesentlichen Größen zur Beeinflussung des Fügeergebnisses über die Prozessführung dar [67]. Es wurde bereits mehrfach publiziert, dass eine Erhöhung der einzelnen Parameter zu einer stärkeren Versinterung und damit optimierten Fügeverbindung führt. Auch ist bekannt, dass die umgebende Atmosphäre die Ergebnisse des Silbersinterns beeinflusst [81, 114] und sich Sauerstoff positiv auf das Versintern und die Haftfestigkeit auswirkt [55]. Allerdings wird die Sinteratmosphäre z.B. der Restsauerstoffanteil in aktuellen Serienanlagen nicht überwacht und geregelt [203, 206, 205].

Im Folgenden wurden die Hauptprozessfaktoren Prozesszeit, externer Druck und die Prozesstemperatur hinsichtlich ihres Einflusses auf die kupferbasierte Fügeverbindung untersucht. Dazu wurden Testaufbauten und Prüfkörper mit jeweils variierenden Parametersätzen hergestellt und die Eigenschaften der erzeugten Fügeverbindung bestimmt. Der Schwerpunkt der Untersuchung war es, die unteren Prozessgrenzen der Kupferfügetechnologie, wie sie hier verwendet wird, zu ermitteln. Die oberen Grenzen der Prozesse werden wie in Kapitel 3.2 u.a. von den Halbleitermaterialien, den verfügbaren Anlagen und den Anforderungen an einen effizienten Fügeprozess definiert.

Die Prozessevaluation erfolgte in zwei Stufen und ist in Bild 102 schematisch dargestellt. Vorab erfolgte ein Prozessscreening, bei dem die Faktoren Sintertemperatur, -druck und -zeit in einem breiten Feld selektiv variiert wurden, um die Beziehungen dieser Faktoren zu ermitteln. Die Ergebnisse des Prozessscreenings wurden vorab veröffentlicht (siehe [309]). Auf Basis der zuvor gewonnen Erkenntnisse wurde eine Untersuchung des Einflusses auf die Haftfestigkeit anhand eines vollfaktoriellen Versuchsplans mit enger abgesteckten Faktorstufen durchgeführt. Zusätzlich erfolgte eine lineare Prozessuntersuchung, um den Einfluss der einzelnen Prozessfaktoren auf die mechanischen und elektrischen Eigenschaften der Fügeverbindung abzubilden.

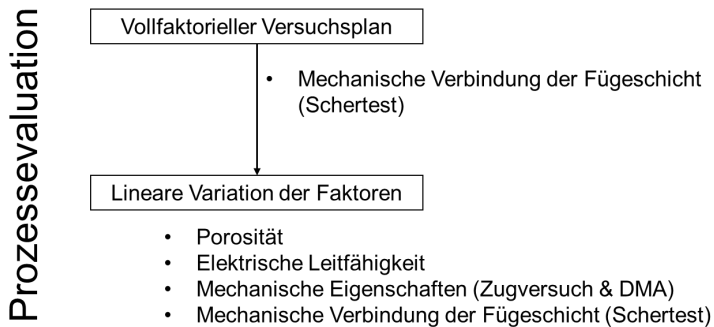


Bild 102: Schematische Darstellung der Evaluation der Prozessfaktoren Prozesstemperatur, -druck und -zeit

8.6.1 Untersuchung des Einflusses der Prozessparameter auf die Scherfestigkeit der Fügeverbindung

Aus den zuvor erhaltenen Zusammenhängen wurde eine vertiefende Untersuchung der Prozessparameter Druck, Temperatur und Verweilzeit unter der Presse mit Hilfe eines vollfaktoriellen Versuchsplans mit jeweils 3 Faktorstufen abgeleitet. Eine grafische Darstellung des Versuchsplans in Bild 103 zeigt die jeweiligen Faktorstufen. So zeigte das Prozessscreening, dass ein kurzer Sinterprozess bei entsprechender Sintertemperatur und Pressendruck möglich erscheint, um eine Fügeverbindung auszubilden. Daher wurden im Folgenden die evaluierte Prozesszeit auf den Bereich zwischen einer und fünf Minuten beschränkt.

Das Prozessfenster des verwendeten Pressendrucks wurde auf 10 bis 20 MPa eingeschränkt. Ebenso wurde die Prozesstemperatur aufgrund der Ergebnisse des Screenings, in denen sich keine Anbindung bei 250 °C zeigte, auf den Bereich von 275 °C angehoben. Die Maximaltemperatur wurde auf die in Kapitel 3.2 genannten 325 °C verringert. Den zentralen Ankerpunkt bildet der bereits mehrfach verwendete Parametersatz von 300 °C, eine Prozesszeit von drei Minuten und ein Druck von 15 MPa.

Zur Bewertung der erzielten Scherfestigkeit wurden erneut die Dioden des Typs SKCD-16 mittels Kupferpaste auf kupfermetallisierten DCB-Substraten im Drucksinterprozess gefügt. Anschließend wurde die Güte der Fügeverbindung anhand der erzielten Scherkraft bewertet. Für jeden der im Versuchsplan definierten Parametereinstellungen wurden 16 Aufbauten im Scherversuch geprüft.

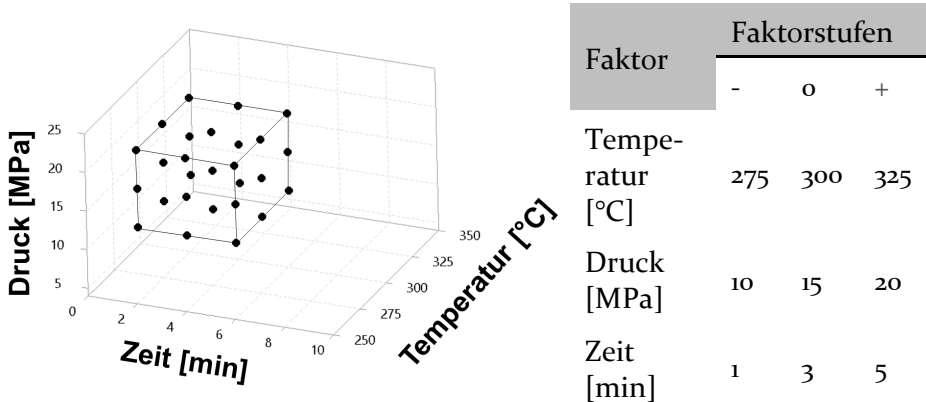


Bild 103: Darstellung des Versuchsplans zur Bewertung des Einflusses von Druck, Temperatur und Prozesszeit auf die Scherfestigkeit der kupferbasierten Fügeverbindung

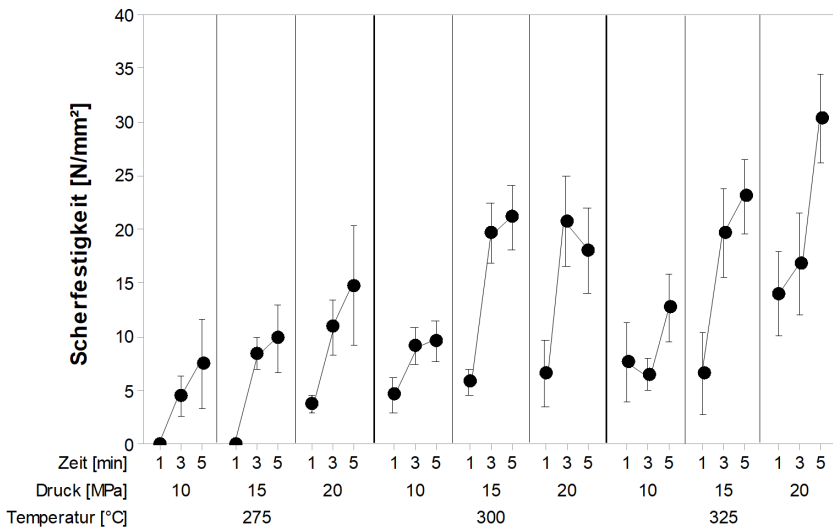
Zur Auswertung wurden die Scherwerte in einer Übersicht in Bild 104 zusammengetragen, um die Abhängigkeit der Scherfestigkeit von den gewählten Prozessparametern in einem Diagramm darzustellen. Auf der Ordinate ist hierbei die Scherfestigkeit abgebildet, auf der Abszisse die jeweiligen Prozessparameter.

Es ist ersichtlich, dass vor allem bei niedrigerer Prozessdauer die festgestellten Scherfestigkeiten weit unter dem Richtwert von 20 N/mm² liegen. So konnte bei 275 °C und einer Minute Sinterzeit sowohl bei 10 MPa als auch bei 15 MPa keine Scherfestigkeit gemessen werden. Die maximalen Prozessparameter resultieren erwartungsgemäß in den höchsten Festigkeitswerten.

Die gemessenen Werte zeigen, bis auf zwei Messwerte, für die jeweilige Erhöhung der Prozesszeit als auch des externen Drucks und der Temperatur eine positive Korrelation. Bei niedriger Temperatur und der kurzen Sinterzeit wurde der Halbleiter-Chip ohne Widerstand von der Sinterpaste herunterschoben.

Erst eine Erhöhung des Pressendrucks auf 20 MPa führt auch bei geringer Temperatur und kurzer Prozessdauer zu einer schwachen, aber messbaren Fügeverbindung. Bei höherer Temperatur von 300 °C konnte auch bei kurzer Prozessdauer von einer Minute bei geringem Prozessdruck eine Anbindung gemessen werden.

Aus der zuvor in Kapitel 4.2 gezeigten thermischen Zersetzung der Fettsäureschicht lässt sich schließen, dass der Dekompositions- und Reduktionsprozess bei einer Prozesstemperatur von 275 °C zwar beginnt, aber unvollständig verläuft und nach einer Minute noch nicht weit genug fortgeschritten ist, um eine Anbindung der Partikel zu ermöglichen. Eine höhere Prozesstemperatur führt zu einer beschleunigten Zersetzung und resultiert in einer gesteigerten Festigkeit der Verbindung. In dieser Prozessuntersuchung konnte für die Si-Diode erst bei 325 °C eine Scherfestigkeit im Zielbereich von 20 N/mm² erreicht werden.



Zur Berechnung der 95% Konfidenzintervalle werden die individuellen Standardabweichungen verwendet

Bild 104: Mittlere Scherfestigkeit der Kupferfügeverbindung in Abhängigkeit der jeweiligen Parametereinstellungen des Drucksinterprozesses

Mit den steigenden Scherfestigkeiten geht eine Veränderung der Bruchmodi einher. Niedrige Temperatur und geringer Pressendruck führen vorwiegend zu geringer Festigkeit und Adhäsionsbrüchen an der Halbleitermetallisierung der Si-Diode (siehe Bild 105a). Mit steigender Temperatur, höherem Druck sowie längerer Prozessdauer kommt es zu einer Verlagerung hin zu Mischbrüchen und vereinzelt einem partiellem durch die Diode verlaufenden Bruch wie in Bild 105b dargestellt.

8 Einflussfaktoren auf die Kupferverbindungsschicht

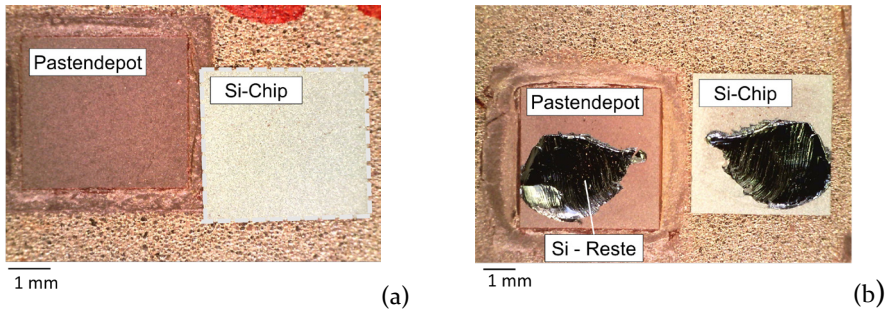


Bild 105: Adhäsiver Bruch an der Metallisierung des Halbleiters einer bei 275 °C, 10 MPa Pressendruck und 1 min Sinterzeit hergestellten Kupferfugeverbindung (a) und (b) ein Mischbruch mit Rückständen der Siliziumdiode auf einer bei 300 °C, 20 MPa und 5 min gesinterten Kupferfügeschicht

Wie in einem Haupteffektdiagramm Bild 107 dargestellt, zeigen die Faktoren Sintertemperatur, Pressendruck und Prozessdauer eine erwartungsgemäß positive Korrelation zur Festigkeit der Fügeverbindung. Die Darstellung der Interaktionsdiagramme Bild 107 zeigen zumeist leichte Wechselwirkungen der jeweiligen Faktorpaare. Eine Pareto-Auswertung der Effekte (siehe Bild 125 i. Anh.) zeigt, dass neben den Hauptparametern nur die Wechselwirkung von Temperatur und Zeit über der Referenzlinie für statistische Signifikanz⁷² liegt.

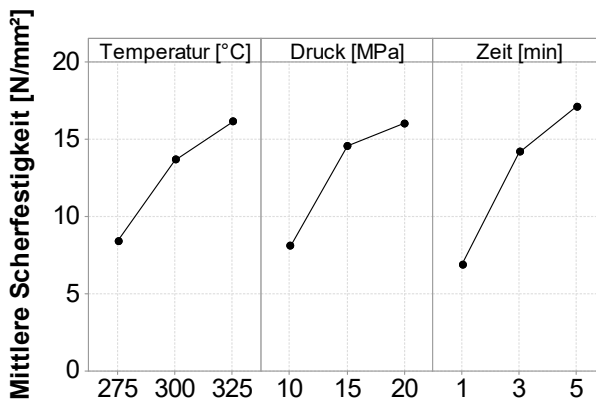


Bild 106: Haupteffektdiagramm der Prozessfaktoren Temperatur, Druck und Prozessdauer zur mittleren Scherfestigkeit

⁷² Referenzlinie: $(1 - \alpha / 2)$ -Quantil einer t-Verteilung.

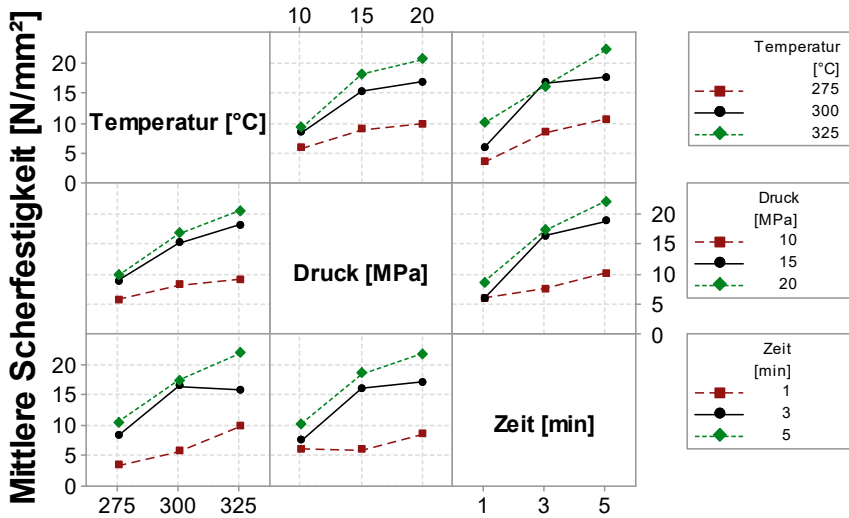


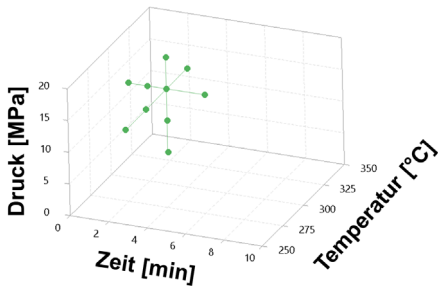
Bild 107: Interaktionsdiagramm der Prozessfaktoren Temperatur, Druck und Prozessdauer zur mittleren Scherfestigkeit

Somit stellen die Temperatur und Verweilzeit unter der Presse die Haupteinflussfaktoren für die Erhöhung der Scherfestigkeit dar. Aus den Ergebnissen kann abgeleitet werden, dass eine kurze Prozesszeit mit einer Erhöhung der Temperatur und weniger mit höherem Pressendruck realisiert werden kann.

8.6.2 Lineare Variation der Prozessfaktoren

Anhand des Prozessscreenings konnten die Parameter identifiziert werden, welche die verschiedenen Materialeigenschaften am deutlichsten beeinflussen. Abgesehen von der elektrischen Leitfähigkeit, welche wesentlich von der Prozesstemperatur und der Dichte, die wiederum vom Prozessdruck beeinflusst wird, war dies die Kombination aus Prozesstemperatur und Prozessdruck. Im Folgenden soll anhand einer engmaschigeren Faktorstufenvariation, wie in Bild 108 dargestellt, der jeweilige Einfluss beschrieben werden. Aus diesem Grund wurde, wie in der tabellarischen Aufstellung in Bild 108 dargestellt, nur jeweils ein Prozessfaktor verändert. Die beiden weiteren Größen wurden konstant bei den jeweiligen Stufen der Standardparameter gehalten. So sind drei Versuchsreihen entstanden, in deren Auswertung das Verhalten des kupferbasierten Fügmaterials beobachtet werden kann.

Für die Untersuchung der Scherfestigkeit wurden jeweils 16 Proben mit Si-Dioden SKCD-16 auf Kupfer-DCB-Substraten aufgebaut. Die elektrische Leitfähigkeit wurde an jeweils 5 Probenkörpern CuPK₁ gemessen. Zur Bestimmung des E*-Moduls sowie des Verlustfaktors wurden jeweils 6 Körper des Typs CuPK₂ mittels DMA untersucht.



Faktor	Faktorstufen				Konstante Parameter
	1	2	3	4	
Druck [MPa]	5	10	15	20	300 °C, 3 min
Temperatur [°C]	250	275	300	325	15 MPa, 3 min
Prozesszeit [min]	1	2	3	5	300 °C, 15 MPa

Bild 108: Versuchsplan der singulären Variation von Prozessparametern zur Bewertung des Einflusses von Druck, Temperatur und Prozesszeit auf die Scherfestigkeit der kupferbasierten Fügeverbindung

Einfluss der Prozesszeit

Wie in Bild 109a gezeigt, nimmt die Scherfestigkeit der Kupferfügeverbindung mit der Prozessdauer zu. Während 60 Sekunden bei 300 °C und einem Druck von 15 MPa nicht ausreichen, die Mindestscherfestigkeit von 5,9 N/mm² zu erreichen, zeigt sich nach 120 Sekunden eine Steigerung der Messwerte um den Faktor 4,4. Ein ähnliches Verhalten wird für die elektrische Leitfähigkeit (Bild 109b) festgestellt. Der ohmsche Widerstand der gesinterten Proben nimmt mit der Steigerung der Prozesszeit ab. Die Untersuchung der elektrischen Leitfähigkeit erlaubt es, auch die Zunahme der Leitfähigkeit der gesinterten Schicht mit den initial gedruckten und getrockneten Pastendepots zu vergleichen. Bereits nach einer Minute kann eine Steigerung von ca. 1 MS auf etwa 14 MS festgestellt werden. Mit einer Verdopplung der Prozesszeit nimmt die Leitfähigkeit der Schicht abermals um 45 % auf 20,5 MS zu. Eine Verlängerung auf drei oder fünf Minuten erhöht die Leitfähigkeit nochmals um etwa 10 %. Allerdings zeigt die lange Sinterzeit keinen relevanten Gewinn an elektrischer Leitfähigkeit. Mit der

Verlängerung der Prozesszeit sinkt die an Einzelproben bestimmte Porosität der Kupferschicht um bis zu 26 % (siehe Bild 109b). Die Ergebnisse der DMA in Bild 109d und e zeigen eine langsame Veränderung des inneren Zusammenhalts der Sinterschicht, was sich nach 5 Minuten Sinterzeit in einem um 42 % höherem komplexen Modul E^* und einer Verringerung des Verlustfaktors $\tan \delta$ um etwa 12 % äußert.

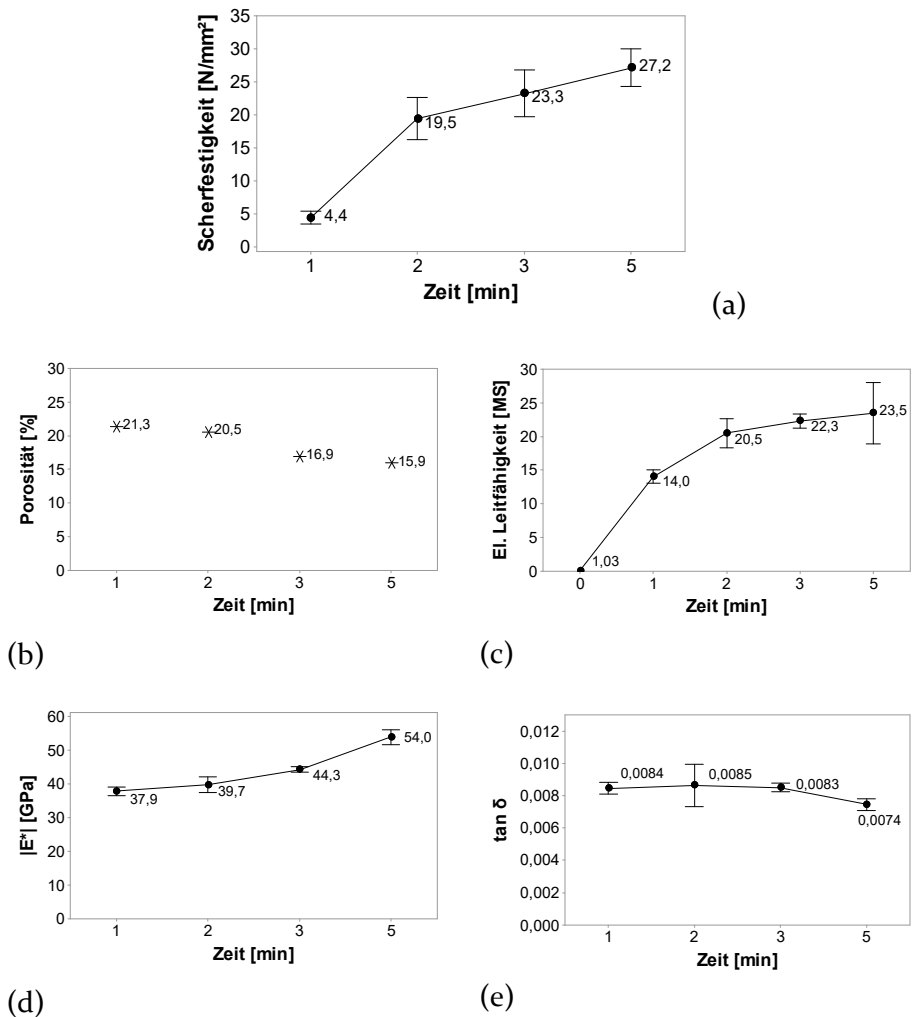
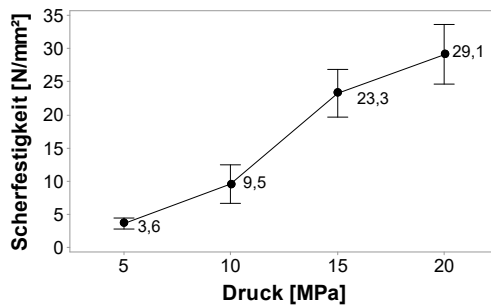


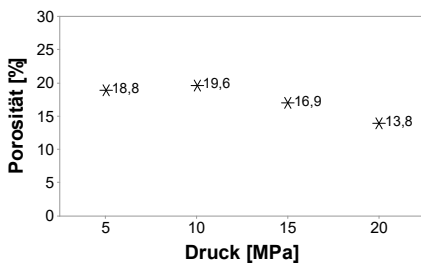
Bild 109: Entwicklung der Scherfestigkeit (a), Porosität (b), elektrischen Leitfähigkeit (c) und E^* -Moduln (d) und (e) der Verlustfaktoren $\tan \delta$ in Abhängigkeit der Prozesszeit ⁴⁰

Einfluss des externen Drucks

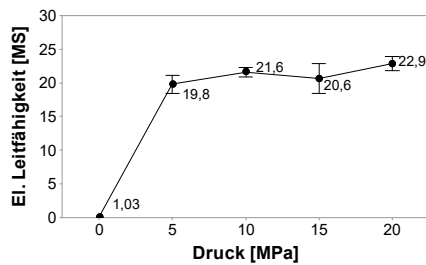
Eine Erhöhung des Pressendrucks führt zu einer Zunahme der Haftfestigkeit der Fügeverbindung im Schertest (Bild 111a). Der Prozessdruck von 5 MPa reicht bei 300 °C nicht aus, um innerhalb von drei Minuten die Mindestforderung der Scherfestigkeit des MIL-STD-883 zu erfüllen. Eine Verdopplung der Pressenkraft führt in dem hier untersuchten Prozessfenster zu etwa einer Verdreifachung der gemessenen Scherfestigkeit. Eine Korrelation mit einer sich gleichzeitig einstellenden Verdichtung der Kupferschicht kann anhand der Stichprobe nicht ausgemacht werden (Bild 111b). Ebenso führt die Erhöhung des Sinterdrucks von 5 MPa auf 20 MPa nur zu einer geringen Steigerung (15 %) des elektrischen Leitvermögens (Bild 111c) der Kupferschicht. Allerdings zeigt sich in Bild 111a und b, dass sich mit steigendem Prozessdruck das elastische Verhalten der erzeugten Schicht verändert und zu einem höheren E*-Modul und verringertem plastischen Verlust führt.



(a)

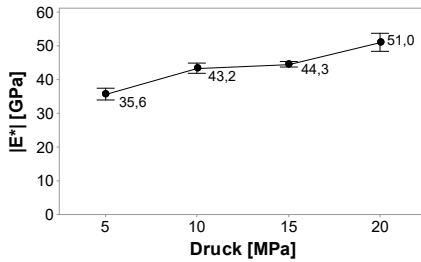


(b)

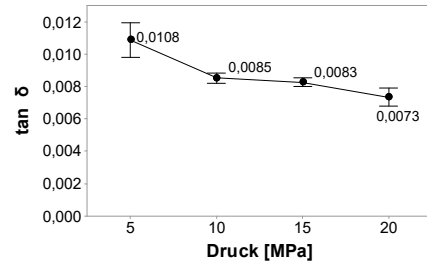


(c)

Bild 110: Entwicklung der Scherfestigkeit (a), Porosität (b), elektrischen Leitfähigkeit (c) in Abhängigkeit von dem verwendeten Pressendruck ⁴⁰



(d)



(e)

Bild 111: Entwicklung des E^* -Moduln (a) und (b) der Verlustfaktoren $\tan \delta$ in Abhängigkeit von dem verwendeten Pressendricks ⁴⁰

Einfluss der Temperatur

Bild 112a veranschaulicht, dass bei einer Temperatur von nur 250 °C lediglich eine fragile Anbindung des Halbleiters an das DCB-Substrat realisiert werden kann. Mit ca. 2,1 N/mm² liegt diese deutlich unter der definierten Mindestfestigkeit. Eine Erhöhung der Pressentemperatur um 25 °C und 50 °C zeigt eine Steigerung der Festigkeit auf das Fünf- bzw. Zehnfache. Bei 325 °C zeigt sich gegenüber dem Standardprozess eine weitere, aber nicht signifikante Zunahme der Scherwerte.

Die elektrische Leitfähigkeit (Bild 112c) zeigt einen fast identischen Verlauf zu den Ergebnissen der vorherigen Prozesszeitvariation. Die Leitfähigkeit der Kupferschicht steigt mit der gewählten Prozesstemperatur. Im Vergleich zum Standardprozess bei 300 °C erreicht die Leitfähigkeit der bei 250 °C und 275 °C hergestellten Proben nur ca. 65 % bzw. ca. 86 %.

Die höhere Temperatur von 325 °C ermöglicht eine Steigerung um ca. 9 %. Der E^* -Modul in Bild 112d zeigt mit steigender Temperatur eine leichte Erhöhung um etwa 10 %, während der zugehörige Phasenwinkel $\tan \delta$ (Bild 112e) keinem klaren Trend folgt.

Die hier gezeigten Beziehungen der Kupfersinterparameter und der erzielten Eigenschaften der Fügeverbindung decken sich mit dem vom Silbersintern bekannten Verlauf, der die Optimierung der Verbindungseigenschaften mit höherer Prozesstemperatur, höherem Pressendruck und längerem Fügeprozess beschreibt [291, 310].

8 Einflussfaktoren auf die Kupferverbindungsschicht

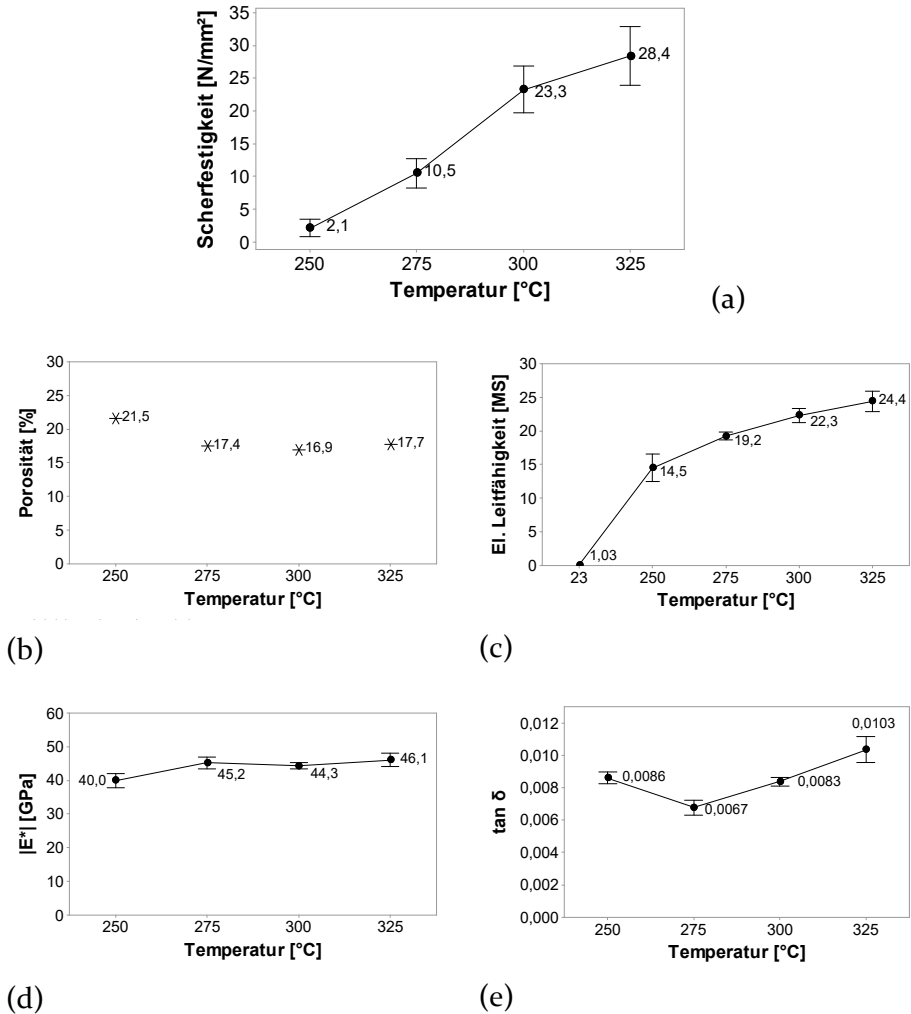


Bild 112: Entwicklung der Scherfestigkeit (a), Porosität (b), elektrischen Leitfähigkeit (c) und E*-Moduln (d) und (e) der Verlustfaktoren tan δ in Abhängigkeit der Prozesstemperatur ⁴⁰

8.6.3 Prozessfenster der Niedertemperaturverbindungstechnik mit Kupfer

Die Konturdiagramme in Bild 113 zeigen die Erwartungswerte der Zielgröße Scherfestigkeit als Höhenlinien. Das Prozessfenster für das Fügen von mikroskaligen Kupferpartikeln im Drucksinterverfahren soll eine Mindestfestigkeit der Fügeverbindung gewährleisten⁷³ und hinsichtlich der industriellen Adaption die technischen Grenzen von aktuellen Serienfertigungsanlagen berücksichtigen. Die Konturdiagramme verdeutlichen, dass erst ab einem Pressendruck von 15 MPa der Zielwert von mindestens 15 N/mm² erreicht wird. Dies stellt die bestätigte untere Prozessgrenze des zum Kupfersintern verwendeten Pressendrucks dar.

