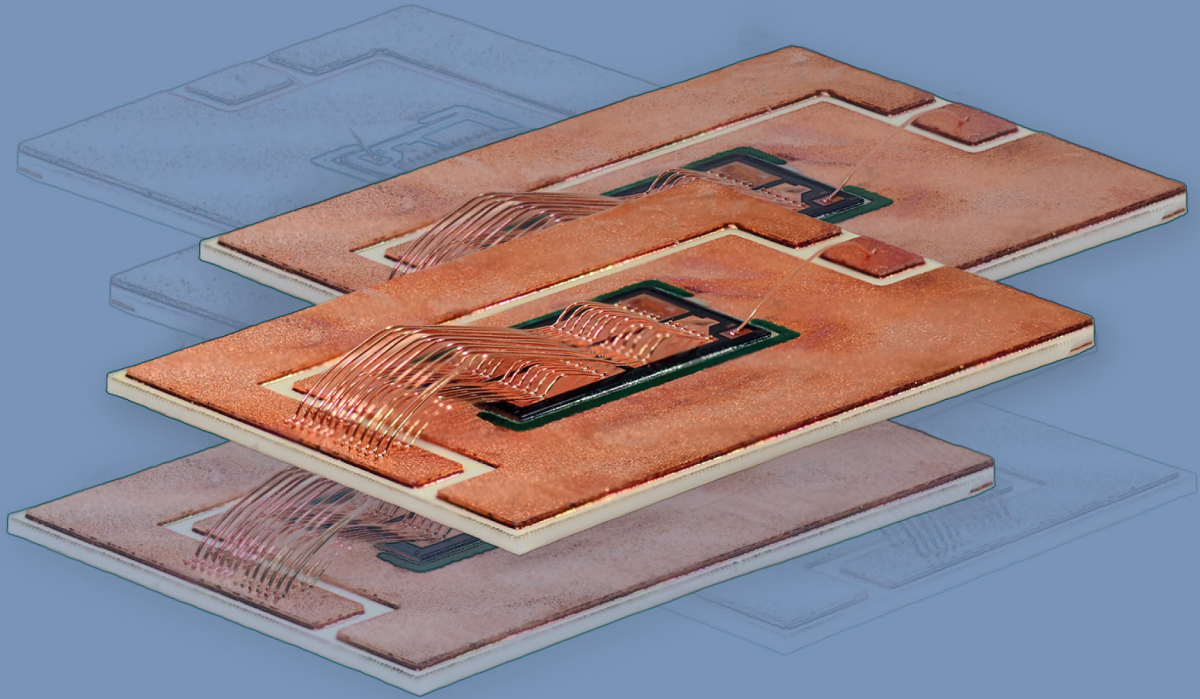




FAU Studien aus dem Maschinenbau 310

Christopher Kästle

Qualifizierung der Kupfer-Drahtbondtechnologie für integrierte Leistungsmodule in harschen Umgebungsbedingungen

Christopher Kästle

Qualifizierung der Kupfer-Drahtbondtechnologie für
integrierte Leistungsmodule in harschen Umgebungsbedingungen

FAU Studien aus dem Maschinenbau

Band 310

Herausgeber der Reihe:

Prof. Dr.-Ing. Jörg Franke

Prof. Dr.-Ing. Nico Hanenkamp

Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein

Prof. Dr.-Ing. Michael Schmidt

Prof. Dr.-Ing. Sandro Wartzack

Christopher Kästle

Qualifizierung der Kupfer-Drahtbondtechnologie für integrierte Leistungsmodule in harschen Umgebungsbedingungen

Dissertation aus dem Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und
Produktionssystematik (FAPS)

Prof. Dr.-Ing. Jörg Franke

Erlangen
FAU University Press
2018

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

Kästle, Christopher. 2018. *Qualifizierung der Kupfer-Drahtbondtechnologie für integrierte Leistungsmodule in harschen Umgebungsbedingungen*. FAU Studien aus dem Maschinenbau Band 310. Erlangen: FAU University Press. DOI: 10.25593/978-3-96147-146-1.

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: 978-3-96147-145-4 (Druckausgabe)
eISBN: 978-3-96147-146-1 (Online-Ausgabe)
ISSN: 2625-9974
DOI: 10.25593/978-3-96147-146-1

Qualifizierung der Kupfer-Drahtbond- technologie für integrierte Leistungsmodule in harschen Umgebungsbedingungen

Der Technischen Fakultät der
Friedrich-Alexander-Universität
Erlangen-Nürnberg
zur
Erlangung des Doktorgrades Dr.-Ingenieur

vorgelegt von

Dipl.-Wirtsch.-Ing. Christopher Kästle
aus Bayreuth

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

Tag der mündlichen Prüfung: 04.12.2017

Vorsitzender des Promotionsorgans: Prof. Dr.-Ing. R. Lerch

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. J. Franke
Prof. Dr.-Ing. Dr. h.c. K. Bock,
Technische Universität Dresden

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik (FAPS) an der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg.

Mein besonderer Dank gilt dem Lehrstuhlinhaber Herrn Professor Dr.-Ing. Jörg Franke für die Unterstützung meiner Forschungsarbeit, die wertvollen Impulse, das entgegengebrachte Vertrauen sowie die wissenschaftliche Freiheit, welche die erfolgreiche Arbeit im kreativen Umfeld des Lehrstuhls ermöglichten. Zusätzlich danke ich Herrn Professor Dr.-Ing. Klaus Feldmann, Gründer des Lehrstuhls FAPS, für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes. Herrn Professor Dr.-Ing. Dr. h.c. Karlheinz Bock, Direktor des Instituts für Aufbau- und Verbindungstechnik der Elektronik der Technischen Universität Dresden, danke ich für die Übernahme des Koreferates. Herrn Professor Dr.-Ing. Peter Wellmann danke ich für sein Engagement als weiteres Mitglied des Prüfungskollegiums.

Diese Dissertation beruht in Teilen auf Ergebnissen aus Forschungsprojekten, die durch das Bundesministerium für Bildung und Forschung (BMBF) sowie den Europäischen Fonds für regionale Entwicklung (EFRE) finanziert wurden. Den an ProPower, PEP-Lab und PEER-Lab beteiligten Industriepartnern und Forschungsinstituten sowie den Mitgliedern des Erfahrungsaustauschkreises „Elektronikproduktion im Maschinenbau“ danke ich ebenfalls.

Großer Dank gilt meinen Kolleginnen und Kollegen sowohl für deren fachliche Anregungen als auch für gemeinsame Aktivitäten. Besondere Würdigung verdienen die Kollegen und Freunde aus dem Forschungsbereich Elektronikproduktion für die unterstützende Zusammenarbeit und äußerst angenehme Arbeitsatmosphäre, insbesondere Aarief Syed-Khaja, Martin Müller, Alexander Hensel, Thomas Kuhn, Stefan Härter, Johannes Hörber, Michael Pfeffer, Markus Ankenbrand, Mohd Khairulamazari Hamjah, Thomas Reitberger, Simone Neermann, Thomas Stoll, Ping Xu, Thomas Braun, Alireza Esfandyari, Denis Kozic, Gerald Gion, Siegfried Maly, Leonard Maußner, Horst Schuster, Matthias Scheetz, Dr.-Ing. Andreas Reinhardt, Dr.-Ing. René Schramm und Dr.-Ing. Christian Goth.

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

Nürnberg, im Dezember 2017

Dipl.-Wirtsch.-Ing. Christopher Kästle

Inhaltsverzeichnis

Abkürzungen und Formelzeichen.....	ix
1 Einleitung	1
2 Technologische und wirtschaftliche Grundlagen der Fertigung hochintegrierter Leistungsmodule	5
2.1 Markt- und Applikationsanalyse in der Leistungselektronik.....	5
2.1.1 Einordnung von Gehäuseformen	5
2.1.2 Hot Power durch neue Halbleitermaterialien	8
2.1.3 Smart Power durch Sensor- und Funktionsintegration....	10
2.2 Aufbau und Struktur von Leistungsmodulen	11
2.2.1 Leistungsmodule als Multi-Material-Stack.....	12
2.2.2 Drahtbonden als etablierte Top-Level-Interconnect- Technologie	13
2.2.3 Alternative planare Kontaktierungstechnologien.....	16
2.3 Limitierungen bestehender Top-Level-Interconnect- Technologien.....	19
2.3.1 Grenzen der aktuellen Aufbau- und Verbindungstechnik	19
2.3.2 Ableitung der elektrischen und thermischen Einsatz- grenzen von Aluminium-Drahtbondverbindungen.....	23
2.3.3 Zuverlässigkeitsanforderungen an Leistungsmodule und Drahtbondverbindungen	24
2.4 Darstellung des Forschungsansatzes zur Erweiterung der Einsatzgrenzen des Drahtbondprozesses.....	26
2.4.1 Motivation zum Einsatz des Monometallsystems Kupfer	26
2.4.2 Darstellung der prozessbestimmenden Einflussfaktoren.	30
2.4.3 Wissenschaftliche Aufgabenstellung und Forschungsansatz	32

3	Statistische Methoden zur Ableitung prozesssicherer Verarbeitungsfenster.....	35
3.1	Aufstellung und Beurteilung eines Kupfer-Bondprozessfensters..	35
3.1.1	Anlagenseitige Parameter der Verbindungsbildung.....	36
3.1.2	Geometrische Einflussparameter	37
3.1.3	Optische, mechanische und elektrische Qualitätskenngrößen.....	39
3.2	Vergleich der Prozessfenster von Aluminium und Kupfer	43
3.2.1	Design-of-Experiment-Studien zur Ableitung optimierter Prozessfenster.....	44
3.2.2	Gegenüberstellung des aluminium- und kupferbasierten Bondprozessfensters	45
3.2.3	Sensitivitätsanalyse	49
3.3	Skalierbarkeit der Kupfer-Bondprozessfenster	52
3.3.1	Kontaktierung sensibler Bauelemente.....	53
3.3.2	Kontaktierungslösungen für höchste Leistungsdichten...	57
3.3.3	Gegenüberstellung und Einordnung der Prozessfenster..	61
3.4	Zusammenfassung der Anforderungen an den Bondprozess aufgrund des Materialwechsels.....	65
3.4.1	Gewichtung der Qualitätskenngrößen	65
3.4.2	Adaption der Methodik	67
3.4.3	Anpassung der Prozessfenster.....	68
4	Einfluss der Fügepartner auf den Bondprozess	71
4.1	Anbindung von Keramik- und Leadframesubstraten.....	72
4.1.1	Einfluss der Oberflächenrauheit von DCB-Substraten.....	73
4.1.2	Drahtbonden auf Leadframe-Design	75
4.1.3	Gegenüberstellung und Einordnung des Substrateinflusses.....	79

4.2	Kontaktierung verkupfter Leistungshalbleiter	81
4.2.1	Kupfermetallisierung von Halbleitern	81
4.2.2	Einfluss der unterseitigen Halbleiteranbindung auf den Bondprozess.....	83
4.2.3	Übertragbarkeit des DCB-Prozessfensters auf aktive Bauelemente	86
4.3	Integration additiv gefertigter Schichten	89
4.3.1	Drahtkontaktierung kaltaktiv plasmastrukturerter Leiterbahnen.....	90
4.3.2	Anbindung von SLM-Substraten.....	96
4.3.3	Übertragbarkeit des DCB-Prozessfensters auf additive Strukturen.....	100
4.4	Zusammenfassung der Anforderungen an die Bondbarkeit leistungselektronischer Strukturen	101
4.4.1	Oberflächentopologie	101
4.4.2	Schichtaufbau	104
4.4.3	Grenzflächeneinfluss.....	106
5	Strategien und Technologien zur Auslegung und Evaluierung von Kupfer-Bondkontakten.....	109
5.1	Beurteilung der Prozesszuverlässigkeit	109
5.1.1	Anpassung der Bondanlage an die werkstoffseitigen Veränderungen.....	110
5.1.2	Einfluss des Bondtools auf Qualität und Stabilität des Bondprozesses	112
5.1.3	Gegenüberstellung der Prozessschwankungen von Aluminium- und Kupfer-Bondprozessen	114
5.2	Beurteilung der Produktzuverlässigkeit	116
5.2.1	Thermische Umweltsimulation.....	116
5.2.2	Korrosive Atmosphäre	119
5.2.3	Aktive thermisch-elektrische Belastung	122

5.3	Auslegung von Kupfer-Bondverbindungen zur Erweiterung des Einsatzspektrums.....	125
5.3.1	Bestimmung der Stromtragfähigkeit in Drahtbondverbindungen	126
5.3.2	Abschätzung der thermomechanischen Spannungen in Drahtbondverbindungen	130
5.3.3	Potenzial der additiven Fertigung und Metallisierung für integrierte Modulkonzepte.....	132
6	Zusammenfassung.....	135
7	Summary	139
	Literaturverzeichnis.....	143

Abkürzungen und Formelzeichen

Abkürzungen

o	Zentralpunkt
+1 / -1	Würfelpunkt
+ α / - α	Sternpunkt
AMB	active metal brazing
ANOVA.....	analysis of variances (Varianzanalyse)
APC	active power cycling (Aktive Lastwechsel)
AVT	Aufbau- und Verbindungstechnik
BGA	ball grid array
CTE	coefficient of thermal expansion (Wärmeausdehnungskoeffizient)
DC	direct current (Gleichspannung)
DCB.....	direct copper bonded
DIP	dual in-line package
DoE	design of experiments (statistische Versuchsplanung)
EBSD	electron backscatter diffraction (Elektronenrückstreubeugung)
F	Bondkraft
FE	Finite Elemente
FET.....	field-effect transistor (Feldeffekttransistor)
FOWLP	fan-out wafer-level package
FR4.....	Leiterplattenmaterial aus Epoxidharz mit Glasfasergewebe
GaN	Galliumnitrid
GCT.....	gate-commutated thyristor
GTO	gate turn-off
HEMT	high-electron-mobility transistor
HV	Härte nach Vickers
IC.....	integrated circuit (integrierter Schaltkreis)
IGBT.....	insulated-gate bipolar transistor
IKT	Informations- und Kommunikationstechnik
IPM	intelligent power module (intelligentes Leistungsmodul)
LGA	land grid array
MOSFET	metal-oxide-semiconductor field-effect transistor
n.s.....	(statistisch) nicht signifikant