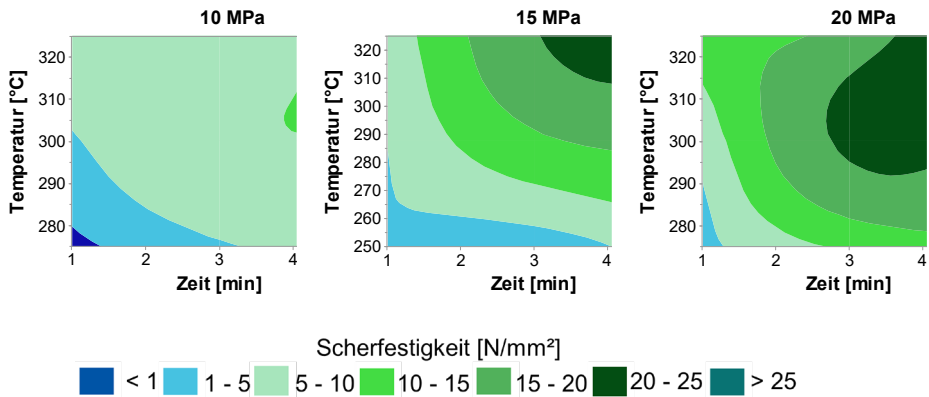


Bild 113: Konturdiagramm der mittleren Scherfestigkeit für die Parameter Sintertemperatur und Prozesszeit bei 10 MPa, 15 MPa und 20 MPa Pressendruck

Somit ergeben sich auf Basis der Erwartungswerte für das gewählte empfindliche Bauteil (Si-Diode SKCD16) und die Zielwerte der in Bild 114 dargestellten Prozessfenster des Kupfersinterprozesses. Gegenüber der klassischen NTV-Technologie mit Silberpaste ergibt sich für das Kupfersintern mit makroskaligen Partikeln unter Stickstoff ein engeres Prozessfenster zur Realisierung einer stabilen Fügeverbindung. Auch wenn eine Erhöhung des Pressendruck es ermöglicht, das Prozessfenster zu erweitern, ist das Kupfersintern aktuell vor allem hinsichtlich der Sintertemperaturen beidseitig eingeschränkt. Die benötigte Temperatur zur Zersetzung der Partikelbeschichtung stellt eine thermische Mindestanforderung an die Prozessführung dar.

⁷³ Scherfestigkeit von 15 N/mm², besser 20 N/mm² nach Anforderungen von DA5 62.

Die maximal spezifizierte Fügetemperatur der Halbleiterbauteile von 320 °C bis 325 °C [200][216] schränkt das Kupfersintern auf das Prozessfenster 2 und die erreichbare Maximaltemperatur einiger Seriensinteranlagen (300 °C [205, 206]) auf das weiterverengte Prozessfenster 1 ein.

Das Prozessfenster 1 des Kupfersinterns lässt sich durch eine Hochtemperaturbefähigung der Sinteranlagen und höheren Pressendruck erweitern. Es wird postuliert, dass eine Reduktion der Zersetzungstemperatur der organischen Pastenanteile, der Partikelgröße und der Zugabe von Aktivatoren eine Prozessführung bei niedrigeren Temperaturen ermöglichen können.

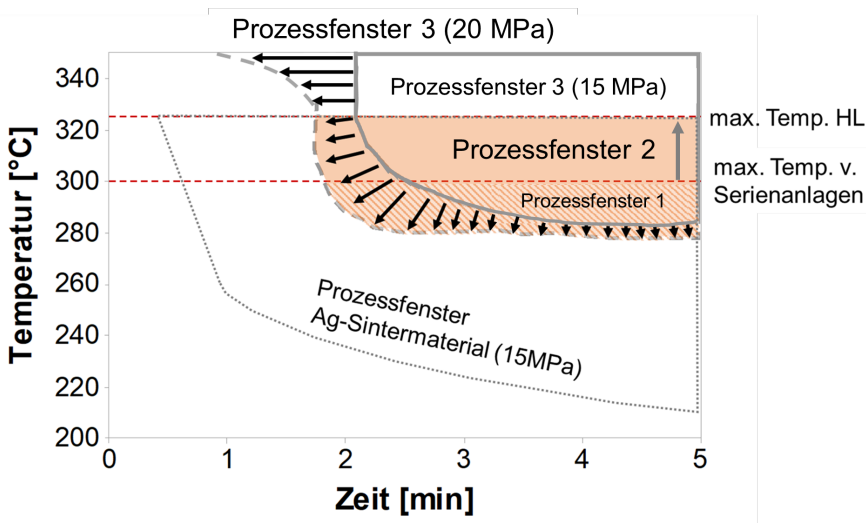


Bild 114: Prozessfenster des Drucksinterfügeprozesses mittels Kupferverbindungsmaterial

8.6.4 Bewertung der technischen Umsetzbarkeit und Anwendung für Leistungselektronik

Die in dieser Arbeit vorgestellte Füge­technologie lässt sich durch den Fokus auf die Kompatibilität zur aktuellen Prozessstruktur des Silbersinterns auf aktuellen Serienfertigungsanlagen umsetzen und ohne Veränderung der Fertigungsabläufe der Leistungselektronik adaptieren. Aktuelle Seriensinteranlagen des Drucksinterns, wie z.B. die Typen Pink SIN 200+, ASM SilverSAM, AMX Xsinter oder Boschman Sinterstar Innovate F-XL und Auto-F-XL-HC können einen Fügeprozess in dem hier beschriebenen Profil unter Stickstoffatmosphäre realisieren. Leistungselektronische Komponenten lassen sich in diesen Systemen mit dem vorgestellten Kupfermaterial fügen.

Die Boschman Sinterstar Innovate F-XL kommt durch die Verwendung eines Trägersystems mit kontinuierlicher Stickstoff-Spülung dem in dieser Arbeit vorgestellten Vorgehen am nächsten. Die Großserienanlage Boschman Sinterstar Auto-F-XL-HC erlaubt ein automatisiertes Kupfersintern unter Stickstoff. Bei den Anlagen Pink SIN 200+, ASM SilverSAM und AMX Xsinter kann das Kupfersintern unter Stickstoff in einem Vakuum-/Atmosphärenkammersystem umgesetzt werden. Einschränkungen ergeben sich in den Systemen bei der Verwendung von universell verwendbaren Werkzeugen aus Silikon auf Grund der hohen Prozesstemperatur des Fügens mit Kupfer. Deshalb sind die Nutzung von universellen oder produktspezifischen temperaturstabilen Pressenwerkzeugen aus Metall aktuell praktikable Lösungsansätze. Bei der Verwendung von Kupfer als Fügmaterial gilt es, die Thematik der Oxidation zu berücksichtigen und bei der Auswahl der Komponenten, z.B. Vergussmaterialien einzubeziehen.

9 Zusammenfassung und Ausblick

In diesem Kapitel werden die Forschungsmethoden, die Ergebnisse dieser Arbeit und die Folgen für die Substitution von Silber in der Niedertemperaturverbindungstechnik des Drucksinterns für Leistungselektronikanwendungen zusammengefasst. Den Abschluss dieser Arbeit bildet ein Ausblick zur Adaption in weiteren Forschungsfeldern.

9.1 Resümee

Die Entwicklung neuer Leistungshalbleiter aus leistungsfähigeren Materialien und geltende gesetzliche Einschränkungen von bisherigen Standardfügematerialien machen die Suche nach alternativen Füge-technologien notwendig. Das Silbersintern stellt eine viel versprechende Füge-technologie mit hervorragenden Materialeigenschaften dar, die durch die Anwendung eines druckunterstützten Sinterprozesses maximiert werden können. Während anwendenden Unternehmen in der Regel das Interesse haben, die Möglichkeiten neuer Technologien zu nutzen und gleichzeitig die durch den Technologiewandel gestiegenen Gesamtkosten zu senken, wird von akademischer Seite das Eigenschaftsoptimum der Aufbau- und Verbindungstechnologien, z.B. mit möglichst geringem CTE-Unterschied fokussiert.

Die Verwendung von Kupfer als Fügematerial anstelle von Silber ist naheliegend, da dieses aufgrund seiner Materialeigenschaften bereits ein verbreiteter Werkstoff in Elektronikanwendungen ist. Vor allem seine hohe elektrische und thermische Leitfähigkeit, sein geringer thermischer Ausdehnungskoeffizient und sein hoher Schmelzpunkt prädestiniert Kupfer als Substitutionswerkstoff.

Aktuelle Ansätze, mikroskaliges Kupfer als Basismaterial für eine gesinterte Fügeverbindung zu nutzen, setzen häufig einen vorgelagerten Reduktionsprozess voraus, um die Oxidschicht auf den Kupferpartikeln aufzulösen. Dazu werden neben Wasserstoff- und Formiergas auch Reduktionsmedien in Lösemitteln verwendet. Ebenso verschieben sich die Prozessparameter des Drucksinterverfahrens bei Kupfer hin zu höheren Temperaturen, höherem Druck und deutlich längerer Prozesszeit. Somit zeichnete sich aus vielen der bisher untersuchten Ansätze kein adäquates Substitut für das klassische Silbersintern ab.

Ziel dieser Arbeit ist es, die Möglichkeiten des Kupfersinterns auf Basis eines vom Silberverbindungsintern abgeleiteten Prozessablaufs ohne Sonderprozesse zu untersuchen. Ebenso soll das Kupfersintern auf marktverfügbaren Anlagen umgesetzt werden können und die Prozesskosten niedrig gehalten werden. Daher wurde auf eine Verwendung von Reduktionsmedien während des Drucksinterprozesses verzichtet. Zunächst wurde ein Prozessablauf und -grenzen unter Beachtung der Möglichkeiten der am Markt verfügbaren Sinterpressen und den prozesstechnischen Vorgaben der eingesetzten Halbleitermaterialien definiert. Aus den Vorkenntnissen zum Silbersintern und der Beachtung der Grenzen wurde ein Standardparametersatz des Drucksinterprozesses mit einer Pressentemperatur von 300 °C, einem Pressendruck von 15 MPa und eine Prozesszeit von 3 Minuten festgelegt, in dem nachfolgend verschiedene Kupfermaterialien erprobt wurden.

Der Fokus der durchgeführten Materialuntersuchung lag auf Kupferpartikeln mit einer Partikelgröße unter 20 µm. Neben zwei verdünnten sphärischen Kupferpartikel-Typen wurden vier elektrolytisch hergestellte dendritische Kupferpulver sowie neun zu Kupferflocken vermahlene Pulvertypen zur Erprobung herangezogen.

Im Anschluss wurden die verwendeten Methoden der Pulveranalyse (Partikelgrößenverteilung, Klopfdichte, spezifische Oberfläche, organische Restanteile und Verhalten in thermischen Prozessen), die Herstellung der Kupferpasten und die Abläufe des Drucksinterprozesses zur Herstellung der Fügeverbindungen beginnend beim Pastendruck, über den Trocknungsschritt und das Bestücken bis zum finalen Drucksinterprozess beschrieben. Zur Beurteilung der erzeugten Fügeverbindung wurde ein Analyseansatz mit klarem Prozessfokus ausgewählt und daraus zwei Probenkörper-Geometrien CuPK₁ und CuPK₂ abgeleitet, die ohne eine Anlagen-, Werkzeug- oder Parameteränderung im zuvor definierten Prozess gefertigt werden konnten. Anschließend wurden die Materialeigenschaften der erzeugten Fugeschicht, wie Porosität, elektrische Leitfähigkeit, Wärmeleitfähigkeit, mechanischer Eigenschaften (thermische Ausdehnung, Zugfestigkeit, Plastizität und Kriechverhalten) bestimmt.

Die kugelförmigen, dendritischen und flockenförmigen Kupferpulver zeigten deutliche Unterschiede hinsichtlich der Eignung als Fügematerial. Mit vier gemahlene Kupferpulver-Typen konnten neben einer guten Verarbeitbarkeit und der Formung stabiler Probenkörper auch eine gute Anbindung an den Halbleiter erreicht werden. Keines der sphärischen oder dendritischen Kupferpulver erfüllt die Zielkriterien, wie z.B. eine Scherfestigkeit

der Fügeverbindung von mehr als 15 MPa. Die Eignung der gemahlene Partikel wird im Wesentlichen in ihrer großen Oberfläche und der Kombination aus der sich thermisch zersetzenden Fettsäureresten und der partiell reduzierten Oxidlage begründet. Nach der Selektion der Partikel wurden die Eigenschaften der im Drucksinterprozess erzeugten Fügeverbindung ermittelt. Erwartungsgemäß dehnt eine Kupferschicht beim Erwärmen weniger stark aus als eine vergleichbare gesinterte Silberschicht.

Darüber hinaus zeigt gesintertes Kupfer eine höhere Zugfestigkeit und eine geringere plastische Verformung bei höheren Temperaturen als eine Silbersinterschicht. Eine Untersuchung des Kriechverhaltens macht deutlich, dass eine aus den Partikeln erzeugte Kupferschicht bei Temperaturen von bis zu 175 °C eine geringere Kriechdehnung erfährt. Das hier vorgestellte Kupfersintermaterial bildet hinsichtlich seiner erzielten Eigenschaften eine Alternative gegenüber den gängigen Fügmaterialien. Im Vergleich zu den herkömmlichen Lotmaterialien ist die gesinterte Kupferschicht vor allem in den hinsichtlich der elektrischen und thermischen Leitfähigkeit sowie der mechanischen Stabilität bei hoher Temperatur deutlich überlegen. Auch wenn die initiale Festigkeit und die Leitfähigkeiten der Kupferfugeverbindung noch nicht den über die letzten Jahrzehnte entwickelten Stand des Silbersintertechnologie übertreffen, zeigt sich vor allem in der thermo-mechanischen Stabilität der Kupfersinterschicht das Potential und die Eignung von Kupfer als Substitutionswerkstoff für Silber im Drucksinterprozess.

Eine Untersuchung der erzeugten Kupferfugeverbindung nach einer Hochtemperaturauslagerung zeigt trotz der Anfälligkeit für Oxidation eine deutliche Verfestigung der Verbindung. Die thermo-mechanische Belastung in einem harschen Temperatur-Schock-Test ergab nach 3000 Zyklen für die Kupferfugeverbindung im Vergleich zu Silber eine geringere Degradation der Festigkeitswerte. Dies wurde auf die höhere Stabilität bei hoher Temperatur zurückgeführt. Eine Rissausbildung zeigte sich gehäuft als Delamination an der Halbleiteranbindung. Zusätzlich wurden MOSFET-Bauelemente mit einer Kupferfugeverbindung in einem aktiven Lastwechsel getestet. Im Durchschnitt wurden die Bauteile mehr als 2 Mio. Schaltzyklen ausgesetzt ohne, dass eine zum Ausfall führende Degradation der Fügeverbindung festgestellt werden konnte. Auftretende Ausfälle konnten dem Versagen der oberseitigen Kontaktierung zugeordnet werden.

Die Untersuchung der Einflussfaktoren umfasste neben der Menge der Mahlwachse auf den Partikeln unterschiedliche Si- und SiC-Halbleiterbauelemente, Gold-, Silber-, Kupferendoberflächen der DCB-Substrate sowie

die Prozesseinflüsse wie Druckrichtung des Schablonendrucks, Pressendruck, Temperatur und Prozesszeit des Drucksinterns. Die Festigkeit der Fügeverbindung wird erwartungsgemäß von den Fügepartnern beeinflusst. Analog zum Silbersintern zeigt Kupfer auf Goldoberflächen eine im Vergleich zu Silberoberflächen verringerte Haftfestigkeit. Geringe Unterschiede zwischen kupfer- und silbermetallisierten Substratoberflächen zeigen, dass die Kupfersinterverbindung keine edle Endoberfläche voraussetzt. Die Eigenschaften der Kupferfügeschicht zeigen eine positive Korrelation der vom Silbersintern bekannten Haupteffekte Temperatur, Druck und Zeit. Allerdings ergab sich für das Kupfersintern eingeschränkt durch die Anlagentechnologie und die Halbleiterspezifikationen ein engeres Prozessfenster als für das gängige Silbersintern, da neben einer Mindesttemperatur von ca. 280 °C auch ein Pressendruck von 15 MPa vorzuhalten ist, um die Zielfestigkeit zu erreichen.

9.2 Ausblick

Um die Potentiale des Verbindungssinterns mit mikroskaligem Kupfer langfristig breiter zu nutzen, ist eine Vergrößerung des Prozessfensters, z.B. durch ein Absenken des benötigten Pressendrucks und der Prozesstemperatur ein erstrebenswertes Ziel weiterer Forschungs- und Entwicklungsarbeit. Hier wurde gezeigt, dass die Prozesstemperatur u.a. von der thermischen Zersetzung der Mahlrückstände abhängt. Von starkem Interesse ist, ob das hier vorgestellte Material auch in einem Vakuum als Fügemaaterial verwendet werden kann und ob dies Auswirkungen auf die benötigten Prozessparameter zeigt. Die Eigenschaften der gesinterten Kupferschicht ermöglichen es das Material in umfassende Aufbaukonzepte von Leitungselektronikbaugruppen zu übernehmen. Das Fügemaaterial aus Kupfer kann neben der hier gezeigten Anwendung als Fügemaaterial zwischen Halbleiter und Metall-Keramik-Substrat auch für die Kontaktierung zur Kupferbodenplatte oder dem Kühlkörper verwendet werden. Ebenfalls kann sich die Kupferfügeschicht zur Kontaktierung von oberseitigen Zwischenlagen wie Die-Top-System® eignen. Zur breiten Adaption auf gängigen Halbleiterbauteilen gilt, es die Anbindung auf Aluminium zu erproben. Neben der Verwendung in leistungselektronischen Anwendungen ist der Einsatz als Fügemaaterial auch im Bereich der LED- und Sensortechnologie denkbar. Die Untersuchung der Eignung der Kupferfügeverbindung in unterschiedlichen Anwendungsfällen sowie die prozess- und materialbedingten Abhängigkeiten werden Teil des zukünftigen Forschungsinteresses sein.

10 Summary and Outlook

Power semiconductors made of high-performance materials such as SiC and GaN, current legal restrictions and the superior material properties have resulted in silver sintering establishing itself as the attach technology for power electronics. In addition to the increasing demands for reliability, there is also a growing demand for high cost efficiency in the joining process. The use of copper as an alternative sinter material instead of silver is evident, as it is already a common material in electronic applications due to its material properties. In particular, its high electrical and thermal conductivity, its low coefficient of thermal expansion and its high melting point predestine copper as a substitute material.

Current approaches of microscale copper sintering often require additional reduction processes with hydrogen and forming gas or solvent-based reduction media in order to remove the oxide layer on the copper particles. The process parameters of copper sintering are also being shifted towards higher temperatures, higher pressure and significantly longer process time, often exceeding the current requirements and capabilities of series production. Consequently, no adequate replacements for classic silver sintering are apparent from most of the current microscale copper sintering approaches.

The objective of this thesis is the investigation of the potential of copper sintering on the basis of a process flow derived from silver compound sintering without the use of additional processes. Furthermore, it must be possible to implement copper sintering on commercially available equipment and to keep the process costs low. The focus of the material investigation carried out was on copper particles with a particle size below 20 μm . In addition to two atomised spherical copper particle types, four electrolytically produced dendritic copper powders and nine milled copper flakes were investigated.

An analytical approach with a process focus was selected to evaluate the interconnections. Subsequently, the material properties of the generated sinter layer, such as porosity, electrical conductivity, thermal conductivity, mechanical properties (thermal expansion, tensile strength, plasticity and creep characteristics) were investigated.

For four ground copper powders, with to good processability, stable shaping of specimens and solid bonding to the semiconductor were identified.

The suitability of the milled particles is based on their large surface area and the combination of thermally decomposing fatty acid residues and the therefore partially reduced oxide layer. As expected, a copper layer expanded less than a comparable sintered silver layer when heated. Furthermore, at elevated temperatures sintered copper shows a higher tensile strength and a lower plastic deformation than a silver sintered layer. An investigation of the creep behaviour shows also that sintered copper experiences lower creep strain at temperatures up to 175 °C. The copper sintering material presented here is an alternative to conventional joining materials due to its specific material properties. Compared to conventional solder materials, the copper sinter layer appears superior, especially in terms of electrical and thermal conductivity as well as mechanical stability at high temperature.

After 3000 cycles of thermo-mechanical loading in a harsh liquid-to-liquid temperature shock test the copper interconnection shows less degradation of shear strength compared to silver. This was attributed to the higher mechanical stability of the sintered copper. In addition, SiC-MOSFET components with a copper joint were tested in an active power cycling test. On average, the devices were subjected to more than 2 million cycles without failure or the sintered joints.

The investigation of the main influencing factors showed how the process parameters, but also the joining partners, affect the strength of the interconnection. The properties of the copper layer show a positive correlation of the main effects known from silver sintering, namely temperature, pressure and time. However, the process window for copper sintering was smaller than for conventional silver sintering due to the equipment technology and the semiconductor specifications. In addition to a minimum temperature of approx. 280 °C, a pressure of 15 MPa must be maintained in order to achieve the target strength of 20 N/mm².

By focusing on compatibility with the current process structure of silver sintering, the copper based joining technology presented in this work can be implemented on current volume production equipment and adapted without changing power electronics manufacturing processes.

In order to exploit the potential of compound sintering with microscale copper more broadly in the long term, an enlargement of the process window, e.g. by lowering the required press pressure and process temperature, is a desirable goal of further research and development work.

11 Anhang

Tabelle 24: Übersicht bleihaltiger Lotlegierungen

Lotlegierung	Solidus Temperatur [°C]	Liquidus Temperatur [°C]	Referenz
Pb ₄₀ /Sn ₆₀	183	189	[45]
Pb ₉₅ /Sn ₅	308; 300	312; 315	[55];[45]
Pb _{95,5} /Sn ₂ /Ag _{2,5}	299	304	[55]

Tabelle 25: Übersicht bleifreier Lotlegierungen

Lotlegierung	Schmelztemperatur/-bereich [°C]	Referenz
Sn _{99,3} /Cu _{0,7}	227	[311, 52]
Sn ₉₈ /Ag ₁ /Cu _{0,5}	226	[56]
Sn _{96,7} /Cu ₂ /Ag _{1,5}	260	[48]
Sn _{96,5} /Ag ₃ /Cu _{0,5}	217 bis 220	[56, 64, 53]
Sn _{95,2} /Ag _{3,8} /Cu _{0,7}	217 bis 220	[311]
Sn ₉₅ /Ag _{3,5}	221	[311]

Tabelle 26: Übersicht der TLPS-Fügematerialien

TLP-Fügematerial	Prozess-temperatur [°C]	Intermetallische Phasen	Schmelztemperatur Intermetallischen Phasen [°C] [2]
Cu-Sn	280 [312]	Cu ₆ Sn ₅ ; Cu ₃ Sn	>676 ; >415
Ag-Sn	250 [313]- 260[314]	Ag, Ag ₃ Sn, Ag ₈₅ Sn ₁₅	>600
Au-Sn	260 [312]; 280 [315]	Au ₅ Sn, AuSn ₂	>278
Cu-In	180 [312]	CuIn, Cu ₁₁ In ₉	>307

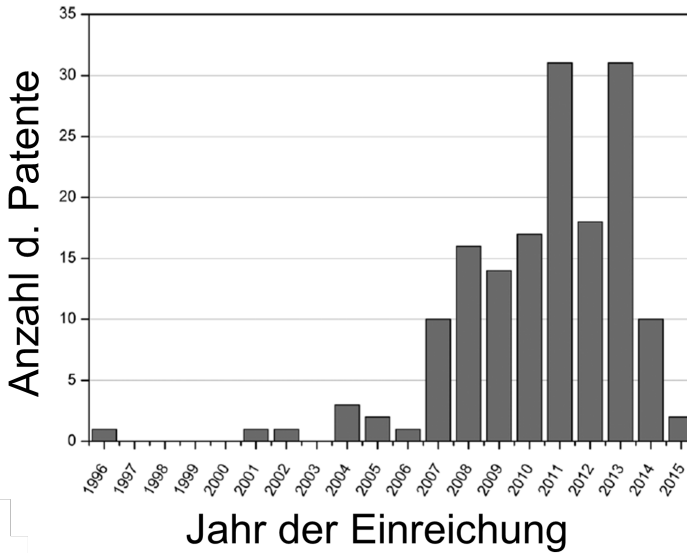


Bild 115: Einreichungen von Patenten zum Silbersintern zwischen 1996 und 2015 (Übersetzt nach [67])

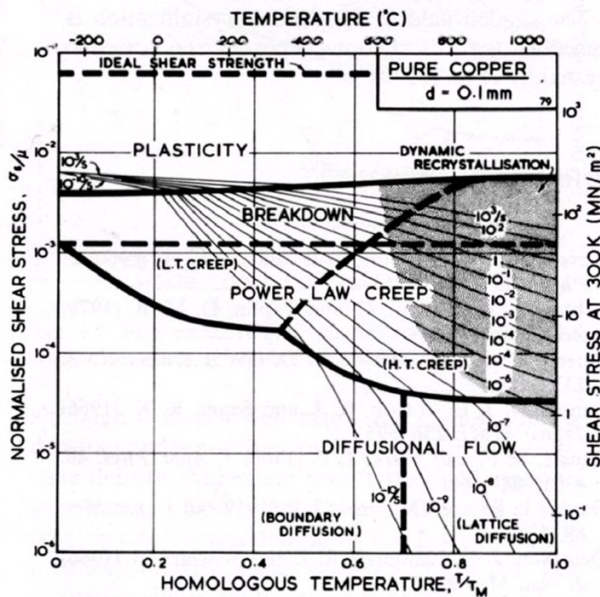


Bild 116: Verformungsdiagramm für Reinkupfer mit einer Korngröße von 0,1 mm [316]

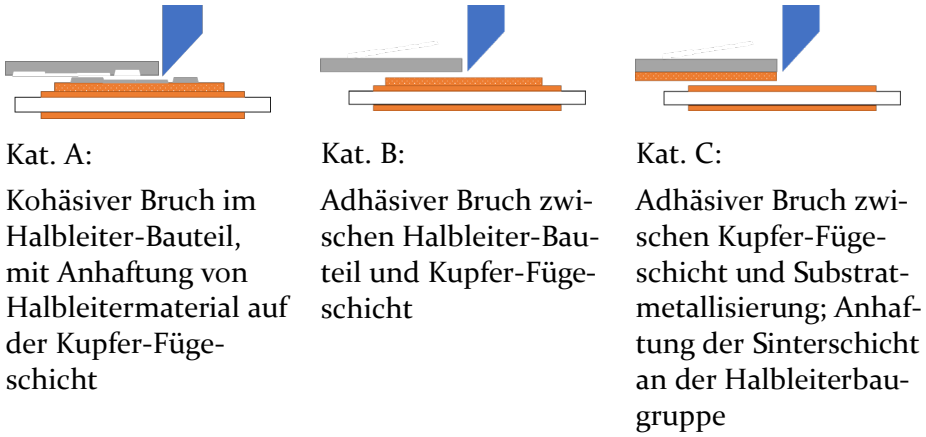


Bild 117: Übersicht der Bruchkategorien nach MIL-STD-883 [182]

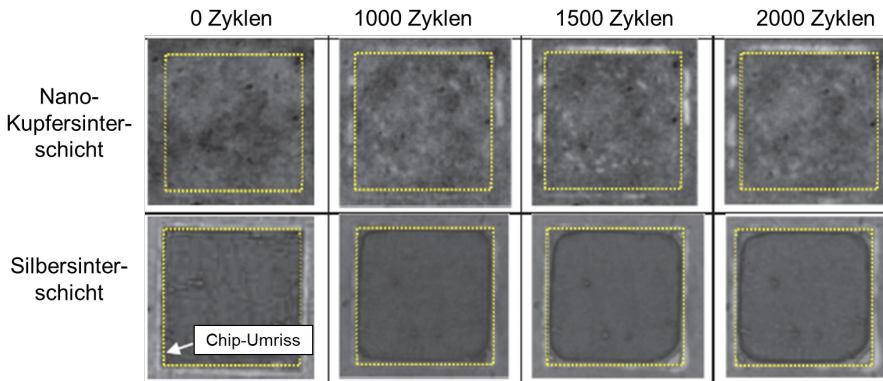


Bild 118: Qualitative Darstellungsunterschiede zwischen Halbleiteraufbauten mit Silbersinterverbindung und Kupferbasierter Fügeschicht in der Scanning-Acoustic-Mikroskopie (SAM) (aus dem Englischen nach [175]).

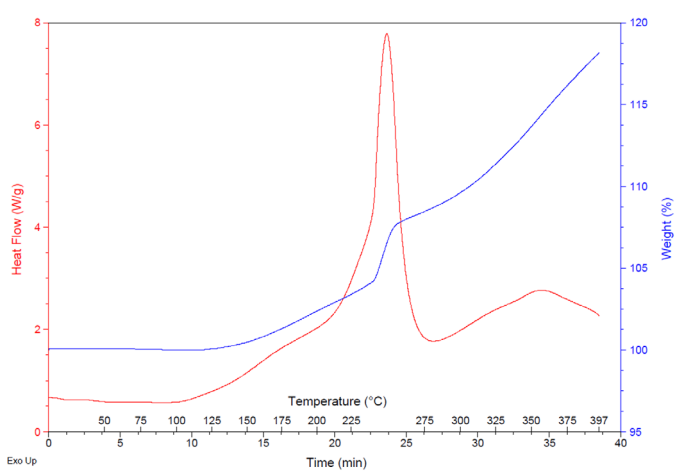


Bild 119: Thermische Analyse TG und DSC des Kupferpartikel-Typ C₃ unter synthetischer Luft

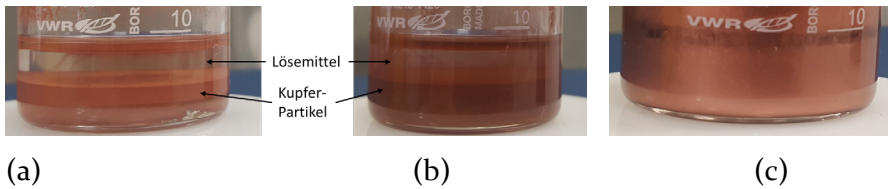
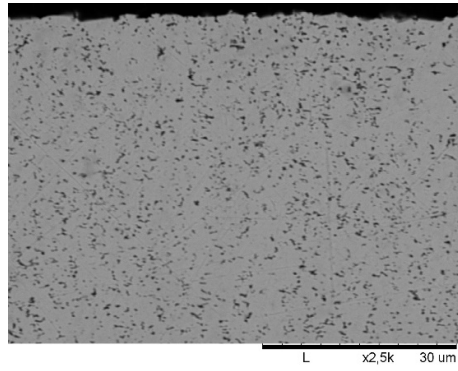
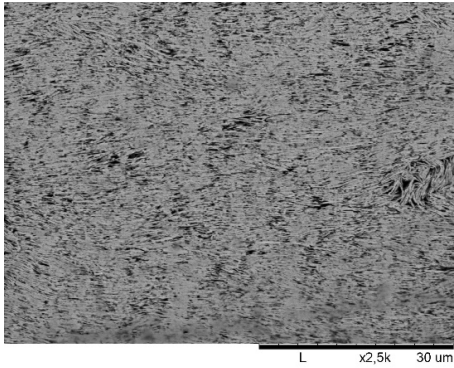


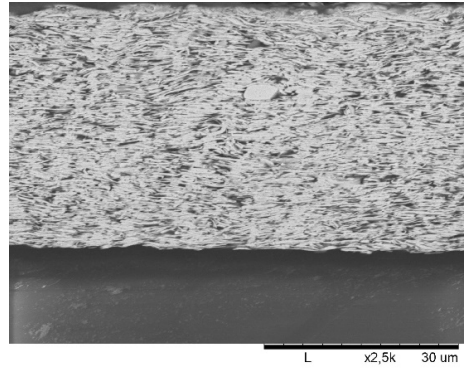
Bild 120: Exemplarische Darstellung der Sedimentation der Kupferpartikel (a) des elektrolytischen Pulvers vom Typ A₄ und (b) des sphärischen Typs B₁ sowie eine nicht entmischte Suspension (c) des Partikeltyps C₃ nach einer Ruhezeit von ca. 3 Stunden.



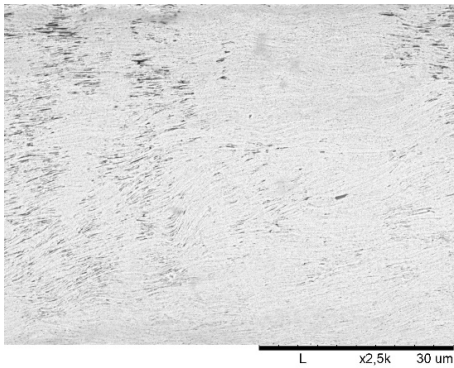
(a)



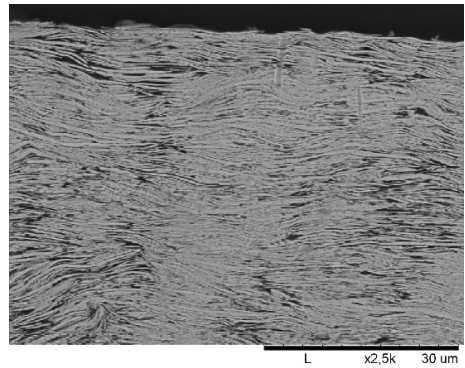
(b)



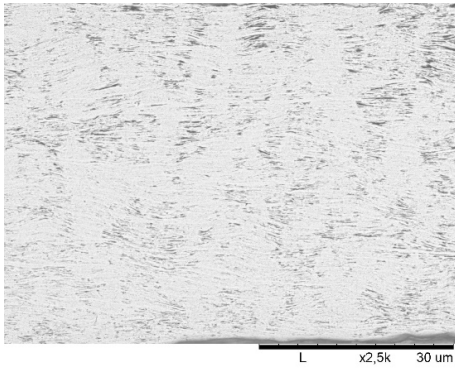
(c)



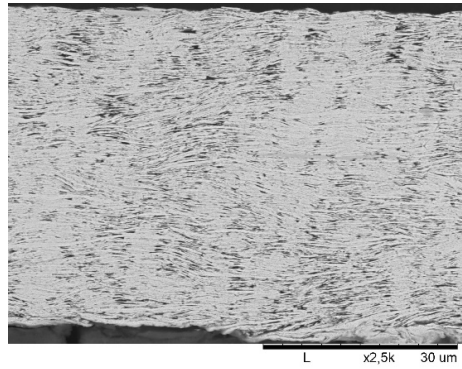
(d)



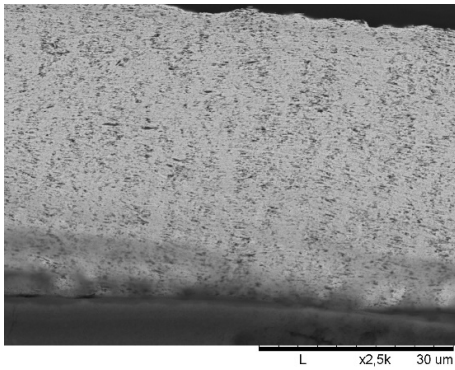
(e)



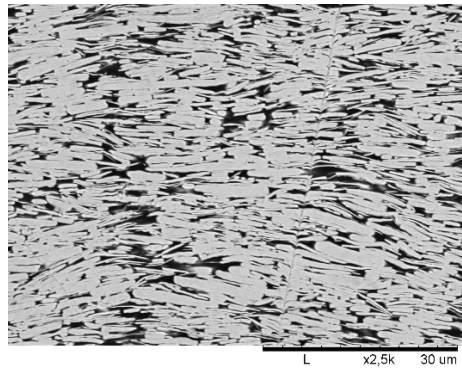
(f)



(g)



(h)



(i)

Bild 121: REM-Aufnahme eines Querschnitts Silbersinter-Schicht (a) und (b bis i) REM-Aufnahmen der druckgesinterten Schicht der Partikel-Typen C₂ (b), C₁ (c), C₇ (d), C₈ (e), C₃ (f), C₄ (g), C₆ (h) und C₉ (i) mit 2500-facher Vergrößerung

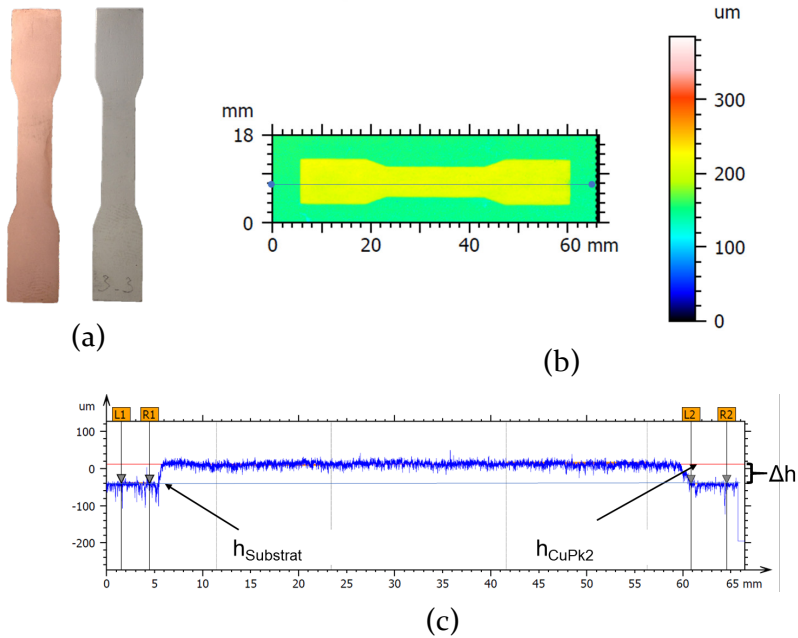


Bild 122: Zugprobenkörper aus druckgesintertem Kupfer- und Silber (a) und (b) Falschfarbenen Darstellung einer relativen, optischen Höhenmessung eines gesinterten Kupferprobenkörpers und (c) Bestimmung der Probenkörperdicke anhand der Höhendifferenzen der Proben- und der Substratoberfläche

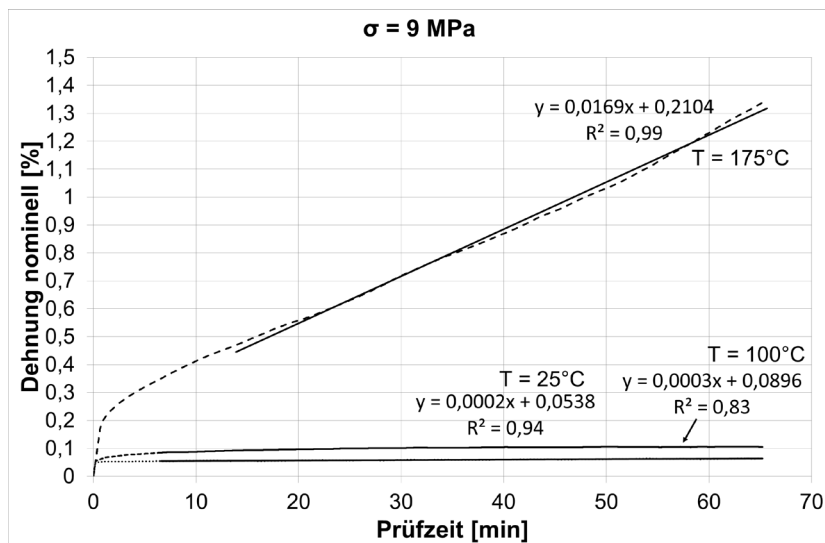


Bild 123: Exemplarischer Dehnungsverlauf von gesinterten Silberproben im Kriechversuch (a) bei 25°C , 100°C und (b) 175°C

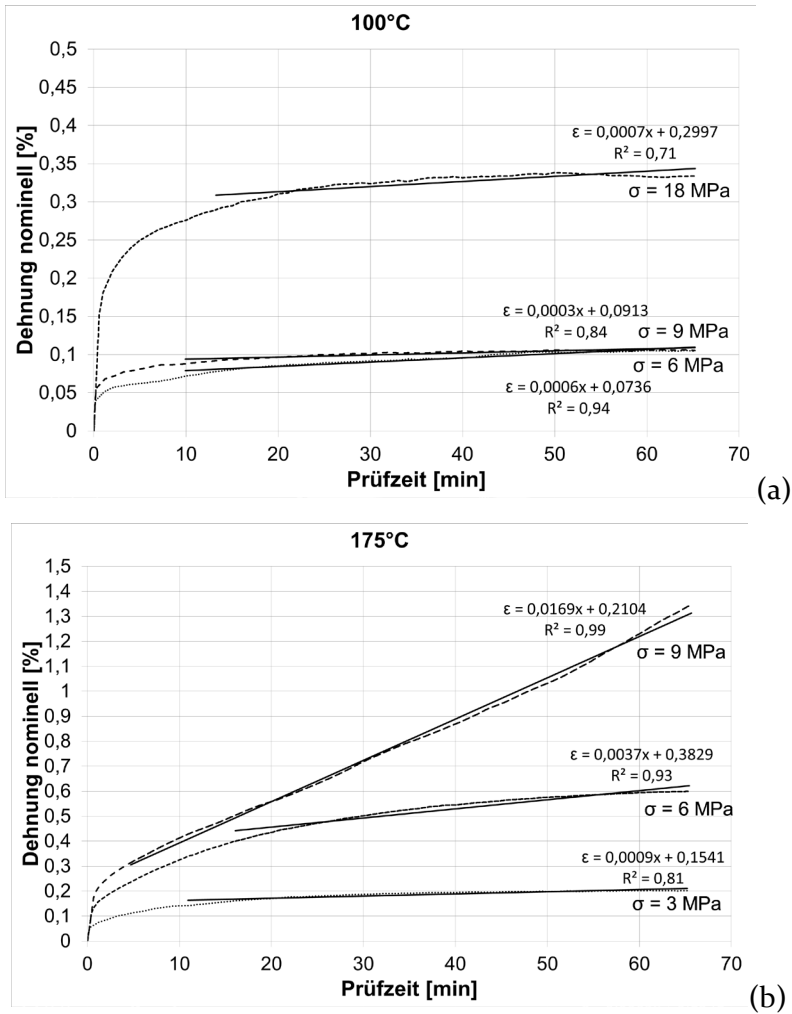


Bild 124: Exemplarischer Dehnungsverlauf von gesinterten Silberproben im Kriechversuch (a) bei 100°C und (b) 175°C

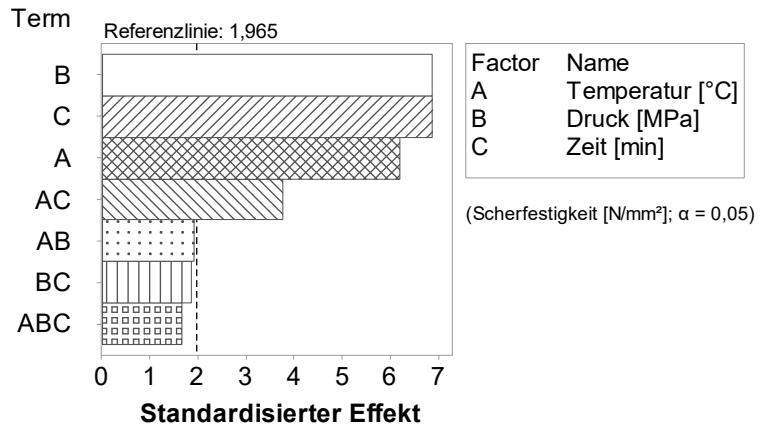


Bild 125: Pareto-Diagramm der Effekte auf die Scherfestigkeit der Kupferfügeverbindung

Literaturverzeichnis

- [1] NOWOTTNICK, M., J. WILDE und U. PAPE, Hg. *Neue Reflowlöt-technologie für elektronische Anwendungen bis 300°C*. Neue Ausg. Templin: Detert, M, 2014. Aufbau- und Verbindungstechnik in der Elektronik - Aktuelle Berichte. 19. ISBN 978-3-934142-73-2
- [2] SYED-KHAJA, A. *Diffusion Soldering for High-temperature Packaging of Power Electronics. Diffusionslötten für die Hochtemperatur Packaging der Leistungselektronik*. Erlangen: FAU University Press, 2018. FAU Studien aus dem Maschinenbau. Band 315. ISBN 978-3-96147-163-8
- [3] KOLAR, J.W. *Power Electronics - A Key Technology for the All Electric/All Digital World.*. Lausanne, Switzerland,, 15. November 2019. Presentation in the EE Distinguished Speakers Seminar Series 2019
- [4] KOLAR, J.W. Future of Power Electronics Circuits. In: *Proceedings of FEPPCON 2019*, 2019
- [5] LUTZ, J. *Halbleiter-Leistungselemente. Physik, Eigenschaften, Zuverlässigkeit*. 2. Aufl. 2012. Berlin, Heidelberg: Springer, 2012. ISBN 978-3-642-29795-3
- [6] MCDONALD, T., E. PERSSON, A. BRICCONI und F. GRAWERT. GaN in a Silicon world: competition or coexistence? In: *Proceedings of Applied Power Electronics Conference 2016-04-14*
- [7] KAESTLE, C. *Qualifizierung der Kupfer-Drahtbondtechnologie für integrierte Leistungsmodule in harschen Umgebungsbedingungen*: FAU University Press. ISBN 978-3-96147-146-1
- [8] KIZILYALLI, I., E. CARLSON und D. CUNNINGHAM. Wide-Bandgap Semiconductor Power Electronics: Overcoming Barriers in Materials to Circuits for a more Electrified Future. In: *CIPS 2020; 11th International Conference on Integrated Power Electronics Systems*, 2020, S. 1-7
- [9] SHIKATA, S. Single crystal diamond wafers for high power electronics [online]. *Diamond and Related Materials*, 2016, 65, S. 168-175. ISSN 09259635. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.diamond.2016.03.013

- [10] LUTZ, J., H. SCHLANGENOTTO, U. SCHEUERMANN und R. de DONCKER. *Semiconductor Power Devices*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2011. ISBN 978-3-642-11124-2
- [11] SEMIKRON INTERNATIONAL GMBH, Hg. *Applikationshandbuch Leistungshalbleiter: ISLE Steuerungstechnik und Leistungselektronik*, 2015. ISBN 978-3-938843-85-7
- [12] ABB SWITZERLAND LTD. *Power semiconductors. Proven reliability and high quality for best performances*. Lenzburg, Schweiz, 2018
- [13] LUTZ, J. Packaging and reliability of power modules. In: *Proceedings of CIPS 2014*. Berlin: VDE-Verl., 2014, S. 1-8. ISBN 978-3-8007-3578-5
- [14] SCHRÖDER, D. *Leistungselektronische Bauelemente*. 2. Aufl. Berlin: Springer, 2006. ISBN 978-3-540-28728-5
- [15] SCHEUERMANN, U. und F. EBERSBERGER. Packaging of Large Area Power Chips - Extending the Limits of Standard Module Technology. In: *4th International Conference on Integrated Power Systems*, 2006, S. 1-6
- [16] 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*, 15. Mai 2019
- [17] HUDGINS, J.L., G.S. SIMIN, E. SANTI und M.A. KHAN. An assessment of wide bandgap semiconductors for power devices [online]. *IEEE Transactions on Power Electronics*, 2003, **18**(3), S. 907-914. ISSN 1941-0107. Verfügbar unter: doi:10.1109/TPEL.2003.810840
- [18] HERAEUS DEUTSCHLAND GMBH. *Alloy Properties Table* [online] [Zugriff am: 31. Mai 2020]. Verfügbar unter: https://www.heraeus.com/media/media/het/doc_het/products_and_solutions_het_documents/solder_materials_docs/Alloy_Composition_Table.pdf
- [19] HERAEUS DEUTSCHLAND GMBH. *Condura®.classic - DCB-Al₂O₃ substrates* [online]. *Data-sheet* [Zugriff am: 31. Mai 2020]. Verfügbar unter: https://www.heraeus.com/en/het/products_and_solutions_het/

- metal_ceramic_substrates/condura/condura_classic_1/condura_classic.html
- [20] SCHULZ-HARDER, J. DCB substrates: solution for high temperature applications. In: *HITEN 99. Third European Conference on High Temperature Electronics. (IEEE Cat. No.99EX372)*, 1999, 65-
- [21] KLAKA, S. *Eine Niedertemperatur-Verbindungstechnik zum Aufbau von Leistungshalbleitermodulen*. Göttingen: Cuvillier, 1997. ISBN 9783895887710
- [22] GUNTHER, M., K.-J. WOLTER, M. RITTNER und W. NUCHTER. Failure Mechanisms of Direct Copper Bonding Substrates (DCB). In: *2006 1st Electronic Systemintegration Technology Conference*, 2006, S. 714-718
- [23] ROGERS CORPORATION. *curamik® CERAMIC SUBSTRATE* [online]. *Technical data sheet*, 2019
- [24] MIRIC, A. und P. PRENOSIL. *Inorganic Substrates for Power Electronics Applications*. Hanau, 2013
- [25] ROGERS CORPORATION. *curamik® Metallized Ceramic Substrates* [online] [Zugriff am: 25. Mai 2020]. Verfügbar unter: <https://rogerscorp.com/power-electronics-solutions/curamik-ceramic-substrates>
- [26] PÖNICKE, A., J. SCHILM, A. TRIEBERT, K. SEMPFF, T. GESTRICH, H.-P. MARTIN, G. BÖHM und D. SCHNEE. Aktivlöten von Kupfer mit Aluminiumnitrid- und Siliziumnitridkeramik. In: *Handbuch der Keramik. Loseblattausgabe (2012)*
- [27] KUSANO, D., G. TANABE, H. HYUGA, Y. ZHOU und K. HIRAO. High Thermal Conductivity Silicon Nitride substrates for Power Semiconductor Applications. In: *Proceedings of International Exhibition and Conference for Power Electronics, Intelligent Motion, Renewable Energy and Energy Management (PCIM Europe)*, 2016, S. 1-8
- [28] MIYAZAKI, H., Y. ZHOU, K. HIRAO, S. FUKUDA, N. IZU, H. HYUGA, S. IWAKIRI und H. HIROTSURU. Development of Thermal Fatigue-Tolerant Active Metal Brazing Substrates Using Highly-Thermal Conductive Silicon Nitrides with High Toughness. In: *Proceedings of International Exhibition and Conference for Power Electronics, Intelligent Motion, Renewable Energy and Energy Management (PCIM Europe)*, 2017, S. 1-6

- [29] MIYAZAKI, H., Y. ZHOU, K. HIRAO, S. FUKUDA, N. IZU, H. HYUGA, S. IWAKIRI und H. HIROTSURU. Highly thermal-fatigue resistant Si₃N₄ substrates with excellent mechanical and thermal properties. In: *Proceedings of 29. International Symposium on Power Semiconductor Devices and IC's (ISPSD)*, 2017, S. 415-418
- [30] ABE, T., Y. NISHIGAKI, M. KOZAKO und M. HIKITA. High temperature dielectric property of silicon nitride insulating substrate for next generation power module up to 350 degrees Celsius. In: *Proceedings of International Conference on Electronics Packaging (ICEP)*, 2019, S. 444-448
- [31] ZVEI - ZENTRALVERBAND ELEKTROTECHNIKUND ELEKTRONIKINDUSTRIE E. V. *Technologie-Roadmap „Next Generation“*. *Elektronische Komponenten und Systeme*. Frankfurt am Main, 10. März 2020
- [32] SCHEUERMANN, U. und R. SCHMIDT. Impact of solder fatigue on module lifetime in power cycling tests. In: *Proceedings of 14. European Conference on Power Electronics and Applications (EPE)*, 2011, S. 1-10
- [33] MIDDENDORF, A. *Lebensdauerprognostik unter Berücksichtigung realer Belastungen am Beispiel von Bondverbindungen bei thermomechanischen Wechselbeanspruchungen*. Dissertation. Berlin, 2010
- [34] HUTZLER, A., A. WRIGHT und A. SCHLETZ. Increasing the lifetime of Power Modules by Smaller Bond Wire Diameters. In: IMAPS, Hg. *IMAPS Wire Bonding Workshop*, 22. Februar 2014
- [35] SYED-KHAJA, A., C. KAESTLE und J. FRANKE. Reliable packaging technologies for power electronics: Diffusion soldering and heavy copper wire bonding. In: *2013 3rd International Electric Drives Production Conference (EDPC)*: IEEE, 29. Oktober 2013 - 30. Oktober 2013, S. 1-6. ISBN 978-1-4799-1102-8
- [36] LING, J., T. XU, R. CHEN, O. VALENTIN und C. LUECHINGER. Cu and Al-Cu composite-material interconnects for power devices. In: *2012 IEEE 62nd Electronic Components and Technology Conference*, 2012, S. 1905-1911

- [37] LUECHINGER, C., R. CHEN, C. FU, B. PONCELET, O. VALENTIN, T.J. WALKER und T. XU. Aluminum–Copper Ribbon Interconnects for Power Devices [online]. *IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology*, 2017, 7(9), S. 1567-1577. ISSN 2156-3950. Verfügbar unter: doi:10.1109/TCPMT.2017.2712694
- [38] MARENCO, N., M. KONTEK, W. REINERT, J. LINGNER und M. POECH. Copper ribbon bonding for power electronics applications. In: *2013 European Microelectronics Packaging Conference (EMPC)*, 2013, S. 1-4
- [39] KAESTLE, C. und 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)*, 2014, S. 335-340
- [40] XU, T., J. LI, J. FU und C. LUECHINGER. Simulation and experimental study of Cu wedge bond reliability. In: *2016 IEEE 37th International Electronics Manufacturing Technology (IEMT) 18th Electronics Materials and Packaging (EMAP) Conference*, 2016, S. 1-6
- [41] HAUMANN, S., J. RUDZKI, F. OSTERWALD, M. BECKER und R. EISELE. Novel Bonding and Joining Technology for Power Electronics. In: SIEGBERT HAUMANN, JACEK RUDZKI, FRANK OSTERWALD, MARTIN BECKER und RONALD EISELE, Hg. *APEC 2013. Twenty-Eighth Annual IEEE Applied Power Electronics Conference and Exposition : March 17-21, 2013, Long Beach, California*. Piscataway, NJ: IEEE, 2013
- [42] LOCATELLI, M., R. KHAZAKA, S. DIAHAM, C. PHAM, M. BECHARA, S. DINCULESCU und P. BIDAN. Evaluation of Encapsulation Materials for High-Temperature Power Device Packaging [online]. *IEEE Transactions on Power Electronics*, 2014, 29(5), S. 2281-2288. ISSN 1941-0107. Verfügbar unter: doi:10.1109/TPEL.2013.2279997
- [43] BOETTGE, B., F. NAUMANN, S. BEHRENDT, M. G. SCHEIBEL, S. KAESSNER, S. KLENGEL, M. PETZOLD, K. G. NICKEL, G. HEJTMANN, A. Z. MIRIC und R. EISELE. 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)*, 2018, S. 1258-1269
- [44] JIANG, N., M. G. SCHEIBEL, B. FABIAN, M. KALAJICA, A. MIRIC und J. LUTZ. Effects of inorganic encapsulation on power cycling lifetime of aluminum bond wires. In: *2018 IEEE 30th International Symposium on Power Semiconductor Devices and ICs (ISPSD)*, 2018, S. 244-247
- [45] KLEIN WASSINK, R.J. und B.F. MÜLLER. *Weichlöten in der Elektronik. Mit 116 Tabellen im Text ; [eine ausführliche Abhandlung über das Löten oberflächenmontierter und bedrahteter Bauteile]*. 2. Aufl. Saulgau/Württ.: Leuze, 1991. ISBN 3-87480-066-0.
- [46] BELL, H. und G. GROSSMANN. *Reflow Technologie Grundlagen des Reflowlötens. Teil 1: Werkstofftechnische Grundlagen der Löttechnologie*. 2. Auflage: Rehm Thermal systems GmbH, 2012
- [47] BELL, H. *Reflowlötens. Grundlagen, Verfahren, Temperaturprofile und Lötfehler ; mit 41 Tabellen*. Bad Saulgau: Leuze, 2005. ISBN 3-87480-202-7
- [48] RAHN, A. *Bleifrei löten*. Bad Saulgau: Leuze, 2005. ISBN 3-87480-212-4
- [49] EUROPÄISCHE PARLAMENT UND DER RAT DER EUROPÄISCHEN UNION. *RICHTLINIE 2002/96/EG DES EUROPÄISCHEN PARLAMENTS UND DES RATES vom 27. Januar 2003 über Elektro- und Elektronik-Altgeräte*, 13. Februar 2003
- [50] EUROPÄISCHE PARLAMENT UND DER RAT DER EUROPÄISCHEN UNION. *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*. In: *Amtsblatt der Europäischen Union*, 13. Februar 2003
- [51] EUROPÄISCHE PARLAMENT UND DER RAT DER EUROPÄISCHEN UNION. *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*. In: *EUROPÄISCHE PARLAMENT UND DER RAT DER EUROPÄISCHEN UNION, Hg. Amtsblatt der Europäischen Union*

- [52] KESTER INC. *LEAD-FREE SOLUTIONS* | KESTER [online] [Zugriff am: 22. Juli 2021]. Verfügbar unter: <http://www.kester.com/knowledge-base/lead-free-solutions#47056-lead-free-alloys>
- [53] BIOCCA, P. *Creating Solder Joint Reliability with SnCu Based Solders* [online]. *Some Practical Experiences*
- [54] BELL, H., G. GROSSMANN und H. WOHLRABE. *Reflow Technologie Grundlagen des Reflowlötens. Teil 3: Zuverlässigkeit und Fehlermanagement*: Rehm Thermal systems GmbH, 2013
- [55] SLOW, K.S., Hg. *Die-Attach Materials for High Temperature Applications in Microelectronics Packaging. Materials, Processes, Equipment, and Reliability*. Cham: Springer International Publishing, 2019. ISBN 9783319992570
- [56] BATH, J. *Lead-free Soldering*. Norwell: Springer Science+Business Media, LLC, 2007. ISBN 978-0-387-32466-1
- [57] KESSLER, K. NASA-DoD Lead-Free Electronics Project. In: *Surface Mount Technology Association International Conference; October 24, 2010 - October 28, 2010; Orlando, FL; United States*
- [58] RÖSLER, J., H. HARDERS und M. BÄKER. *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. 6., aktualisierte Auflage 2019. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH; Springer Vieweg, 2019. ISBN 3658268018
- [59] MAIER, H.J., T. NIENDORF und R. BÜRCEL. *Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik. Grundlagen, Werkstoffbeanspruchungen, Hochtemperaturlegierungen und -beschichtungen*. 6th ed. 2019. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden; Springer Vieweg, 2019. ISBN 978-3-658-25314-1
- [60] PLOTOG I., G. VARZARU, B. MIHAILESCU, M. BRANZEI, A. BIBIS und I. CRISTEA. Lead/Lead Free solder joints comparative shear tests function of working temperature and soldering thermal profile. In: *2013 IEEE 19th International Symposium for Design and Technology in Electronic Packaging (SIITME)*, 2013, S. 283-286
- [61] REINHARDT, A., V. LIEDKE, S. WEGE und H. SCHLESSMANN. AVT-HERAUSFORDERUNGEN DER LEISTUNGSELEKTRONIK

- IN DER PRAXIS [online]. Voidarme Lötprozesse. *All-Electronics.de*, 2014. Verfügbar unter: <https://www.all-electronics.de/voidarme-loetprozesse/>
- [62] INFINEON TECHNOLOGIES AG. Die Attach 5 Project, 1. Dezember 2019. Verfügbar unter: https://www.infineon.com/dgdl/DA5_customer_presentation_1612016.pdf?fileId=5546d4616102d26701610905cfde0005&redirId=63139
- [63] SLOW, K.S. Are Sintered Silver Joints Ready for Use as Interconnect Material in Microelectronic Packaging? [online]. *Journal of Electronic Materials*, 2014, **43**(4), S. 947-961. ISSN 0361-5235 [Zugriff am: 2. November 2015]. Verfügbar unter: doi:10.1007/s11664-013-2967-3
- [64] BAJWA, A.A., E. MÖLLER und J. WILDE. Die-attachment technologies for high-temperature applications of Si and SiC-based power devices. In: *2015 IEEE 65th Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, 2015, S. 2168-2174
- [65] HERBOTH, T. *Gesinterte Silber-Verbindungsschichten unter thermomechanischer Beanspruchung*. Dissertation. Freiburg, 2015
- [66] SCHATT, W. *Pulvermetallurgie. Technologien und Werkstoffe*. 2., bearb. und erw. Auflage, 2007. VDI-Buch. ISBN 978-3-540-23652-8
- [67] SLOW, K.S. und Y.T. LIN. Identifying the Development State of Sintered Silver (Ag) as a Bonding Material in the Microelectronic Packaging Via a Patent Landscape Study [online]. *Journal of Electronic Packaging*, 2016, **138**(2), S. 15378. ISSN 1043-7398. Verfügbar unter: doi:10.1115/1.4033069
- [68] BAI, J.G., Z.Z. ZHANG, J.N. CALATA und G.-Q. LU. Low-Temperature Sintered Nanoscale Silver as a Novel Semiconductor Device-Metallized Substrate Interconnect Material [online]. *IEEE Transactions on Components and Packaging Technologies*, 2006, **29**(3), S. 589-593. ISSN 1521-3331 [Zugriff am: 21. September 2015]. Verfügbar unter: doi:10.1109/TCAPT.2005.853167
- [69] BAI, G. *Study of Property-Microstructure Relationships of Sintered Nanoscale Silver for High Temperature Application*. Dissertation. Blacksburg, Virginia, USA, 2005

- [70] BAI, J.G. und G.-Q. LU. Thermomechanical Reliability of Low-Temperature Sintered Silver Die Attached SiC Power Device Assembly [online]. *IEEE Transactions on Device and Materials Reliability*, 2006, 6(3), S. 436-441. ISSN 1530-4388 [Zugriff am: 21. September 2015]. Verfügbar unter: doi:10.1109/TDMR.2006.882196
- [71] BAI, J., Z. ZHANG, J. CALATA und G. LU. Characterization of Low-Temperature Sintered Nanoscale Silver Paste for Attaching Semiconductor Devices. In: , S. 1-5
- [72] BEIERLEIN, M. und M. KALOUDIS. *Evaluation of Pressureless Silver Sintered High Power Semiconductor Devices by Measurement of thermal Impedance*. Dresden, 8. Oktober 2013. Semicon Europa 2013 Advanced Packaging Conference
- [73] SCHMITT, W., L.M. CHEW und R. MILLER. Pressure-Less Sintering on Large Dies Using Infrared Radiation and Optimized Silver Sinter Paste. In: *2018 IEEE 68th Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, 2018, S. 539-544
- [74] YU, F., R.W. JOHNSON und M.C. HAMILTON. Pressureless Sintering of Microscale Silver Paste for 300 °C Applications [online]. *IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology*, 2015, S. 1. ISSN 2156-3950 [Zugriff am: 21. September 2015]. Verfügbar unter: doi:10.1109/TCPMT.2015.2455811
- [75] CHEW, L.M., T. STEGMANN, E. SCHWENK und W. SCHMITT. Die Attachment on Bare Copper Surface by Non-Pressure Silver Sintering in Inert Atmosphere. In: *2019 IEEE 21st Electronics Packaging Technology Conference (EPTC)*, 2019, S. 289-293
- [76] WELKER, T., J. MÜLLER, F. KRÄMER und S. WIESE. Electrical, thermal and mechanical characterization of low temperature, pressure-less sintered silver bond interfaces. In: *2015 European Microelectronics Packaging Conference (EMPC)*, 2015, S. 1-7
- [77] LICHT, T., R. SPECKELS und M. THOBEN. Sintering technology used for interconnection of large areas: potential and limitation for power modules. In: , 2010
- [78] SIEMENS AG. Methode of securing electronic components to a substrate. Erfinder: H. SCHWARZBAUER. Anmeldung: 25. März 1987. 4.810.672

- [79] SCHWARZBAUER, H. und R. KUHNERT. Novel large area joining technique for improved power device performance. In: *Conference Record of the IEEE Industry Applications Society Annual Meeting*: IEEE, 1. Oktober 1989, S. 1348-1351
- [80] SCHWARZBAUER, H. und R. KUHNERT. Novel large area joining technique for improved power device performance [online]. *IEEE Transactions on Industry Applications*, 1991, 27(1), S. 93-95. ISSN 00939994. Verfügbar unter: doi:10.1109/28.67536
- [81] MERTENS, C. *Die Niedertemperatur-Verbindungstechnik der Leistungselektronik*. Als Ms. gedr. Düsseldorf: VDI-Verl., 2004. Fortschritt-Berichte VDI : Reihe 21, Elektrotechnik. Nr. 365. ISBN 9783183365210
- [82] MERTENS, C., J. RUDZKI und R. SITTING. Topside Chip Contacts with Low Temperature Joining Technique (LTJT). In: *Conference on Integrated Power Electronics Systems. 2004 IEEE 35th Annual Power Electronics Specialists Conference: conference proceedings : jointly organized with VDE/ETG Conference on Integrated Power Electronics Systems : June 20-25, 2004, Eurogress, Aachen, Germany*. Piscataway, N.J.: IEEE, 2004
- [83] ALLEN INSTITUTE FOR AI. Citations for "H. Schwarzbauer, R. Kuhnert, Novel large area joining technique for improved power device performance " [online], 2020 [Zugriff am: 16. März 2020]. Verfügbar unter: <https://www.semanticscholar.org/paper/Novel-large-area-joining-technique-for-improved-Schwarzbauer-Kuhnert/58a358e06b3338e725d5c1658eb398a4de8fe19e>
- [84] ALLEN INSTITUTE FOR AI. Citations for "Z. F. Zhang, G-Q. Lu, Pressure-assisted low-temperature sintering of silver paste as an alternative die-attach solution to solder reflow" [online], 2020. 16 März 2020 [Zugriff am: 16. März 2020]. Verfügbar unter: <https://www.semanticscholar.org/paper/Pressure-assisted-low-temperature-sintering-of-as-Zhang-Lu/959c89ac8087ae88abe407686cbcb420a0500f8>
- [85] SPRINGER-VERLAG GMBH. Citations for "Tao Wang, Xu Chen, Guo-Quan Lu, Guang-Yin Lei, Low-Temperature Sintering with Nano-Silver Paste in Die-Attached Interconnection" [online], 2020 [Zugriff am: 16. März 2020]. Verfügbar unter: <http://citations.springer.com/item?doi=10.1007/s11664-007-0230-5>