PGA.....	pin grid array
P-SiP	power system in package
P-SoC	power system on chip
QFN	quad-flat no-leads
R.....	Kraftrampe
R ²	Bestimmtheitsmaß
rH.....	relative humidity (relative Feuchte)
SiC.....	Siliciumcarbid
SLM.....	selective laser melting (selektives Laserschmelzen)
SMT.....	surface-mount technology (Oberflächenmontage)
SO	small outline
T	Bondzeit
TCO	total cost of ownership (Gesamtbetriebskosten)
THT.....	through-hole technology (Durchsteckmontage)
TO	transistor outline
TSOP.....	thin small-outline packages
TST.....	Temperaturschocktest
US.....	Ultraschallleistung
VD	Vordeformation
WBG	wide band gap
Ww.....	Wechselwirkung

Formelzeichen

A.....	Bruchdehnung
a.....	Loophöhe
A _D	Querschnittsfläche (Bonddraht)
b	Stitchlänge
b ₁	Abstand vom Source-Bond zum Ansatzpunkt des Pullhakens
b ₂	Abstand vom Destination-Bond zum Ansatzpunkt des Pullhakens
c.....	Abstands vom Source-Bond zum Scheitelpunkt der Drahtbrücke
C _{th}	spezifische Wärmekapazität
d	Durchmesser (Draht)
F _{150/300}	Pull- und Scherkraft in Abhängigkeit des Drahtdurchmessers
F _p	(korrigierte) Pullkraft
F _s	Scherkraft
H	Art der Wärmeübertragung
H _f	spezifischen Schmelzwärme
I _f	Schmelzstrom
I _{max}	Stromtragfähigkeit
K _{1/2}	Korrekturfaktor der Pullkraft
l	Drahtlänge
L ₁	Bondfußbreite
L ₂	Bondfußlänge
n	Stichprobenumfang bzw. Replikationen
R _e	Streckgrenze
R _m	Zugfestigkeit
R _z	Rauheit (größte Höhe des Profils einer Einzelmessstrecke)
s	Standardabweichung
T _o	Ausgangstemperatur bzw. Umgebungstemperatur
t _f	Zeit bis zum Schmelzen des elektrischen Leiters
T _H	homologe Temperatur
T _j	junction temperature (Sperrschichttemperatur)
T _K	Kühlkörpertemperatur
T _m	Schmelztemperatur
T _{max}	Zieltemperatur bzw. maximal zulässige Temperatur
t _{on/off}	Schaltzeiten
U _b	Sperrspannung bzw. Durchbruchspannung
U _{CE}	Spannungsabfall zwischen Kollektor und Emitter

U_{PP}	Peak-to-Peak-Ausgangsspannung
US.....	Ultraschalleistung
W_r	Wedgeverhältnis
$\bar{x}$	Mittelwert
γ	elektrische Leitfähigkeit
λ	thermische Leitfähigkeit
P	Dichte
ρ	spezifischer elektrischer Widerstand
σ_v	Vergleichsspannung nach von-Mises
ϕ_1	Winkel der Drahtbrücke am Source-Bond
ϕ_2	Winkel der Drahtbrücke am Destination-Bond

1 Einleitung

Entlang des elektrischen Energieflusses begleitet und ermöglicht die Leistungselektronik gesamtgesellschaftliche technologische Entwicklungen. Von der Erzeugung der elektrischen Energie über die Verteilung und Speicherung bis hin zur Nutzung in mechatronischen Anwendungen sind leistungselektronische Schalter die Stellglieder globaler Megatrends.

Wasser-, Wind-, und Solarkraftwerke bieten etablierte Technologien für die Bereitstellung erneuerbarer elektrischer Energie. Die effiziente, zuverlässige und kostengünstige Einspeisung der Energie in ein transnationales Stromnetz ist Aufgabe der Leistungselektronik [1]. Mit einem wachsenden Anteil dieser fluktuierend bereitgestellten Energieform im elektrischen Energienetz wird die Forderung, das Stromnetz in ein intelligentes Netz (smart grid) zu überführen, laut. Leistungselektronische Schalter und Logiken sind in der Lage, diese Anforderung auf Basis integrierter Stromrichter als Kernbausteine des smart grid zu erfüllen.

Es ist zu erwarten, dass bis zum Jahr 2040 etwa 60 % des globalen Energieverbrauchs in Form von elektrischer Energie bereitgestellt werden [2]. Der steigende Anteil des elektrischen Energieverbrauchs ist auf Anwendungen zurückzuführen, die von der hohen Effizienz ebenso wie von der präzisen Regelbarkeit elektrischer Anwendungen profitieren. Neben elektrischen Antrieben, die durch den Einsatz leistungselektronischer Schalter ein Energieeinsparpotenzial von bis zu 40 % bieten, gilt dies im besonderen Maße für Anwendungen der Beleuchtungstechnik sowie der Informations- und Kommunikationstechnik (IKT) [3]. Mit einem prognostizierten Wachstum von über 20 % p. a. auf mehr als 8,5 Mrd. USD im Jahr 2022 stellt der Gesamtmarkt automobiler Leistungshalbleiter (diskrete Bauformen, Leistungsmodule und Leistungs-ICs) gefolgt von Industrieanwendungen dabei eines der größten Segmente innerhalb der Leistungselektronik dar [4; 5]. Für mobile Anwendungen der IKT nimmt zudem die Fähigkeit, Energie autonom erzeugen zu können (energy harvesting), einen hohen Stellenwert ein. Über dieses Anwendungsfeld kleiner Energien schließt sich der Kreis des leistungselektronischen Energieflusses von der Erzeugung über die Verteilung bis hin zur Nutzung elektrischer Energie. Durch die vielfältigen Anwendungsmöglichkeiten leistungselektronischer Schalter auf den Gebieten der erneuerbaren Energie, der Energieverteilung, der elektrischen Antriebstechnik sowie der Sicherung einer nachhaltigen Mobilität, der Beleuchtungstechnik und der IKT erschließt sich das in Bild 1 dargestellte und prognostizierte hohe Wachstum von durchschnittlich über 7 % p. a. für leistungselektronische Baugruppen [6].

Für die technische Umsetzung aller aufgezeigten Lösungen wird eine Maximierung der Leistungsdichte und der Effizienz sowie eine Minimierung des Leistungsgewichts, der Gesamtbetriebskosten (total cost of ownership TCO) und der Fehlerrate gefordert [7]. Während Entwicklungen im Bereich der Leistungshalbleiter mit erweiterter Bandlücke (wide band gap WBG) tragfähige Lösungen für diese Anforderungen bieten [2], stößt die konventionelle Aufbau- und Verbindungstechnik (AVT) bei modernen leistungselektronischen Anwendungen an ihre Grenzen [8]. Die Herstellung eines Leistungsmoduls, das in der Lage ist, höhere Schaltleistungen unter zunehmend anspruchsvolleren Umgebungsbedingungen zuverlässig bereitzustellen, wird durch die vorhandenen Fertigungstechnologien nicht ermöglicht. Neuartige Materialien und Verfahren zur unterseitigen Anbindung der Leistungshalbleiter wie das Silbersintern oder das Diffusionslöten bieten vielversprechende Ansätze, diese Limitierung aufzuheben, und verschieben so den Fokus hin zu oberseitigen Halbleiterkontaktierungen (Top-Level-Interconnect) [9].

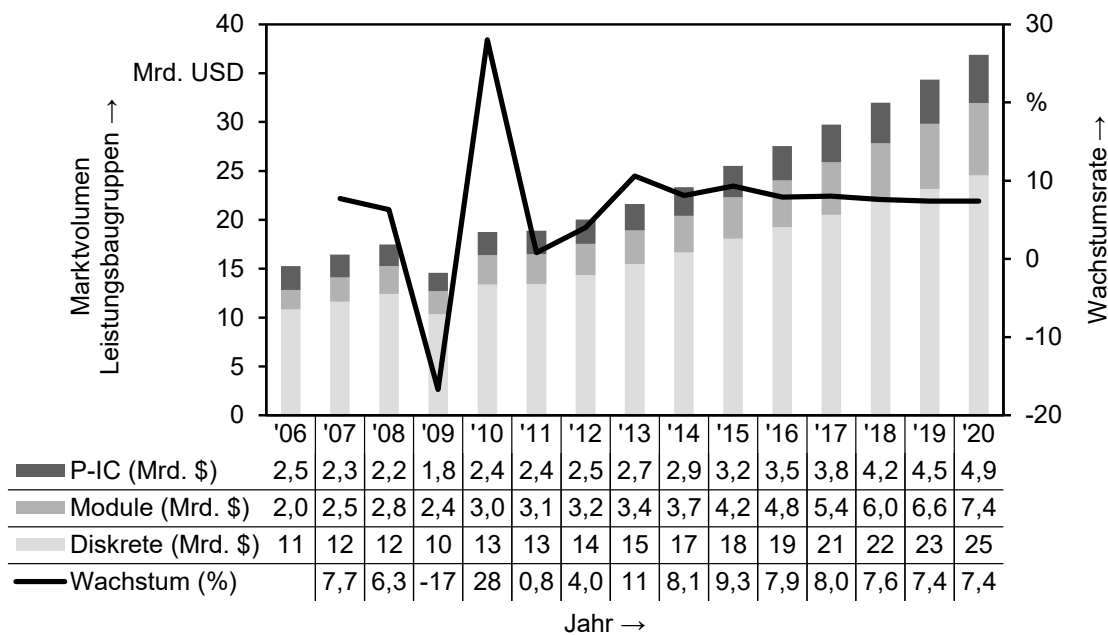


Bild 1: Prognostizierte Entwicklung des Marktvolumens leistungselektronischer Baugruppen in Abhängigkeit vom Anwendungsbereich [6]

Das Ziel der vorliegenden Arbeit ist vor diesem Hintergrund die Qualifizierung der Kupfer-Drahtbondtechnologie für integrierte Leistungsmodul in harschen Umgebungsbedingungen. Dabei liegt der Fokus auf der materialseitigen Anpassung des Bondprozesses an den Werkstoff Kupfer. Nach der Erschließung der technologischen und wirtschaftlichen Herausforderungen sowie der Anforderungen an den Kupfer-Bondprozess werden statistische Methoden zur Ableitung prozesssicherer Verarbeitungsfenster genutzt. Anschließend wird der Einfluss des Fügepartners auf den Bondprozess und die Übertragbarkeit der statistisch abgeleiteten Prozessfenster bewertet. Abschließend werden

Strategien und Technologien zur Evaluierung und Auslegung des Kupfer-Bondprozesses aufgezeigt, um auf deren Basis zuverlässige leistungselektronische Top-Level-Interconnect-Verbindungen für nachhaltige leistungselektronische Systeme auslegen zu können.

2 Technologische und wirtschaftliche Grundlagen der Fertigung hochintegrierter Leistungsmodule

Leistungselektronik hat die Aufgabe, den Energiefluss von den Energiequellen zu den Verbrauchern effizient, zuverlässig, bedarfsorientiert und zeitoptimiert zu steuern. Dabei wandelt die Leistungselektronik elektrische Energie in die vom Verbraucher benötigte Form um. Leistungselektronische Anwendungen umspannen einen Bereich von wenigen Watt bis hin zu mehreren Mega- und Gigawatt. Neben der Automobil- und Energiebranche finden sich vielfältige Anwendungen in der Industrie- und Beleuchtungstechnik sowie der Konsumelektronik.

Für die Erfüllung der Aufgaben der Leistungselektronik müssen hohe elektrische, thermische und mechanische Lasten über die gesamte Lebensdauer der Baugruppe zuverlässig ertragen werden. Da leistungselektronische Applikationen vielfach in harscher Umgebung sowie in langlebigen Investitionsgütern zum Einsatz kommen, kommt diesen Herausforderungen eine besondere Bedeutung zu.

2.1 Markt- und Applikationsanalyse in der Leistungselektronik

Mit einem prognostizierten durchschnittlichen Wachstum von 7 % p. a. und einem Marktvolumen von über 200 Milliarden USD bildet die Leistungselektronik eine tragende Säule im Hinblick auf die technologische Bewältigung globaler Herausforderungen und Megatrends [5]. Nach Elektrifizierung und Digitalisierung der Daten- und Signalverarbeitung ermöglicht die Leistungselektronik Vergleichbares im Hinblick auf eine erneuerbare Energiegewinnung, eine nachhaltige Energieversorgung und eine effiziente Mobilität [10]. Um diese Ziele zu erreichen, ist sowohl die flexible Schaltung höherer Leistungen (Hot Power) als auch die Integration zusätzlicher Funktionalität (Smart Power) in leistungselektronische Baugruppen notwendig. In Abhängigkeit von diesen Anforderungen ist die passende Fertigungstechnologie in Zusammenhang mit einem applikationsoptimalen Design zu wählen.

2.1.1 Einordnung von Gehäuseformen

Im Kern aller Leistungsschalter ermöglichen Halbleiter-Leistungsbaulemente die energieeffiziente Regelung elektrischer Leistung. Ihre Eigenschaften hinsichtlich Leistungsklasse, Schaltverhalten und Form definieren die Anforderungen an das Gehäuse sowie die dahinterliegende Aufbau- und Verbindungstechnik. Erst durch eine bedarfsoptimierte Montage der Leistungshalbleiter und eine Integration der zusätzlich benötigten Bauelemente

und Anschlüsse kann das volle Potenzial der Halbleiter genutzt und ein leistungsfähiges sowie hochintegriertes mechatronisches Produkt realisiert werden.

Die bestehenden Gehäuseformen können in die drei Grundtypen diskrete Bauformen, Scheibenzellen und Module gegliedert werden. Diese Grundtypen orientieren sich an der Leistungsklasse der Halbleiterbauelemente. Eine Einordnung aktueller und zukünftiger Leistungsschalter anhand der Eigenschaften Stromstärke, Sperrspannung und Schaltfrequenz sowie eine Zuordnung zu eingesetzten Bauformen zeigt Bild 2.

Im Bereich geringer Leistungen dominieren diskrete Aufbauten in hoch standardisierter Form. Diese werden sowohl für die Durchsteckmontage (through-hole technology THT), die durch die Bauform der TO-Familie definiert wird, als auch für die Oberflächenmontage (surface-mount technology SMT) beispielsweise in SO- und QFN-Bauform bereitgestellt. THT-Bauformen weisen geringere thermische Widerstände und eine höhere Zuverlässigkeit auf, während SMD-Bauformen hinsichtlich der automatisierten Montage, der Leistungsdichte, einer reduzierten Streuinduktivität und der Möglichkeit einer umfassenden Funktions- und 3D-Integration überlegen sind [11].