- [86] ALLEN INSTITUTE FOR AI. *Citations for "C.Göbl and J. Faltenbacher, Low temperature sinter technology die attachment for power electronic applications 2010"* [online], 2020 [Zugriff am: 23. März 2020]. Verfügbar unter: <https://www.semanticscholar.org/paper/Low-temperature-sinter-technology-die-attachment-Gobl-Faltenbacher/d3c8a16fb733fd7eb40fbb53b44c459e03d822d1#paper-header>
- [87] ALLEN INSTITUTE FOR AI. *Citations for "J.G. Bai, Z. Zhang, J.N. Calata, G.-Q. Lu, Low-Temperature Sintered Nanoscale Silver as a Novel Semiconductor Device-Metallized Substrate Interconnect Material"* [online], 2020. 16 März 2019 [Zugriff am: 16. März 2019]. Verfügbar unter: <https://www.semanticscholar.org/paper/Low-Temperature-Sintered-Nanoscale-Silver-as-a-Bai-Zhang/f57c671e6aa6abe0dc16d6cd4c3ade0d7bc591f9>
- [88] SCHNEIDER, M., B. LEYRER, C. HERBOLD und S. MAIKOWSKIE. High power density LED modules with silver sintering die attach on aluminum nitride substrates. In: *2014 IEEE 64th Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, S. 203-208
- [89] BILLORE, J., S. HASCOET, R. ROBUTEL, C. BUTTAY und J. LI. Sintered-Silver Bonding of High-Temperature Piezoelectric Ceramic Sensors [online]. *IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology*, 2017, 7(1), S. 3-9. ISSN 2156-3950 [Zugriff am: 29. März 2017]. Verfügbar unter: [doi:10.1109/TCPMT.2016.2628874](https://doi.org/10.1109/TCPMT.2016.2628874)
- [90] KURAMOTO, M., S. OGAWA, M. NIWA, KEUN-SOO KIM und K. SUGANUMA. New Silver Paste for Die-Attaching Ceramic Light-Emitting Diode Packages [online]. *IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology*, 2011, 1(5), S. 653-659. ISSN 2156-3950 [Zugriff am: 21. September 2015]. Verfügbar unter: [doi:10.1109/TCPMT.2010.2103378](https://doi.org/10.1109/TCPMT.2010.2103378)
- [91] HARTMANN, S., V. SIVASUBRAMANIAM und GUILLON, D., HAJAS, D.E. Packaging Technology Platform for Next Generation High Power IGBT Modules. In: *PCIM Europe 2014*, 20. Mai 2014 – 22. Mai 2014

- [92] DUCH, S., T. KREBS, Y. LOEWER, W. SCHMITT und M. THOMAS. *Novel interconnect materials for high reliability power converters with operation temperatures above 150°C*
- [93] HAMMERSCHMIDT, C. *Jaguar I-Pace accelerates with sintered IGBT chips* [online], 2018. Verfügbar unter: <https://www.eenewsautomotive.com/news/jaguar-i-pace-accelerates-sintered-igbt-chips>
- [94] HAMMERSCHMIDT, C. *Sintering boosts power electronics* [online]. 22 July 2019, 2019 [Zugriff am: 18. Februar 2020]. Verfügbar unter: <https://www.eenewspower.com/news/sintering-boosts-power-electronics>
- [95] GHAFFARZADEH, K. *Die Attach Materials for Power Electronics in Electric Vehicles 2020-2030. Technologies, forecasts, and players for silver sintering, micro-silver sintering, Cu sintering, SAC and other solders, and transient liquid phase bonding materials*, 10. 2019
- [96] *APC Develops SiC Power Module for Tesla Model 3* [online], 2018 [Zugriff am: 20. März 2020]. Verfügbar unter: <http://www.ndc-int.com/apc-develops-sic-power-module-for-tesla-model-3/>
- [97] FERRO CORPORATION. *FERRO ELECTRONIC MATERIALS. Materials and engineered products*, 2018
- [98] SIOW, K.S. und S.T. CHUA. Thermal Cycling of Sintered Silver (Ag) Joint as Die-Attach Material [online]. *JOM*, 2019, **71**(9), S. 3066-3075. ISSN 1047-4838. Verfügbar unter: doi:10.1007/s11837-019-03461-4
- [99] SAKAMOTO, S., T. SUGAHARA und K. SUGANUMA. Microstructural stability of Ag sinter joining in thermal cycling [online]. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 2013, **24**(4), S. 1332-1340. ISSN 0957-4522. Verfügbar unter: doi:10.1007/s10854-012-0929-9
- [100] HERBOTH, T., M. GUENTHER, A. FIX und J. WILDE. Failure mechanisms of sintered silver interconnections for power electronic applications. In: *2013 IEEE 63rd Electronic Components and Technology Conference*, 2013, S. 1621-1627
- [101] WEBER, C., M. HUTTER, S. SCHMITZ und K. 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), 2015, S. 1866-1873
- [102] DUDEK, R., R. DÖRING, S. RZEPKA, C. EHRHARDT, M. HUTTER, J. RUDZKI, F. OSTERWALD, R. EISELE, S. STEGMEIER, K. WEIDNER und M. RITTNER. Investigations on Power Cycling Induced Fatigue Failure of IGBTs with Silver Sintered Interconnects. In: IMAPS, Hg. *European Microelectronics Packaging Conference 2015*. ISBN 978-0-9568086-1-5
- [103] WEBER, C., M. HUTTER, C. EHRHARDT und K.-D. LANG. Failure Analysis of Ag Sintered Joints After Power Cycling under harsh temperature conditions from + 30°C up to + 180°C. In: IMAPS, Hg. *European Microelectronics Packaging Conference 2015*. ISBN 978-0-9568086-1-5
- [104] HEUCK, N., M. THOBEN, A. MUELLER, N. OESCHLER, -. L. BOEWER, R. SPECKELS, S. KRASEL und A. CILIOX. Aging of new Interconnect-Technologies of Power-Modules during Power-Cycling. In: *CIPS 2014; 8th International Conference on Integrated Power Electronics Systems*, 2014, S. 1-6
- [105] SCHEUERMANN, U. und M. JUNGHAENEL. Limitation of Power Module Lifetime Derived from Active Power Cycling Tests. In: *CIPS 2018; 10th International Conference on Integrated Power Electronics Systems*, 2018, S. 1-10
- [106] DUDEK, R., R. DÖRING, S. RZEPKA, C. EHRHARDT, M. GÜNTHER und M. HAAG. Electro-Thermo-Mechanical Analyses on Silver Sintered IGBT-Module Reliability in Power Cycling. In: *16th international Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation and Experiments in Microelectronics and Microsystems*, 2015
- [107] HUTZLER, A. *Untersuchungen zur Lastwechselfestigkeit von Halbleiteranbindungen unter Hochtemperaturbelastung*. Doctoralthesis, 2019
- [108] WERESZCZAK, A., D.J. VUONO, H. WANG und FERBER, M, LIANG, Z. *Properties of Bulk Sintered Silver As a Function of Porosity*, 2012
- [109] GÖBL, C. und J. FALTENBACHER. Low temperature sinter technology die attachment for power electronic applications. In: 2010

- 6th International Conference on Integrated Power Electronics Systems*, 2010, S. 1-5
- [110] MÖLLER, E., A. A. BAJWA, E. RASTJAGAEV und J. WILDE. Comparison of new die-attachment technologies for power electronic assemblies. In: *2014 IEEE 64th Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, 2014, S. 1707-1713
- [111] HANNACH, T. *Ermittlung von Lebensdauergleichungen vom Coffin-Manson- und Morrowtyp für bleihaltige und bleifreie Weichlote durch Kombination von FE und Experiment*. Dissertation. Berlin, 2009
- [112] FÖRSTER, R. und A. FÖRSTER. Einteilung der Fertigungsverfahren nach DIN 8580. In: R. FÖRSTER und A. FÖRSTER, Hg. *Einführung in die Fertigungstechnik*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2018, S. 23-136. ISBN 978-3-662-54701-4
- [113] BEISS, P. *Pulvermetallurgische Fertigungstechnik*. Berlin u.a.: Springer Vieweg, 2013. ISBN 978-3-642-32031-6
- [114] HAUSNER, S. *Potential von Nanosuspensionen zum Fügen bei niedrigen Temperaturen*, 2015
- [115] KNOERR, M. *Verbinden von Leistungshalbleiterbauelementen durch Sintern von nanoskaligen Silberpartikeln*. Aachen: Shaker, 2011. Erlanger Berichte Mikroelektronik. 2011,4. ISBN 978-3-8440-0352-9
- [116] QI KUN, CHEN XU und LU GUO-QUAN. Effect of interconnection area on shear strength of sintered joint with nano-silver paste [online]. *Soldering & Surface Mount Technology*, 2008, 20(1), S. 8-12. ISSN 0954-0911. Verfügbar unter: doi:10.1108/09540910810861431
- [117] KREBS, T. mAgic-Novel sintering materials for die attach on DCB. *Powerguru.org*, 2012 [Zugriff am: 18. März 2020]. Verfügbar unter: <https://www.semanticscholar.org/paper/mAgic-Novel-sintering-materials-for-die-attach-on/5f83b1bba22925835b8doeffi6e816d09d51066e#citing-papers>
- [118] SCHMITT, W. New silver contact pastes from high pressure sintering to low pressure sintering. In: *3rd Electronics System Integration Technology Conference ESTC*, 2010, S. 1-6

- [119] BUNDESINSTITUT FÜR RISIKOBEWERTUNG (BfR) UND DAS UMWELTBUNDESAMT. *Beurteilung eines möglichen Krebsrisikos von Nanomaterialien und von aus Produkten freigesetzten Nanopartikeln. Stellungnahme Nr. 005/2011 des BfR und des UBA vom 15. April 2010*, 2010
- [120] BUNDESINSTITUT FÜR RISIKOBEWERTUNG. *Nanomaterialien: Sondergutachten des Sachverständigenrats für Umweltfragen bestätigt BfR-Einschätzung. Stellungnahme Nr. 013/2012 des BfR vom 1. April 2012*, 2012
- [121] DODUCO HOLDING GMBH, Hg. *Doduco Data Book of Electrical Contacts*. Neuauflage 2012. 75181 Pforzheim / Germany: Stieglitz Verlag, 2012. ISBN 978-3798704114
- [122] HEUCK, N. *Untersuchungen an silberbasierten Verbindungstechnologien für die Leistungs- und Hochtemperaturelektronik*. Zugl.: Braunschweig, Techn. Univ., Diss., 2012. München: Dr. Hut, 2012. Elektronik. ISBN 9783843907798
- [123] KREBS, T., S. DUCH, W. SCHMITT, S. KÖTTER, P. PRENOSIL und S. THOMAS. Breakthrough in Power Electronics Reliability – New Die Attach and Wire Bonding Materials. In: *Sixty Third Electronic Components & Technology Conference (ECTC). May 28-31, 2013*. Piscataway, NJ: IEEE, 2013
- [124] SCHEUERMANN, U. und P. WIEDL. Low temperature joining technology - a high reliability alternative to solder contacts. In: *Workshop on Metal Ceramic Materials for Functional Applications, Wien, 1997*, S. 181-192
- [125] KLAKA, S. und R. SITTIG. Reduction of thermomechanical stress by applying a low temperature joining technique. In: *Proceedings of the 6th International Symposium on Power Semiconductor Devices and Ics, 1994*, S. 259-264
- [126] BAJWA, A.A. *New assembly and packaging technologies for high-power and high-temperature GaN and SiC devices*: Universität Freiburg, 2015
- [127] HEILMANN, J. *Lebensdauermodellierung für gesinterte Silberschichten in der leistungselektronischen Aufbau- und Verbindungstechnik durch isotherme Biegeversuche als beschleunigte Ermüdungstests*. Dissertation. Chemnitz, 28. November 2019

- [128] ABO RAS, M., D. MAY, J. HEILMANN, RZEPKA, B. MICHEL, S. und B. WUNDERLE. Processing-Structure-Property Correlations of Sintered Silver. In: I.C.o.T.a.T.P.E. in SYSTEMS, Hg. *Proceedings of the Fifteenth InterSociety Conference on Thermal and Thermomechanical Phenomena in Electronic Systems - ITherm 2016. May 31-June 3, 2016, Las Vegas, NV, USA*. Piscataway, NJ: IEEE, 2016, S. 1064-1071. ISBN 978-1-4673-8121-5
- [129] SCHMITT, W. Novel silver contact paste lead free solution for die attach. In: *2010 6th International Conference on Integrated Power Electronics Systems*, 2010, S. 1-6
- [130] CHEW, L.M. und 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)*, 2019, S. 44-47
- [131] CHEW, L.M., W. SCHMITT, C. SCHWARZER und 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)*, 2018, S. 323-330
- [132] CHEW, L.M., T. STEGMANN, E. SCHWENK, M. DUBIS und W. SCHMITT. A New Development of Direct Bonding to Aluminum and Nickel Surfaces by Silver Sintering in air Atmosphere. In: *2019 IEEE 69th Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, 2019, S. 87-93
- [133] ROTH, A. und W. SCHMITT. Improving the bond strength of sinter joints by modifying the DBC without noble finishes and modified silver sinter pastes. In: *Integrated Power Systems (CIPS), 2014 8th International Conference on. Date 25-27 Feb. 2014*. [Berlin]: [VDE Verlag], 2014
- [134] ALTEMARK, S., M. BECKER, R. EISELE, S. FRITZSCHE, T. KREBS, T. BLANK, M. SCHNEIDER und M. BRUNS. Silber-Sinterertechnologie im Verbundprojekt 'ProPower'- neue Materialien, Prozesse und Prüfverfahren. In: *PLUS: Leuze*, S. 1937-1949. ISBN 1436-7505
- [135] FELBA, J. Technological aspects of silver particle sintering for electronic packaging [online]. *Circuit World*, 2018, 44(1), S. 2-15. ISSN 0305-6120. Verfügbar unter: doi:10.1108/CW-10-2017-0060

- [136] BUCHERT, M., S. DEGREIF, W. BULACH., D. SCHÜLER, S. PRAKASH, M. MÖLLER und A. KÖHLER. *Substitution als Strategie zur Minderung der Kritikalität von Rohstoffen für Umwelttechnologien – Potentialermittlung für Second-Best-Lösungen*. Berlin, 2019
- [137] EILKEN, B. *DA5 Project Presentation 2015* [online]. 16 Dezember 2015 [Zugriff am: 30. März 2020]. Verfügbar unter: https://www.nxp.com/docs/en/supporting-information/DA5_PROJECT_PRESENTATION_2015_1216.pdf
- [138] DEUTSCHES KUPFERINSTITUT E.V. *Verfügbarkeit von Kupfer langfristig gesichert*, 2019
- [139] U.S. GEOLOGICAL SURVEY. *Mineral commodity summaries 2020: U.S. Geological Survey*. Reston, Virginia, USA: U.S. Geological Survey, 2020. ISBN 978-1-4113-4362-7
- [140] INTERNATIONAL COPPER STUDY GROUP. *The World Copper Factbook 2019*, 2019
- [141] INTERNATIONAL COPPER STUDY GROUP. *WORLD REFINED COPPER PRODUCTION AND USAGE TRENDS*
- [142] ANGERER, G., A. MOHRING, F. MARSCHEIDER-WEIDEMANN und WIETSCHEL. *Kupfer für Zukunftstechnologien. Nachfrage und Angebot unter besonderer Berücksichtigung der Elektromobilität*. Karlsruhe, 2010
- [143] DEUTSCHES KUPFERINSTITUT E.V. *Produktionsprozesse* [online] [Zugriff am: 21. April 2020]. Verfügbar unter: <https://copperalliance.de/kupferwerkstoffe/kupfer-und-kupferlegierungen/produktionsprozesse/>
- [144] BUNDESMINISTERIUM FÜR UMWELT, NATURSCHUTZ UND NUKLEARE SICHERHEIT. *GreenTech made in Germany 2018. Umwelttechnik-Atlas für Deutschland*. Berlin, 03.2018
- [145] WINTER, M. *WebElements: THE periodic table on the WWW* [online]. Copper. University of Sheffield and WebElements Ltd, UK [Zugriff am: 1. April 2020]. Verfügbar unter: <https://www.webelements.com/copper/>
- [146] KÄHLER, J., N. HEUCK, A. WAGNER, A. STRANZ, E. PEINER und A. WAAG. *Sintering of Copper Particles for Die Attach*

- [online]. *IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology*, 2012, 2(10), S. 1587-1591. ISSN 2156-3950 [Zugriff am: 21. September 2015]. Verfügbar unter: doi:10.1109/TCPMT.2012.2201940
- [147] LANGNER, B.E. *Aurubis - Metals Lexicon*. Hamburg: Aurubis AG, 2012. ISBN 978-3-9815738-1-7
- [148] WINTER, M. *WebElements: THE periodic table on the WWW* [online]. *Silver*. University of Sheffield and WebElements Ltd, UK [Zugriff am: 1. April 2020]. Verfügbar unter: <https://www.webelements.com/silver/>
- [149] VINARICKY, E., K.-H. SCHRÖDER und J. WEISER. *Elektrische Kontakte, Werkstoffe und Anwendungen. Grundlagen, Technologien, Prüfverfahren*. 3. Auflage, 2016. ISBN 978-3-642-45427-1
- [150] LU, C. Review on silver wire bonding. In: *2013 8th International Microsystems, Packaging, Assembly and Circuits Technology Conference (IMPACT)*, 2013, S. 226-229
- [151] AZONETWORK UK LTD. *Silver - Applications and Properties of Silver* [online] [Zugriff am: 1. April 2020]. Verfügbar unter: <https://www.azom.com/properties.aspx?ArticleID=600>
- [152] RUDNICK, R. und S. GAO. Composition of the Continental Crust. *Treatise Geochem* 3:1-64 [online]. *Treatise on Geochemistry*, 2003, 3, S. 1-64. Verfügbar unter: doi:10.1016/B0-08-043751-6/03016-4
- [153] GLÖSER, S., M. SOULIER und L.A. TERCERO ESPINOZA. Dynamic Analysis of Global Copper Flows. Global Stocks, Postconsumer Material Flows, Recycling Indicators, and Uncertainty Evaluation [online]. *Environmental science & technology*, 2013, 47(12), S. 6564-6572. ISSN 0013-936X. Verfügbar unter: doi:10.1021/es400069b
- [154] DEUTSCHE BÖRSE AG. *Kursinformationen Kupfer* [online] [Zugriff am: 1. April 2020]. Verfügbar unter: <https://www.boerse-frankfurt.de/rohstoff/kupfer>
- [155] TAN, K.S. und KUAN YEW CHEONG. Physical and Electrical Characteristics of Silver-Copper Nanopaste as Alternative Die-Attach [online]. *IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology*, 2014, 4(1), S. 8-15. ISSN 2156-3950

- [Zugriff am: 24. September 2015]. Verfügbar unter:
doi:10.1109/TCPMT.2013.2285128
- [156] TAN, K.S. und K.Y. CHEONG. Effect of sintering environment on silver-copper die-attach nanopaste. In: *36th International Electronic Manufacturing Technology Conference, 2014*, S. 1-3
- [157] XU, X., X. LUO, H. ZHUANG, W. LI und B. ZHANG. Electroless silver coating on fine copper powder and its effects on oxidation resistance [online]. *Materials Letters*, 2003, **57**(24-25), S. 3987-3991. ISSN 0167577X. Verfügbar unter: doi:10.1016/S0167-577X(03)00252-0
- [158] KAMMER, M.J., A. MUZA, J. SNYDER, A. RAE, SUK JUN KIM und C.A. HANDWERKER. Optimization of Cu–Ag Core–Shell Solderless Interconnect Paste Technology [online]. *IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology*, 2015, **5**(7), S. 910-920. ISSN 2156-3950 [Zugriff am: 21. September 2015]. Verfügbar unter: doi:10.1109/TCPMT.2015.2438816
- [159] ZURCHER, J., L.D. CARRO, G. SCHLOTTIG, D.N. WRIGHT, A.-S.B. VARDROY, M.M.V. TAKLO, T. MILLS, U. ZSCHENDERLEIN, B. WUNDERLE und T. BRUNSCHWILER. All-Copper Flip Chip Interconnects by Pressureless and Low Temperature Nanoparticle Sintering. In: , S. 343-349
- [160] ZÜRCHER, J., K. YU, G. SCHLOTTIG, M. BAUM, M.M. VISSER TAKLO, B. WUNDERLE, P. WARSZYNSKI und T. BRUNSCHWILER. Nanoparticle Assembly and Sintering Towards All-Copper Flip Chip Interconnects. 26-29 May 2015, San Diego, CA, USA. In: *IEEE 65th Electronic Components & Technology Conference proceedings*
- [161] FUJIMOTO, T., T. OGURA, T. SANO und A. HIROSE. Joining of pure copper using Cu nanoparticles derived from CuO paste. In: *2016 Pan Pacific Microelectronics Symposium (Pan Pacific)*, S. 1-6
- [162] MORITA, T. und Y. YASUDA. New Bonding Technique Using Copper Oxide Materials [online]. *MATERIALS TRANSACTIONS*, 2015, **56**. ISSN 1345-9678. Verfügbar unter: doi:10.2320/matertrans.M2014399
- [163] PARK, S.W., R. UWATAKI, S. NAGAO, T. SUGAHARA, Y. KATOH, H. ISHINO, K. SUGIURA, K. TSURUTA und K. SUGANUMA. Low-pressure sintering bonding with Cu and CuO

- flake paste for power devices. In: *2014 IEEE 64th Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, 2014, S. 1179-1182
- [164] OGURA, T., T. YAGISHITA, S. TAKATA, T. FUJIMOTO und A. HIROSE. Bondability of Copper Joints Formed Using a Mixed Paste of Ag₂O and CuO for Low-Temperature Sinter Bonding [online]. *MATERIALS TRANSACTIONS*, 2013, **54**(6), S. 860-865. ISSN 1345-9678. Verfügbar unter: doi:10.2320/materials.MD201202
- [165] DENG, D., Y. JIN, Y. CHEN, T. QI und F. XIAO. Preparation of Copper Nanoparticles with Low Sintering Temperature. In: *2012 14th International Conference on Electronic Materials and Packaging (EMAP)*
- [166] KAMIKORIYAMA, Y., H. IMAMURA, A. MURAMATSU und K. KANIE. Ambient Aqueous-Phase Synthesis of Copper Nanoparticles and Nanopastes with Low-Temperature Sintering and Ultra-High Bonding Abilities [online]. *Scientific Reports*, 2019, **9**(1), S. 899. ISSN 2045-2322. Verfügbar unter: doi:10.1038/s41598-018-38422-5
- [167] VERNAYA, O.I., V.V. EPISHEV, M.A. MARKOV, V.A. NUZHIDINA, V.V. FEDOROV, V.P. SHABATIN und T.I. SHABATINA. Synthesis of Copper Nanoparticles by Thermal Decomposition of Anhydrous Copper Formate [online]. *Moscow University Chemistry Bulletin*, 2017, **72**(6), S. 267-268. ISSN 0027-1314. Verfügbar unter: doi:10.3103/S0027131417060074
- [168] ALPHA ASSEMBLY SOLUTIONS INC. Nano Copper Paste and Film for Sintered Die Attach and Similar Applications. Erfinder: S. GHOSAL, R. CHANDRAN, V. MANOHARAN, S. SARKAR, B. SINGH UND R. RAUT. WO 2020/002890 A1
- [169] SAMSUNG ELECTRO-MECHANICS CO., LTD. Reducing agent for low temperature reducing and sintering of copper nanoparticles. Erfinder: I. KIM, J.-W. JOUNG UND Y.-A. SONG. US8206609 B2
- [170] ZHENG, H., K.D.T. NGO und G.-Q. LU. Temperature Cycling Reliability Assessment of Die Attachment on Bare Copper by Pressureless Nanosilver Sintering [online]. *IEEE Transactions on Device and Materials Reliability*, 2015, **15**(2), S. 214-219. ISSN 1530-4388 [Zugriff am: 21. September 2015]. Verfügbar unter: doi:10.1109/TDMR.2015.2417114

- [171] DEL CARRO, L., C. LIU, F. KOLLER, A.A. ZINN und T. BRUN-SCHWILER. Sintering of oxide-free copper pastes for the attachment of SiC power devices. In: *2019 22nd European Microelectronics and Packaging Conference & Exhibition (EMPC)*, Pisa, Italy, 2019, S. 1-6
- [172] A. A. ZINN, R. M. STOLTENBERG, J. CHANG, Y. TSENG, S. M. CLARK und D. A. CULLEN. A novel nanocopper-based advanced packaging material. In: *2016 IEEE 18th Electronics Packaging Technology Conference (EPTC)*, 2016, S. 1-6
- [173] MOHAN, K., N. SHAHANE, P.M. RAJ, A. ANTONIOU, V. SMET und R. TUMMALA. Low-temperature, organics-free sintering of nanoporous copper for reliable, high-temperature and high-power die-attach interconnections. In: *2017 IEEE Applied Power Electronics Conference and Exposition (APEC)*, 2017, S. 3083-3090
- [174] TAMILVANAN, A., B. KULENDRAN, K. PONAPPA und B. KUMAR. Copper Nanoparticles: Synthetic Strategies, Properties and Multifunctional Application [online]. *International Journal of Nanoscience*, 2014, **13**. Verfügbar unter: doi:10.1142/S0219581X14300016
- [175] NAKAKO, H., D. ISHIKAWA, C. SUGAMA, Y. KAWANA, M. NEGISHI und Y. EJIRI. Sintering Copper Die-Bonding Paste Curable Under Pressureless Conditions. In: *PCIM Europe 2017; International Exhibition and Conference for Power Electronics, Intelligent Motion, Renewable Energy and Energy Management*, 2017, S. 1-5
- [176] DEL CARRO, L., M. KOSSATZ, L. SCHNACKENBERG, M. FETTKE, I. CLARK und T. BRUNSCHWILER. Laser Sintering of Dip-Based All-Copper Interconnects. In: *2018 IEEE 68th Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*: IEEE, 29. Mai 2018 - 1. Juni 2018, S. 279-286. ISBN 978-1-5386-4999-2
- [177] S. K. BHOGARAJU, A. HANß, M. SCHMID, G. ELGER und F. CONTI. Evaluation of silver and copper sintering of first level interconnects for high power LEDs. In: *2018 7th Electronic System-Integration Technology Conference (ESTC)*, 2018, S. 1-8
- [178] ISHIKAWA, D., H. NAKAKO, Y. KAWANA, C. SUGAMA, M. NEGISHI, Y. EJIRI, S. UEDA, B. N. AN, H. WURST, B. LEYRER, T.

- BLANK und M. WEBER. Copper Die-Bonding Sinter Paste: Sintering and Bonding Properties. In: *2018 7th Electronic System-Integration Technology Conference (ESTC)*, 2018, S. 1-10
- [179] LIU, X. und H. NISHIKAWA. Improved Joint Strength with Sintering Bonding Using Microscale Cu Particles by an Oxidation-Reduction Process. In: *ECTC, Electronic Components and Technology Conference 2016 – Proceedings*, S. 455-460
- [180] BOND, W.D. THERMOGRAVIMETRIC STUDY OF THE KINETICS OF THE REDUCTION OF CUPRIC OXIDE BY HYDROGEN₁ [online]. *The Journal of Physical Chemistry*, 1962, **66**(9), S. 1573-1577. ISSN 0022-3654. Verfügbar unter: doi:10.1021/j100815a002
- [181] RODRIGUEZ, J.A., J.Y. KIM, J.C. HANSON, M. PÉREZ und A.I. FRENKEL. Reduction of CuO in H₂: In Situ Time-Resolved XRD Studies [online]. *Catalysis Letters*, 2003, **85**(3), S. 247-254. ISSN 1572-879X. Verfügbar unter: doi:10.1023/A:1022110200942
- [182] UNITED STATES DEPARTMENT OF DEFENSE. *MIL-STD-883 K. TEST METHOD STANDARD: MICROCIRCUITS*, 25. April 2016
- [183] SUZUKI, T., Y. YASUDA, T. TERASAKI, T. MORITA, Y. KAWANA, D. ISHIKAWA, M. NISHIMURA, H. NAKAKO und K. KURAFUCHI. Macro- and Micro-Deformation Behavior of Sintered-Copper Die-Attach Material. *IEEE Transactions on Device and Materials Reliability*, 2018, **18**(1), S. 54-63
- [184] SUZUKI, T., Y. YASUDA, T. TERASAKI, T. MORITA, Y. KAWANA, D. ISHIKAWA, M. NISHIMURA, H. NAKAKO und K. KURAFUCHI. Thermal cycling lifetime estimation of sintered metal die attachment. In: *2016 International Conference on Electronics Packaging (ICEP)*, S. 400-404
- [185] WANG, M., Y. SHAN, Y. MEI, X. LI und G. LU. Processing and Characterization of Die-attach on Uncoated Copper by Pressureless Silver Sintering and Low-pressure-assisted Copper Sintering. In: *2019 International Conference on Electronics Packaging (ICEP)*, 2019, S. 1-4
- [186] TAKATA, S., C. CHEN, Y. GAO und K. SUGANUMA. Sintering Cu Paste on Cu Plates with Different Metallization. In: *PCIM Europe 2019; International Exhibition and Conference for Power Electronics, Intelligent Motion, Renewable Energy and Energy Management*, 2019, S. 1-6

- [187] NAKAKO, H., D. ISHIKAWA, C. SUGAMA, Y. KAWANA, M. NEGISHI, Y. YANAKA und Y. EJIRI. Relationship Between Bonding Properties and Porosity of Sintered Cu Bonding. In: *PCIM Europe 2019; International Exhibition and Conference for Power Electronics, Intelligent Motion, Renewable Energy and Energy Management*, 2019, S. 1-5
- [188] HANSS, A., M. SCHMID, S. K. BHOGARAJU, F. CONTI und G. ELGER. Reliability of Sintered and Soldered High Power Chip Size Packages and Flip Chip LEDs. In: *2018 IEEE 68th Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, 2018, S. 2080-2088
- [189] EICHINGER, B., T. BEHRENDT, S. N. OHM, F. CRAES, M. MISCHITZ und R. BRUNNER. Cu Sinter Pastes for Pure-Cu Die-Attach Applications of Power Modules. In: *2018 IEEE 20th Electronics Packaging Technology Conference (EPTC)*, 2018, S. 26-30
- [190] A. HANSS, M. SCHMID, S. K. BHOGARAJU, F. CONTI und G. ELGER. Process development and reliability of sintered high power chip size packages and flip chip LEDs. In: *2018 International Conference on Electronics Packaging and iMAPS All Asia Conference (ICEP-IAAC)*, 2018, S. 479-484
- [191] S. K. BHOGARAJU, O. MOKHTARI, J. PASCUCI, A. HANSS, M. SCHMID, F. CONTI und G. ELGER. Hybrid Cu particle paste with surface-modified particles for high temperature electronics packaging. In: *2019 22nd European Microelectronics and Packaging Conference Exhibition (EMPC)*, 2019, S. 1-8
- [192] GAO, Y., W. LI, C. CHEN, H. ZHANG, J. JIU, C.-F. LI, S. NAGAO und K. SUGANUMA. Novel copper particle paste with self-reduction and self-protection characteristics for die attachment of power semiconductor under a nitrogen atmosphere [online]. *Materials & Design*, 2018, **160**, S. 1265-1272. ISSN 02641275. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matdes.2018.11.003
- [193] GUTIERREZ, M., N. WANG, M.K. SAMANI, L. YE und J. LIU. Sintering of SiC enhanced copper paste for high power applications. In: *2017 IMAPS Nordic Conference on Microelectronics Packaging (NordPac)*, 2017, S. 151-156
- [194] YOON, J.-W. und J.-H. BACK. Effect of Sintering Conditions on the Mechanical Strength of Cu-Sintered Joints for High-Power

- Applications [online]. *Materials (Basel, Switzerland)*, 2018, **11**(11). ISSN 1996-1944. Verfügbar unter: doi:10.3390/ma1112105
- [195] GAO, Y., C. CHEN, S. NAGAO, K. SUGANUMA, A. S. BAHMAN und F. IANNUZZO. Highly Reliable Package using Cu Particles Sinter Paste for Next Generation Power Devices. In: *PCIM Europe 2019; International Exhibition and Conference for Power Electronics, Intelligent Motion, Renewable Energy and Energy Management*, 2019, S. 1-4
- [196] LI, G., J. FANA, S. LIAO, P. ZHUA, B. ZHANG, T. ZHAO, R. SUN und C. WONG. Low Temperature Sintering of Dendritic Cu Based Pastes for Power Semiconductor Device Interconnection. In: *2019 IEEE 69th Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, 2019, S. 81-86
- [197] YAMAUCHI, S., K. ANAI, J. JO, T. SAKAUE, J. Y. CHANG, S. Y. FUN, K. H. CHENG, H. W. CHENG, H. H. LIN, W. K. HAN, S. F. HSU, C. M. TSENG und T. C. CHANG. The characteristics of Sintered Copper Layer by Pressure Sintering Process for Power Module Application. In: *PCIM Europe 2019; International Exhibition and Conference for Power Electronics, Intelligent Motion, Renewable Energy and Energy Management*, 2019, S. 1-4
- [198] BLANK, T., V. DUDEK, M. LUH, B. N. AN, H. WURST, B. LEYRER, D. ISHIKAWA und M. WEBER. GaAs Diode Rectifier Power Module in mixed Ag- and Large Area Cu-Sintering Technology for Ultra-Fast and Wireless Electric Vehicle Battery Charging. In: *2019 International Conference on Electronics Packaging (ICEP)*, 2019, S. 92-97
- [199] CREE INC. *Datasheet CPM2-1200-0080B. Silicon Carbide Power MOSFET*. Datasheet. Durham, NC 27703, USA, 2016
- [200] SEMIKRON INTERNATIONAL GMBH. *SKCD 16 C 120 I4F. CAL-DIODE*. Datasheet, 2011
- [201] SEMIKRON INTERNATIONAL GMBH. *SKCD 81 C 065 I4F. CAL-DIODE*. Datasheet, 12. Juni 2012
- [202] JOSEPH MORELOS. *Hydrogen – Safety Considerations and Future Regulations*. Valencia Spain, June 2017
- [203] PINK GMBH THERMOSYSTEME. *The flexible sintering system SIN 200+ For extraordinarily reliable, highly thermally conductive*