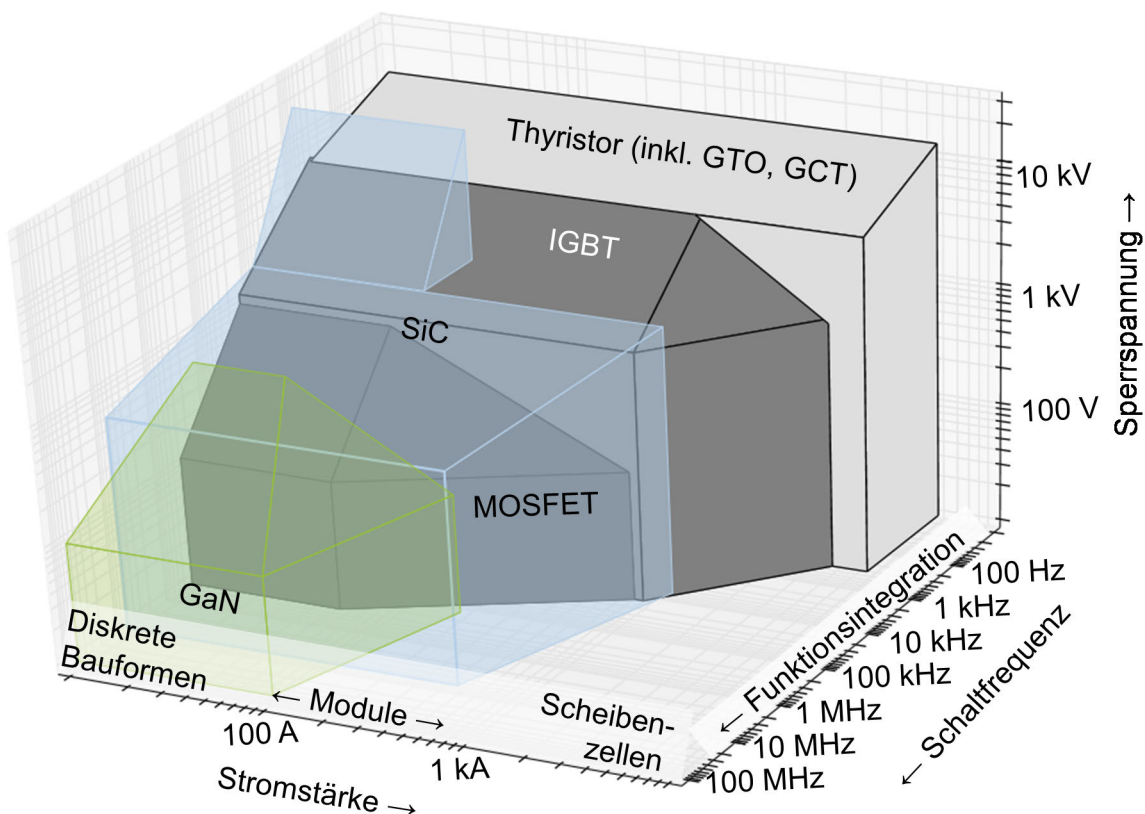


Bild 2: Arbeitsbereich und Bauform von Leistungshalbleiter-Bauelementen [12; 13; 14]

Im Bereich höchster Leistungen, wie sie in der Hochspannungs-Gleichstromübertragung benötigt werden, kommen Scheibenzellen in ebenfalls diskreter Aufbauform zum Einsatz. Scheibenzellen (press-packs) verfügen über keine innere Isolation, können jedoch beidseitig gekühlt werden. Das Bauprinzip einer Scheibenzelle beruht auf der Druckkontakttechnik. Ein kathoden- und ein anodenseitiges Druckelement kontaktiert den Chip und stellt so gleichzeitig die thermische und elektrische Verbindung her. Für höchste Sperrspannungen und Stromstärken kommt nur ein einzelner, aus einem Wafer gefertigter Chip zum Einsatz. Da in diesem Fall kein Sägen des Wafers erforderlich ist, stellt der scheibenförmige Aufbau für diese Anwendungen die ideale Bauform dar. In Scheibenzellen werden vielfach Thyristoren inklusive deren Sonderbauformen GTO (gate turn-off thyristor) und GCT (gate-commutated thyristor) sowie IGBT-Halbleiter (insulated-gate bipolar transistor) mit hoher Sperrspannung und Stromtragfähigkeit verbaut.

Die größte Einsatz- und Technologievielfalt ermöglichen Leistungsmodule, wie sie erstmals 1975 durch die Firma Semikron auf den Markt gebracht wurden [15]. Im Gegensatz zu diskreten Bauformen besitzen Leistungsmodule eine innere Isolationsschicht. Dies ermöglicht sowohl eine Montage mehrerer Module auf demselben Kühlkörper als auch den Betrieb von Bauelementen auf verschiedenen Potenzialniveaus. Durch die Erweiterung der Leistungsgrenzen siliziumbasierter Halbleiter können Modulaufbauten bis zu 6,5 kV Sperrspannung und Ströme bis zu 3.600 A ertragen [12]. Module werden durch den Einsatz von IGBT- und MOSFET-Leistungshalbleitern (metal-oxide-semiconductor field-effect transistor) dominiert.

Auf der einen Seite stellt der Einsatz neuer Halbleitermaterialien eine Steigerung sowohl hinsichtlich höherer Schaltleistungen als auch im Hinblick auf die Realisierung höherer Schaltfrequenzen in Aussicht. Das Haupteinsatzgebiet von Siliziumcarbid (SiC) wird im Leistungsbereich bis etwa 200 kW bei Schaltfrequenzen bis 10 MHz gesehen [13]. Darüber hinaus bietet SiC ein Einsatzpotenzial im Bereich extrem hoher Sperrspannungen von mehr als 10 kV [16]. Galliumnitrid (GaN) verspricht ein hohes technologisches Potenzial im Bereich höchster Schaltfrequenzen bis 100 MHz in einer Leistungsklasse unterhalb von 10 kW [13]. Auf der anderen Seite können durch die Einbindung zusätzlicher Funktionalität und die räumlich nahe Integration der Ansteuer-elektronik wesentlich komplexere Systeme aufgebaut werden, als dies durch diskrete Bauformen möglich wäre. In beiden Fällen wird die AVT als Integrator der vielfältigen Aufgaben leistungselektronischer Module vor steigende Anforderungen sowohl hinsichtlich ihrer Leistungsfähigkeit und der Zuverlässigkeit als auch hinsichtlich ihrer Vielseitigkeit und der Höhe der entstehenden Kosten gestellt. Für alle Bauformen gilt darüber hinaus, dass die hybride Integration der Materialien und Funktionen eine Kernaufgabe der leistungselektronischen Montagetechnologien sowie der Aufbau- und Verbindungstechnik ist.

2.1.2 Hot Power durch neue Halbleitermaterialien

Dem Streben nach höheren Leistungsdichten bei gleichzeitig reduzierten Verlusten unter Berücksichtigung gesteigerter Betriebstemperaturen kann durch den Einsatz alternativer Halbleitermaterialien mit größerer Bandlücke Rechnung getragen werden. Siliziumcarbid und Galliumnitrid stellen dabei die kommerziell erfolgversprechendsten Materialien dar [17]. In Bild 3 sind beide Materialien anhand charakteristischer Kenngrößen im direkten Vergleich zum etablierten Silizium (Si) dargestellt.

Der erhöhte elektrische Abstand zwischen Valenz- und Leitungsband bietet vielfältige Vorteile. In Verbindung mit einer erhöhten elektrischen Durchbruchfeldstärke können bei gleicher Schichtdicke höhere Sperrspannungen sowie erhöhte Sperrschichttemperaturen (junction temperature T_j) erzielt werden. Eine verbesserte thermische Leitfähigkeit in Verbindung mit einem erhöhten Schmelzpunkt unterstützt die Einsatzfähigkeit bei gesteigerten Umgebungs- und Betriebstemperaturen. Die größere Elektronenbeweglichkeit begünstigt in Kombination mit den zuvor genannten Vorteilen eine erhöhte Schaltfrequenz, ohne Einbußen bei der Effizienz hinnehmen zu müssen. Dies ermöglicht reduzierte Anforderungen an die umgebenden passiven Bauelemente des leistungselektronischen Systems. Auf Basis dieser überlegenen Materialeigenschaften besteht die Möglichkeit des Aufbaus effizienterer Systeme mit geringeren Verlusten, einer erhöhten Strom- und Leistungsdichte, einem reduzierten Aufwand hinsichtlich des Kühlsystems sowie einem robusteren Systemaufbau aufgrund verbesserter Schaltcharakteristika. [18]

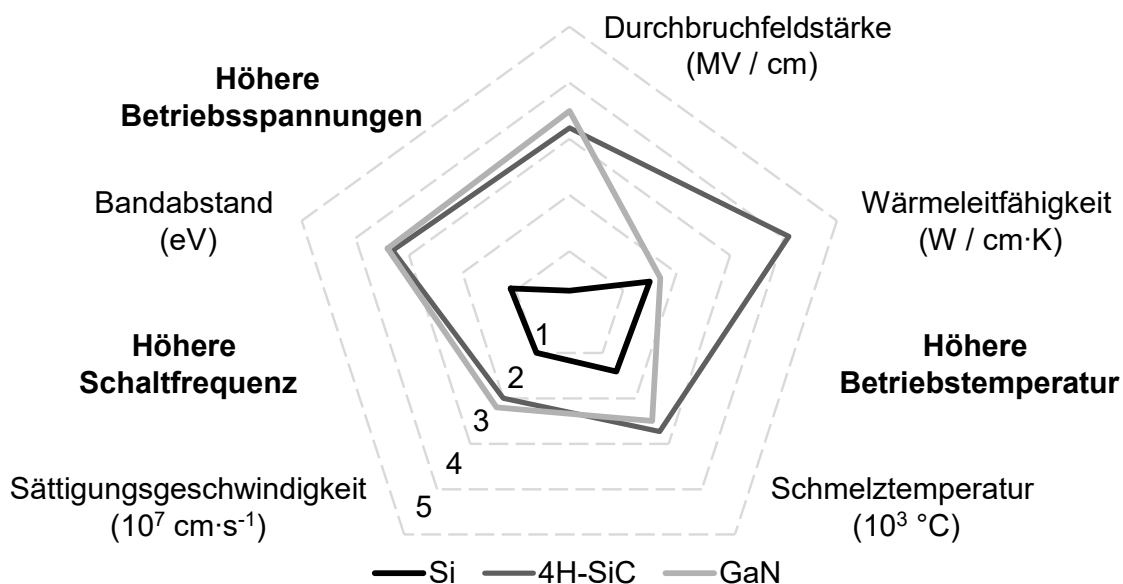


Bild 3: Charakteristische Kenngrößen von Leistungshalbleiter-Materialien [19; 20]

Diesen überlegenen technologischen Eigenschaften stehen zwei primäre Herausforderungen gegenüber. Zum einen ist die Prozesstechnologie zur Herstellung der Wafer aktuell weder hinsichtlich der Defektdichte noch hinsichtlich der Kosten auf dem Niveau der Si-Bauelemente [21]. Zum anderen bedarf es zur Übertragung der Vorteile der neuen Leistungshalbleiter auf das gesamte System eines angepassten Designs sowie einer leistungsfähigeren Montagetechnologie [22]. Letztere muss sowohl hinsichtlich der Einsatzfähigkeit in harscher Umgebung als auch hinsichtlich der Zuverlässigkeit den Anforderungen aus der Halbleiterentwicklung nachkommen können [23].

Bezogen auf die Marktdurchdringung spiegeln sich diese Herausforderungen und Chancen sehr gut an den entsprechenden Marktkennzahlen wider. Während vertikale SiC-Bauelemente seit 2001 (Schottky Diode der Firmen SiCED und Infineon) kommerziell verfügbar sind [24], gilt dies für laterale GaN-HEMTs (high-electron-mobility transistor) erst seit 2010 [25]. Letztere sind in einer Spannungsklasse von bis zu 650 V im Einsatz. Die ersten reinen SiC-Module sind seit 2011 am Markt vertreten [26]. In den kommenden Jahren wird entsprechend Bild 4 ein stetiger und überproportional wachsender Anteil an Leistungsmodulen auf Basis von WBG-Materialien prognostiziert [11].

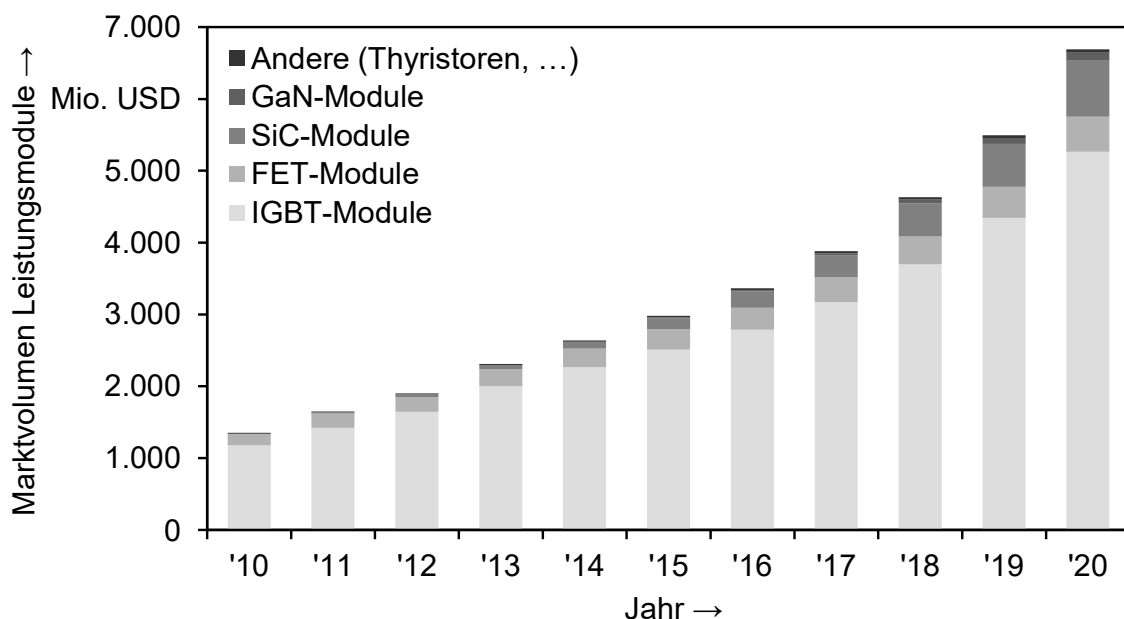


Bild 4: Entwicklung des Marktvolumens von Leistungsmodulen in Abhängigkeit von den verbauten Leistungshalbleiter-Bauelementen [11]

Für SiC-Bauelemente wird bereits zum aktuellen Stand der AVT eine zwei- bis dreifach höhere Leistungsdichte in einem erweiterten Spannungsbereich für schnell schaltende, verlustarme, unipolare Bauelemente prognostiziert [18]. Übertragen auf eine Applikation im Bereich der Antriebstechnik bedeutet der Einsatz von SiC- anstelle von Si-Transistoren bei einer angenommenen Schalt-

frequenz von 4 kHz eine Reduzierung der Verluste um 60 % sowie eine Verringerung der benötigten Fläche um 80 % [27]. Für den Bereich höchster Schaltfrequenzen und Integrationsdichten wird dagegen ein steigender Anteil von GaN-Bauelementen postuliert [18].