- bonds* [online]. Verfügbar unter:
https://www.pink.de/images/PDFs/SIN2ooplus_engl_web.pdf
- [204] MERCK KGAA. *Datasheet 774103 Sigma-Aldrich Copper nano-powder, 60-80 nm particle size (SAXS), ≥99.5% trace metals basis* [online], 2021 [Zugriff am: 23. Juli 2021]. Verfügbar unter:
https://www.sigmaaldrich.com/catalog/product/aldrich/774103?lang=de®ion=DE&clid=EA1aIQobChMI3Mvw-obg6AIVVImyCh1ZFQsIEAAYASAAEgK8HfD_BwE
- [205] ASM ASSEMBLY SYSTEMS GMBH & CO.KG. *ASM SilverSAM* [online]. *Manufacturing power electronics with silver sintering* [Zugriff am: 21. April 2020]. Verfügbar unter: <https://www.asm-back-end-systems.com/en/back-end-systems-home/solutions/manufacturing-power-electronics>
- [206] BOSCHMAN TECHNOLOGIES B.V. *SINTERSTAR SERIES Ag-sintering technology*. Niederlande
- [207] PINK GMBH THERMOSYSTEME. *Die flexible Sinteranlage SIN 200+* [online]. *Für zuverlässige und temperaturbeständige Sinterverbindungen*, 2018 [Zugriff am: 21. April 2020]. Verfügbar unter: http://www.pink.de/images/PDFs/SIN2ooplus_dt_web.pdf
- [208] AMX AUTOMATRIX SRL. *AMX X- Sintering press portfolio*, 2021
- [209] CREE INC. *Datasheet CPM2-1700-0045B* [online]. *Silicon Carbide Power MOSFET C2MTM MOSFET Technology*, 2016
- [210] GLIDDEN CO. Method of preparing copper powder. Erfinder: Jr Jeseoph E Drapeau. USA. US 2170814 A
- [211] WHEELER, I. *Metallic pigments in polymers*. Shrewsbury: RAPRA Technology, 1999. ISBN 978-1859571668
- [212] *Patent US2274766 - Manufacture of flake copper powder* [online], 1942. 4 Juli 1939 [Zugriff am: 11. August 2016]. Verfügbar unter: <https://www.google.de/patents/US2274766?dq=reduction+copper+milling&hl=de&sa=X&ved=oahUKEwiWIO3GuLnOAhXFbRQKHRwuCEMQ6AEIZDAI>
- [213] REICHARDT, R. *Ereignisdiskrete Simulation einer Hochenergie-Kugelmühle*. Dissertation. Siegen, 2005
- [214] SCHAAL, M. Special effect pigments for plastics. In: *Proceedings of High Performance Fillers 2006*, S. 81-89

- [215] BRUNAUER, S., P.H. EMMETT und E. TELLER. Adsorption of Gases in Multimolecular Layers [online]. *Journal of the American Chemical Society*, 1938, **60**(2), S. 309-319. ISSN 0002-7863. Verfügbar unter: doi:10.1021/ja01269a023
- [216] 3P INSTRUMENTS GMBH & CO. KG. *Gasadsorption: Bestimmung der spezifischen Oberfläche (BET-Oberfläche)* [online] [Zugriff am: 08.05.2020]. Verfügbar unter: <https://www.3p-instruments.com/de/measurement-methods/bet-surface-area/>
- [217] LIEBIG, J. *Anleitung zur Analyse organischer Körper*. Braunschweig: Vieweg, 1837
- [218] SPEKTRUM DER WISSENSCHAFT VERLAGSGESELLSCHAFT MBH. *LEXIKON DER CHEMIE* [online]. *Elementaranalyse* [Zugriff am: 24. Mai 2020]. Verfügbar unter: <https://www.spektrum.de/lexikon/chemie/elementaranalyse/2878>
- [219] FRANKE, J. *Räumliche elektronische Baugruppen (3D-MID). Werkstoffe, Herstellung, Montage und Anwendungen für spritzgegossene Schaltungsträger*. München: Hanser, 2013. ISBN 9783446437784
- [220] N&H TECHNOLOGY GMBH. *2- und 4-Punkt Messung* [online]. Verfügbar unter: <https://www.nh-instruments.de/2-und-4-punkt-messung/>
- [221] N&H TECHNOLOGY GMBH. *2- und 4-Punkt Messung* [online] [Zugriff am: 14. Mai 2019]. Verfügbar unter: <https://www.nh-instruments.de/2-und-4-punkt-messung/>
- [222] TU ILMENAU. *Elektrische Leitfähigkeit (WSW)* [online]. (*El-LeitW*) [Zugriff am: 21. August 2019]. Verfügbar unter: https://www.tu-ilmeneau.de/fileadmin/media/wt/Lehre/Praktikum/Werkstoffwissenschaft_WSW/3._Fachsemester/_ElLeitW__Elektrische_Leitfaehigkeit_v2018.pdf
- [223] LANGEHEINECKE, K., P. JANY und E. SAPPER. *Thermodynamik für Ingenieure. Mit 64 Tabellen ; [ein Lehr- und Arbeitsbuch für das Studium ; CD-ROM mit Berechnungssoftware]*. 3., durchges. Aufl. Braunschweig: Vieweg, 2001. Viewegs Fachbücher der Technik. ISBN 3-528-24785-1

- [224] NETZSCH-GERÄTEBAU GMBH. *Laser-Flash-Apparatur LFA 427* [online]. *Temperatur- und Wärmeleitfähigkeit zwischen -120 °C und 2800 °C Methode, Techniken und Applikationen* [Zugriff am: 28. April 2020]
- [225] BULIŃSKI, Z., S. PAWLAK, T. KRYSIŃSKI, W. ADAMCZYK und R. BIAŁECKI. Application of the ASTM D5470 standard test method for thermal conductivity measurements of high thermal conductive materials [online]. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 2019, 2(95), S. 57-63. ISSN 1734-8412. Verfügbar unter: doi:10.5604/01.3001.0013.7915
- [226] WUNDERLE, B., R. MROSSKO, M. ABO RAS, D. MAY, R. SCHACHT, H. OPPERMAN, J. KELLER und B. MICHEL. In-situ measurement of various thin bond-line-thickness thermal interface materials with correlation to structural features. In: *2008 14th International Workshop on Thermal Investigation of ICs and Systems*, 2008, S. 112-117
- [227] ABO RAS, M., R. HAUG, R. SCHACHT, C. MONORY-PLANTIER, D. MAY, B. WUNDERLE, T. WINKLER und B. MICHEL. Automated test system for in-situ testing of reliability and aging behaviour of thermal interface materials. In: , 2011
- [228] ABO RAS, M., D. MAY, R. SCHACHT, M. BAST, R. EISELE, B. MICHEL, T. WINKLER, R. RZEPKA und B. WUNDERLE. "LaT-IMA" an innovative test stand for thermal and electrical characterization of highly conductive metals, die attach, and substrate materials. In: *2015 21st International Workshop on Thermal Investigations of ICs and Systems (THERMINIC)*, 2015, S. 1-6
- [229] ABO RAS, M., D. MAY, T. WINKLER, B. MICHEL, S. RZEPKA und B. WUNDERLE. Thermal characterization of highly conductive die attach materials. In: , 2014
- [230] FRANZ, R. und G. WIEDEMANN. Ueber die Wärme-Leitungsfähigkeit der Metalle [online]. *Annalen der Physik*, 1853, 165(8), S. 497-531. Verfügbar unter: doi:10.1002/andp.18531650802
- [231] HORNBOGEN, E., H. WARLIMONT und B. SKROTZKI. *Metalle. Struktur und Eigenschaften der Metalle und Legierungen*. 7. Aufl. 2019. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2019. ISBN 978-3-662-57763-9

- [232] LORENZ, L. Bestimmung der Wärmegrade in absolutem Maasse [online]. *Annalen der Physik*, 1872, **223**(11), S. 429-452. Verfügbar unter: doi:10.1002/andp.18722231107
- [233] DRUDE, P. Zur Elektronentheorie der Metalle [online]. *Annalen der Physik*, 1900, **306**(3), S. 566-613. Verfügbar unter: doi:10.1002/andp.19003060312
- [234] BÜRCEL, R. *Festigkeitslehre und Werkstoffmechanik*. Wiesbaden: Vieweg, 2005. ISBN 978-3-8348-0077-0
- [235] KRÜGER, S. BECKMANN, M. Theoretische Betrachtung der mechanischen Verformungen und Spannungen in vorgeformten feuerfesten Zustellungen. In: VGB, Hg. *VGB PowerTech* (2009), 2009
- [236] HAGEN, J. von der. *Mechanische Spektroskopie an dünnen Kupferschichten*. Stuttgart, 2001
- [237] BÜRCEL, R., H.A. RICHARD und A. RIEMER. *Werkstoffmechanik. Bauteile sicher beurteilen und Werkstoffe richtig einsetzen*. 2., überarb. Aufl. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2014. ISBN 978-3-658-03934-9
- [238] WEIßBACH, W., M. DAHMS und C. JAROSCHEK. *Werkstoffkunde. Strukturen, Eigenschaften, Prüfung*. 19., vollst. überarb. u. erw. Aufl. 2015, 2015. ISBN 978-3-658-03919-6
- [239] NETZSCH-GERÄTEBAU GMBH. *EPLEXOR® Series up to ± 6000 N Ultra-High-Force DMA/DMTA* [online]. *Dynamic-Mechanical Testing Systems* [Zugriff am: 20. Februar 2019]. Verfügbar unter: www.netzsch.de
- [240] ILSCHNER, B. und R.F. SINGER. *Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik. Eigenschaften, Vorgänge, Technologien*. 5., neu bearbeitete Auflage. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2010. Springer-Lehrbuch. ISBN 978-3-642-01734-6
- [241] THE INSTITUTE FOR INTERCONNECTING AND PACKAGING ELECTRONIC CIRCUITS. *IPC-TM-650 TEST METHODS MANUAL. Die Shear Strength*. 2.4.42.2. Northbrook, USA, Feb. 98
- [242] CHEW, L.M., W. SCHMITT, J. NACHREINER und S. GUNST. *Silver sinter paste optimized for pressure sintering under air atmosphere on precious and non-precious metal surfaces with high reliable sintered joints*, 2018

- [243] KANANI, N. *Moderne Mess- und Prüfverfahren für metallische und andere anorganische Überzüge ; mit 23 Tabellen*. Renningen: Expert-Verl., 2007. ISBN 3816926533
- [244] HERBOTH, T., C. FRÜH, M. GÜNTHER und 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*, 2012, 1/7-7/7
- [245] STENZEL, D., C. SCHWARZER, M. SCHNEPF, W. SCHMITT, T. BLANK, J. FRANKE und MICHAEL KALOUDIS. Characterization of Alternative Sinter Materials for Power Electronics. In: *EMPC 2019*, 2019
- [246] BERNHARD, F. *Handbuch der Technischen Temperaturmessung*: Springer Berlin Heidelberg, 2014. ISBN 978-3-642-24505-3
- [247] SCHLETZ, A. *Aktive Temperaturwechsel. Test und Interpretation*, 21. Mai 2012. Leistungselektronik - Fraunhofer Innovationscluster
- [248] SIEGAL, B. *An Introduction to Diode Thermal Measurements* [online], 2009. Verfügbar unter: https://thermengr.net/An_Introduction_to_Diode_Thermal_Measurements6.pdf
- [249] STRUNZ, M. *Instandhaltung. Grundlagen - Strategien - Werkstätten*. Berlin: Springer Berlin, 2012. ISBN 978-3-642-27389-6
- [250] GOPI REDDY, L., L. TOLBERT und B. OZPINECI. Power Cycle Testing of Power Switches: A Literature Survey [online]. *IEEE Transactions on Power Electronics*, 2014, S. 1. ISSN 0885-8993. Verfügbar unter: doi:10.1109/TPEL.2014.2359015
- [251] GUNN, J.E., S. K. MALIK und P. M. MAZUMDAR. Highly Accelerated Temperature and Humidity Stress Test Technique (HAST). In: *19th International Reliability Physics Symposium*, 1981, S. 48-51
- [252] M. KNOERR, S. KRAFT und A. SCHLETZ. Reliability assessment of sintered nano-silver die attachment for power semiconductors. In: *2010 12th Electronics Packaging Technology Conference*, 2010, S. 56-61

- [253] MATKOWSKI, P.K., T. FAŁAT und A. MOŚCICKI. Reliability testing of electrically conductive joints made of sintered nano silver. In: *Proceedings of the 5th Electronics System-integration Technology Conference (ESTC)*, 2014, S. 1-6
- [254] NG, W.C.W., K. SWEATMAN, K. KUMAGAI, K. TAKAMURA, T. NISHIMURA, S. LETZ und A. SCHLETZ. The correlation between sintered silver joint reliability and pressure assisted sintering parameters. In: *2017 IEEE 19th Electronics Packaging Technology Conference (EPTC)*, 2017, S. 1-6
- [255] LU, D. und C.P. WONG. Characterization of Silver Flake Lubricants [online]. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 2000, **59**(3), S. 729-740. ISSN 1572-8943. Verfügbar unter: doi:10.1023/A:1010193402130
- [256] NANETTI, P. *Lackrohstoffkunde*. 3., überarb. Aufl. Hannover: Vincentz Network, 2009. Farbe und Lack Edition. ISBN 3-86630-846-9
- [257] KLEIN, G.A. *Industrial Color Physics*. New York, NY: Springer Science+Business Media LLC, 2010. Springer Series in Optical Sciences. 154. ISBN 9781441911964
- [258] WIßLING, P. *Metallic effect pigments. Fundamentals and applications*. Hannover: Vincentz Network, 2006. European coatings literature. ISBN 3878701713
- [259] DOBRY, A. und H.E. MAHNCKE. Reaction of Stearic Acid Monolayers with Copper and Cuprous Oxide [online]. *Nature*, 1954, **174**(4428), S. 507. ISSN 1476-4687. Verfügbar unter: doi:10.1038/174507a0
- [260] HU, Z.-S., S. HSU und P. WANG. Tribochemical Reaction of Stearic Acid on Copper Surface Studied by Surface Enhanced Raman Spectroscopy [online]. *Tribology Transactions - TRIBOL TRANS*, 1992, **35**, S. 417-422. Verfügbar unter: doi:10.1080/10402009208982137
- [261] GÖNEN, M., T.O. EGBUCHUNAM, D. BALKÖSE, F. İNAL und S. ÜLKÜ. Preparation and characterization of magnesium stearate, cobalt stearate, and copper stearate and their effects on poly(vinyl chloride) dehydrochlorination [online]. *Journal of Vinyl and Additive Technology*, 2015, **21**(4), S. 235-244. Verfügbar unter: doi:10.1002/vnl.21384

- [262] GÖNEN, M., T. EGBUCHUNAM, D. BALKÖSE, F. INAL und S. ULKU. A Review: Preparation, Characterization and Applications of Magnesium Stearate, Cobalt Stearate and Copper Stearate, 2010, S. 101-106
- [263] MINITAB, L.L. *Methoden und Formeln für Stichprobenumfang für Parameterschätzung* [online], 2020 [Zugriff am: 20. November 2020]. Verfügbar unter: <https://support.minitab.com>
- [264] ONDRACEK, G. Zum Zusammenhang zwischen Eigenschaften und Gefügestruktur mehrphasiger Werkstoffe Teil I: Zielsetzung, Kenntnisstand und stereologische Beschreibung der Gefügestruktur [online]. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 1977, **8**(7), S. 240-246. ISSN 0933-5137. Verfügbar unter: doi:10.1002/mawe.19770080707
- [265] HORNBOGEN, E. und H. WARLIMONT. *Metallkunde. Aufbau und Eigenschaften von Metallen und Legierungen*. Zweite, völlig neubearbeitete und erweiterte Auflage. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 1991. Springer-Lehrbuch. ISBN 3662221551
- [266] ONDRACEK, G. Zur quantitativen Gefüge Feldeigenchafts-Korrelation mehphasiger Werkstoffe. *Metall*, 1982, **36**(5 ; 12), S. 523 - 531, 1288 - 1290
- [267] ONDRACEK, G. Zum Zusammenhang zwischen Eigenschaften und Gefügestruktur zweiphasiger Werkstoffe. Teil II: Gefügestruktur und spezifischer elektrischer Widerstand [online]. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 1977, **8**(8), S. 280-287. ISSN 0933-5137. Verfügbar unter: doi:10.1002/mawe.19770080808
- [268] ONDRACEK, G. Zum Gefügeeinfluß auf die Leitfähigkeit von Verbundwerkstoffen. *Zeitschrift für Metallkunde*, 1986, **77**, S. 603-610
- [269] ONDRACEK, G. *Zur Beziehung zwischen Gefügestruktur und thermomechanischen Eigenschaften bei zweiphasigen Werkstoffen und porösen Sinterwerkstoffen*. Karlsruhe, 1987
- [270] VINCENT, C., J.F. SILVAIN, J.M. HEINTZ und N. CHANDRA. Effect of porosity on the thermal conductivity of copper processed by powder metallurgy [online]. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, 2012, **73**(3), S. 499-504. ISSN 00223697. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jpcs.2011.11.033

- [271] WEBER, C., H. WALTER, M. V. DIJK, M. HUTTER, O. WITTLER und K. 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)*, 2016, S. 1335-1341
- [272] SCHAAL, M., M. KLINGLER und 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)*, 2018, S. 1-18
- [273] MCNULTY, J.C. *Processing and Reliability Issues for Eutectic AuSn Solder Joints* [online] [Zugriff am: 19. Oktober 2020]. Verfügbar unter: <https://www.dfrsolutions.com/processing-and-reliability-issues-for-eutectic-ausn-solder-joints>
- [274] BELL, H. *Reflow Technologie. Grundlagen des Reflowlötens*. Teil 2: Reflowlötverfahren. 2. Auflage: Rehm Thermal systems GmbH
- [275] MWT. *Application Note: Solder Flow recommendations SN/63 tin lead solder* [online]. Verfügbar unter: https://www.rfmw.com/data/mwt_solder_flow_recommendation_s_sn63%20.pdf
- [276] SIEWERT, T., S. LIU, D. SMITH und J.C. MADENI. *Properties of Lead-Free Solders Release 4.0* [online], 2002. Verfügbar unter: https://www.msed.nist.gov/solder/NIST_LeadfreeSolder_v4.pdf
- [277] COPPOLA, L., D. HUFF, F. WANG, R. BURGOS und D. BOROYEVICH. Survey on High-Temperature Packaging Materials for SiC-Based Power Electronics Modules. In: *2007 IEEE Power Electronics Specialists Conference*, 2007, S. 2234-2240
- [278] MENON, S., E. GEORGE, M. OSTERMAN und M. PECHT. High lead solder (over 85 %) solder in the electronics industry: RoHS exemptions and alternatives [online]. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 2015, **26**(6), S. 4021-4030. ISSN 0957-4522. Verfügbar unter: doi:10.1007/s10854-015-2940-4
- [279] MÜLLER, W. *Metallische Lotwerkstoffe. Arten, Eigenschaften, Verwendung ; mit 82 Tabellen*. Düsseldorf: Dt. Verl. für Schweißtechnik, 1990. Fachbuchreihe Schweißtechnik. 108. ISBN 978-3871551253
- [280] GREVE, H., S.A. MOEINI, P. MCCLUSKEY und S. JOSHI. High Temperature Shear Strength of Cu-Sn Transient Liquid Phase

- Sintered Interconnects. In: *Volume 2: Advanced Electronics and Photonics, Packaging Materials and Processing; Advanced Electronics and Photonics: Packaging, Interconnect and Reliability; Fundamentals of Thermal and Fluid Transport in Nano, Micro, and Mini Scales*: American Society of Mechanical Engineers, 07062015. ISBN 978-0-7918-5689-5
- [281] RUDZKI, J. *Aufbaukonzepte für die Leistungselektronik mit der Niedertemperatur-Verbindungstechnik*. Als Ms. gedr. Düsseldorf: VDI-Verl., 2006. Fortschritt-Berichte / 21 / VDI. Nr. 376. ISBN 3-18-337621-0
- [282] YEA-YANG SU. Electrochemical study of the interaction between fatty acid and oxidized copper [online]. *Tribology International*, 1997, **30**(6), S. 423-428. ISSN 0301-679X. Verfügbar unter: doi:10.1016/S0301-679X(97)00005-4
- [283] MAHER, K.D., K.M. KIRKWOOD, M.R. GRAY und D.C. BRESSLER. Pyrolytic Decarboxylation and Cracking of Stearic Acid [online]. *Industrial & Engineering Chemistry Research*, 2008, **47**(15), S. 5328-5336. ISSN 0888-5885. Verfügbar unter: doi:10.1021/ie0714551
- [284] AUGUSTIN, C. *Das Verhalten von Pflanzenölen bei der thermischen Zersetzung und der Desoxygenierung zu regenerativen Energieträgern*: Unpublished, 2016
- [285] BERENBLYUM, A.S., V.Y. DANYUSHEVSKY, E.A. KATSMAN, R.S. SHAMSIEV und V.R. FLID. Specifics of the stearic acid deoxygenation reaction on a copper catalyst [online]. *Petroleum Chemistry*, 2013, **53**(6), S. 362-366. ISSN 1555-6239. Verfügbar unter: doi:10.1134/S0965544113060042
- [286] ELGER, G., O. MOKHTARI, S.K. BHOGARAJU, M. MEIER und H. SCHWEIGART. Analyse der Reaktionsprodukte von Metall-Formiaten im rückstandsfreien Lötprozess. In: *EBL 2020 – Elektronische Baugruppen und Leiterplatten - 10. DVS/GMM-Tagung*, S. 301-308
- [287] ROSEN, Y., R. MARRACH, V. GUTKIN und S. MAGDASSI. Thin Copper Flakes for Conductive Inks Prepared by Decomposition of Copper Formate and Ultrafine Wet Milling [online]. *Advanced Materials Technologies*, 2019, **4**(1), S. 1800426. ISSN 2365709X. Verfügbar unter: doi:10.1002/admt.201800426

- [288] CLASING, M. und F. SAUERWALD. Synthetische Festkörper. XI. Über den Einfluß von Oberflächenschichten, insbesondere von Oxydschichten auf das Sintern von Metallen [online]. *Z. Anorg. Allg. Chem. (Zeitschrift für anorganische und allgemeine Chemie)*, 1952, **271**(1-2), S. 88-92. Verfügbar unter: doi:10.1002/zaac.19522710113
- [289] LI, M., Y. SU, J. HU, L. YAO, H. WEI, Z. YANG und Y. ZHANG. Hierarchically porous micro/nanostructured copper surfaces with enhanced antireflection and hydrophobicity [online]. *Applied Surface Science*, 2016, **361**, S. 11-17. ISSN 01694332. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.apsusc.2015.10.217
- [290] CHOU, P.-W., J.-M. SONG, Z.-Y. XIE, M. AKAIKE, T. SUGA, M. FUJINO und J.-Y. LIN. Low temperature de-oxidation for copper surface by catalyzed formic acid vapor [online]. *Applied Surface Science*, 2018, **456**, S. 890-898. ISSN 01694332. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.apsusc.2018.06.205
- [291] WANG, M.Y., Y.-H. MEI, X. LI und G.-Q. LU. Relationship between Transient Thermal Impedance and Shear Strength of Pressureless Sintered Silver as Die Attachment for Power Devices. In: *ICEP-IAAC 2015 Proceedings*
- [292] CHEAT, L.W. und L. S. SING. Copper Discoloration: Correlation Between Copper Oxidation States and Their Colors. In: *2018 IEEE International Symposium on the Physical and Failure Analysis of Integrated Circuits (IPFA)*, 2018, S. 1-3
- [293] SCHWARZER, C., L. M. CHEW, T. STOLL, J. FRANKE und M. KALOUDIS. A New Development of Micro-Copper Sinter Material for High Power Electronics Application. In: *CIPS 2020; 11th International Conference on Integrated Power Electronics Systems*, 2020, S. 1-6
- [294] SCHWARZER, C., L. M. CHEW, T. STOLL, J. FRANKE und M. KALOUDIS. A New Development of Micro-Copper Sinter Material for High Power Electronics Application. In: *CIPS 2020; 11th International Conference on Integrated Power Electronics Systems*, 2020, S. 1-6
- [295] DEVOTO, D.J., P.P. PARET und A. WERESZCZAK. *Stress intensity of delamination in a sintered-silver interconnection*. Preprint. [Golden, Colo.]: National Renewable Energy Laboratory, 2014. NREL/CP. 5400-61598

- [296] CHEN, C., C. CHOE, Z. ZHANG, D. KIM und K. SUGANUMA. Low-stress design of bonding structure and its thermal shock performance (-50 to 250 °C) in SiC/DBC power die-attached modules [online]. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 2018, **29**(16), S. 14335-14346. ISSN 0957-4522. Verfügbar unter: doi:10.1007/s10854-018-9568-0
- [297] HILLERLINGMANN, U. Metallisierung und Kontakte. In: U. HILLERLINGMANN, Hg. *Silizium-Halbleitertechnologie: Grundlagen mikroelektronischer Integrationstechnik*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2019, S. 123-139. ISBN 978-3-658-23444-7
- [298] CREE INC. *Data Sheet CPM3-0900-0010A*. Durham, NC 27703, USA, 2017
- [299] MAGNUSON, H. und K. FRISK. *Self-diffusion and impurity diffusion of hydrogen, oxygen, sulphur and phosphorus in copper*. Technical Report TR-24-13. Stockholm, 2013
- [300] RAVI, R. und A. PAUL. Diffusion mechanism in the gold-copper system [online]. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 2012, **23**(12), S. 2152-2156. ISSN 0957-4522. Verfügbar unter: doi:10.1007/s10854-012-0729-2
- [301] YOON, J.-W., J.-H. BACK und S.-B. JUNG. Effect of surface finish metallization on mechanical strength of Ag sintered joint [online]. *Microelectronic Engineering*, 2018, **198**, S. 15-21. ISSN 0167-9317. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.mee.2018.06.009
- [302] L. C. WAI, W. W. SEIT, E. P. JIAN RONG, M. Z. DING, V. S. RAO und D. R. MINWOO. Study on silver sintered die attach material with different metal surfaces for high temperature and high pressure ($300^{\circ}\text{C}/30\text{kpsi}$) applications. In: *2013 IEEE 15th Electronics Packaging Technology Conference (EPTC 2013)*, 2013, S. 335-340
- [303] BLANK, T., M. BRUNS, C. KUEBEL, B. LEYRER, M. MEISSER, M. WEBER, J. RUDZKI, F. OSTERWALD, K. WILKE, N. BUSCHE und R. EISELE. Low Temperature Silver Sinter Processes on ENIG Surfaces. In: *CIPS 2016; 9th International Conference on Integrated Power Electronics Systems*, 2016, S. 1-6
- [304] ZHENG ZHANG, CHUANTONG CHEN, GUIMING LIU, CAIFU LI, SEIGO KUROSAKA, SHIJO NAGAO und KATSUAKI SUGANUMA. Enhancement of bonding strength in Ag sinter joining on Au surface finished substrate by increasing Au grain-

- size [online]. *Applied Surface Science*, 2019, **485**, S. 468-475. ISSN 01694332. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.apsusc.2019.04.228
- [305] TOLLEFSEN, T.A., O.M. LØVVIK, K. AASMUNDTVEIT und A. LARSSON. Effect of Temperature on the Die Shear Strength of a Au-Sn SLID Bond [online]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, **44**(7), S. 2914-2916. ISSN 1073-5623. Verfügbar unter: doi:10.1007/s11661-013-1725-8
- [306] HERAEUS DEUTSCHLAND GMBH. *New Products: mAgic PE338* [online]. *Ag Sinter Paste for Stencil Printing*, 2018. Verfügbar unter: https://www.heraeus.com/media/media/het/doc_het/brochures_en_1/Factsheet_PE338_ENG.pdf
- [307] XIN, Y.L. Sinter paste for power packages. In: *2014 IEEE 16th Electronics Packaging Technology Conference (EPTC)*, 2014, S. 458-462
- [308] K. SASAKI, N. MIZUMURA, A. TSUNO, S. YAGCI und 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*, 2017, S. 1-5
- [309] SCHWARZER, C., W. SCHMITT, M. SCHNEPF, J. FRANKE und M. KALOUDIS. Investigation of a Sintering Process for Micro-Scale Copper Material, 4. April 2019
- [310] KNOERR, M. und A. SCHLETZ. Power Semiconductor Joining through Sintering of Silver Nanoparticles: Evaluation of Influence of Parameters Time, Temperature and Pressure on Density, Strength and Reliability. In: *6th International Conference on Integrated Power Electronics Systems, March, 16 - 18, 2010 Nuremberg/Germany*
- [311] SCHEEL, W., Hg. *Innovative Produktionsprozesse für die Hochtemperatur-Elektronik. Am Beispiel der Kfz-Elektroniksysteme*. Templin: Detert, 2005. Buchreihe Aufbau- und Verbindungstechnik in der Elektronik. 2. ISBN 3-934142-52-4
- [312] WELCH, W., J. CHAE, SANG HYUN. L, N. YAZDI und K. NAJAFI. Transient liquid phase (TLP) bonding for microsystem packaging applications. In: *Digest of Technical Papers - Interna-*

- tional Conference on Solid State Sensors and Actuators and Microsystems, TRANSDUCERS '05*, 2005, S. 1350-1353. ISBN 0780389948
- [313] WILDE, J. und N. PCHALEK. Kontaktierung von Solarzellen durch Isotherme Erstarrung. *Verbindungstechnik in der Elektronik*, 1993
- [314] LI, J.F., P.A. AGYAKWA und C.M. JOHNSON. Kinetics of Ag₃Sn growth in Ag-Sn-Ag system during transient liquid phase soldering process [online]. *Acta Materialia*, 2010, **58**(9), S. 3429-3443. ISSN 13596454. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.actamat.2010.02.018
- [315] CHIN, H.S., K.Y. CHEONG und A.B. ISMAIL. A Review on Die Attach Materials for SiC-Based High-Temperature Power Devices [online]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2010, **41**(4), S. 824-832. ISSN 1543-1916. Verfügbar unter: doi:10.1007/s11663-010-9365-5
- [316] FROST, H.J. und M. ASHBY. *Deformation-Mechanism Maps: The Plasticity and Creep of Metals and Ceramics*. Oxford, UK: Pergamon Press, 1982. ISBN 0080293387

Verzeichnis promotionsbezogener, eigener Publikationen

- [P1] Schwarzer C.; D. Fuchs, M. Rauer, K.-J. Lang, A. Krügelstein, M. Kaloudis and J. Franke: “Investigation of the Influence of Voids on the Reliability of LED Solder Joints by Computer Tomography and Forward Voltage Measurement” in Proceedings of the 21. European Microelectronics and Packaging Conference and Exhibition EMPC, Warsawa, Poland, 2017
- [P2] Schwarzer C., D. Fuchs, M. Rauer, P. Xu, A. Krügelstein, M. Kaloudis and J. Franke: “Investigation of the Influence of Voids on the Reliability of Solder Joints by Finite Element Method” in Proceedings of the SMTA International Conference, Rosemont, IL, USA, 2017
- [P3] Chew L. M.; W. Schmitt; C. Schwarzer; J. Nachreiner: “Mirco-Silver Sinter Paste Developed for Pressure Sintering on Bare Cu Surfaces Under Air or Inert Atmosphere” in Proceedings of the Electronic Components and Technology Conference ECTC, San Diego, CA, USA, 2018
- [P4] Schwarzer C.; L. M. Chew ; M. Schnepf ; T. Stoll ; J. Franke ; M. Kaloudis “Investigation of Copper Sinter Material for Die Attach” in Proceedings of the SMTA International Conference, Rosemont, IL, USA, 2018
- [P5] Hensel A., C. Schwarzer, M. Scheetz, M. Kaloudis and J. Franke: “Investigations of Silver Sintered Interconnections 3-Dimensional Ceramics with Plasma Based Additive Copper Metallizations” in Proceedings of the Electronics Packaging Technology Conference EPTC, Singapur, 2018

- [P6] Schwarzer C., W. Schmitt, M. Schnepf, J. Franke, M. Kaloudis: "Investigation of a Sintering Process for Micro-Scale Copper Material" in Proceedings of the SMTA Electronic in Harsh Environments Conference, Amsterdam, Netherlands, 2019
- [P7] Stenzel D., C. Schwarzer, M. Schnepf, W. Schmitt, T. Blank, J. Franke and M. Kaloudis: "Characterization of Alternative Sinter Materials for Power Electronics" in Proceedings of the 22. European Microelectronics and Packaging Conference and Exhibition EMPC, Pisa, Italy, 2019
- [P8] Schwarzer C., A. Hensel, F. Roth, C. Merz, J. Franke and M. Kaloudis: "Investigation of Pressureless Sintered Interconnections on Plasma Based Additive Copper Metallization for 3-Dimensional Ceramic Substrates in High Temperature Applications" in Proceedings of the 22. European Microelectronics and Packaging Conference and Exhibition EMPC, Pisa, Italy, 2019
- [P9] Hensel, A., C. Schwarzer, M. Kaloudis, J. Franke: "Generation of 3-dimensional power modules for high temperature applications by thermal copper coating processes" in Proceedings of the 21. Electronics Packaging Technology Conference EPTC, Singapore, 2019
- [P10] Schwarzer C., L. M. Chew, T. Stoll, J. Franke, M. Kaloudis: "A new development of micro-copper sinter material for high power electronics application" in Proceedings of the CIPS, Berlin, Germany, 2020
- [P11] Schwarzer C., A. Hensel, F. Roth, J. Franke, M. Kaloudis: "Investigation of Pressureless Sintered Interconnections on Plasma Based Additive Copper Metallization for 3-Dimensional Ceramic Substrates for Surface Acoustic Wave Sensors in High Temperature Applications" in Proceedings of the Electronic Components and Technology Conference ECTC, Orlando, FL, USA, 2020

Verzeichnis promotionsbezogener, studentischer Arbeiten

- [S1] Schnepf, M: *Charakterisierung einer Füge­technologie auf Basis mikroskaliger Kupferpartikel für den Einsatz in der Leistungselektronik*. Masterarbeit (2019), Aschaffenburg
- [S2] Mechler, S: *Untersuchung des Kupfer-Sinterprozesses als zuverlässige Füge­technologie für die Leistungs- und Automobilelektronik*. Bachelorarbeit (2018), Aschaffenburg
- [S3] Braun, F: *Charakterisierung einer kupferbasierten Füge­technologie zur Montage elektronischer Bauelemente in der Leistungselektronik*. Bachelorarbeit (2019), Aschaffenburg
- [S4] Schwenk, E: *Entwicklung von auf Kupferpartikeln basierenden Sinterpasten und Charakterisierung des Sintergefüges für Die-Attach-Anwendung in der Hochleistungselektronik*. Bachelorarbeit (2020), Aschaffenburg
-

Reihenübersicht

Koordination der Reihe (Stand 2022):
Geschäftsstelle Maschinenbau, Dr.-Ing. Oliver Kreis, www.mb.fau.de/diss/

Im Rahmen der Reihe sind bisher die nachfolgenden Bände erschienen.