In beiden Fällen ist es notwendig, die Füge- und Montagetechnik an die geänderten Anforderungen anzupassen. In Verbindung mit den auch mittelfristig höheren bis deutlich höheren Kosten für WBG-Bauelemente ist daher von einer Koexistenz bestehender Si-Module sowie neuartiger WBG-Module auszugehen [28].

2.1.3 Smart Power durch Sensor- und Funktionsintegration

Entsprechend der Entwicklung in der Mikroelektronik weist auch die Entwicklung der Leistungselektronik einen Trend zu miniaturisierten Systemen mit gesteigerter Funktionsdichte auf. Insbesondere die Beherrschung der Wärmeabfuhr sowie der Zwischenspeicherung elektrischer Energie in passiven Bauelementen stellt leistungselektronische Systeme jedoch vor signifikant höhere Herausforderungen [12]. Aufgrund der vorliegenden harschen Betriebsbedingungen befindet sich der Entwicklungsstand leistungselektronischer Systemintegration auf einem deutlich niedrigerem Niveau als der mikroelektronischer Schaltungen [29].

Um einen unter 2.1.1 beschriebenen Leistungsschalter bzw. ein leistungselektronisches Modul in ein intelligentes System zu überführen, sind nach [12] mindestens die Merkmale hohe Funktionalität, kombinierte Lösung der elektrischen und thermischen Aufgaben sowie Integration und nicht nur Kombination zusätzlicher Funktionen zu erfüllen. Dies geschieht durch die Ergänzung des Moduls um passive Komponenten, Sensorik, Auswerteschaltkreise und Schutzmaßnahmen und kann sowohl in monolithischer als auch in hybrider Bauweise erfolgen.

In monolithisch integrierten Systemen, sogenannten Power ICs, werden Sensorfunktionen und analoge sowie digitale Schaltfunktionen auf einem Silizium-Chip realisiert [12]. Hierbei wurden in den letzten Jahren große Fortschritte bezüglich Packungsdichte, Spannungsfestigkeit und Temperaturstabilität erzielt, sodass insbesondere im Bereich der diskreten Bauformen der Trend zu sogenannten FOWLP (fan-out wafer-level package) als spezielle Bauform der P-SoC-Aufbauten (power system on chip) geht [11]. Um diese wirtschaftlich sinnvoll fertigen zu können, wird jedoch eine hinreichend hohe Stückzahl sowie die applikationsseitige Notwendigkeit hinsichtlich der Miniaturisierung vorausgesetzt [30]. Aufgrund der hohen Komplexität der P-SoC Aufbauten wurden parallel in den letzten beiden Jahrzehnten integrierte P-SiP-Baugruppen (power system in package) als alternativer Ansatz entwickelt [31]. Insbesondere für mobile Anwendungen geringer Leistungen sind diese leistungselektronischen Bauformen inzwischen weit verbreitet [29].

Im Bereich mittlerer Leistungen wird eine Funktionsintegration durch das Einbetten von passiven und aktiven Bauelementen in die Leiterplatten beobachtet. Während marktreife Produkte wie MicroSiP von Texas Instruments oder DrBlade von Infineon Ströme im ein- und zweistelligen Amperebereich ansprechen [32], zeigen aktuelle Forschungsergebnisse, dass im Bereich des Power-Embeddings auch Lastströme bis zu 200 A bei einer Schaltleistung von 50 kW realisierbar sind [33]. Die Reduktion parasitärer Verluste in Verbindung mit dem vorhandenen Miniaturisierungspotenzial lässt diese Technologie als sehr vielversprechend erscheinen [34]. Die kurzen elektrischen Verbindungen zwischen Leistungshalbleitern und Logikbauelementen können insbesondere beim Einsatz schneller schaltender WBG-Halbleitermaterialien einen signifikanten Vorteil bieten, wie dies im GaNPX-Aufbau der Firma GaN Systems mit einer Sperrspannung von 100 V und einem maximal Laststrom von 60 A gezeigt wird [11]. Unbeantwortet sind bisher Fragen nach der Zuverlässigkeit, den thermischen Einsatzgrenzen und der langfristigen Sicherheit der Isolationen.

Im Bereich hoher Ströme und Leistungen sowie im Bereich hoher Betriebstemperaturen ist auch aktuell noch der Einsatz keramischer Substrate vonnöten, welche typischerweise in klassischen Modulaufbauten zum Einsatz kommen. Die Integration zusätzlicher Funktionen wird jedoch auch hier thematisiert. Die Erweiterung eines leistungselektronischen Moduls um Sensoren für Temperatur und Strom sowie die dazu gehörende Auswertelogik führt zu einem „intelligenten Leistungsmodul“ (intelligent power module IPM) [35]. Die Einbindung von passiven Zwischenkreiselementen, einer Hilfsstromversorgung und einer Systemkühlung erzeugt ein intelligentes Subsystem. Wird zuletzt noch die Treiberlogik implementiert, kann von einem intelligenten leistungselektronischen System gesprochen werden. [12]

Es wird deutlich, dass mit steigender Leistungsklasse und der damit einhergehenden erhöhten Verlustwärme die Funktionsintegration zunehmend komplexer wird. Es müssen dabei nicht nur größere passive Bauelemente zur Zwischenspeicherung höherer Energien eingesetzt werden, sondern zudem auch Materialien und Montagelösungen den erhöhten elektrischen, thermischen und mechanischen Anforderungen gerecht werden. In diesem Kontext bietet die additive Fertigung vielseitiges Potenzial, um über dreidimensionale Strukturen eine erweiterte Funktionsintegration auch bei höheren Leistungen auf kleinem sowie individuellem Bauraum realisieren zu können [36]. Auf diese Art der Fertigung wird in Kapitel 4 sowie in Kapitel 5.3.3 näher eingegangen.

2.2 Aufbau und Struktur von Leistungsmodulen

Unabhängig von der Zielapplikation und der gewählten Gehäuseform besteht die Aufgabe der Aufbau- und Verbindungstechnik in der Herstellung von mechanischen, elektrischen und thermischen Kontaktierungen zwischen Leistungshalbleiter und Substrat sowie zwischen Substrat und Peripherie.

Dabei müssen die Anbindungen an den Laststrom ebenso wie die Ableitung der Wärme, die Funktionsisolation und der Schutz der Baugruppe vor mechanischer Belastung und Umwelteinflüssen sichergestellt werden. Dabei ist dies zuverlässig über die Lebensdauer der Baugruppe zu gewährleisten.

Mit einer jährlichen Wachstumsrate von über 10 % stellt der Markt der oberseitigen Halbleiterkontaktierungen ein sich stark entwickelndes Segment der Leistungselektronik dar, welches nach aktuellen Prognosen auch in der Zukunft von der Drahtbondtechnologie dominiert werden wird. Bild 5 zeigt die prognostizierte Marktentwicklung bezogen auf leistungselektronische Top-Level-Interconnect-Anbindungen für die Jahre 2010 bis 2020 [11].

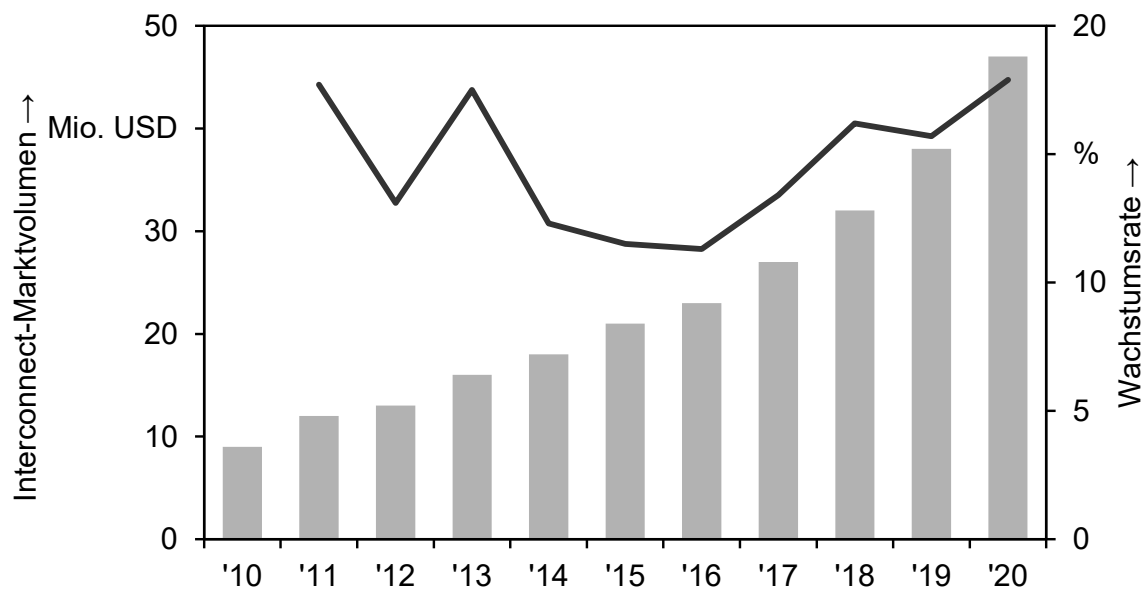


Bild 5: Prognostizierte Entwicklung des Marktvolumens von Top-Level-Interconnect-Verbindungen [11]

2.2.1 Leistungsmodule als Multi-Material-Stack

Aufgrund ihres breiten Leistungsspektrums in Verbindung mit der Fähigkeit, Hochtemperaturanwendungen ebenso wie die Integration vielfältiger Zusatzfunktionen zu ermöglichen, sind Modulaufbauten die am vielseitigsten einsetzbare Bauform in der Leistungselektronik. Der etablierte Standard heutiger Leistungsmodule auf Basis von keramischen DCB-Substraten (direct copper bonded) ist in Bild 6 dargestellt.

Ein Leistungsmodul bildet ausgehend vom Kühlkörper und der potenziell vorhandenen Grundplatte über das Keramiksubstrat sowie die Leistungshalbleiter inklusive der jeweiligen Fügezonen ein komplexes Multimaterialsystem. Die durch Schaltzyklen entstehende, in Wärme umgewandelte Verlustleistung überlagert sich im Betrieb mit der variierenden Umgebungs- und Kühlwassertemperatur. Daher kann der Aufbau einerseits als Stapel thermischer Wider-

stände verstanden werden, die überwunden werden müssen, um eine thermische Zerstörung der Leistungshalbleiter zu vermeiden. Das Design sowie die eingesetzten Materialien der Komponenten und Fügeprozesse haben auf den thermischen Gesamtwiderstand einen wesentlichen Einfluss.

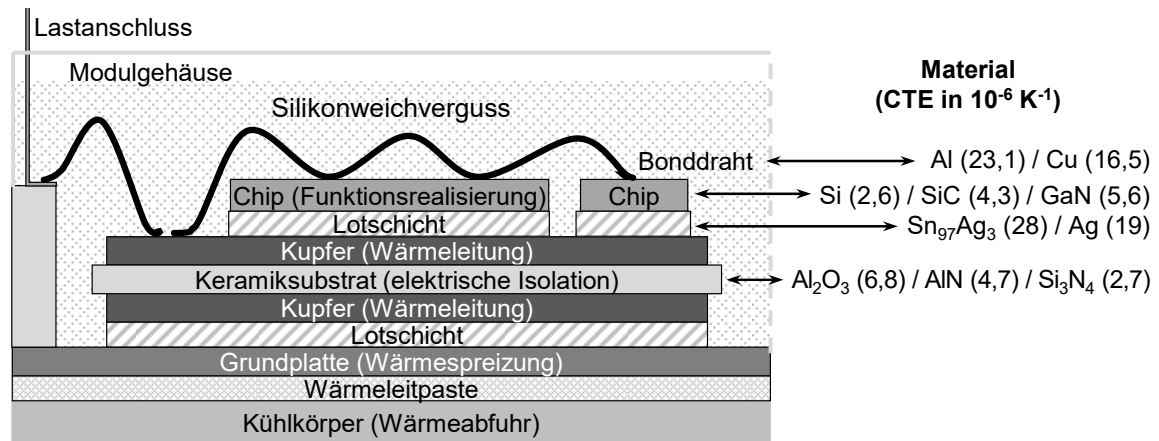


Bild 6: Schematischer Aufbau eines Leistungsmoduls [37; 12; 19; 38]

Andererseits bedingen die materialspezifischen thermischen Ausdehnungskoeffizienten (coefficient of thermal expansion CTE) zyklische thermomechanische Spannungen, die von den Komponenten und insbesondere der Aufbau- und Verbindungstechnik ertragen werden müssen. Typischerweise eingesetzte Materialien sowie deren individuelle lineare Ausdehnungskoeffizienten sind in Bild 6 rechts zusammengefasst. Eine Vielzahl solcher im Betrieb auftretender thermomechanischer Lastwechsel bedingen Rissbildung sowie Risswachstum und damit letztlich den Ausfall der Baugruppe. Vor dem Hintergrund der unter 2.1.1 beschriebenen steigenden Einsatztemperaturen und der unter 2.1.2 erwähnten erhöhten Integrationsdichte gewinnen die Anforderung an die AVT, die auftretenden Spannungen über die Laufzeit des Produktes zu ertragen, sowie die materialeitige Anpassung der CTE aneinander hohe Bedeutung.

2.2.2 Drahtbonden als etablierte Top-Level-Interconnect-Technologie

Drahtbondverbindungen stellen mit über neun Milliarden weltweit produzierten Drahtbrücken p. a. das verbreitetste Verfahren zur elektrischen Kontaktierung von Halbleiterchips dar [39]. Als Mikrokaltpressschweißverfahren verbindet das Drahtbondverfahren durch die Einwirkung von Druck, Temperatur und/oder Ultraschall gleich- oder verschiedenartige Werkstoffe ohne die Entstehung einer flüssigen Phase [40].