Band 1 – 52
Fertigungstechnik – Erlangen
ISSN 1431-6226
Carl Hanser Verlag, München

Band 53 – 307
Fertigungstechnik – Erlangen
ISSN 1431-6226
Meisenbach Verlag, Bamberg

ab Band 308
FAU Studien aus dem Maschinenbau
ISSN 2625-9974
FAU University Press, Erlangen

Die Zugehörigkeit zu den jeweiligen Lehrstühlen ist wie folgt gekennzeichnet:

Lehrstühle:

FAPS	Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik
FMT	Lehrstuhl für Fertigungsmesstechnik
KTmfk	Lehrstuhl für Konstruktionstechnik
LFT	Lehrstuhl für Fertigungstechnologie
LGT	Lehrstuhl für Gießereitechnik
LPT	Lehrstuhl für Photonische Technologien
REP	Lehrstuhl für Ressourcen- und Energieeffiziente Produktionsmaschinen

Band 1: Andreas Hemberger
Innovationspotentiale in der
rechnerintegrierten Produktion durch
wissensbasierte Systeme
FAPS, 208 Seiten, 107 Bilder. 1988.
ISBN 3-446-15234-2.

Band 2: Detlef Classe
Beitrag zur Steigerung der Flexibilität
automatisierter Montagesysteme
durch Sensorintegration und erweiterte
Steuerungskonzepte
FAPS, 194 Seiten, 70 Bilder. 1988.
ISBN 3-446-15529-5.

Band 3: Friedrich-Wilhelm Nolting
Projektierung von Montagesystemen
FAPS, 201 Seiten, 107 Bilder, 1 Tab. 1989.
ISBN 3-446-15541-4.

Band 4: Karsten Schlüter
Nutzungsgradsteigerung von
Montagesystemen durch den Einsatz
der Simulationstechnik
FAPS, 177 Seiten, 97 Bilder. 1989.
ISBN 3-446-15542-2.

Band 5: Shir-Kuan Lin
Aufbau von Modellen zur Lageregelung
von Industrierobotern
FAPS, 168 Seiten, 46 Bilder. 1989.
ISBN 3-446-15546-5.

Band 6: Rudolf Nuss
Untersuchungen zur Bearbeitungsqualität
im Fertigungssystem Laserstrahlschneiden
LFT, 206 Seiten, 115 Bilder, 6 Tab. 1989.
ISBN 3-446-15783-2.

Band 7: Wolfgang Scholz
Modell zur datenbankgestützten Planung
automatisierter Montageanlagen
FAPS, 194 Seiten, 89 Bilder. 1989.
ISBN 3-446-15825-1.

Band 8: Hans-Jürgen Wißmeier
Beitrag zur Beurteilung des Bruchverhal-
tens von Hartmetall-Fließpreßmatrizen
LFT, 179 Seiten, 99 Bilder, 9 Tab. 1989.
ISBN 3-446-15921-5.

Band 9: Rainer Eisele
Konzeption und Wirtschaftlichkeit von
Planungssystemen in der Produktion
FAPS, 183 Seiten, 86 Bilder. 1990.
ISBN 3-446-16107-4.

Band 10: Rolf Pfeiffer
Technologisch orientierte
Montageplanung am Beispiel der Schraub-
technik
FAPS, 216 Seiten, 102 Bilder, 16 Tab. 1990.
ISBN 3-446-16161-9.

Band 11: Herbert Fischer
Verteilte Planungssysteme zur
Flexibilitätssteigerung der
rechnerintegrierten Teilefertigung
FAPS, 201 Seiten, 82 Bilder. 1990.
ISBN 3-446-16105-8.

Band 12: Gerhard Kleineidam
CAD/CAP: Rechnergestützte Montage-
feinplanung
FAPS, 203 Seiten, 107 Bilder. 1990.
ISBN 3-446-16112-0.

Band 13: Frank Vollertsen
Pulvermetallurgische Verarbeitung eines
übereutektoiden verschleißfesten Stahls
LFT, XIII u. 217 Seiten, 67 Bilder, 34 Tab.
1990. ISBN 3-446-16133-3.

Band 14: Stephan Biermann
Untersuchungen zur Anlagen- und
Prozeßdiagnostik für das Schneiden
mit CO₂-Hochleistungslasern
LFT, VIII u. 170 Seiten, 93 Bilder, 4 Tab.
1991. ISBN 3-446-16269-0.

Band 15: Uwe Geißler
Material- und Datenfluß in einer flexiblen
Blechbearbeitungszelle
LFT, 124 Seiten, 41 Bilder, 7 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16358-1.

Band 16: Frank Oswald Hake
Entwicklung eines rechnergestützten
Diagnosesystems für automatisierte
Montagezellen
FAPS, XIV u. 166 Seiten, 77 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16428-6.

Band 17: Herbert Reichel
Optimierung der Werkzeugbereitstellung
durch rechnergestützte
Arbeitsfolgenbestimmung
FAPS, 198 Seiten, 73 Bilder, 2 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16453-7.

Band 18: Josef Scheller
Modellierung und Einsatz von
Softwaresystemen für rechnergeführte
Montagezellen
FAPS, 198 Seiten, 65 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16454-5.

Band 19: Arnold vom Ende
Untersuchungen zum Biegeumforme mit
elastischer Matrize
LFT, 166 Seiten, 55 Bilder, 13 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16493-6.

Band 20: Joachim Schmid
Beitrag zum automatisierten Bearbeiten
von Keramikguß mit Industrierobotern
FAPS, XIV u. 176 Seiten, 111 Bilder, 6 Tab.
1991. ISBN 3-446-16560-6.

Band 21: Egon Sommer
Multiprozessorsteuerung für
kooperierende Industrieroboter in
Montagezellen
FAPS, 188 Seiten, 102 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-17062-6.

Band 22: Georg Geyer
Entwicklung problemspezifischer
Verfahrensketten in der Montage
FAPS, 192 Seiten, 112 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16552-5.

Band 23: Rainer Flohr
Beitrag zur optimalen
Verbindungstechnik in der
Oberflächenmontage (SMT)
FAPS, 186 Seiten, 79 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16568-1.

Band 24: Alfons Rief
Untersuchungen zur Verfahrensfolge
Laserstrahlschneiden und -schweißen
in der Rohkarosseriefertigung
LFT, VI u. 145 Seiten, 58 Bilder, 5 Tab.
1991. ISBN 3-446-16593-2.

Band 25: Christoph Thim
Rechnerunterstützte Optimierung
von Materialflußstrukturen in der
Elektronikmontage durch Simulation
FAPS, 188 Seiten, 74 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17118-5.

Band 26: Roland Müller
CO₂-Laserstrahlschneiden von
kurzglasverstärkten Verbundwerkstoffen
LFT, 141 Seiten, 107 Bilder, 4 Tab. 1992.
ISBN 3-446-17104-5.

Band 27: Günther Schäfer
Integrierte Informationsverarbeitung
bei der Montageplanung
FAPS, 195 Seiten, 76 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17117-7.

Band 28: Martin Hoffmann
Entwicklung einer
CAD/CAM-Prozesskette für die
Herstellung von Blechbiegeteilen
LFT, 149 Seiten, 89 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17154-1.

Band 29: Peter Hoffmann
Verfahrensfolge Laserstrahlschneiden
und -schweißen: Prozeßführung und
Systemtechnik in der 3D-Laserstrahlbear-
beitung von Blechformteilen
LFT, 186 Seiten, 92 Bilder, 10 Tab. 1992.
ISBN 3-446-17153-3.

Band 30: Olaf Schrödel
Flexible Werkstattsteuerung mit
objektorientierten Softwarestrukturen
FAPS, 180 Seiten, 84 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17242-4.

Band 31: Hubert Reinisch
Planungs- und Steuerungswerkzeuge zur
impliziten Geräteprogrammierung
in Roboterzellen
FAPS, XI u. 212 Seiten, 112 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17380-3.

Band 32: Brigitte Bärnreuther
Ein Beitrag zur Bewertung des Kommuni-
kationsverhaltens von Automatisierungs-
geräten in flexiblen Produktionszellen
FAPS, XI u. 179 Seiten, 71 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17451-6.

Band 33: Joachim Hutfless
Laserstrahlregelung und Optikdiagnostik
in der Strahlführung einer
CO₂-Hochleistungslaseranlage
LFT, 175 Seiten, 70 Bilder, 17 Tab. 1993.
ISBN 3-446-17532-6.

Band 34: Uwe Günzel
Entwicklung und Einsatz eines Simula-
tionsverfahrens für operative und
strategische Probleme der
Produktionsplanung und -steuerung
FAPS, XIV u. 170 Seiten, 66 Bilder, 5 Tab.
1993. ISBN 3-446-17604-7.

Band 35: Bertram Ehmann
Operatives Fertigungscontrolling durch
Optimierung auftragsbezogener Bearbei-
tungsabläufe in der Elektronikfertigung
FAPS, XV u. 167 Seiten, 114 Bilder. 1993.
ISBN 3-446-17658-6.

Band 36: Harald Kolléra
Entwicklung eines benutzerorientierten
Werkstattprogrammiersystems für das
Laserstrahlschneiden
LFT, 129 Seiten, 66 Bilder, 1 Tab. 1993.
ISBN 3-446-17719-1.

Band 37: Stephanie Abels
Modellierung und Optimierung von
Montageanlagen in einem integrierten
Simulationssystem
FAPS, 188 Seiten, 88 Bilder. 1993.
ISBN 3-446-17731-0.

Band 38: Robert Schmidt-Hebbel
Laserstrahlbohren durchflußbestimmen-
der Durchgangslöcher
LFT, 145 Seiten, 63 Bilder, 11 Tab. 1993.
ISBN 3-446-17778-7.

Band 39: Norbert Lutz
Oberflächenfeinbearbeitung
keramischer Werkstoffe mit
XeCl-Excimerlaserstrahlung
LFT, 187 Seiten, 98 Bilder, 29 Tab. 1994.
ISBN 3-446-17970-4.

Band 40: Konrad Grampp
Rechnerunterstützung bei Test und
Schulung an Steuerungssoftware von
SMD-Bestücklinien
FAPS, 178 Seiten, 88 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18173-3.

Band 41: Martin Koch
Wissensbasierte Unterstützung der
Angebotsbearbeitung in der
Investitionsgüterindustrie
FAPS, 169 Seiten, 68 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18174-1.

Band 42: Armin Gropp
Anlagen- und Prozeßdiagnostik beim
Schneiden mit einem gepulsten
Nd:YAG-Laser
LFT, 160 Seiten, 88 Bilder, 7 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18241-1.

Band 43: Werner Heckel
Optische 3D-Konturerfassung und
on-line Biegewinkelmessung mit
dem Lichtschnittverfahren
LFT, 149 Seiten, 43 Bilder, 11 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18243-8.

Band 44: Armin Rothhaupt
Modulares Planungssystem zur
Optimierung der Elektronikfertigung
FAPS, 180 Seiten, 101 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18307-8.

Band 45: Bernd Zöllner
Adaptive Diagnose in der
Elektronikproduktion
FAPS, 195 Seiten, 74 Bilder, 3 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18308-6.

Band 46: Bodo Vormann
Beitrag zur automatisierten
Handhabungsplanung komplexer
Blechbiegeteile
LFT, 126 Seiten, 89 Bilder, 3 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18345-0.

Band 47: Peter Schnepf
Zielkostenorientierte Montageplanung
FAPS, 144 Seiten, 75 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18397-3.

Band 48: Rainer Klotzbücher
Konzept zur rechnerintegrierten
Materialversorgung in flexiblen
Fertigungssystemen
FAPS, 156 Seiten, 62 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18412-0.

Band 49: Wolfgang Greska
Wissensbasierte Analyse und
Klassifizierung von Blechteilen
LFT, 144 Seiten, 96 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18462-7.

Band 50: Jörg Franke
Integrierte Entwicklung neuer
Produkt- und Produktionstechnologien
für räumliche spritzgegossene
Schaltungsträger (3-D MID)
FAPS, 196 Seiten, 86 Bilder, 4 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18448-1.

Band 51: Franz-Josef Zeller
Sensorplanung und schnelle
Sensorregelung für Industrieroboter
FAPS, 190 Seiten, 102 Bilder, 9 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18601-8.

Band 52: Michael Solvie
Zeitbehandlung und
Multimedia-Unterstützung in
Feldkommunikationssystemen
FAPS, 200 Seiten, 87 Bilder, 35 Tab. 1996.
ISBN 3-446-18607-7.

Band 53: Robert Hopperdietzel
Reengineering in der Elektro- und
Elektronikindustrie
FAPS, 180 Seiten, 109 Bilder, 1 Tab. 1996.
ISBN 3-87525-070-2.

Band 54: Thomas Rebhahn
Beitrag zur Mikromaterialbearbeitung
mit Excimerlasern - Systemkomponenten
und Verfahrensoptimierungen
LFT, 148 Seiten, 61 Bilder, 10 Tab. 1996.
ISBN 3-87525-075-3.

Band 55: Henning Hanebuth
Laserstrahlhartlöten mit
Zweistrahlschmelztechnik
LFT, 157 Seiten, 58 Bilder, 11 Tab. 1996.
ISBN 3-87525-074-5.

Band 56: Uwe Schönherr
Steuerung und Sensordatenintegration
für flexible Fertigungszellen mit
kooperierenden Robotern
FAPS, 188 Seiten, 116 Bilder, 3 Tab. 1996.
ISBN 3-87525-076-1.

Band 57: Stefan Holzer
Berührungslose Formgebung mit
Laserstrahlung
LFT, 162 Seiten, 69 Bilder, 11 Tab. 1996.
ISBN 3-87525-079-6.

Band 58: Markus Schultz
Fertigungsqualität beim
3D-Laserstrahlschweißen von
Blechformteilen
LFT, 165 Seiten, 88 Bilder, 9 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-080-X.

Band 59: Thomas Krebs
Integration elektromechanischer
CA-Anwendungen über einem
STEP-Produktmodell
FAPS, 198 Seiten, 58 Bilder, 8 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-081-8.

Band 60: Jürgen Sturm
Prozessintegrierte Qualitätssicherung
in der Elektronikproduktion
FAPS, 167 Seiten, 112 Bilder, 5 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-082-6.

Band 61: Andreas Brand
Prozesse und Systeme zur Bestückung
räumlicher elektronischer Baugruppen
(3D-MID)
FAPS, 182 Seiten, 100 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-087-7.

Band 62: Michael Kauf
Regelung der Laserstrahlleistung und
der Fokusparameter einer
CO₂-Hochleistungslaseranlage
LFT, 140 Seiten, 70 Bilder, 5 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-083-4.

Band 63: Peter Steinwasser
Modulares Informationsmanagement
in der integrierten Produkt- und
Prozeßplanung
FAPS, 190 Seiten, 87 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-084-2.

Band 64: Georg Liedl
Integriertes Automatisierungskonzept
für den flexiblen Materialfluß in der
Elektronikproduktion
FAPS, 196 Seiten, 96 Bilder, 3 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-086-9.

Band 65: Andreas Otto
Transiente Prozesse beim
Laserstrahlschweißen
LFT, 132 Seiten, 62 Bilder, 1 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-089-3.

Band 66: Wolfgang Blöchl
Erweiterte Informationsbereitstellung
an offenen CNC-Steuerungen zur
Prozeß- und Programoptimierung
FAPS, 168 Seiten, 96 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-091-5.

Band 67: Klaus-Uwe Wolf
Verbesserte Prozeßführung und
Prozeßplanung zur Leistungs- und
Qualitätssteigerung beim
Spulenwickeln
FAPS, 186 Seiten, 125 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-092-3.

Band 68: Frank Backes
Technologieorientierte Bahnplanung
für die 3D-Laserstrahlbearbeitung
LFT, 138 Seiten, 71 Bilder, 2 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-093-1.

Band 69: Jürgen Kraus
Laserstrahlumformen von Profilen
LFT, 137 Seiten, 72 Bilder, 8 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-094-X.

Band 70: Norbert Neubauer
Adaptive Strahlführungen für
CO₂-Laseranlagen
LFT, 120 Seiten, 50 Bilder, 3 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-095-8.

Band 71: Michael Steber
Prozeßoptimierter Betrieb flexibler
Schraubstationen in der
automatisierten Montage
FAPS, 168 Seiten, 78 Bilder, 3 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-096-6.

Band 72: Markus Pfestorf
Funktionale 3D-Oberflächenkenngrößen
in der Umformtechnik
LFT, 162 Seiten, 84 Bilder, 15 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-097-4.

Band 73: Volker Franke
Integrierte Planung und Konstruktion
von Werkzeugen für die Biegebearbeitung
LFT, 143 Seiten, 81 Bilder. 1998.
ISBN 3-87525-098-2.

Band 74: Herbert Scheller
Automatisierte Demontagesysteme
und recyclinggerechte Produktgestaltung
elektronischer Baugruppen
FAPS, 184 Seiten, 104 Bilder, 17 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-099-0.

Band 75: Arthur Meßner
Kaltmassivumformung metallischer
Kleinstteile – Werkstoffverhalten,
Wirkflächenreibung, Prozeßauslegung
LFT, 164 Seiten, 92 Bilder, 14 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-100-8.

Band 76: Mathias Glasmacher
Prozeß- und Systemtechnik zum
Laserstrahl-Mikroschweißen
LFT, 184 Seiten, 104 Bilder, 12 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-101-6.

Band 77: Michael Schwind
Zerstörungsfreie Ermittlung mechanischer
Eigenschaften von Feinblechen mit dem
Wirbelstromverfahren
LFT, 124 Seiten, 68 Bilder, 8 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-102-4.

Band 78: Manfred Gerhard
Qualitätssteigerung in der
Elektronikproduktion durch
Optimierung der Prozeßführung
beim Löten komplexer Baugruppen
FAPS, 179 Seiten, 113 Bilder, 7 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-103-2.

Band 79: Elke Rauh
Methodische Einbindung der Simulation
in die betrieblichen Planungs- und
Entscheidungsabläufe
FAPS, 192 Seiten, 114 Bilder, 4 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-104-0.

Band 80: Sorin Niederkorn
Meßeinrichtung zur Untersuchung
der Wirkflächenreibung bei umformtech-
nischen Prozessen
LFT, 99 Seiten, 46 Bilder, 6 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-105-9.

Band 81: Stefan Schubert
Regelung der Fokusslage beim Schweißen
mit CO₂-Hochleistungslasern unter
Einsatz von adaptiven Optiken
LFT, 140 Seiten, 64 Bilder, 3 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-106-7.

Band 82: Armando Walter Colombo
Development and Implementation of
Hierarchical Control Structures of
Flexible Production Systems Using High
Level Petri Nets
FAPS, 216 Seiten, 86 Bilder. 1998.
ISBN 3-87525-109-1.

Band 83: Otto Meedt
Effizienzsteigerung bei Demontage
und Recycling durch flexible
Demontagetechnologien und optimierte
Produktgestaltung
FAPS, 186 Seiten, 103 Bilder. 1998.
ISBN 3-87525-108-3.

Band 84: Knuth Götz
Modelle und effiziente Modellbildung
zur Qualitätssicherung in der
Elektronikproduktion
FAPS, 212 Seiten, 129 Bilder, 24 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-112-1.

Band 85: Ralf Luchs
Einsatzmöglichkeiten leitender Klebstoffe
zur zuverlässigen Kontaktierung
elektronischer Bauelemente in der SMT
FAPS, 176 Seiten, 126 Bilder, 30 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-113-7.

Band 86: Frank Pöhlau
Entscheidungsgrundlagen zur Einführung
räumlicher spritzgegossener
Schaltungsträger (3-D MID)
FAPS, 144 Seiten, 99 Bilder. 1999.
ISBN 3-87525-114-8.

Band 87: Roland T. A. Kals
Fundamentals on the miniaturization
of sheet metal working processes
LFT, 128 Seiten, 58 Bilder, 11 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-115-6.

Band 88: Gerhard Luhn
Implizites Wissen und technisches
Handeln am Beispiel der
Elektronikproduktion
FAPS, 252 Seiten, 61 Bilder, 1 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-116-4.

Band 89: Axel Sprenger
Adaptives Streckbiegen von
Aluminium-Strangpreßprofilen
LFT, 114 Seiten, 63 Bilder, 4 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-117-2.

Band 90: Hans-Jörg Pucher
Untersuchungen zur Prozeßfolge
Umformen, Bestücken und
Laserstrahllöten von Mikrokontakten
LFT, 158 Seiten, 69 Bilder, 9 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-119-9.

Band 91: Horst Arnet
Profilbiegen mit kinematischer
Gestalterzeugung
LFT, 128 Seiten, 67 Bilder, 7 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-120-2.

Band 92: Doris Schubart
Prozeßmodellierung und
Technologieentwicklung beim Abtragen
mit CO₂-Laserstrahlung
LFT, 133 Seiten, 57 Bilder, 13 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-122-9.

Band 93: Adrianus L. P. Coremans
Laserstrahlsintern von Metallpulver -
Prozeßmodellierung, Systemtechnik,
Eigenschaften laserstrahlgesinterter
Metallkörper
LFT, 184 Seiten, 108 Bilder, 12 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-124-5.

Band 94: Hans-Martin Biehler
Optimierungskonzepte für
Qualitätsdatenverarbeitung und
Informationsbereitstellung in der
Elektronikfertigung
FAPS, 194 Seiten, 105 Bilder. 1999.
ISBN 3-87525-126-1.

Band 95: Wolfgang Becker
Oberflächenbildung und tribologische
Eigenschaften excimerlaserstrahlbearbei-
teter Hochleistungskeramiken
LFT, 175 Seiten, 71 Bilder, 3 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-127-X.

Band 96: Philipp Hein
Innenhochdruck-Umformen von
Blechpaaren: Modellierung,
Prozeßauslegung und Prozeßführung
LFT, 129 Seiten, 57 Bilder, 7 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-128-8.

Band 97: Gunter Beitinger
Herstellungs- und Prüfverfahren für
thermoplastische Schaltungsträger
FAPS, 169 Seiten, 92 Bilder, 20 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-129-6.

Band 98: Jürgen Knoblach
Beitrag zur rechnerunterstützten
verursachungsgerechten
Angebotskalkulation von Blechteilen
mit Hilfe wissensbasierter Methoden
LFT, 155 Seiten, 53 Bilder, 26 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-130-X.

Band 99: Frank Breitenbach
Bildverarbeitungssystem zur Erfassung der
Anschlußgeometrie elektronischer SMT-
Baelemente
LFT, 147 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab. 2000.
ISBN 3-87525-131-8.

Band 100: Bernd Falk
Simulationsbasierte
Lebensdauer vorhersage für Werkzeuge
der Kaltmassivumformung
LFT, 134 Seiten, 44 Bilder, 15 Tab. 2000.
ISBN 3-87525-136-9.

Band 101: Wolfgang Schlögl
Integriertes Simulationsdaten-Management
für Maschinenentwicklung und
Anlagenplanung
FAPS, 169 Seiten, 101 Bilder, 20 Tab. 2000.
ISBN 3-87525-137-7.

Band 102: Christian Hinsel
Ermüdungsbruchversagen
hartstoffbeschichteter Werkzeugstähle
in der Kaltmassivumformung
LFT, 130 Seiten, 80 Bilder, 14 Tab. 2000.
ISBN 3-87525-138-5.

Band 103: Stefan Bobbert
Simulationsgestützte Prozessauslegung
für das Innenhochdruck-Umformen
von Blechpaaren
LFT, 123 Seiten, 77 Bilder. 2000.
ISBN 3-87525-145-8.

Band 104: Harald Rottbauer
Modulares Planungswerkzeug zum
Produktionsmanagement in der
Elektronikproduktion
FAPS, 166 Seiten, 106 Bilder. 2001.
ISBN 3-87525-139-3.

Band 105: Thomas Hennige
Flexible Formgebung von Blechen
durch Laserstrahlumformen
LFT, 119 Seiten, 50 Bilder. 2001.
ISBN 3-87525-140-7.

Band 106: Thomas Menzel
Wissensbasierte Methoden für die
rechnergestützte Charakterisierung
und Bewertung innovativer
Fertigungsprozesse
LFT, 152 Seiten, 71 Bilder. 2001.
ISBN 3-87525-142-3.

Band 107: Thomas Stöckel
Kommunikationstechnische Integration
der Prozeßebene in Produktionssysteme
durch Middleware-Frameworks
FAPS, 147 Seiten, 65 Bilder, 5 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-143-1.

Band 108: Frank Pitter
Verfügbarkeitssteigerung von
Werkzeugmaschinen durch Einsatz
mechatronischer Sensorlösungen
FAPS, 158 Seiten, 131 Bilder, 8 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-144-X.

Band 109: Markus Korneli
Integration lokaler CAP-Systeme in
einen globalen Fertigungsdatenverbund
FAPS, 121 Seiten, 53 Bilder, 11 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-146-6.

Band 110: Burkhard Müller
Laserstrahljustieren mit Excimer-Lasern -
Prozeßparameter und Modelle zur
Aktorkonstruktion
LFT, 128 Seiten, 36 Bilder, 9 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-159-8.

Band 111: Jürgen Göhringer
Integrierte Telediagnose via Internet
zum effizienten Service von
Produktionssystemen
FAPS, 178 Seiten, 98 Bilder, 5 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-147-4.

Band 112: Robert Feuerstein
Qualitäts- und kosteneffiziente Integra-
tion neuer Bauelementetechnologien in
die Flachbaugruppenfertigung
FAPS, 161 Seiten, 99 Bilder, 10 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-151-2.

Band 113: Marcus Reichenberger
Eigenschaften und Einsatzmöglichkeiten
alternativer Elektroniklote in der
Oberflächenmontage (SMT)
FAPS, 165 Seiten, 97 Bilder, 18 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-152-0.

Band 114: Alexander Huber
Justieren vormontierter Systeme mit dem
Nd:YAG-Laser unter Einsatz von Aktoren
LFT, 122 Seiten, 58 Bilder, 5 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-153-9.

Band 115: Sami Krimi
Analyse und Optimierung von Montage-
systemen in der Elektronikproduktion
FAPS, 155 Seiten, 88 Bilder, 3 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-157-1.

Band 116: Marion Merklein
Laserstrahlumformen von
Aluminiumwerkstoffen - Beeinflussung
der Mikrostruktur und der mechanischen
Eigenschaften
LFT, 122 Seiten, 65 Bilder, 15 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-156-3.

Band 117: Thomas Collisi
Ein informationslogistisches
Architekturkonzept zur Akquisition
simulationsrelevanter Daten
FAPS, 181 Seiten, 105 Bilder, 7 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-164-4.

Band 118: Markus Koch
Rationalisierung und ergonomische
Optimierung im Innenausbau durch
den Einsatz moderner
Automatisierungstechnik
FAPS, 176 Seiten, 98 Bilder, 9 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-165-2.

Band 119: Michael Schmidt
Prozeßregelung für das Laserstrahl-Punkt-
schweißen in der Elektronikproduktion
LFT, 152 Seiten, 71 Bilder, 3 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-166-0.

Band 120: Nicolas Tiesler
Grundlegende Untersuchungen zum
Fließpressen metallischer Kleinstteile
LFT, 126 Seiten, 78 Bilder, 12 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-175-X.

Band 121: Lars Pursche
Methoden zur technologieorientierten
Programmierung für die
3D-Lasermikrobearbeitung
LFT, 111 Seiten, 39 Bilder, 0 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-183-0.

Band 122: Jan-Oliver Brassel
Prozeßkontrolle beim
Laserstrahl-Mikroschweißen
LFT, 148 Seiten, 72 Bilder, 12 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-181-4.

Band 123: Mark Geisel
Prozeßkontrolle und -steuerung beim
Laserstrahlschweißen mit den Methoden
der nichtlinearen Dynamik
LFT, 135 Seiten, 46 Bilder, 2 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-180-6.

Band 124: Gerd Eißer
Laserstrahlunterstützte Erzeugung
metallischer Leiterstrukturen auf
Thermoplastsubstraten für die
MID-Technik
LFT, 148 Seiten, 60 Bilder, 6 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-171-7.

Band 125: Marc Fleckenstein
Qualität laserstrahl-gefügter
Mikroverbindungen elektronischer
Kontakte
LFT, 159 Seiten, 77 Bilder, 7 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-170-9.

Band 126: Stefan Kaufmann
Grundlegende Untersuchungen zum
Nd:YAG- Laserstrahlfügen von Silizium
für Komponenten der Optoelektronik
LFT, 159 Seiten, 100 Bilder, 6 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-172-5.

Band 127: Thomas Fröhlich
Simultanes Löten von Anschlußkontakten
elektronischer Bauelemente mit
Diodenlaserstrahlung
LFT, 143 Seiten, 75 Bilder, 6 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-186-5.

Band 128: Achim Hofmann
Erweiterung der Formgebungsgrenzen
beim Umformen von
Aluminiumwerkstoffen durch den Einsatz
prozessangepasster Platinen
LFT, 113 Seiten, 58 Bilder, 4 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-182-2.

Band 129: Ingo Kriebitzsch
3 - D MID Technologie in der
Automobilelektronik
FAPS, 129 Seiten, 102 Bilder, 10 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-169-5.

Band 130: Thomas Pohl
Fertigungsqualität und Umformbarkeit
laserstrahlgeschweißter Formplatinen
aus Aluminiumlegierungen
LFT, 133 Seiten, 93 Bilder, 12 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-173-3.

Band 131: Matthias Wenk
Entwicklung eines konfigurierbaren
Steuerungssystems für die flexible
Sensorführung von Industrierobotern
FAPS, 167 Seiten, 85 Bilder, 1 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-174-1.

Band 132: Matthias Negendanck
Neue Sensorik und Aktorik für
Bearbeitungsköpfe zum
Laserstrahlschweißen
LFT, 116 Seiten, 60 Bilder, 14 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-184-9.

Band 133: Oliver Kreis
Integrierte Fertigung - Verfahrensintegration durch Innenhochdruck-Umformen, Trennen und Laserstrahlschweißen in einem Werkzeug sowie ihre tele- und multimediale Präsentation
LFT, 167 Seiten, 90 Bilder, 43 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-176-8.

Band 134: Stefan Trautner
Technische Umsetzung produktbezogener Instrumente der Umweltpolitik bei Elektro- und Elektronikgeräten
FAPS, 179 Seiten, 92 Bilder, 11 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-177-6.

Band 135: Roland Meier
Strategien für einen produktorientierten Einsatz räumlicher spritzgegossener Schaltungsträger (3-D MID)
FAPS, 155 Seiten, 88 Bilder, 14 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-178-4.

Band 136: Jürgen Wunderlich
Kostensimulation - Simulationsbasierte Wirtschaftlichkeitsregelung komplexer Produktionssysteme
FAPS, 202 Seiten, 119 Bilder, 17 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-179-2.

Band 137: Stefan Novotny
Innenhochdruck-Umformen von Blechen aus Aluminium- und Magnesiumlegierungen bei erhöhter Temperatur
LFT, 132 Seiten, 82 Bilder, 6 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-185-7.

Band 138: Andreas Licha
Flexible Montageautomatisierung zur Komplettmontage flächenhafter Produktstrukturen durch kooperierende Industrieroboter
FAPS, 158 Seiten, 87 Bilder, 8 Tab. 2003.
ISBN 3-87525-189-X.

Band 139: Michael Eisenbarth
Beitrag zur Optimierung der Aufbau- und Verbindungstechnik für mechatronische Baugruppen
FAPS, 207 Seiten, 141 Bilder, 9 Tab. 2003.
ISBN 3-87525-190-3.

Band 140: Frank Christoph
Durchgängige simulationsgestützte Planung von Fertigungseinrichtungen der Elektronikproduktion
FAPS, 187 Seiten, 107 Bilder, 9 Tab. 2003.
ISBN 3-87525-191-1.

Band 141: Hinnerk Hagenah
Simulationsbasierte Bestimmung der zu erwartenden Maßhaltigkeit für das Blechbiegen
LFT, 131 Seiten, 36 Bilder, 26 Tab. 2003.
ISBN 3-87525-192-X.

Band 142: Ralf Eckstein
Scherschneiden und Biegen metallischer Kleinstteile - Materialeinfluss und Materialverhalten
LFT, 148 Seiten, 71 Bilder, 19 Tab. 2003.
ISBN 3-87525-193-8.

Band 143: Frank H. Meyer-Pittroff
Excimerlaserstrahlbiegen dünner metallischer Folien mit homogener Lichtlinie
LFT, 138 Seiten, 60 Bilder, 16 Tab. 2003.
ISBN 3-87525-196-2.

Band 144: Andreas Kach
Rechnergestützte Anpassung von Laserstrahlschneidbahnen an Bauteilabweichungen
LFT, 139 Seiten, 69 Bilder, 11 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-197-0.

Band 145: Stefan Hierl
System- und Prozeßtechnik für das
simultane Löten mit Diodenlaserstrahlung
von elektronischen Bauelementen
LFT, 124 Seiten, 66 Bilder, 4 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-198-9.

Band 146: Thomas Neudecker
Tribologische Eigenschaften keramischer
Blechumformwerkzeuge- Einfluss einer
Oberflächenendbearbeitung mittels
Excimerlaserstrahlung
LFT, 166 Seiten, 75 Bilder, 26 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-200-4.

Band 147: Ulrich Wenger
Prozessoptimierung in der Wickeltechnik
durch innovative maschinenbauliche und
regelungstechnische Ansätze
FAPS, 132 Seiten, 88 Bilder, 0 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-203-9.

Band 148: Stefan Slama
Effizienzsteigerung in der Montage durch
marktorientierte Montagestrukturen und
erweiterte Mitarbeiterkompetenz
FAPS, 188 Seiten, 125 Bilder, 0 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-204-7.

Band 149: Thomas Wurm
Laserstrahljustieren mittels Aktoren-Ent-
wicklung von Konzepten und Methoden
für die rechnerunterstützte Modellierung
und Optimierung von komplexen
Aktorsystemen in der Mikrotechnik
LFT, 122 Seiten, 51 Bilder, 9 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-206-3.

Band 150: Martino Celeghini
Wirkmedienbasierte Blechumformung:
Grundlagenuntersuchungen zum Einfluss
von Werkstoff und Bauteilgeometrie
LFT, 146 Seiten, 77 Bilder, 6 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-207-1.

Band 151: Ralph Hohenstein
Entwurf hochdynamischer Sensor- und
Regelssysteme für die adaptive
Laserbearbeitung
LFT, 282 Seiten, 63 Bilder, 16 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-210-1.

Band 152: Angelika Hutterer
Entwicklung prozessüberwachender
Regelkreise für flexible
Formgebungsprozesse
LFT, 149 Seiten, 57 Bilder, 2 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-212-8.

Band 153: Emil Egerer
Massivumformen metallischer Kleinstteile
bei erhöhter Prozesstemperatur
LFT, 158 Seiten, 87 Bilder, 10 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-213-6.

Band 154: Rüdiger Holzmann
Strategien zur nachhaltigen Optimierung
von Qualität und Zuverlässigkeit in
der Fertigung hochintegrierter
Flachbaugruppen
FAPS, 186 Seiten, 99 Bilder, 19 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-217-9.

Band 155: Marco Nock
Biegeumformen mit
Elastomerwerkzeugen Modellierung,
Prozessauslegung und Abgrenzung des
Verfahrens am Beispiel des Rohrbiegens
LFT, 164 Seiten, 85 Bilder, 13 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-218-7.

Band 156: Frank Niebling
Qualifizierung einer Prozesskette zum
Laserstrahlsintern metallischer Bauteile
LFT, 148 Seiten, 89 Bilder, 3 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-219-5.

Band 157: Markus Meiler
Großserientauglichkeit trockenschmierstoffbeschichteter Aluminiumbleche im Presswerk Grundlegende Untersuchungen zur Tribologie, zum Umformverhalten und Bauteilversuche
LFT, 104 Seiten, 57 Bilder, 21 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-221-7.

Band 158: Agus Sutanto
Solution Approaches for Planning of Assembly Systems in Three-Dimensional Virtual Environments
FAPS, 169 Seiten, 98 Bilder, 3 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-220-9.

Band 159: Matthias Boiger
Hochleistungssysteme für die Fertigung elektronischer Baugruppen auf der Basis flexibler Schaltungsträger
FAPS, 175 Seiten, 111 Bilder, 8 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-222-5.

Band 160: Matthias Pitz
Laserunterstütztes Biegen höchstfester Mehrphasenstähle
LFT, 120 Seiten, 73 Bilder, 11 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-223-3.

Band 161: Meik Vahl
Beitrag zur gezielten Beeinflussung des Werkstoffflusses beim Innenhochdruck-Umformen von Blechen
LFT, 165 Seiten, 94 Bilder, 15 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-224-1.

Band 162: Peter K. Kraus
Plattformstrategien - Realisierung einer varianz- und kostenoptimierten Wertschöpfung
FAPS, 181 Seiten, 95 Bilder, 0 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-226-8.

Band 163: Adrienn Cser
Laserstrahlschmelzabtrag - Prozessanalyse und -modellierung
LFT, 146 Seiten, 79 Bilder, 3 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-227-6.

Band 164: Markus C. Hahn
Grundlegende Untersuchungen zur Herstellung von Leichtbauverbundstrukturen mit Aluminiumschaumkern
LFT, 143 Seiten, 60 Bilder, 16 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-228-4.

Band 165: Gordana Michos
Mechatronische Ansätze zur Optimierung von Vorschubachsen
FAPS, 146 Seiten, 87 Bilder, 17 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-230-6.

Band 166: Markus Stark
Auslegung und Fertigung hochpräziser Faser-Kollimator-Arrays
LFT, 158 Seiten, 115 Bilder, 11 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-231-4.

Band 167: Yurong Zhou
Kollaboratives Engineering Management in der integrierten virtuellen Entwicklung der Anlagen für die Elektronikproduktion
FAPS, 156 Seiten, 84 Bilder, 6 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-232-2.

Band 168: Werner Enser
Neue Formen permanenter und lösbarer elektrischer Kontaktierungen für mechatronische Baugruppen
FAPS, 190 Seiten, 112 Bilder, 5 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-233-0.

Band 169: Katrin Melzer
Integrierte Produktpolitik bei elektrischen
und elektronischen Geräten zur
Optimierung des Product-Life-Cycle
FAPS, 155 Seiten, 91 Bilder, 17 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-234-9.

Band 170: Alexander Putz
Grundlegende Untersuchungen zur
Erfassung der realen Vorspannung von
armierten Kaltfließpresswerkzeugen
mittels Ultraschall
LFT, 137 Seiten, 71 Bilder, 15 Tab. 2006.
ISBN 3-87525-237-3.

Band 171: Martin Prechtl
Automatisiertes Schichtverfahren für
metallische Folien - System- und
Prozesstechnik
LFT, 154 Seiten, 45 Bilder, 7 Tab. 2006.
ISBN 3-87525-238-1.

Band 172: Markus Meidert
Beitrag zur deterministischen
Lebensdauerabschätzung von
Werkzeugen der Kaltmassivumformung
LFT, 131 Seiten, 78 Bilder, 9 Tab. 2006.
ISBN 3-87525-239-X.

Band 173: Bernd Müller
Robuste, automatisierte Montagesysteme
durch adaptive Prozessführung und
montageübergreifende Fehlerprävention
am Beispiel flächiger Leichtbauteile
FAPS, 147 Seiten, 77 Bilder, 0 Tab. 2006.
ISBN 3-87525-240-3.

Band 174: Alexander Hofmann
Hybrides Laserdurchstrahlsschweißen
von Kunststoffen
LFT, 136 Seiten, 72 Bilder, 4 Tab. 2006.
ISBN 978-3-87525-243-9.

Band 175: Peter Wölflick
Innovative Substrate und Prozesse
mit feinsten Strukturen für bleifreie
Mechatronik-Anwendungen
FAPS, 177 Seiten, 148 Bilder, 24 Tab. 2006.
ISBN 978-3-87525-246-0.

Band 176: Attila Komlodi
Detection and Prevention of Hot Cracks
during Laser Welding of Aluminium Al-
loys Using Advanced Simulation Methods
LFT, 155 Seiten, 89 Bilder, 14 Tab. 2006.
ISBN 978-3-87525-248-4.

Band 177: Uwe Popp
Grundlegende Untersuchungen zum
Laserstrahlstrukturieren von Kaltmassiv-
umformwerkzeugen
LFT, 140 Seiten, 67 Bilder, 16 Tab. 2006.
ISBN 978-3-87525-249-1.

Band 178: Veit Rückel
Rechnergestützte Ablaufplanung und
Bahngenerierung Für kooperierende
Industrieroboter
FAPS, 148 Seiten, 75 Bilder, 7 Tab. 2006.
ISBN 978-3-87525-250-7.

Band 179: Manfred Dirscherl
Nicht-thermische Mikrojustiertechnik
mittels ultrakurzer Laserpulse
LFT, 154 Seiten, 69 Bilder, 10 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-251-4.

Band 180: Yong Zhuo
Entwurf eines rechnergestützten
integrierten Systems für Konstruktion
und Fertigungsplanung räumlicher spritz-
gegossener Schaltungsträger
(3D-MID)
FAPS, 181 Seiten, 95 Bilder, 5 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-253-8.

Band 181: Stefan Lang
Durchgängige Mitarbeiterinformation
zur Steigerung von Effizienz und
Prozesssicherheit in der Produktion
FAPS, 172 Seiten, 93 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-257-6.

Band 182: Hans-Joachim Krauß
Laserstrahlinduzierte Pyrolyse
präkeramischer Polymere
LFT, 171 Seiten, 100 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-258-3.

Band 183: Stefan Junker
Technologien und Systemlösungen für
die flexibel automatisierte Bestückung
permanent erregter Läufer mit
oberflächenmontierten Dauermagneten
FAPS, 173 Seiten, 75 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-259-0.

Band 184: Rainer Kohlbauer
Wissensbasierte Methoden für die
simulationsgestützte Auslegung wirk-
medienbasierter Blechumformprozesse
LFT, 135 Seiten, 50 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-260-6.

Band 185: Klaus Lamprecht
Wirkmedienbasierte Umformung
tiefgezogener Vorformen unter
besonderer Berücksichtigung
maßgeschneiderter Halbzeuge
LFT, 137 Seiten, 81 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-265-1.

Band 186: Bernd Zolleiß
Optimierte Prozesse und Systeme
für die Bestückung mechatronischer
Baugruppen
FAPS, 180 Seiten, 117 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-266-8.

Band 187: Michael Kerausch
Simulationsgestützte Prozessauslegung
für das Umformen lokal
wärmebehandelter Aluminiumplatten
LFT, 146 Seiten, 76 Bilder, 7 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-267-5.

Band 188: Matthias Weber
Unterstützung der Wandlungsfähigkeit
von Produktionsanlagen durch innovative
Softwaresysteme
FAPS, 183 Seiten, 122 Bilder, 3 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-269-9.

Band 189: Thomas Frick
Untersuchung der prozessbestimmenden
Strahl-Stoff-Wechselwirkungen beim
Laserstrahlschweißen von Kunststoffen
LFT, 104 Seiten, 62 Bilder, 8 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-268-2.

Band 190: Joachim Hecht
Werkstoffcharakterisierung und
Prozessauslegung für die wirkmedienba-
sierte Doppelblech-Umformung von
Magnesiumlegierungen
LFT, 107 Seiten, 91 Bilder, 2 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-270-5.

Band 191: Ralf Völkl
Stochastische Simulation zur Werkzeugle-
bensdaueroptimierung und Präzisionsfer-
tigung in der Kaltmassivumformung
LFT, 178 Seiten, 75 Bilder, 12 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-272-9.

Band 192: Massimo Tolazzi
Innenhochdruck-Umformen verstärkter
Blech-Rahmenstrukturen
LFT, 164 Seiten, 85 Bilder, 7 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-273-6.

Band 193: Cornelia Hoff
Untersuchung der Prozesseinflussgrößen
beim Presshärten des höchstfesten
Vergütungsstahls 22MnB5
LFT, 133 Seiten, 92 Bilder, 5 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-275-0.

Band 194: Christian Alvarez
Simulationsgestützte Methoden zur
effizienten Gestaltung von Lötprozessen
in der Elektronikproduktion
FAPS, 149 Seiten, 86 Bilder, 8 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-277-4.

Band 195: Andreas Kunze
Automatisierte Montage von makrome-
chatronischen Modulen zur flexiblen
Integration in hybride
Pkw-Bordnetzsyste
FAPS, 160 Seiten, 90 Bilder, 14 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-278-1.

Band 196: Wolfgang Hußnätter
Grundlegende Untersuchungen zur
experimentellen Ermittlung und zur
Modellierung von Fließortkurven bei
erhöhten Temperaturen
LFT, 152 Seiten, 73 Bilder, 21 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-279-8.

Band 197: Thomas Bigl
Entwicklung, angepasste Herstellungsver-
fahren und erweiterte Qualitätssicherung
von einsetzgerechten elektronischen Bau-
gruppen
FAPS, 175 Seiten, 107 Bilder, 14 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-280-4.

Band 198: Stephan Roth
Grundlegende Untersuchungen zum
Excimerlaserstrahl-Abtragen unter
Flüssigkeitsfilmen
LFT, 113 Seiten, 47 Bilder, 14 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-281-1.

Band 199: Artur Giera
Prozesstechnische Untersuchungen
zum Rührreibschweißen metallischer
Werkstoffe
LFT, 179 Seiten, 104 Bilder, 36 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-282-8.

Band 200: Jürgen Lechler
Beschreibung und Modellierung
des Werkstoffverhaltens von
presshärtbaren Bor-Manganstählen
LFT, 154 Seiten, 75 Bilder, 12 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-286-6.

Band 201: Andreas Blankl
Untersuchungen zur Erhöhung der
Prozessrobustheit bei der Innenhoch-
druck-Umformung von flächigen Halb-
zeugen mit vor- bzw. nachgeschalteten
Laserstrahlfügeoperationen
LFT, 120 Seiten, 68 Bilder, 9 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-287-3.

Band 202: Andreas Schaller
Modellierung eines nachfrageorientierten
Produktionskonzeptes für mobile
Telekommunikationsgeräte
FAPS, 120 Seiten, 79 Bilder, 0 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-289-7.

Band 203: Claudius Schimpf
Optimierung von Zuverlässigkeitsuntersu-
chungen, Prüfabläufen und Nacharbeits-
prozessen in der Elektronikproduktion
FAPS, 162 Seiten, 90 Bilder, 14 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-290-3.

Band 204: Simon Dietrich
Sensoriken zur Schwerpunktslagebestim-
mung der optischen Prozessemissionen
beim Laserstrahl-tiefschweißen
LFT, 138 Seiten, 70 Bilder, 5 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-292-7.

Band 205: Wolfgang Wolf
Entwicklung eines agentenbasierten
Steuerungssystems zur
Materialflussorganisation im
wandelbaren Produktionsumfeld
FAPS, 167 Seiten, 98 Bilder. 2009.
ISBN 978-3-87525-293-4.

Band 206: Steffen Polster
Laserdurchstrahlenschweißen
transparenter Polymerbauteile
LFT, 160 Seiten, 92 Bilder, 13 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-294-1.

Band 207: Stephan Manuel Dörfler
Rührreibschweißen von walzplattiertem
Halbzeug und Aluminiumblech zur
Herstellung flächiger Aluminiumschaum-
Sandwich-Verbundstrukturen
LFT, 190 Seiten, 98 Bilder, 5 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-295-8.

Band 208: Uwe Vogt
Seriennahe Auslegung von Aluminium
Tailored Heat Treated Blanks
LFT, 151 Seiten, 68 Bilder, 26 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-296-5.

Band 209: Till Laumann
Qualitative und quantitative Bewertung
der Crashtauglichkeit von höchstfesten
Stählen
LFT, 117 Seiten, 69 Bilder, 7 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-299-6.

Band 210: Alexander Diehl
Größeneffekte bei Biegeprozessen-
Entwicklung einer Methodik zur
Identifikation und Quantifizierung
LFT, 180 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-302-3.

Band 211: Detlev Staud
Effiziente Prozesskettenauslegung für das
Umformen lokal wärmebehandelter und
geschweißter Aluminiumbleche
LFT, 164 Seiten, 72 Bilder, 12 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-303-0.

Band 212: Jens Ackermann
Prozesssicherung beim Laserdurchstrahl-
schweißen thermoplastischer Kunststoffe
LPT, 129 Seiten, 74 Bilder, 13 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-305-4.

Band 213: Stephan Weidel
Grundlegende Untersuchungen zum
Kontaktzustand zwischen Werkstück
und Werkzeug bei umformtechnischen
Prozessen unter tribologischen
Gesichtspunkten
LFT, 144 Seiten, 67 Bilder, 11 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-307-8.

Band 214: Stefan Geißdörfer
Entwicklung eines mesoskopischen
Modells zur Abbildung von Größeneffek-
ten in der Kaltmassivumformung mit
Methoden der FE-Simulation
LFT, 133 Seiten, 83 Bilder, 11 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-308-5.

Band 215: Christian Matzner
Konzeption produktspezifischer Lösungen
zur Robustheitssteigerung elektronischer
Systeme gegen die Einwirkung von
Betauung im Automobil
FAPS, 165 Seiten, 93 Bilder, 14 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-309-2.

Band 216: Florian Schüssler
Verbindungs- und Systemtechnik für
thermisch hochbeanspruchte und
miniaturisierte elektronische Baugruppen
FAPS, 184 Seiten, 93 Bilder, 18 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-310-8.

Band 217: Massimo Cojutti
Strategien zur Erweiterung der Prozess-
grenzen bei der Innhochdruck-Umfor-
mung von Rohren und Blechpaaren
LFT, 125 Seiten, 56 Bilder, 9 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-312-2.

Band 218: Raoul Plettke
Mehrkriterielle Optimierung komplexer
Aktorsysteme für das Laserstrahljustieren
LFT, 152 Seiten, 25 Bilder, 3 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-315-3.

Band 219: Andreas Dobroschke
Flexible Automatisierungslösungen für
die Fertigung wickeltechnischer Produkte
FAPS, 184 Seiten, 109 Bilder, 18 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-317-7.

Band 220: Azhar Zam
Optical Tissue Differentiation for
Sensor-Controlled Tissue-Specific
Laser Surgery
LPT, 99 Seiten, 45 Bilder, 8 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-318-4.

Band 221: Michael Rösch
Potenziale und Strategien zur Optimie-
rung des Schablonendruckprozesses in der
Elektronikproduktion
FAPS, 192 Seiten, 127 Bilder, 19 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-319-1.

Band 222: Thomas Rechtenwald
Quasi-isothermes Laserstrahlsintern von
Hochtemperatur-Thermoplasten - Eine
Betrachtung werkstoff-prozessspezifischer
Aspekte am Beispiel PEEK
LPT, 150 Seiten, 62 Bilder, 8 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-320-7.

Band 223: Daniel Craiovan
Prozesse und Systemlösungen für die
SMT-Montage optischer Bauelemente auf
Substrate mit integrierten Lichtwellenlei-
tern
FAPS, 165 Seiten, 85 Bilder, 8 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-324-5.

Band 224: Kay Wagner
Beanspruchungsangepasste
Kaltmassivumformwerkzeuge durch
lokal optimierte Werkzeuoberflächen
LFT, 147 Seiten, 103 Bilder, 17 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-325-2.

Band 225: Martin Brandhuber
Verbesserung der Prognosegüte des Versa-
gens von Punktschweißverbindungen bei
höchstfesten Stahlgüten
LFT, 155 Seiten, 91 Bilder, 19 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-327-6.

Band 226: Peter Sebastian Feuser
Ein Ansatz zur Herstellung von
pressgehärteten Karosseriekomponenten
mit maßgeschneiderten mechanischen
Eigenschaften: Temperierte Umformwerk-
zeuge. Prozessfenster, Prozesssimulation
und funktionale Untersuchung
LFT, 195 Seiten, 97 Bilder, 60 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-328-3.

Band 227: Murat Arbak
Material Adapted Design of Cold Forging
Tools Exemplified by Powder
Metallurgical Tool Steels and Ceramics
LFT, 109 Seiten, 56 Bilder, 8 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-330-6.

Band 228: Indra Pitz
Beschleunigte Simulation des
Laserstrahlumformens von
Aluminiumblechen
LPT, 137 Seiten, 45 Bilder, 27 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-333-7.

Band 229: Alexander Grimm
Prozessanalyse und -überwachung des
Laserstrahlhartlötens mittels optischer
Sensorik
LPT, 125 Seiten, 61 Bilder, 5 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-334-4.

Band 230: Markus Kaupper
Biegen von höhenfesten Stahlblechwerk-
stoffen - Umformverhalten und Grenzen
der Biegebarkeit
LFT, 160 Seiten, 57 Bilder, 10 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-339-9.

Band 231: Thomas Kroiß
Modellbasierte Prozessauslegung für
die Kaltmassivumformung unter
Brücksichtigung der Werkzeug- und
Pressenauffederung
LFT, 169 Seiten, 50 Bilder, 19 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-341-2.

Band 232: Christian Goth
Analyse und Optimierung der Entwick-
lung und Zuverlässigkeit räumlicher
Schaltungsträger (3D-MID)
FAPS, 176 Seiten, 102 Bilder, 22 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-340-5.

Band 233: Christian Ziegler
Ganzheitliche Automatisierung
mechatronischer Systeme in der Medizin
am Beispiel Strahlentherapie
FAPS, 170 Seiten, 71 Bilder, 19 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-342-9.

Band 234: Florian Albert
Automatisiertes Laserstrahllöten
und -reparatlöten elektronischer
Baugruppen
LPT, 127 Seiten, 78 Bilder, 11 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-344-3.

Band 235: Thomas Stöhr
Analyse und Beschreibung des
mechanischen Werkstoffverhaltens
von presshärtbaren Bor-Manganstählen
LFT, 118 Seiten, 74 Bilder, 18 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-346-7.

Band 236: Christian Kägeler
Prozessdynamik beim
Laserstrahlschweißen verzinkter
Stahlbleche im Überlappstoß
LPT, 145 Seiten, 80 Bilder, 3 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-347-4.

Band 237: Andreas Sulzberger
Seriennahe Auslegung der Prozesskette
zur wärmeunterstützten Umformung
von Aluminiumblechwerkstoffen
LFT, 153 Seiten, 87 Bilder, 17 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-349-8.

Band 238: Simon Opel
Herstellung prozessangepasster
Halbzeuge mit variabler Blechdicke
durch die Anwendung von Verfahren
der Blechmassivumformung
LFT, 165 Seiten, 108 Bilder, 27 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-350-4.

Band 239: Rajesh Kanawade
In-vivo Monitoring of Epithelium
Vessel and Capillary Density for the
Application of Detection of Clinical Shock
and Early Signs of Cancer Development
LPT, 124 Seiten, 58 Bilder, 15 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-351-1.

Band 240: Stephan Busse
Entwicklung und Qualifizierung eines
Schneidclinchverfahrens
LFT, 119 Seiten, 86 Bilder, 20 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-352-8.

Band 241: Karl-Heinz Leitz
Mikro- und Nanostrukturierung mit kurz
und ultrakurz gepulster Laserstrahlung
LPT, 154 Seiten, 71 Bilder, 9 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-355-9.

Band 242: Markus Michl
Webbasierte Ansätze zur ganzheitlichen
technischen Diagnose
FAPS, 182 Seiten, 62 Bilder, 20 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-356-6.

Band 243: Vera Sturm
Einfluss von Chargenschwankungen
auf die Verarbeitungsgrenzen von
Stahlwerkstoffen
LFT, 113 Seiten, 58 Bilder, 9 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-357-3.

Band 244: Christian Neudel
Mikrostrukturelle und mechanisch-
technologische Eigenschaften
widerstandspunktgeschweißter
Aluminium-Stahl-Verbindungen für
den Fahrzeugbau
LFT, 178 Seiten, 171 Bilder, 31 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-358-0.

Band 245: Anja Neumann
Konzept zur Beherrschung der
Prozessschwankungen im Presswerk
LFT, 162 Seiten, 68 Bilder, 15 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-360-3.

Band 246: Ulf-Hermann Quentin
Laserbasierte Nanostrukturierung mit
optisch positionierten Mikrolinsen
LPT, 137 Seiten, 89 Bilder, 6 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-361-0.

Band 247: Erik Lamprecht
Der Einfluss der Fertigungsverfahren
auf die Wirbelstromverluste von
Stator-Einzelzahnblechpaketen für
den Einsatz in Hybrid- und Elektrofahr-
zeugen
FAPS, 148 Seiten, 138 Bilder, 4 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-362-7.

Band 248: Sebastian Rösel
Wirkmedienbasierte Umformung von
Blechhalbzeugen unter Anwendung
magnetorheologischer Flüssigkeiten als
kombiniertes Wirk- und Dichtmedium
LFT, 148 Seiten, 61 Bilder, 12 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-363-4.

Band 249: Paul Hippchen
Simulative Prognose der Geometrie
indirekt pressgehärteter Karosseriebau-
teile für die industrielle Anwendung
LFT, 163 Seiten, 89 Bilder, 12 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-364-1.

Band 250: Martin Zubeil
Versagensprognose bei der Prozess
simulation von Biegeumform- und Falz-
verfahren
LFT, 171 Seiten, 90 Bilder, 5 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-365-8.

Band 251: Alexander Kühl
Flexible Automatisierung der
Statorenmontage mit Hilfe einer
universellen ambidexteren Kinematik
FAPS, 142 Seiten, 60 Bilder, 26 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-367-2.

Band 252: Thomas Albrecht
Optimierte Fertigungstechnologien
für Rotoren getriebeintegrierter
PM-Synchronmotoren von
Hybridfahrzeugen
FAPS, 198 Seiten, 130 Bilder, 38 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-368-9.

Band 253: Florian Risch
Planning and Production Concepts for
Contactless Power Transfer Systems for
Electric Vehicles
FAPS, 185 Seiten, 125 Bilder, 13 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-369-6.

Band 254: Markus Weigl
Laserstrahlschweißen von Mischverbin-
dungen aus austenitischen und
ferritischen korrosionsbeständigen
Stahlwerkstoffen
LPT, 184 Seiten, 110 Bilder, 6 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-370-2.

Band 255: Johannes Noneder
Beanspruchungserfassung für die Validie-
rung von FE-Modellen zur Auslegung von
Massivumformwerkzeugen
LFT, 161 Seiten, 65 Bilder, 14 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-371-9.

Band 256: Andreas Reinhardt
Ressourceneffiziente Prozess- und
Produktionstechnologie für flexible
Schaltungsträger
FAPS, 123 Seiten, 69 Bilder, 19 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-373-3.

Band 257: Tobias Schmuck
Ein Beitrag zur effizienten Gestaltung
globaler Produktions- und
Logistiknetzwerke mittels Simulation
FAPS, 151 Seiten, 74 Bilder. 2014.
ISBN 978-3-87525-374-0.

Band 258: Bernd Eichenhüller
Untersuchungen der Effekte und
Wechselwirkungen charakteristischer
Einflussgrößen auf das Umformverhalten
bei Mikroumformprozessen
LFT, 127 Seiten, 29 Bilder, 9 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-375-7.

Band 259: Felix Lütteke
Vielseitiges autonomes Transportsystem
basierend auf Weltmodellerstellung
mittels Datenfusion von Deckenkameras
und Fahrzeugsensoren
FAPS, 152 Seiten, 54 Bilder, 20 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-376-4.

Band 260: Martin Grüner
Hochdruck-Blechumformung mit
formlos festen Stoffen als Wirkmedium
LFT, 144 Seiten, 66 Bilder, 29 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-379-5.

Band 261: Christian Brock
Analyse und Regelung des
Laserstrahl-tiefschweißprozesses durch
Detektion der Metaldampffackelposition
LPT, 126 Seiten, 65 Bilder, 3 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-380-1.

Band 262: Peter Vatter
Sensitivitätsanalyse des
3-Rollen-Schubbiegens auf Basis der
Finite Elemente Methode
LFT, 145 Seiten, 57 Bilder, 26 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-381-8.

Band 263: Florian Klämpfl
Planung von Laserbestrahlungen durch
simulationsbasierte Optimierung
LPT, 169 Seiten, 78 Bilder, 32 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-384-9.

Band 264: Matthias Domke
Transiente physikalische Mechanismen
bei der Laserablation von dünnen
Metallschichten
LPT, 133 Seiten, 43 Bilder, 3 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-385-6.

Band 265: Johannes Götz
Community-basierte Optimierung des An-
lagenengineering
FAPS, 177 Seiten, 80 Bilder, 30 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-386-3.

Band 266: Hung Nguyen
Qualifizierung des Potentials von
Verfestigungseffekten zur Erweiterung
des Umformvermögens aushärtbarer
Aluminiumlegierungen
LFT, 137 Seiten, 57 Bilder, 16 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-387-0.

Band 267: Andreas Kuppert
Erweiterung und Verbesserung von Ver-
suchs- und Auswertetechniken für die Be-
stimmung von Grenzformänderungskur-
ven
LFT, 138 Seiten, 82 Bilder, 2 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-388-7.

Band 268: Kathleen Klaus
Erstellung eines Werkstofforientierten
Fertigungsprozessfensters zur Steigerung
des Formgebungsvermögens von Alumi-
niumlegierungen unter Anwendung einer
zwischen-geschalteten Wärmebehandlung
LFT, 154 Seiten, 70 Bilder, 8 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-391-7.

Band 269: Thomas Svec
Untersuchungen zur Herstellung von
funktionsoptimierten Bauteilen im
partiellen Presshärtprozess mittels lokal
unterschiedlich temperierter Werkzeuge
LFT, 166 Seiten, 87 Bilder, 15 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-392-4.

Band 270: Tobias Schrader
Grundlegende Untersuchungen zur
Verschleißcharakterisierung beschichteter
Kaltmassivumformwerkzeuge
LFT, 164 Seiten, 55 Bilder, 11 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-393-1.

Band 271: Matthäus Brela
Untersuchung von Magnetfeld-Messmethoden zur ganzheitlichen Wertschöpfungsoptimierung und Fehlerdetektion an magnetischen Aktoren
FAPS, 170 Seiten, 97 Bilder, 4 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-394-8.

Band 272: Michael Wieland
Entwicklung einer Methode zur Prognose adhäsiven Verschleißes an Werkzeugen für das direkte Presshärten
LFT, 156 Seiten, 84 Bilder, 9 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-395-5.

Band 273: René Schramm
Strukturierte additive Metallisierung durch kaltaktives Atmosphärendruckplasma
FAPS, 136 Seiten, 62 Bilder, 15 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-396-2.

Band 274: Michael Lechner
Herstellung beanspruchungsangepasster Aluminiumblechhalbzeuge durch eine maßgeschneiderte Variation der Abkühlgeschwindigkeit nach Lösungsglühen
LFT, 136 Seiten, 62 Bilder, 15 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-397-9.

Band 275: Kolja Andreas
Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit auf das Werkzeugeinsatzverhalten beim Kaltfließpressen
LFT, 169 Seiten, 76 Bilder, 4 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-398-6.

Band 276: Marcus Baum
Laser Consolidation of ITO Nanoparticles for the Generation of Thin Conductive Layers on Transparent Substrates
LPT, 158 Seiten, 75 Bilder, 3 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-399-3.

Band 277: Thomas Schneider
Umformtechnische Herstellung dünnwandiger Funktionsbauteile aus Feinblech durch Verfahren der Blechmassivumformung
LFT, 188 Seiten, 95 Bilder, 7 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-401-3.

Band 278: Jochen Merhof
Sematische Modellierung automatisierter Produktionssysteme zur Verbesserung der IT-Integration zwischen Anlagen-Engineering und Steuerungsebene
FAPS, 157 Seiten, 88 Bilder, 8 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-402-0.

Band 279: Fabian Zöllner
Erarbeitung von Grundlagen zur Abbildung des tribologischen Systems in der Umformsimulation
LFT, 126 Seiten, 51 Bilder, 3 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-403-7.

Band 280: Christian Hezler
Einsatz technologischer Versuche zur Erweiterung der Versagensvorhersage bei Karosseriebauteilen aus höchstfesten Stählen
LFT, 147 Seiten, 63 Bilder, 44 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-404-4.

Band 281: Jochen Bönig
Integration des Systemverhaltens von
Automobil-Hochvoltleitungen in die
virtuelle Absicherung durch
strukturmechanische Simulation
FAPS, 177 Seiten, 107 Bilder, 17 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-405-1.