Das Drahtbondverfahren ist ein kostengünstiges und im Hinblick auf Gehäuse-, Substrat- und Chipgeometrie ein äußerst flexibles Verfahren. Es ermöglicht die Kontaktierung temperaturempfindlicher Bauteile und Werkstoffe

und verfügt sowohl über eine hohe Automatisierbarkeit und Zuverlässigkeit als auch über die Möglichkeit der Reparierbarkeit von Verbindungen. Verfahrensbedingt handelt es sich immer um einen sequentiellen Prozessablauf, welcher empfindlich auf den Zustand und die Eigenschaften der Kontaktpartner reagiert. [41]

In der Signalelektronik dominieren dünne Drähte mit einem Durchmesser von $15\text{ }\mu\text{m}$ bis etwa $75\text{ }\mu\text{m}$ aus Gold, Aluminium und Kupfer [42]. In der Leistungselektronik finden vornehmlich Aluminiumdrähte mit Durchmessern von $125\text{ }\mu\text{m}$ bis ca. $500\text{ }\mu\text{m}$ Verwendung [39]. Bei Letzterem kommt ausschließlich das sogenannte Ultraschall-Wedge/Wedge-Dickdrahtbonden zum Einsatz, bei dem die Führung und Zentrierung des Drahtes sowie die Übertragung der Bondkraft und der Ultraschallenergie über ein V-Groove-Tool geschieht. Der Verfahrensablauf kann in vier Schritte unterteilt werden, die in Bild 7 dargestellt sind.

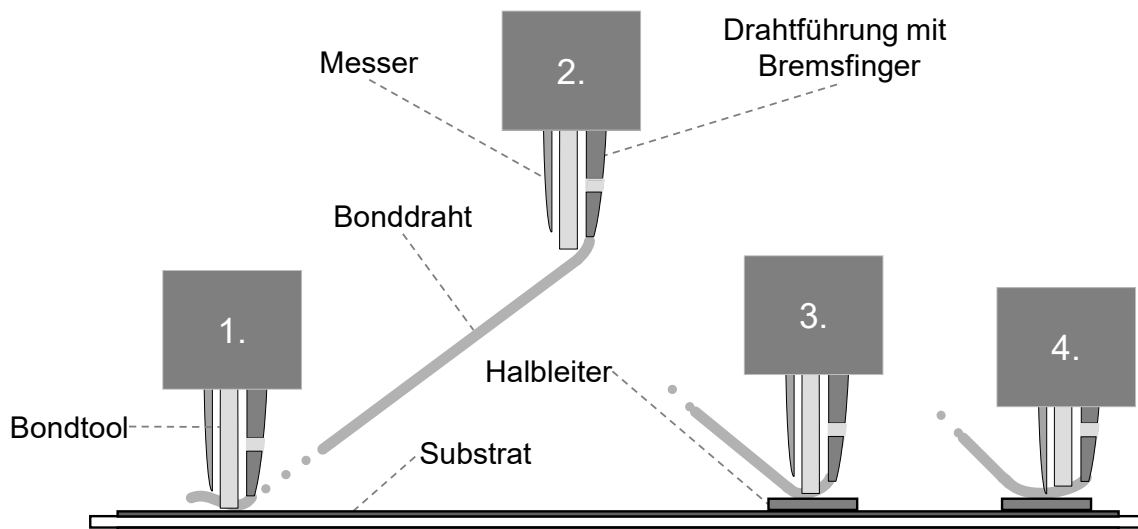


Bild 7: Vierstufiger Verfahrensablauf einer Wedge/Wedge-Dickdraht-Bondverbindung

Der Draht wird senkrecht von oben durch die aufgesteckte Drahtführung an die Spitze des Bondwerkzeugs (Tool) geführt. Der in der V-Nut liegende Draht wird so auf der ersten Bondstelle (Source) positioniert. Nach dem Aufbringen der Vordeformationskraft wird das Bondtool durch die Wandlung der an den Piezo-Kristallen des Transducers angelegten Wechselspannung in Schwingung versetzt. Die Leerlaufamplitude beträgt dabei typischerweise $3\text{ }\mu\text{m}$ bis $4\text{ }\mu\text{m}$ an der Werkzeugspitze [43]. Entsprechend des programmierten zeitabhängigen Kraft- und Leistungsverlaufs wird die erste Bondstelle gesetzt. Anschließend fährt der Bondkopf eine programmierte Raumkurve ab, um eine Drahtbrücke in der gewünschten Form zu erzeugen. Dabei sind die Drahtführung und -bremse bzw. -klammer wichtig, um das Zurückgleiten des Drahtes zu verhindern und eine konstante, reproduzierbare Geometrie der Drahtbrücke (Loop)

zu gewährleisten. Anschließend positioniert das Bondtool den Draht an der zweiten Kontaktstelle (Destination) und erzeugt dort eine weitere Verschweißung. Nach der zweiten oder letzten Bondstelle muss der Draht abgeschnitten werden. Das dafür benötigte Messer (Cutter) kann sowohl vor (Front-Cut) als auch hinter (Rear-Cut) dem Bondtool montiert sein. Das Messer kerbt den Draht in eine definierte Tiefe ein. Der Draht wird nicht komplett durchgeschnitten, um eine Beschädigung des Halbleiters oder der Messerklinge zu vermeiden. Anschließend wird durch eine Bondkopfbewegung nach hinten und oben der Bonddraht abgerissen und gleichzeitig gezielt in die Kerbe des Bondwerkzeuges gelegt. So ist der Draht für die nächste Drahtbrücke vorbereitet. [44]

Die Verbindungsbildung erfolgt nach gegenwärtigem Stand der Forschung in vier Phasen, welche in Bild 8 dargestellt sind [45; 46]. In der Vordeformationsphase (Touchdown-Phase) werden der Bonddraht und das Substratmetall durch die statische Bondkraft kaltverfestigt und der Draht auf etwa 70 % bis 80 % seines ursprünglichen Durchmessers vorgestaucht. Durch das Einebnen der Rauheitsspitzen entsteht so eine Kontaktzone. [45]

Mit dem Einschalten des Ultraschalls beginnt im Anschluss die Reinigungs- und Annäherungsphase, in der organische und anorganische Verunreinigungen durch eine Relativbewegung zwischen Draht und Bondfläche von der Oberfläche gelöst werden. Die Relativbewegung ist dabei als makroskopische Bewegung der zwei Werkstoffoberflächen zueinander zu verstehen und hängt neben Bondkraft und Ultraschalleistung von Art und Grad der Kontamination sowie von Härte und Rauheit der beiden Fügepartner ab. [45]

In der dritten Phase, der sogenannten Deformationsphase, wird durch massive Umformung eine zunehmende Kontaktflächenvergrößerung zwischen Substrat und Draht erreicht. Die von Fremdschichten befreiten Werkstoffoberflächen nähern sich einander bis auf atomaren Abstand an. So können die Fügepartner eine metallische Bindung eingehen und die mikroverschweißten Flächen nehmen zu. Der Start der Deformation und der daraus resultierende Beginn der Mischphase sind an der steil ansteigenden Deformationskennlinie in Bild 8 zu erkennen. Der Grad der Deformation ist durch eine Vielzahl von Faktoren bestimmt. Hierzu zählen die plastische Verformbarkeit des Drahtes, der wirkende Anteil der Kraft und der US-Leistung am Draht sowie die Rauheit, Reinheit und Härte der Oberflächen. Weiterhin fließt ein Teil der Energie in die Anregung des Substrates, wobei das Basismaterial, die Schichtdicke, die Porosität und die Haftfestigkeit der Schichten sowie die Aufspannung eine entscheidende Rolle spielen. Es wird davon ausgegangen, dass nur etwa 1 % der im Ultraschallgenerator erzeugten Energie in die Verbindungsbildung fließt. Nach Erreichen einer optimalen Enddeformation ist die Annäherungsphase abgeschlossen. [45]

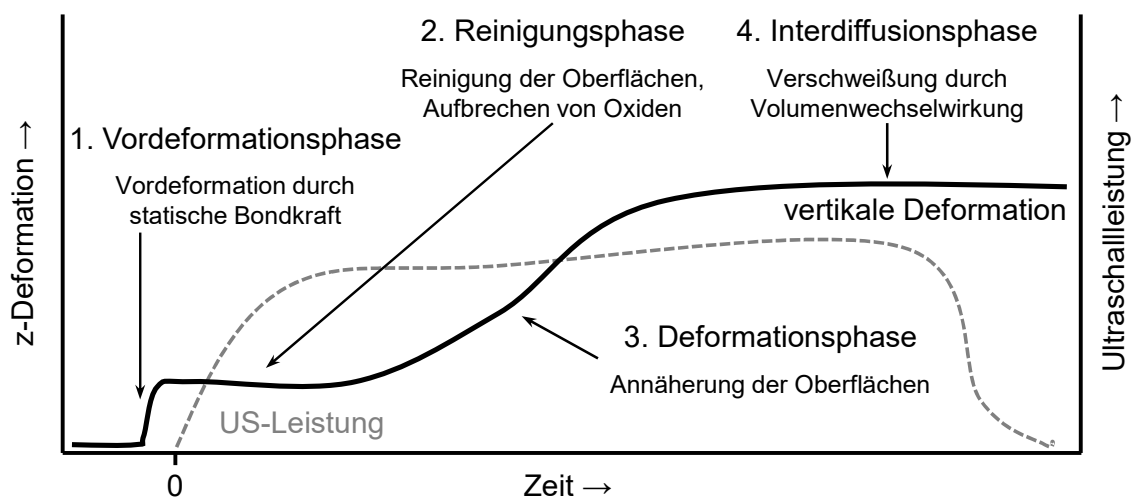


Bild 8: Theorie zur Verbindungsbildung im Wedge/Wedge-Ultraschall-Drahtbondprozess [47]

In der Interdiffusionsphase erfolgt die vollständige stoffschlüssige Verbindung auf atomarer Ebene zwischen Draht und Substrat. Aufgrund der ultraschallinduzierten Schwingungen beginnen die Atome im Festkörper zu oszillieren, wodurch sich nulldimensionalen Gitterdefekte aufgrund von Atomsprüngen bilden. Diese ermöglichen Diffusionsprozesse im Festkörper. Mechanische Spannungen, die während des Deformationsprozesses entstanden sind, werden in dieser Phase durch Erholungsprozesse abgebaut und beugen somit Spannungsrissen in der Verbindung vor. Sind Draht und Substrat aus einem jeweils unterschiedlichen Material, bilden sich Mischkristalle und intermetallische Verbindungen im Nanometer- bis Mikrometerbereich [46]. Das Verhältnis zwischen Bondkraft und Ultraschallleistung bestimmt das Ver- und Entfestigungsverhalten. Dieses gilt es, im Rahmen von Bondparameteroptimierungen festzulegen [46].

2.2.3 Alternative planare Kontaktierungstechnologien

Um den in Kapitel 2.1.2 und Kapitel 2.1.3 beschriebenen veränderten und gestiegenen Anforderungen zu genügen, werden neben den material- und prozessseitigen Weiterentwicklungen des Drahtbondprozesses auch alternative, vielfach planare, Konzepte zur oberseitigen Halbleiterkontaktierung verfolgt.

Bonddrahtfreie planare oberseitige Kontaktierungsverfahren bieten die Möglichkeit, parasitäre induktive Verluste zu minimieren [48]. Aufgrund der vollflächigen Anbindung an die Chipoberseite kann gleichzeitig eine gleichmäßige Stromverteilung sowie eine optimierte Wärmeabfuhr realisiert werden. Fertigungsseitig wird eine zunehmende Parallelisierung der Kontaktierungen ermöglicht. Hinsichtlich des Layouts kann der vertikale Platzbedarf des Moduls reduziert werden. Die aktuell vorgestellten Lösungsansätze weisen sehr unterschiedliche technologische Reifegrade auf und verfügen über spezifische Vor-

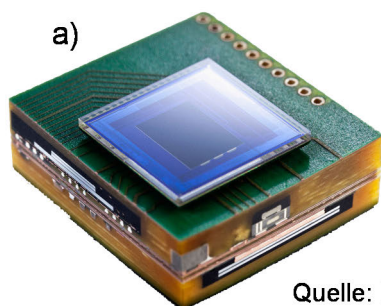
und Nachteile. Aus diesem Grund sollen im Anschluss ausgewählte Vertreter vielversprechender Technologien vorgestellt und knapp beleuchtet werden.

Bereits in Kapitel 2.1.3 werden die Möglichkeiten und Einschränkungen für eingebettete Leistungshalbleiter aufgezeigt. Durch die Kombination klassischer Montageprozesse wie Pastendruck, Bestücken und Löten oder Sintern mit typischen Fertigungsschritten der Leiterplattenproduktion wie Strukturierung, Metallisierung und Durchkontaktierung können kompakte dreidimensionale Leistungsaufbauten realisiert werden. Durch die räumliche Nähe der Bauelemente zueinander lassen sich niederinduktive und somit schnell schaltende Layouts entwerfen [49]. Bild 9 a) zeigt die Einbettung des Leistungsparts in Form eines Gleichspannungswandlers (DC/DC-Konverter) sowie des Logikparts anhand eines 32-Bit-Mikrocontrollers und eines Speicherbausteins am Beispiel eines Kameramoduls [50]. Dem entgegen steht die Herausforderung, hohe Ströme über dicke Kupferlagen sicher zu führen und hohe Spannungen zuverlässig zu isolieren. Zum Einfluss der aufgrund hoher Materialstärken und unterschiedlicher CTEs zu erwartenden signifikanten thermomechanischen Spannungen auf die Zuverlässigkeit liegen aktuell keine wissenschaftlichen Berichte vor. Aus thermischen Gesichtspunkten sind Prepregs (preimpregnated fibres) mit bis zu 200 °C Einsatztemperatur bekannt. Dies entspricht dem Entwicklungsstand aktueller Vergussmassen [51]. Darüber hinaus müssen die einzubettenden Halbleiter über angepasste oberseitige Kupfermetallisierungen verfügen, um eine galvanische Anbindung zu ermöglichen [32]. Unterseitig können löt- oder sinterbare Halbleitermetallisierungen bereitgestellt werden.

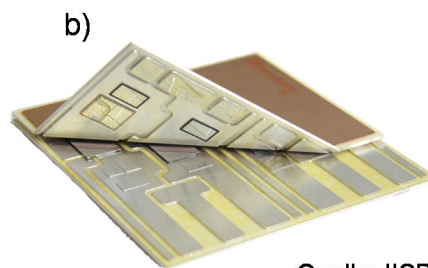
Eine ober- und unterseitige Kontaktierung der Leistungshalbleiter durch ein DCB- oder Leadframesubstrat, wie in Bild 9 b) abgebildet [52], ermöglicht eine vollflächige doppelseitige Kühlung der Leistungshalbleiter [53]. Zudem wird eine gleichmäßige Stromverteilung sowie eine reduzierte Induktivität erreicht, wodurch größere Ströme bei höheren Schaltfrequenzen übertragen werden können. Um die mit einem solchen planaren Kontaktierungskonzept einhergehenden Herausforderungen hinsichtlich unterschiedlicher Höhenniveaus und eines unflexiblen Layouts zu adressieren, werden im Folgenden Konzepte zur Kombination planarer und drahtgebundener Kontaktierungstechnologien vorgestellt [22]. Durch zusätzliche Leadframe- und Isolationselemente kann die Länge der Bonddrähte reduziert und somit eine mit einem rein planaren Aufbau vergleichbare Induktivität bei gleicher Packungsdichte erzielt werden.

Unter der Bezeichnung SKiN propagiert die Firma Semikron seit 2011 ein auf Folientechnologie basierendes oberseitiges Kontaktierungsverfahren für Leistungshalbleiter. Die Flexfolie wird entsprechend der Darstellung in Bild 9 c) auf die oberseitigen Steuer- und Lastanschlüsse gesintert [54]. Für den

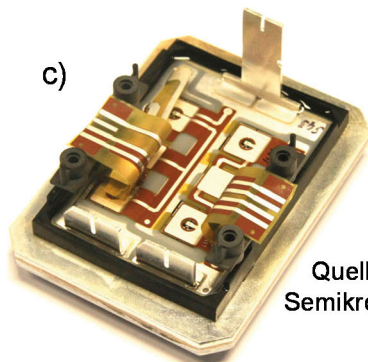
Silbersinterprozess ist daher eine angepasste Halbleitermetallisierung bereitzustellen [55]. Auf Basis der durchgeführten Messungen wird im Vergleich zu einem ansonsten identisch aufgebauten aluminiumdrahtgebondeten Referenzmodul (400 A / 600 V) eine etwa dreiprozentige Reduktion des thermischen Widerstandes, eine etwa zehnprozentige Reduktion der parasitären Induktivität und eine um etwa 27 % erhöhte Stoßstromfestigkeit nachgewiesen. In vergleichenden aktiven Lastwechseluntersuchungen mit konstanten Gleichstrompulsen und einer konstanten An- und Abschaltzeit $t_{on} = 1,2$ s und $t_{off} = 1,8$ s bei einem Sperrspannungstemperaturhub von $\Delta T_j = 70$ K ($T_{jmin} = 80$ °C, $T_{jmax} = 150$ °C) wird eine annähernd 40-fach höhere Anzahl von Lastwechselspielen erreicht. [56]



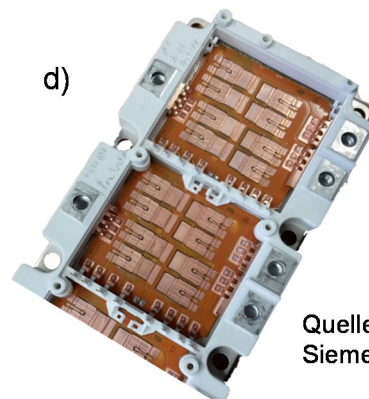
Quelle: IZM



Quelle: IISB



Quelle:
Semikron



Quelle:
Siemens

Bild 9: Alternative planare Top-Level-Interconnect-Technologien

Ein Verfahren zur parallelen Ausführung der oberseitigen Kontaktierungen aller Leistungshalbleiter einer DCB-Großkarte im typischen Format von 5" x 7" stellt die Firma Siemens unter dem Namen SiPLIT vor. Nach dem Aufbringen der Leistungshalbleiter auf das Substrat ist die gesamte Oberfläche mit einer Isolationsfolie zu überziehen. Diese wird anschließend in einem Laserablationsprozess an den zu kontaktierenden Stellen geöffnet. Daraufhin erfolgt das Aufputtern eines Seed-Layers, auf dessen Basis sich nach entsprechender Fotostrukturierung des gewünschten Layouts ein galvanischer Abscheidungsprozess der Kupferleiterbahnen anschließt. Die gewünschte Schichtdicke kann je nach Stromklasse des Leistungshalbleiters zwischen 50 μ m und 200 μ m ein-

gestellt werden. Zuletzt müssen Fotolack und Seed-Layer nasschemisch entfernt werden. Ein vollständig montiertes SiPLIT-Modul ist in Bild 9 d) zu sehen. In vergleichenden Messungen kann eine reduzierte Streuinduktivität sowie eine Reduktion des thermischen Widerstandes im Vergleich zu klassischen aluminiumdrahtbondkontaktierten Modulen nachgewiesen werden [57]. Auf Basis eines 600 V / 100 A-IGBT-Moduls wurde bei einem Sperrspannungstemperaturhub von $\Delta T_j = 70$ K und einer mittleren Temperatur von 135 °C eine etwa zehnfach höhere aktive Lastwechselbeständigkeit ermittelt. Da es sich jedoch weder um einen direkten Vergleich handelt noch die exakten Randbedingungen bekannt sind, kann dieser Wert nur als Anhaltspunkt verstanden werden. [58]

2.3 Limitierungen bestehender Top-Level-Interconnect-Technologien

Die vorhandene Aufbau- und Verbindungstechnik stellt den limitierenden Faktor aktueller Entwicklungen in der Leistungselektronik dar. Sie kann weder die Möglichkeiten neuer Halbleitermaterialien ausreizen, noch die anwendungsseitigen Anforderungen nach größerer Leistung, höherer Integrationsdichte und verbesserter Zuverlässigkeit erfüllen. Die aufgrund veränderter Randbedingungen leistungselektronischer Systeme gestiegenen Anforderungen werden hinsichtlich des Einsatzes in automobilen Anwendungen besonders deutlich [59]. Kühlwassertemperaturen über 100 °C erfordern zulässige Sperrschichttemperaturen von 175 °C bis 200 °C, die durch neue WBG-Halbleitermaterialien weiter erhöht werden können. Einerseits muss die dabei entstehende Verlustwärme abgeführt und dem Kühlsystem zugeführt werden. Andererseits müssen die daraus resultierenden, gesteigerten thermomechanischen Spannungen über die gesamte Lebensdauer des Leistungsmoduls ertragen werden [60]. Beide Herausforderungen haben direkte Auswirkung auf die Einsatzmöglichkeiten und Anforderungen der Top-Level-Interconnect-Technologie [61].

2.3.1 Grenzen der aktuellen Aufbau- und Verbindungstechnik

Hinsichtlich der Halbleiter können anwendungsseitige Anforderungen auf Basis aktueller Silizium-Bauelemente sowie insbesondere im Hinblick auf die in Kapitel 2.1.2 beschriebenen Entwicklungen im Bereich der WBG-Materialien erfüllt werden. Bereits IGBT-Halbleiter der fünften Generation erreichen eine Freigabe für Sperrschichttemperaturen bis 175 °C [62]. SiC- und GaN-Halbleiter versprechen Einsatztemperaturen bis 225 °C und können theoretisch noch höhere thermische Belastungen ertragen [63]. Seitens der AVT hingegen zeigen sich in diesen Temperaturbereichen Limitierungen im Hinblick auf alle Materialien und Fügezonen des Modulaufbaus [64]. Das

Konzept der homologen Temperatur ist geeignet, eine Illustration dieser Einschränkungen aufgrund der Beschränkungen der Zuverlässigkeit durch einsetzendes Kriechen einer Fügeverbindung unter thermomechanischer Belastung zu liefern [65]. Die homologe Temperatur T_H ist nach Formel (1) definiert als das Verhältnis von Betriebstemperatur, welche in leistungselektronischen Anwendungen über die Sperrschichttemperatur T_j angenähert werden kann, zur Schmelztemperatur T_m in Kelvin.

$$T_H = \frac{T_j}{T_m} \cdot 100 \% \quad (1)$$

Eine niedrige homologe Temperatur deutet auf eine hohe Zuverlässigkeit hin. Es gilt, dass eine homologe Temperatur $T_H < 40 \%$ als dauerhaft mechanisch stabil angesehen werden kann, während der Bereich $40 \% < T_H < 60 \%$ als Kriechbereich und damit als empfindlich gegenüber mechanischen Belastungen gilt. Bei $T_H > 60 \%$ können mechanische Belastungen nicht dauerhaft ertragen werden.

Zinnbasierte bleifreie Lote zur unterseitigen Anbindung der Leistungshalbleiter müssen daher bei einer Schmelztemperatur zwischen 220°C und 230°C immer als mechanisch nicht dauerhaft stabil angesehen werden. Selbst speziell für leistungselektronische SMT-Anwendungen entwickelte bleifreie Lotverbindungen wie Innolot sind daher nur bis zu einer maximalen Einsatztemperatur von 150°C freigegeben [66]. Aus diesem Grund werden im Bereich der unterseitigen Chipanbindung seit den 1990er Jahren intensive Anstrengungen unternommen, bleifreie Fügetechnologien mit erhöhter Schmelztemperatur zu etablieren. Anstelle von kostenseitig unattraktiven goldbasierten Lote wie AuGe versprechen insbesondere die Sintertechnologie und das Diffusionslöten großes Potenzial, diese Limitierung aufheben zu können [9]. Beide Entwicklungen zeigen, dass hinsichtlich der unterseitigen Anbindung der Leistungshalbleiter vielversprechende Fügeverfahren existieren bzw. vor dem Durchbruch stehen, die in der Lage sind, die homologe Temperatur der unterseitigen Halbleiterkontaktierung entsprechend Bild 10 deutlich zu reduzieren.

Die leistungselektronische Silbersintertechnik stellt als Niedertemperatur-Verbindungstechnik unter Einsatz flakeartiger oder nanoskalig-sphärischer Silberpartikel eine Verbindung zwischen zwei Fügepartnern her. In der Regel erfolgt dies unter hohem Druck von typischerweise 10 MPa bis 30 MPa und Temperaturen von etwa 200°C . Der Fügeprozess findet somit unterhalb des Schmelzpunktes statt. Aufgrund der rein silberbasierten Fügezone mit einer Schmelztemperatur von 961°C ergibt sich eine deutlich niedrigere homologe Temperatur und damit eine höhere Stabilität unter thermisch-mechanischer Wechselbelastung. Die Silbersinterschichten zeichnen sich zudem durch

höhere elektrische und thermische Leitfähigkeit aus. Die größten Herausforderungen beim serienmäßigen Einsatz dieser Technologie ergeben sich aus den hohen material- und anlagenseitigen Anforderungen. Es müssen substrat- und halbleiterseitig sinterbare Oberflächen zur Verfügung gestellt werden. Anlagenseitig muss eine homogene Druckverteilung trotz vielfach unterschiedlicher Höhenniveaus ohne Beschädigung der empfindlichen Leistungshalbleiter gewährleistet werden. [67; 55]

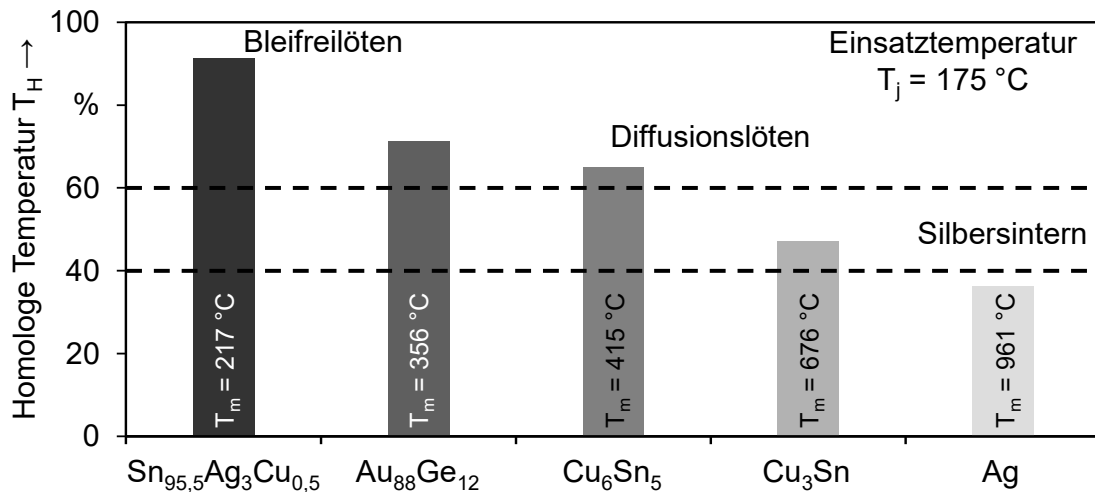


Bild 10: Homologe Temperatur ausgewählter Verfahren zur unterseitigen Halbleiterkontaktierung

Das Diffusionslöten bezeichnet die Realisierung einer hochtemperaturstabilen Lötverbindung durch die Bildung intermetallischer Phasen, welche durch die Reaktion zwischen einem Material mit niedrigem Schmelzpunkt sowie einem Material mit hohem Schmelzpunkt entstehen. Im aktuell favorisierten Kupfer-Zinn-System erfolgt bei klassischen Löttemperaturen von 200°C bis 250°C die Bildung von Cu_6Sn_5 -Phasen mit einem Schmelzpunkt von 415°C und die Bildung von Cu_3Sn -Phasen mit einem Schmelzpunkt von 676°C . Das benötigte Kupfer kann dabei sowohl flächig, d. h. substrat- und halbleiterseitig, als auch granular, d. h. durch Einbindung in das Lotpastensystem, bereitgestellt werden. Herausforderungen sind hierbei insbesondere in der Prozessführung sowie den langen Prozesszeiten zu sehen. Da die Zeit zur vollständigen Phasenumwandlung exponentiell mit der Dicke der Phase zunimmt, sind trotz dünner Schichten lange Prozesszeiten einzukalkulieren. Beides fördert die Bildung von Lunkern, weshalb Über- und Unterdruck-Lötsysteme zum Einsatz kommen. [68; 69; 70; 71]

Chipoberseitig dominiert die aluminiumbasierte Drahtbondtechnologie trotz der in Kapitel 2.2.3 genannten alternativen Verfahren die leistungselektronische AVT. In Leistungsmodulen stellt die Bondverbindung auf der Halbleiteroberseite jedoch die primäre, wenn auch nicht ursächliche, Fehlerquelle

dar. Dies bedeutet, dass bei der Analyse eines im Feld ausgefallenen Leistungsmoduls zumeist ein Lift-off, ein Abheben des Bondfußes vom Leistungshalbleiter, beobachtet wird. Eine tiefer gehende Analyse des Ausfalls zeigt jedoch, dass eine wesentliche Ursache dafür in der Zersetzung der Lotschicht zu finden ist. Durch die schrittweise Zerstörung der chipunterseitigen Anbindung wird die gleichmäßige Wärmeabfuhr unterbunden. Somit ergibt sich eine erhöhte thermische Belastung an den Bondfüßen, welche dadurch letztlich versagen. Durch optimierte Loopgeometrien mit erhöhten Aspektverhältnissen kann die Zuverlässigkeit einer Bondverbindung in aktiven Lastwechseluntersuchungen über die Chip-Plot-Degradationsschwelle angehoben werden. Erfolgt zudem eine Anpassung der Fügetechnologie zwischen Substrat und Chip, wird erneut die Aluminium-Drahtbondverbindung zur primären und in diesem Fall auch ursächlichen Fehlerquelle. Die Aluminium-Drahtbondverbindung bildet somit den limitierenden Faktor hinsichtlich der Zuverlässigkeit. [72]

Zur Wärmespreizung sowie zur elektrischen Isolation zwischen Kühlkörper und elektrischer Schaltung dienen in Leistungsmodulen vielfach Keramiksubstrate. Aluminiumoxidbasierte (Al_2O_3) DCB-Substrate können dabei einerseits durch Siliziumnitrid-Keramiken (Si_3N_4) ersetzt werden, die eine bis zu 21-fach höhere Lebensdauer versprechen [73]. Andererseits können alternative Substrattechnologien wie aktivlotbasierte AMB-Keramiken (active metal brazing) [74], Kupfer-Dickschichtsubstrate [75; 76], Leadframe-Konzepte [77] oder Dickkupfer-FR4-Leiterplatten [78] genutzt werden.