Band 282: Johannes Kohl
Automatisierte Datenerfassung für
diskret ereignisorientierte Simulationen in
der energieflexiblen Fabrik
FAPS, 160 Seiten, 80 Bilder, 27 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-406-8.

Band 283: Peter Bechtold
Mikroschockwellenumformung mittels
ultrakurzer Laserpulse
LPT, 155 Seiten, 59 Bilder, 10 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-407-5.

Band 284: Stefan Berger
Laserstrahlschweißen thermoplastischer
Kohlenstofffaserverbundwerkstoffe mit
spezifischem Zusatzdraht
LPT, 118 Seiten, 68 Bilder, 9 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-408-2.

Band 285: Martin Bornschlegl
Methods-Energy Measurement - Eine
Methode zur Energieplanung für
Fügeverfahren im Karosseriebau
FAPS, 136 Seiten, 72 Bilder, 46 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-409-9.

Band 286: Tobias Rackow
Erweiterung des Unternehmenscontrol-
lings um die Dimension Energie
FAPS, 164 Seiten, 82 Bilder, 29 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-410-5.

Band 287: Johannes Koch
Grundlegende Untersuchungen zur
Herstellung zyklisch-symmetrischer
Bauteile mit Nebenformelementen durch
Blechmassivumformung
LFT, 125 Seiten, 49 Bilder, 17 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-411-2.

Band 288: Hans Ulrich Vierzigmann
Beitrag zur Untersuchung der
tribologischen Bedingungen in der
Blechmassivumformung - Bereitstellung
von tribologischen Modellversuchen und
Realisierung von Tailored Surfaces
LFT, 174 Seiten, 102 Bilder, 34 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-412-9.

Band 289: Thomas Senner
Methodik zur virtuellen Absicherung
der formgebenden Operation des
Nasspressprozesses von
Gelege-Mehrschichtverbunden
LFT, 156 Seiten, 96 Bilder, 21 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-414-3.

Band 290: Sven Kreitlein
Der grundoperationsspezifische
Mindestenergiebedarf als Referenzwert
zur Bewertung der Energieeffizienz in
der Produktion
FAPS, 185 Seiten, 64 Bilder, 30 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-415-0.

Band 291: Christian Roos
Remote-Laserstrahlschweißen verzinkter
Stahlbleche in Kehlnahtgeometrie
LPT, 123 Seiten, 52 Bilder, 0 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-416-7.

Band 292: Alexander Kahrmanidis
Thermisch unterstützte Umformung von
Aluminiumblechen
LFT, 165 Seiten, 103 Bilder, 18 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-417-4.

Band 293: Jan Tremel
Flexible Systems for Permanent
Magnet Assembly and Magnetic Rotor
Measurement / Flexible Systeme zur
Montage von Permanentmagneten und
zur Messung magnetischer Rotoren
FAPS, 152 Seiten, 91 Bilder, 12 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-419-8.

Band 294: Ioannis Tsoupis
Schädigungs- und Versagensverhalten
hochfester Leichtbauwerkstoffe unter
Biegebeanspruchung
LFT, 176 Seiten, 51 Bilder, 6 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-420-4.

Band 295: Sven Hildering
Grundlegende Untersuchungen zum
Prozessverhalten von Silizium als
Werkzeugwerkstoff für das
Mikroscherschneiden metallischer Folien
LFT, 177 Seiten, 74 Bilder, 17 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-422-8.

Band 296: Sasia Mareike Hertweck
Zeitliche Pulsformung in der
Lasermikromaterialbearbeitung –
Grundlegende Untersuchungen und
Anwendungen
LPT, 146 Seiten, 67 Bilder, 5 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-423-5.

Band 297: Paryanto
Mechatronic Simulation Approach for
the Process Planning of Energy-Efficient
Handling Systems
FAPS, 162 Seiten, 86 Bilder, 13 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-424-2.

Band 298: Peer Stenzel
Großserientaugliche Nadelwickeltechnik
für verteilte Wicklungen im
Anwendungsfall der E-Traktionsantriebe
FAPS, 239 Seiten, 147 Bilder, 20 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-425-9.

Band 299: Mario Lušić
Ein Vorgehensmodell zur Erstellung
montageführender Werkerinformations-
systeme simultan zum
Produktentstehungsprozess
FAPS, 174 Seiten, 79 Bilder, 22 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-426-6.

Band 300: Arnd Buschhaus
Hochpräzise adaptive Steuerung und
Regelung robotergeführter Prozesse
FAPS, 202 Seiten, 96 Bilder, 4 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-427-3.

Band 301: Tobias Laumer
Erzeugung von thermoplastischen
Werkstoffverbunden mittels simultanem,
intensitätsselektivem
Laserstrahlschmelzen
LPT, 140 Seiten, 82 Bilder, 0 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-428-0.

Band 302: Nora Unger
Untersuchung einer thermisch unterstütz-
ten Fertigungskette zur Herstellung
umgeformter Bauteile aus der härtesten
Aluminiumlegierung EN AW-7020
LFT, 142 Seiten, 53 Bilder, 8 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-429-7.

Band 303: Tommaso Stellin
Design of Manufacturing Processes for
the Cold Bulk Forming of Small Metal
Components from Metal Strip
LFT, 146 Seiten, 67 Bilder, 7 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-430-3.

Band 304: Bassim Bachy
Experimental Investigation, Modeling,
Simulation and Optimization of Molded
Interconnect Devices (MID) Based on
Laser Direct Structuring (LDS) / Experi-
mentelle Untersuchung, Modellierung, Si-
mulation und Optimierung von Molded
Interconnect Devices (MID) basierend auf
Laser Direktstrukturierung (LDS)
FAPS, 168 Seiten, 120 Bilder, 26 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-431-0.

Band 305: Michael Spahr
Automatisierte Kontaktierungsverfahren
für flachleiterbasierte
Pkw-Bordnetzsysteme
FAPS, 197 Seiten, 98 Bilder, 17 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-432-7.

Band 306: Sebastian Suttner
Charakterisierung und Modellierung
des spannungszustandsabhängigen Werk-
stoffverhaltens der Magnesium-
legierung AZ31B für die numerische
Prozessauslegung
LFT, 150 Seiten, 84 Bilder, 19 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-433-4.

Band 307: Bhargav Potdar
A reliable methodology to deduce thermo-
mechanical flow behaviour of
hot stamping steels
LFT, 203 Seiten, 98 Bilder, 27 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-436-5.

Band 308: Maria Löffler
Steuerung von Blechmassivumformpro-
zessen durch maßgeschneiderte
tribologische Systeme
LFT, viii u. 166 Seiten, 90 Bilder, 5 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-133-1.

Band 309: Martin Müller
Untersuchung des kombinierten Trenn-
und Umformprozesses beim Fügen artun-
gleicher Werkstoffe mittels
Schneidclinchverfahren
LFT, xi u. 149 Seiten, 89 Bilder, 6 Tab.
2018. ISBN: 978-3-96147-135-5.

Band 310: Christopher Kästle
Qualifizierung der Kupfer-Drahtbond-
technologie für integrierte Leistungs-
module in harschen Umgebungs-
bedingungen
FAPS, xii u. 167 Seiten, 70 Bilder, 18 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-145-4.

Band 311: Daniel Vipave
Eine Simulationsmethode für das
3-Rollen-Schubbiegen
LFT, xiii u. 121 Seiten, 56 Bilder, 17 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-147-8.

Band 312: Christina Ramer
Arbeitsraumüberwachung und autonome
Bahnplanung für ein sicheres und
flexibles Roboter-Assistenzsystem
in der Fertigung
FAPS, xiv u. 188 Seiten, 57 Bilder, 9 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-153-9.

Band 313: Miriam Rauer
Der Einfluss von Poren auf die
Zuverlässigkeit der Lötverbindungen
von Hochleistungs-Leuchtdioden
FAPS, xii u. 209 Seiten, 108 Bilder, 21 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-157-7.

Band 314: Felix Tenner
Kamerabasierte Untersuchungen der
Schmelze und Gasströmungen beim
Laserstrahlschweißen verzinkter Stahlbleche
LPT, xxiii u. 184 Seiten, 94 Bilder, 7 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-160-7.

Band 315: Aarief Syed-Khaja
Diffusion Soldering for High-temperature
Packaging of Power Electronics
FAPS, x u. 202 Seiten, 144 Bilder, 32 Tab.
2018. ISBN 978-3-87525-162-1.

Band 316: Adam Schaub
Grundlagenwissenschaftliche Unter-
suchung der kombinierten Prozesskette
aus Umformen und Additive Fertigung
LFT, xi u. 192 Seiten, 72 Bilder, 27 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-166-9.

Band 317: Daniel Gröbel
Herstellung von Nebenformelementen
unterschiedlicher Geometrie an Blechen
mittels Fließpressverfahren der Blechmas-
sivumformung
LFT, x u. 165 Seiten, 96 Bilder, 13 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-168-3.

Band 318: Philipp Hildenbrand
Entwicklung einer Methodik zur Herstel-
lung von Tailored Blanks mit definierten
Halbzeugeigenschaften durch einen
Taumelprozess
LFT, ix u. 153 Seiten, 77 Bilder, 4 Tab. 2019.
ISBN 978-3-96147-174-4.

Band 319: Tobias Konrad
Simulative Auslegung der Spann- und
Fixierkonzepte im Karosserierohbau:
Bewertung der Baugruppenmaßhaltigkeit
unter Berücksichtigung schwankender
Einflussgrößen
LFT, x u. 203 Seiten, 134 Bilder, 32 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-176-8.

Band 320: David Meinel
Architektur applikationsspezifischer
Multi-Physics-Simulationskonfiguratoren
am Beispiel modularer Triebzüge
FAPS, xii u. 166 Seiten, 82 Bilder, 25 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-184-3.

Band 321: Andrea Zimmermann
Grundlegende Untersuchungen zum Ein-
fluss fertigungsbedingter Eigenschaften
auf die Ermüdungsfestigkeit kaltmassiv-
umgeformter Bauteile
LFT, ix u. 160 Seiten, 66 Bilder, 5 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-190-4.

Band 322: Christoph Amann
Simulative Prognose der Geometrie
nassgepresster Karosseriebauteile aus
Gelege-Mehrschichtverbunden
LFT, xvi u. 169 Seiten, 80 Bilder, 13 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-194-2.

Band 323: Jennifer Tenner
Realisierung schmierstofffreier Tiefzieh-
prozesse durch maßgeschneiderte Werk-
zeugoberflächen
LFT, x u. 187 Seiten, 68 Bilder, 13 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-196-6.

Band 324: Susan Zöllner
Mapping Individual Subjective Values to Product Design
KTmfk, xi u. 223 Seiten, 81 Bilder, 25 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-202-4.

Band 325: Stefan Lutz
Erarbeitung einer Methodik zur semiempirischen Ermittlung der Umwandlungskinetik durchhärtender Wälzlagerstähle für die Wärmebehandlungssimulation
LFT, xiv u. 189 Seiten, 75 Bilder, 32 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-209-3.

Band 326: Tobias Gnibl
Modellbasierte Prozesskettenabbildung rührreibgeschweißter Aluminiumhalbzeuge zur umformtechnischen Herstellung höchstfester Leichtbau-struktureile
LFT, xii u. 167 Seiten, 68 Bilder, 17 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-217-8.

Band 327: Johannes Bürner
Technisch-wirtschaftliche Optionen zur Lastflexibilisierung durch intelligente elektrische Wärmespeicher
FAPS, xiv u. 233 Seiten, 89 Bilder, 27 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-219-2.

Band 328: Wolfgang Böhm
Verbesserung des Umformverhaltens von mehrlagigen Aluminiumblechwerkstoffen mit ultrafeinkörnigem Gefüge
LFT, ix u. 160 Seiten, 88 Bilder, 14 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-227-7.

Band 329: Stefan Landkammer
Grundsatzuntersuchungen, mathematische Modellierung und Ableitung einer Auslegungsmethodik für Gelenkantriebe nach dem Spinnenbeinprinzip
LFT, xii u. 200 Seiten, 83 Bilder, 13 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-229-1.

Band 330: Stephan Rapp
Pump-Probe-Ellipsometrie zur Messung transienter optischer Materialeigenschaften bei der Ultrakurzpuls-Lasermaterialbearbeitung
LPT, xi u. 143 Seiten, 49 Bilder, 2 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-235-2.

Band 331: Michael Scholz
Intralogistics Execution System mit integrierten autonomen, servicebasierten Transportentitäten
FAPS, xi u. 195 Seiten, 55 Bilder, 11 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-237-6.

Band 332: Eva Bogner
Strategien der Produktindividualisierung in der produzierenden Industrie im Kontext der Digitalisierung
FAPS, ix u. 201 Seiten, 55 Bilder, 28 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-246-8.

Band 333: Daniel Benjamin Krüger
Ein Ansatz zur CAD-integrierten muskuloskelettalen Analyse der Mensch-Maschine-Interaktion
KTmfk, x u. 217 Seiten, 102 Bilder, 7 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-250-5.

Band 334: Thomas Kuhn

Qualität und Zuverlässigkeit laserdirekt-
strukturierter mechatronisch integrierter
Baugruppen (LDS-MID)

FAPS, ix u. 152 Seiten, 69 Bilder, 12 Tab.
2019. ISBN: 978-3-96147-252-9.

Band 335: Hans Fleischmann

Modellbasierte Zustands- und Prozess-
überwachung auf Basis sozio-cyber-physi-
scher Systeme

FAPS, xi u. 214 Seiten, 111 Bilder, 18 Tab.
2019. ISBN: 978-3-96147-256-7.

Band 336: Markus Michalski

Grundlegende Untersuchungen zum
Prozess- und Werkstoffverhalten bei
schwingungsüberlagerter Umformung

LFT, xii u. 197 Seiten, 93 Bilder, 11 Tab.
2019. ISBN: 978-3-96147-270-3.

Band 337: Markus Brandmeier

Ganzheitliches ontologiebasiertes
Wissensmanagement im Umfeld der
industriellen Produktion

FAPS, xi u. 255 Seiten, 77 Bilder, 33 Tab.
2020. ISBN: 978-3-96147-275-8.

Band 338: Stephan Purr

Datenerfassung für die Anwendung
lernender Algorithmen bei der Herstel-
lung von Blechformteilen

LFT, ix u. 165 Seiten, 48 Bilder, 4 Tab.
2020. ISBN: 978-3-96147-281-9.

Band 339: Christoph Kiener

Kaltfließpressen von gerad- und schräg-
verzahnten Zahnrädern

LFT, viii u. 151 Seiten, 81 Bilder, 3 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-287-1.

Band 340: Simon Spreng

Numerische, analytische und empirische
Modellierung des Heißcrimpprozesses

FAPS, xix u. 204 Seiten, 91 Bilder, 27 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-293-2.

Band 341: Patrik Schwingenschlögl

Erarbeitung eines Prozessverständnisses
zur Verbesserung der tribologischen
Bedingungen beim Presshärten

LFT, x u. 177 Seiten, 81 Bilder, 8 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-297-0.

Band 342: Emanuela Affronti

Evaluation of failure behaviour
of sheet metals

LFT, ix u. 136 Seiten, 57 Bilder, 20 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-303-8.

Band 343: Julia Degner

Grundlegende Untersuchungen zur
Herstellung hochfester Aluminiumblech-
bauteile in einem kombinierten Umform-
und Abschreckprozess

LFT, x u. 172 Seiten, 61 Bilder, 9 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-307-6.

Band 344: Maximilian Wagner

Automatische Bahnplanung für die Auftei-
lung von Prozessbewegungen in syn-
chrone Werkstück- und Werkzeugbewe-
gungen mittels Multi-Roboter-Systemen

FAPS, xxi u. 181 Seiten, 111 Bilder, 15 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-309-0.

Band 345: Stefan Härter

Qualifizierung des Montageprozesses
hochminiaturisierter elektronischer Bau-
elemente

FAPS, ix u. 194 Seiten, 97 Bilder, 28 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-314-4.

Band 346: Toni Donhauser
Ressourcenorientierte Auftragsregelung in einer hybriden Produktion mittels betriebsbegleitender Simulation
FAPS, xix u. 242 Seiten, 97 Bilder, 17 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-316-8.

Band 347: Philipp Amend
Laserbasiertes Schmelzkleben von Thermoplasten mit Metallen
LPT, xv u. 154 Seiten, 67 Bilder. 2020. ISBN 978-3-96147-326-7.

Band 348: Matthias Ehlert
Simulationsunterstützte funktionale Grenzlagenabsicherung
KTmfk, xvi u. 300 Seiten, 101 Bilder, 73 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-328-1.

Band 349: Thomas Sander
Ein Beitrag zur Charakterisierung und Auslegung des Verbundes von Kunststoffsubstraten mit harten Dünnschichten
KTmfk, xiv u. 178 Seiten, 88 Bilder, 21 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-330-4.

Band 350: Florian Pilz
Fließpressen von Verzahnungselementen an Blechen
LFT, x u. 170 Seiten, 103 Bilder, 4 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-332-8.

Band 351: Sebastian Josef Katona
Evaluation und Aufbereitung von Produktsimulationen mittels abweichungsbehafteter Geometriemodelle
KTmfk, ix u. 147 Seiten, 73 Bilder, 11 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-336-6.

Band 352: Jürgen Herrmann
Kumulatives Walzplattieren. Bewertung der Umformeigenschaften mehrlagiger Blechwerkstoffe der ausscheidungshärtbaren Legierung AA6014
LFT, x u. 157 Seiten, 64 Bilder, 5 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-344-1.

Band 353: Christof Küstner
Assistenzsystem zur Unterstützung der datengetriebenen Produktentwicklung
KTmfk, xii u. 219 Seiten, 63 Bilder, 14 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-348-9.

Band 354: Tobias Gläsel
Prozessketten zum Laserstrahlschweißen von flachleiterbasierten Formspulenwicklungen für automobiler Traktionsantriebe
FAPS, xiv u. 206 Seiten, 89 Bilder, 11 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-356-4.

Band 355: Andreas Meinel
Experimentelle Untersuchung der Auswirkungen von Axialschwingungen auf Reibung und Verschleiß in Zylinderrollenlagern
KTmfk, xii u. 162 Seiten, 56 Bilder, 7 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-358-8.

Band 356: Hannah Riedle
Haptische, generische Modelle weicher anatomischer Strukturen für die chirurgische Simulation
FAPS, xxx u. 179 Seiten, 82 Bilder, 35 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-367-0.

Band 357: Maximilian Landgraf
Leistungselektronik für den Einsatz dielektrischer Elastomere in aktorischen, sensorischen und integrierten sensomotorischen Systemen
FAPS, xxiii u. 166 Seiten, 71 Bilder, 10 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-380-9.

Band 358: Alireza Esfandyari
Multi-Objective Process Optimization
for Overpressure Reflow Soldering in Elec-
tronics Production
FAPS, xviii u. 175 Seiten, 57 Bilder, 23 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-382-3.

Band 359: Christian Sand
Prozessübergreifende Analyse komplexer
Montageprozessketten mittels
Data Mining
FAPS, XV u. 168 Seiten, 61 Bilder, 12 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-398-4.

Band 360: Ralf Merkl
Closed-Loop Control of a Storage-Sup-
ported Hybrid Compensation System for
Improving the Power Quality in Medium
Voltage Networks
FAPS, xxvii u. 200 Seiten, 102 Bilder, 2 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-402-8.

Band 361: Thomas Reitberger
Additive Fertigung polymerer optischer
Wellenleiter im Aerosol-Jet-Verfahren
FAPS, xix u. 141 Seiten, 65 Bilder, 11 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-400-4.

Band 362: Marius Christian Fechter
Modellierung von Vorentwürfen in der
virtuellen Realität mit natürlicher
Fingerinteraktion
KTmfk, x u. 188 Seiten, 67 Bilder, 19 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-404-2.

Band 363: Franziska Neubauer
Oberflächenmodifizierung und Entwick-
lung einer Auswertemethodik zur Ver-
schleißcharakterisierung im Presshär-
teprozess
LFT, ix u. 177 Seiten, 42 Bilder, 6 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-406-6.

Band 364: Eike Wolfram Schäffer
Web- und wissensbasierter Engineering-
Konfigurator für roboterzentrierte Auto-
matisierungslösungen
FAPS, xxiv u. 195 Seiten, 108 Bilder, 25 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-410-3.

Band 365: Daniel Gross
Untersuchungen zur kohlenstoffdioxidba-
sierten kryogenen Minimalmengen-
schmierung
REP, xii u. 184 Seiten, 56 Bilder, 18 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-412-7.

Band 366: Daniel Junker
Qualifizierung laser-additiv gefertigter
Komponenten für den Einsatz im Werk-
zeugbau der Massivumformung
LFT, vii u. 142 Seiten, 62 Bilder, 5 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-416-5.

Band 367: Tallal Javied
Totally Integrated Ecology Management
for Resource Efficient and Eco-Friendly
Production
FAPS, xv u. 160 Seiten, 60 Bilder, 13 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-418-9.

Band 368: David Marco Hochrein
Wälzlager im Beschleunigungsfeld – Eine
Analysestrategie zur Bestimmung des Rei-
bungs-, Axialschub- und Temperaturver-
haltens von Nadelkränzen –
KTmfk, xiii u. 279 Seiten, 108 Bilder,
39 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-420-2.

Band 369: Daniel Gräf
Funktionalisierung technischer Oberflä-
chen mittels prozessüberwachter aerosol-
basierter Drucktechnologie
FAPS, xxii u. 175 Seiten, 97 Bilder, 6 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-433-2.

Band 370: Andreas Gröschl
Hochfrequent fokusabstandsmodulierte
Konfokalsensoren für die Nanokoordina-
tenmesstechnik
FMT, x u. 144 Seiten, 98 Bilder, 6 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-435-6.

Band 371: Johann Tüchsen
Konzeption, Entwicklung und
Einführung des Assistenzsystems D-DAS
für die Produktentwicklung elektrischer
Motoren
KTmfk, xii u. 178 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-437-0.

Band 372: Max Marian
Numerische Auslegung von Oberflächen-
mikrostrukturen für geschmierte tribologi-
sche Kontakte
KTmfk, xviii u. 276 Seiten, 85 Bilder, 45
Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-439-4.

Band 373: Johannes Strauß
Die akustooptische Strahlformung in der
Lasermaterialbearbeitung
LPT, xvi u. 113 Seiten, 48 Bilder.
2021. ISBN 978-3-96147-441-7.

Band 374: Martin Hohmann
Machine learning and hyper spectral im-
aging: Multi Spectral Endoscopy in the
Gastro Intestinal Tract towards Hyper
Spectral Endoscopy
LPT, x u. 137 Seiten, 62 Bilder, 29 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-445-5.

Band 375: Timo Kordaß
Lasergestütztes Verfahren zur selektiven
Metallisierung von epoxidharzbasierten
Duromeren zur Steigerung der Integrati-
onsdichte für dreidimensionale mecha-
tronische Package-Baugruppen
FAPS, xviii u. 198 Seiten, 92 Bilder,
24 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-443-1.

Band 376: Philipp Kestel
Assistenzsystem für den wissensbasierten
Aufbau konstruktionsbegleitender Finite-
Elemente-Analysen
KTmfk, xviii u. 209 Seiten, 57 Bilder,
17 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-457-8.

Band 377: Martin Lerchen
Messverfahren für die pulverbettbasierte
additive Fertigung zur Sicherstellung der
Konformität mit geometrischen Pro-
duktspezifikationen
FMT, x u. 150 Seiten, 60 Bilder, 9 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-463-9.

Band 378: Michael Schneider
Inline-Prüfung der Permeabilität in
weichmagnetischen Komponenten
FAPS, xxii u. 189 Seiten, 79 Bilder, 14 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-465-3.

Band 379: Tobias Sprügel
Sphärische Detektorflächen als Unterstüt-
zung der Produktentwicklung zur Daten-
analyse im Rahmen des Digital
Engineering
KTmfk, xiii u. 213 Seiten, 84 Bilder, 33 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-475-2.

Band 380: Tom Häfner

Multipulseffekte beim Mikro-Materialabtrag von Stahllegierungen mit Pikosekunden-Laserpulsen
LPT, xxviii u. 159 Seiten, 57 Bilder, 13 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-479-0.

Band 381: Björn Heling

Einsatz und Validierung virtueller Absicherungsmethoden für abweichungs-behaftete Mechanismen im Kontext des Robust Design
KTmfk, xi u. 169 Seiten, 63 Bilder, 27 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-487-5.

Band 382: Tobias Kolb

Laserstrahl-Schmelzen von Metallen mit einer Serienanlage – Prozesscharakterisierung und Erweiterung eines Überwachungssystems
LPT, xv u. 170 Seiten, 128 Bilder, 16 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-491-2.

Band 383: Mario Meinhardt

Widerstandselementschweißen mit gestauchten Hilfsfügeelementen - Umformtechnische Wirkzusammenhänge zur Beeinflussung der Verbindungsfestigkeit
LFT, xii u. 189 Seiten, 87 Bilder, 4 Tab.
2022. ISBN 978-3-96147-473-8.

Band 384: Felix Bauer

Ein Beitrag zur digitalen Auslegung von Fügeprozessen im Karosseriebau mit Fokus auf das Remote-Laserstrahlschweißen unter Einsatz flexibler Spanntechnik
LFT, xi u. 185 Seiten, 74 Bilder, 12 Tab.
2022. ISBN 978-3-96147-498-1.

Band 385: Jochen Zeitler

Konzeption eines rechnergestützten Konstruktionssystems für optomechatronische Baugruppen
FAPS, xix u. 172 Seiten, 88 Bilder, 11 Tab.
2022. ISBN 978-3-96147-499-8.

Band 386: Vincent Mann

Einfluss von Strahloszillation auf das Laserstrahlschweißen hochfester Stähle
LPT, xiii u. 172 Seiten, 103 Bilder, 18 Tab.
2022. ISBN 978-3-96147-503-2.

Band 387: Chen Chen

Skin-equivalent opto-/elastofluidic in-vitro microphysiological vascular models for translational studies of optical biopsies
LPT, xx u. 126 Seiten, 60 Bilder, 10 Tab.
2022. ISBN 978-3-96147-505-6.

Band 388: Stefan Stein

Laser drop on demand joining as bonding method for electronics assembly and packaging with high thermal requirements
LPT, x u. 112 Seiten, 54 Bilder, 10 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-507-0

Band 389: Nikolaus Urban

Untersuchung des Laserstrahlschmelzens von Neodym-Eisen-Bor zur additiven Herstellung von Permanentmagneten
FAPS, x u. 174 Seiten, 88 Bilder, 18 Tab.
2022. ISBN: 978-3-96147-501-8.

Band 390: Yiting Wu

Großflächige Topographiemessungen mit einem Weißlichtinterferenzmikroskop und einem metrologischen Rasterkraftmikroskop
FMT, xii u. 142 Seiten, 68 Bilder, 11 Tab.
2022. ISBN: 978-3-96147-513-1.

Band 391: Thomas Papke

Untersuchungen zur Umformbarkeit hybrider Bauteile aus Blechgrundkörper und additiv gefertigter Struktur
LFT, xii u. 194 Seiten, 71 Bilder, 16 Tab.
2022. ISBN 978-3-96147-515-5.

Band 392: Bastian Zimmermann
Einfluss des Vormaterials auf die mehrstufige Kaltumformung vom Draht
LFT, xi u. 182 Seiten, 36 Bilder, 6 Tab.
2022. ISBN 978-3-96147-519-3.

Band 393: Harald Völkl
Ein simulationsbasierter Ansatz zur Auslegung additiv gefertigter FLM-Faserverbundstrukturen
KTmfk, xx u. 204 Seiten, 95 Bilder, 22 Tab.
2022. ISBN 978-3-96147-523-0.

Band 394: Robert Schulte
Auslegung und Anwendung prozessangepasster Halbzeuge für Verfahren der Blechmassivumformung
LFT, x u. 163 Seiten, 93 Bilder, 5 Tab.
2022. ISBN 978-3-96147-525-4.

Band 395: Philipp Frey
Umformtechnische Strukturierung metallischer Einleger im Folgeverbund für mediendichte Kunststoff-Metall-Hybridbauteile
LFT, ix u. 180 Seiten, 83 Bilder, 7 Tab.
2022. ISBN 978-3-96147-534-6.

Band 396: Thomas Johann Luft
Komplexitätsmanagement in der Produktentwicklung - Holistische Modellierung, Analyse, Visualisierung und Bewertung komplexer Systeme
KTmfk, xiii u. 510 Seiten, 166 Bilder, 16 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-540-7.

Band 397: Li Wang
Evaluierung der Einsetzbarkeit des lasergestützten Verfahrens zur selektiven Metallisierung für die Verbesserung passiver Intermodulation in Hochfrequenzanwendungen
FAPS, xxii u. 151 Seiten, 72 Bilder, 22 Tab.
2022. ISBN 978-3-96147-542-1.

Band 398: Sebastian Reitelshöfer
Der Aerosol-Jet-Druck Dielektrischer Elastomere als additives Fertigungsverfahren für elastische mechatronische Komponenten
FAPS, xxv u. 206 Seiten, 87 Bilder, 13 Tab.
2022. ISBN 978-3-96147-547-6.

Band 399: Alexander Meyer
Selektive Magnetmontage zur Verringerung des Rastmomentes permanenterregter Synchronmotoren
FAPS, xv u. 164 Seiten, 90 Bilder, 18 Tab.
2022. ISBN 978-3-96147-555-1.

Band 400: Rong Zhao
Design verschleißreduzierender amorpher Kohlenstoffschichtsysteme für trockene tribologische Gleitkontakte
KTmfk, x u. 148 Seiten, 69 Bilder, 14 Tab.
2022. ISBN 978-3-96147-557-5.

Band 401: Christian P. J. Schwarzer
Kupfersintern als Fügetechnologie für Leistungselektronik
FAPS, xxvii u. 234 Seiten, 125 Bilder, 24 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-566-7.

Abstract

Power semiconductors made of high-performance materials such as SiC and GaN, current legal restrictions and the superior material properties have resulted in silver sintering establishing itself as the attach technology for power electronics. The use of copper as an alternative sinter material instead of silver is new but obvious due to its high electrical and thermal conductivity, its low coefficient of thermal expansion and its high melting point. Current approaches of microscale copper sintering often require additional reduction processes with hydrogen and forming gas or solvent-based reduction media in order to remove the oxide layer on the copper particles. The process parameters of copper sintering are also being shifted towards higher temperatures, higher pressure and significantly longer process time, often exceeding the current capabilities of series production equipment. The objective of this thesis is the investigation of the potential of copper sintering on the basis of a process flow derived from silver compound sintering without the use of additional processes. Furthermore, it must be possible to implement copper sintering on commercially available equipment and to keep the process costs low.

The focus of the material investigation carried out was on copper particles with a particle size below 20 μm . An analytical approach with a process focus was selected to evaluate the interconnections. Subsequently, the material properties of the generated sinter layer, such as porosity, electrical conductivity, thermal conductivity, mechanical properties (thermal expansion, tensile strength, plasticity and creep characteristics) were investigated. The copper sintering material presented here is an alternative to conventional joining materials due to its specific material properties. Compared to conventional solder materials, the copper sinter layer appears superior, especially in terms of electrical and thermal conductivity as well as mechanical stability at high temperature. After thermo-mechanical loading in a harsh liquid-to-liquid temperature shock test the copper interconnection shows less degradation of shear strength compared to silver.

The properties of the copper layer show a positive correlation of the main effects known from silver sintering, namely temperature, pressure and time. By focusing on compatibility with the current process structure of silver sintering, the copper-based joining technology presented in this work can be implemented on current volume production equipment and adapted without changing power electronics manufacturing processes.

Die Entwicklung verlustarmer Leistungselektronik ermöglicht effiziente Elektromobilität und regenerative Energiesysteme. Mit den neuen, leistungsfähigeren Halbleitermaterialien wachsen auch die Anforderungen an das in der Leistungselektronik eingesetzte Fügematerial. Das sog. Silbersintern löst durch seine hervorragenden Materialeigenschaften und hohe Beständigkeit konventionelle Weichlote in leistungselektronischen Modulen ab. Die Verwendung von hochwertigen Silberpartikeln als Fügematerial führt allerdings auch zu gesteigerten Kosten für Leistungselektronik. In dieser Arbeit werden Kupferpartikel als Substitut für Silber in einem Fügematerial für Leistungselektronik untersucht. Die Eigenschaften der im Drucksintern erzeugten kupfernen Verbindungsschichten werden beschrieben. Die Auswertung der gesinterten Gefügestruktur, elektrischen Leitfähigkeit, Wärmeleitfähigkeit, thermischen Ausdehnung und mechanischen Eigenschaften wie Zugfestigkeit, Plastizität sowie Kriechverhalten ermöglichen die Einordnung des Kupfer-Sintermaterials gegenüber bestehenden Füge-technologien. Der Einfluss der Prozessfaktoren (Druck, Temperatur und Prozesszeit) auf die Eigenschaften der gesinterte Kupferverbindung wird dargelegt und erlaubt die Bewertung der industriellen Umsetzbarkeit anhand eines Prozessfenster. In Alterungstests sowie passiven und aktiven Zuverlässigkeitstests wird das Potential von Kupfer als Fügematerial für Leistungselektronik der Zukunft gezeigt.