Konventionelle Vergussmassen sind für Betriebstemperaturen bis etwa 150 °C ausgelegt. Diese Einschränkung gilt für Dünnschichtlacke, Underfills, Mold-Compounds, Weichverguss-Materialien und Glob Tops. Aktuell verfügbare Materialien weisen entweder eine unzureichende Temperaturbeständigkeit auf oder lassen eine ungenügende Zuverlässigkeit aufgrund eines zu hohen thermischen Ausdehnungskoeffizientens vermuten [79; 80]. Entwicklungsseitig existieren jedoch neuartige chemische Formulierungen sowie Ergänzungen durch den Einsatz von Additiven, die eine erhöhte Temperaturbeständigkeit sowie eine gesteigerte Zuverlässigkeit versprechen. [51]

Als Engpass der heutigen Leistungselektronik ist die aktuelle Aufbau- und Verbindungstechnik den gestiegenen technologischen und wirtschaftlichen Anforderungen nicht gewachsen. Mit dem Silbersintern und dem Diffusionslötten etablieren sich im Bereich der unterseitigen Halbleiteranbindung vielversprechende Technologien, die die primäre Ausfallursache in den Bereich des Top-Level-Interconnects verschieben. Darüber hinaus bestehen elektrische und thermische Limitierungen der etablierten Aluminium-Wedge/Wedge-Bondverbindungen, die in Kapitel 2.3.2 abgeleitet werden, während die thermisch-mechanischen Begrenzungen und Anforderungen an die Zuverlässigkeit leistungselektronischer Fügetechnologien in Kapitel 2.3.3 aufgezeigt werden.

2.3.2 Ableitung der elektrischen und thermischen Einsatzgrenzen von Aluminium-Drahtbondverbindungen

Aluminium-Drahtbonds stellen eine elektrische Limitierung hinsichtlich ihrer Stromtragfähigkeit $I_{\max}$ dar. Dies ist durch die starke Eigenerwärmung stromdurchflossener Leiter bedingt. Aus diesem Grund ergibt sich für Drahtbondverbindungen eine geometrie-, umgebungs- und materialbedingte Einsatzgrenze. Eine niedrig Stromdichte, eine möglichst kurze Drahtbrücke oder eine niedrige Halbleiter- und Kühlkörpertemperatur wirken dieser Limitierung positiv entgegen. Demgegenüber stehen durch das Layout bedingte und gesamtsystemrelevante Anforderungen. So wird in [72] die Tatsache erläutert, dass ein niedriges Aspektverhältnis zwar aus elektrisch-thermischer Sicht ideal, ein hohes Aspektverhältnis jedoch im Hinblick auf die Zuverlässigkeit förderlich ist.

Bereits heute erzielen Niederspannungs-Leistungs-MOSFETs bei Berücksichtigung der gesamten Chipfläche nominale Stromdichten von bis zu 1.300 A pro cm^2 [27]. Das Führen dieser Ströme ist durch Aluminiumdrahtbonds nicht mehr möglich. Bild 11 zeigt die numerisch-simulativ abgeleitete Stromtragfähigkeit von Bonddrähten mit einem Durchmesser von $300 \mu\text{m}$ sowie $500 \mu\text{m}$ in Abhängigkeit von der Sperrschichttemperatur T_j der Leistungshalbleiter, der Kühlkörpertemperatur T_K , der Drahtlänge l sowie vom Bonddrahtmaterial unter der Voraussetzung, dass die maximale Drahttemperatur eine homologe Temperatur von $T_{H, Al} = 50 \%$ bzw. $T_{H, Cu} = 40 \%$ nicht überschreitet. Um die genannte Stromdichte von 1.300 A pro cm^2 auf einen MOSFET mit $5 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$ Kantenlänge zu übertragen, wären bei einer angenommenen Sperrschichttemperatur von $T_j = 175 \text{ }^\circ\text{C}$ und einer Kühlkörpertemperatur von $120 \text{ }^\circ\text{C}$ sowie einer Drahtlänge von etwa 10 mm etwa zwölf Aluminiumdrähte oder sechs Kupferdrähte der Stärke $500 \mu\text{m}$ erforderlich. Die Notwendigkeit der Kontaktierung von zwölf parallelen Drähten mit einem Durchmesser von $500 \mu\text{m}$ auf einem Chip mit fünf Millimetern Kantenlänge würde eine Drahtbondverbindung als Kontaktierungstechnologie ausscheiden lassen. Erst die materialeitige Anpassung und der Einsatz des Werkstoffs Kupfer erweitert das Einsatzspektrum der Drahtbondtechnologie.

Unter Berücksichtigung der in Kapitel 2.1.2 beschriebenen WBG-Halbleiterentwicklungen ist zu erwarten, dass die Herausforderung des Führens großer Ströme in Verbindung mit kleiner werdenden Chipflächen zunehmend an Bedeutung gewinnt. Mit einer kostenintensiven sowie technisch aufwändigen Reduzierung der Kühlkörper- und damit der Substrattemperatur kann dieser Entwicklung nicht entgegengewirkt werden. Dies belegt Bild 11, die für Drahtdurchmesser von $300 \mu\text{m}$ und $500 \mu\text{m}$ den Effekt einer Reduzierung der Kühlkörpertemperatur von $T_K = 120 \text{ }^\circ\text{C}$ auf $T_K = 30 \text{ }^\circ\text{C}$ sowie eines Wechsels des Drahtbondmaterials von Aluminium zu Kupfer aufzeigt. Das Resultat einer

Reduzierung der Kühlkörpertemperatur tritt hinter der positiven Auswirkung einer Erhöhung des Drahtdurchmessers oder einer materialseitigen Anpassung des Bonddrahtes deutlich zurück.

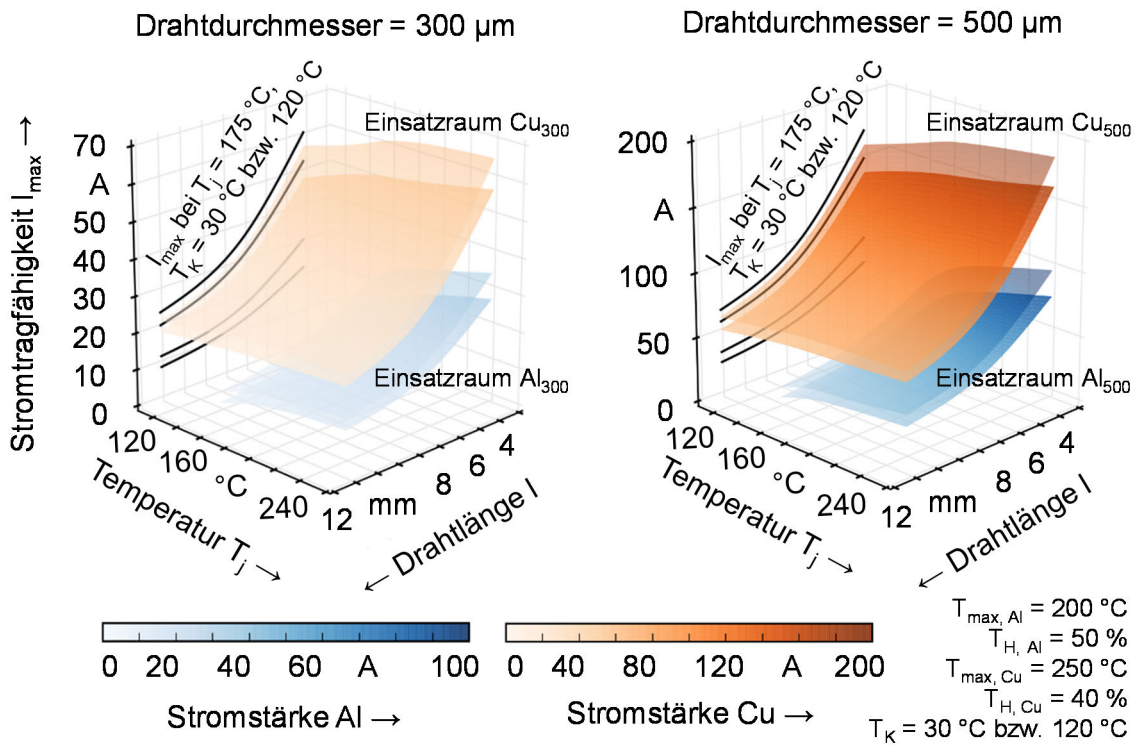


Bild 11: Numerisch-simulativ abgeleiteter Einsatzraum von Drahtbondverbindungen in Abhängigkeit von dem Drahtmaterial

Da eine Vergrößerung des Drahtdurchmessers immer mit einem größeren Kontaktflächenbedarf verbunden ist, kann diese Möglichkeit nur begrenzt genutzt werden. Der Einsatz von 500 µm-Draht anstelle von 300 µm-Draht ergibt eine etwa 2,8-fache Querschnittsfläche, benötigt jedoch eine etwa 1,7-fache Kontaktfläche. Die Stromdichte kann somit lediglich um den Faktor 1,6 erhöht werden, wohingegen ein materialseitiger Wechsel von Aluminium auf Kupfer eine randbedingungsabhängige Erhöhung der Stromdichte um mehr als den Faktor zwei erlaubt. Zudem werden durch den Einsatz von Kupferdrähten erhöhte Sperrschichttemperaturen erschlossen, bei denen aus Gründen der elektrischen, thermischen und mechanischen Belastungen Aluminiumdrähte nicht zuverlässig eingesetzt werden könnten. Eine umfassende Betrachtung zur Bestimmung des elektrisch-thermischen Einsatzpotenzials von Kupfer-Bonddrähten ist in Kapitel 5.3.1 dargestellt.

2.3.3 Zuverlässigkeitsanforderungen an Leistungsmodule und Drahtbondverbindungen

Die typischen Applikationsfelder leistungselektronischer Systeme in langlebigen Investitionsgütern sowie in sicherheitsrelevanten Bereichen erfordern eine

hohe Zuverlässigkeit aller Komponenten, Fügezonen und Materialien. Die halbleiternahen Verbindungstechnologien stehen dabei unter besonderer Belastung, da sie in unmittelbarer Nähe zu einer Wärmequelle eine mechanische Anpassung zwischen Materialien mit unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten schaffen müssen. Dabei auftretende thermomechanische Spannungen führen durch Degradation der unter- und oberseitigen Halbleiteranbindung zum Ausfall des gesamten leistungselektronischen Systems. Eine Erhöhung der Betriebs- und Einsatztemperaturen verschärft dieses Problems. Erfahrungswerte zeigen, dass eine Erhöhung der maximalen Sperrschichttemperatur um 25 °C die durchschnittliche Lebensdauer im Aktivlastwechseltest um etwa den Faktor fünf reduziert [8]. Somit ist bei langfristig realistischen Sperrschichttemperaturen von 225 °C bei WBG-Halbleitern eine etwa 125-fach höhere Lebensdauer der Aufbau- und Verbindungstechnologien im Vergleich zum Einsatz von Si-Halbleitern bei $T_j = 150$ °C notwendig. Nur so kann den aufgrund neuer Einsatzszenarien und neuartiger Halbleitermaterialien gestiegenen Anforderungen Rechnung getragen werden.

Unter Berücksichtigung der in Kapitel 2.3.1 beschriebenen Entwicklungen gerät die oberseitige Drahtbondkontaktierung in den Fokus der Zuverlässigkeitsbetrachtungen. Im Hinblick auf die oberseitige Kontaktierung von Leistungshalbleitern durch Drahtbondverbindungen sind die wesentlichen Versagensmechanismen Abrisse im Übergangsbereich von der Bondstelle in die Drahtbrücke (Heel-cracks) und ein Abheben des Bonds von der Leistungshalbleiteroberfläche (Lift-off) [81]. Heel-cracks werden durch Mikrobewegungen der Drahtverbindungen während der Schaltvorgänge der Halbleiter verursacht. Eine Veränderung der Kornstruktur führt begleitend zu einer Erhöhung der Rauheit und letztlich zu einem Bruch des Drahtes im Heelbereich [82]. Heel-cracks können wirkungsvoll durch geeignete Loopgeometrien unterbunden werden, sodass das Ausfallkriterium in Richtung des zweiten Versagensmechanismus des Lift-offs verschoben werden kann [83]. Dies geht jedoch mit einer Einschränkung der Designfreiheit sowie einer Limitierung hinsichtlich flacher Kontaktierungen einher. Ein materialseitiger Wechsel hin zu mechanisch stabileren Kupferdrähten verspricht eine größere Flexibilität im Hinblick auf die Loopgeometrie ohne Einschränkungen im Hinblick auf die Zuverlässigkeit.

Drahtbond-Lift-offs sind hauptsächlich auf Unterschiede in der thermischen Ausdehnung von Halbleiter und Drahtbondmaterial zurückzuführen. Diese Unterschiede verursachen eine Rissbildung nahe der Fügezone zwischen Draht und Halbleitermetallisierung. Der Einfluss der Drahtverbindungsgeometrie auf die Zyklendifestigkeit zeigt jedoch, dass eine mechanische Komponente das Abheben des Bondfußes begleitet.

Die Zuverlässigkeit von Aluminiumdrähten unter thermischer Last wird nicht nur von der Temperaturspreizung, sondern auch von der Maximaltemperatur beeinflusst. Aluminiumbondverbindungen mit einer höheren maximalen Einsatztemperatur zeigen teilweise eine geringere Abnahme der Scherfestigkeit [84]. Diese Beobachtung wird auf eine signifikante Kornvergröberung und somit auf eine Materialentfestigung verbunden mit einer Erhöhung der Duktilität des Aluminiums zurückgeführt. Vergleichbar mit einem Temperprozess begünstigen höhere Einsatztemperaturen die Zyklen-Festigkeit. Dem entgegen steht insbesondere beim Einsatz von reinem Aluminiumdraht ein Absinken der mechanischen Festigkeit mit steigender Temperatur, weshalb Einsatztemperaturen über 150 °C vielfach vermieden werden [81].

Durch Optimierung der Bondparameter kann die Zuverlässigkeit einer Drahtbondverbindung erhöht werden [85]. Eine durch höhere eingebrachte Ultraschallleistung bedingte feinere Mikrostruktur führt zu einem verzweigteren Risswachstum mit kürzeren Rissen [37]. Dies verlangsamt das Auftreten von Lift-offs, erhöht jedoch die Gefahr von Heel-cracks. Eine signifikante Steigerung der Zuverlässigkeit wird jedoch erst, wie in Kapitel 2.4.1 dargelegt, durch eine materialseitige Anpassung der Drahtbondverbindung ermöglicht.

2.4 Darstellung des Forschungsansatzes zur Erweiterung der Einsatzgrenzen des Drahtbondprozesses

Aluminium kann langfristig die Anforderungen an eine stabile oberseitige Kontaktierung von Leistungshalbleitern nicht erfüllen. Alternative planare Aufbaukonzepte, wie sie in Kapitel 2.2.3 beschrieben sind, stehen aktuell noch am Anfang ihrer Entwicklung und müssen sich insbesondere hinsichtlich ihrer prozessseitigen Serientauglichkeit, ihrer Zuverlässigkeit sowie ihrer kostenseitigen Attraktivität noch beweisen. Aus diesem Grund stellt die material- und prozessseitige Weiterentwicklung des Drahtbondprozesses die vielversprechendste Alternative zur Erweiterung der technologischen Einsatzgrenzen der oberseitigen Halbleiterkontaktierung dar.

2.4.1 Motivation zum Einsatz des Monometallsystems Kupfer

Um höhere Lastströme zu ermöglichen und einen größeren Flächenanteil der Halbleiteroberseite kontaktieren zu können, sind neben dem drahtförmigen Rundquerschnitt auch rechteckige Bändchenquerschnitte verfügbar. Das sogenannte Aluminium-Ribbon-Bonding ermöglicht eine großflächigere Kontaktierung der Leistungshalbleiter bei reduzierter Prozesszeit mit nur geringfügigen anlagenseitigen Anpassungen. Ein typischer 2.000 µm x 200 µm großer Bändchenbond ersetzt im Hinblick auf die Stromtragfähigkeit etwa zwei 500 µm-Drähte [86]. Dabei muss eine Einschränkung der Designfreiheit akzeptiert werden, da lediglich eine gerade Bändchenführung möglich ist. Die

größere Kontaktfläche des Aluminium-Bändchens auf dem Silizium-Chip und die damit verbundene verbesserte Entwärmung führt in Verbindung mit einer höheren Steifigkeit zu einer zwei- bis dreifach höheren Zuverlässigkeit [87]. Um eine deutlichere Steigerung der Zuverlässigkeit in Verbindung mit einer hohen Designflexibilität erzielen zu können, werden im Folgenden Entwicklungen zu angepassten Aluminiumdrähten sowie kombinierten Aluminium-Kupfer-Drähten und Reinkupferdrähten vorgestellt.

Unter der Bezeichnung ALX werden Aluminiumdrahtlegierungen zusammengefasst, die durch den Drahtziehprozess ein wesentlich feineres Korngefüge aufweisen. Zudem wird durch die Zugabe von metallischen Legierungselementen eine Kornvergrößerung bei erhöhten Temperaturen über 150 °C unterbunden und stattdessen eine Aushärtung bei Temperaturen von 300 °C ermöglicht. Nach einem Zeitfenster von etwa 100 bis 200 Minuten wird eine Erhöhung der Reißlast um etwa 50 % bis 100 % erreicht. Dies erfolgt bei einer gleichzeitigen Reduzierung der Bruchdehnung auf etwa 30 %. Während das Bondprozessfenster annähernd gleich bleibt, wird eine Halbierung der Scherfestigkeit erst nach etwa der dreifachen Anzahl aktiver Lastzyklen bei einem Temperaturhub von 120 K im Vergleich zu Reinaluminium-Bonddrähten beobachtet. Bei geringeren Temperaturhuben fällt die Erhöhung der Zyklenfestigkeit noch deutlicher aus [88]. Die daraus abzuleitende Steigerung der Zuverlässigkeit im Feld ist aktuell noch ebenso zu klären wie die Integration der Aushärtezeit in die Prozesskette der Leistungselektronik. [89; 81]

Ein Vergleich der Werkstoffdaten von reinem Aluminium und Kupfer, wie in Tabelle 1 dargestellt, ermöglicht eine realistische Bewertung der Vorteile und Chancen von Kupferdraht gegenüber Aluminiumdraht. Mit einem um knapp 40 % reduzierten elektrischen Widerstand sowie einer um 70 % erhöhten Wärmeleitfähigkeit kann, wie in Kapitel 2.3.2 gezeigt, durch den Einsatz von Kupferdraht eine überlegene elektrische und thermische Leistungsfähigkeit erzielt werden. Diese zeigt sich in einer höheren Strombelastbarkeit pro Draht bei gleichem Durchmesser. Aufgrund einer um 60 % erhöhten Schmelztemperatur kann diese Strombelastung dauerhaft bei höheren Betriebstemperaturen erzielt werden. Gleichzeitig wird mit Kupfer eine verbesserte oberseitige Wärmeabfuhr gewährleistet, womit eine Reduzierung der thermomechanischen Spannungen einhergeht. Eine erhöhte mechanische Festigkeit in Form eines höheren E-Moduls sowie eine größere Härte und eine deutlichere Kaltverfestigung lassen gesteigerte Verbindungsfestigkeiten sowie eine feinere Kornstruktur erwarten.

Uniaxiale isotherme mechanische Belastungszyklen an reinen Aluminium-, Aluminium-Kupfer- und reinen Kupferdrähten weisen auf eine überlegene Zyklenfestigkeit kupferbasierter Drahtmaterialien hin. Dies kann sowohl auf

den höheren E-Modul bzw. das höhere Absorptionsverhalten von Umformenergie als auch auf die überlegene Fähigkeit zum Abbau lokaler Spannungen zurückgeführt werden. Dadurch sind die lokalen Spannungen bei gleicher Verschiebung trotz höherer Kaltverfestigung des Kupferdrahtes geringer. [94]

Tabelle 1: Ausgewählte physikalische Eigenschaften der Materialien Aluminium und Kupfer [90; 91]

Eigenschaften des Reinstoff-Materials	Aluminium	Kupfer
Elektrischer Widerstand in $10^{-8} \Omega \cdot m$	2,7	1,7
Wärmeleitfähigkeit in $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$	235	400
Schmelzpunkt in $^{\circ}C$	660	1.083
E-Modul in GPa	70	130
Streckgrenze in MPa	10 – 30	40 – 80
Härte (Vickers) ^{a)} in MPa	167	369
CTE in $10^{-6} K^{-1}$	23,1	16,5

a) Quelle: www.webelements.com [92; 93]

Begleitet wird dieses Potenzial der mechanisch überlegenen Verbindung von einem geringeren thermischen Ausdehnungskoeffizienten. In Verbindung mit der erhöhten Wärmeleitfähigkeit des Werkstoffs Kupfer und der somit reduzierten Temperatur des Drahtes können geringere thermomechanische Spannungen und daher eine höhere Zyklenfestigkeit erwartet werden [95]. In Verbindung mit der Chance, eine monometallische Kupfer-Kupfer-Fügezone zwischen Halbleiter, Draht und Substrat zu etablieren, liefert dies den primären Grund [96] für die vielfach angedeuteten höhere Zyklenfestigkeit von Kupferdrahtbonds [91]. Daher wird Kupfer als vielversprechende Möglichkeit zur Erweiterung des Einsatzspektrums der Drahtbondtechnologie gesehen, welche in Verbindung mit einer angepassten unterseitigen Halbleiteranbindung auch für WBG-Halbleiter eine großserientaugliche und zuverlässige oberseitige Verbindungstechnologie darstellt.

Durch die Kombination einer Seele aus einem Material hoher Festigkeit und geringer Neigung zur Entfestigung mit einem Mantel aus einem gut schweißbaren Material ermöglichen Manteldrähte einen konventionell bondbaren Draht [89]. Neben einer proportional zum Kupfer-Aluminium-Verhältnis gestiegenen Stromtragfähigkeit kann hierbei auch eine erhöhte Zuverlässigkeit nachgewiesen werden [97]. Während reine Aluminium-Drähte des Typs 5N-H11 in passiven Temperaturschocktests bei $-55^{\circ}C$ / $+150^{\circ}C$ den ersten Ausfall nach 300 Zyklen aufweisen, können mit Kupfer-Aluminium-Manteldrähten CucoreAl 40/60 über 1.400 Zyklen erzielt werden [82]. Die Kornstruktur

und die Härte des Manteldrahtes beeinflussen dabei ebenso wie der Sperrschicht-Temperaturhub im Aktivlastwechsel den Zugewinn an Zyklfestigkeit. Mit einem ΔT von 110 K sowie einem ΔT von 135 K bei einer Kühlwassertemperatur von $T_{\min} = 40^\circ\text{C}$ kann eine um den Faktor drei bis acht erhöhte Zyklfestigkeit nachgewiesen werden, wobei der Zugewinn bei größeren Temperaturwechseln sowie bei weicherem, für IGBT-Chips geeignetem Mantelmaterial abnimmt [95]. Hinsichtlich des Versagensmechanismus weist der Manteldraht ein ähnliches Bruch- und Risswachstumsverhalten wie ein reiner Aluminiumdraht auf. Das Risswachstum bildet sich entlang feiner Körner aus [97].

Langfristig erwarten [98] und [99], dass das Kupfer-Drahtbonden, nach einer Übergangszeit des Aluminium-Kupfer-Manteldrahtbondens, eine sich durchsetzende Top-Level-Interconnect-Technologie sein wird. Nach Bewältigung der bestehenden Herausforderungen wird Kupfer-Drahtbonden einen wachsenden Anteil an den Kontaktierungstechnologien in der Leistungselektronik haben. Dabei sind auch Ansätze des Bändchenbondens von Aluminium-Kupfer-Bändchen und reinen Kupferbändchen, wie sie in [100] beschreiben werden, berücksichtigt. Unterstützt wird diese technologische Einschätzung durch die in Bild 12 dargestellte Prognose, wonach ein Anstieg des Anteils von Kupferdraht auf etwa 20 % bis zum Jahr 2020 erwartet wird. Weitere 20 % werden anderen Technologien zugeschrieben wie den in Kapitel 2.2.3 beschriebenen folienbasierten Sinterkontakten, dem Bändchenbonden sowie neuen alternativen Bondmaterialien.

Fertigungsseitig stellen die höhere Streckgrenze, die höhere Kaltverfestigung und die größere Härte von Kupfer im Vergleich zu Aluminium signifikant höhere Anforderungen an die Prozessführung, die zu bondenden Oberflächen und die Anlage. Im folgenden Kapitel werden daher die prozessbestimmenden Einflussfaktoren des Kupfer-Drahtbondens sowie die sich daraus ergebenden Implikationen dargestellt.

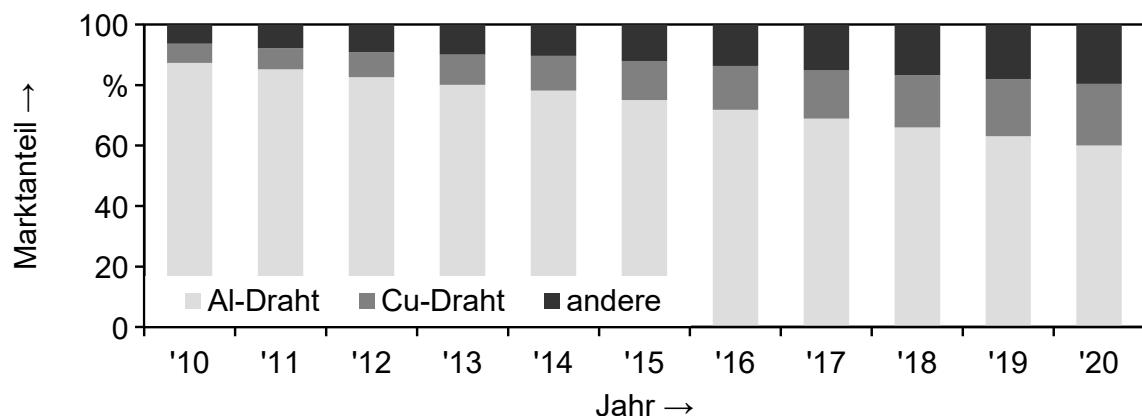


Bild 12: Prognostizierte Entwicklung des Marktanteils von Kupfer-Drahtbondverbindungen und alternativen Top-Level-Interconnect-Technologien [11]

2.4.2 Darstellung der prozessbestimmenden Einflussfaktoren

Zur Sammlung und Klassifizierung der prozessbestimmenden Einflussfaktoren dient ein Ursache-Wirkungs-Diagramm nach der 5M-Methode entsprechend Bild 13. Auf dessen Basis können zu untersuchende Steuergrößen von konstant zu haltenden Störgrößen getrennt werden. Anhand dieser Systematik können zudem statistische Versuchspläne zielgrößenorientiert aufgestellt werden.

Trotz des hohen Automatisierungsgrades des Bondprozesses sind subjektive Einflüsse auf die Qualität der Bondverbindungen durch den Anlagenbediener sowie die Qualität und Einhaltung der dahinterliegenden Arbeitsanweisungen nicht zu vernachlässigen. Um die notwendige Sorgfalt bei Werkzeug-, Material- und Produktwechsel hinsichtlich Kalibrierung und Rüstung sicherzustellen, ist ein hinreichendes Prozessverständnis notwendig. Dieses Know-how kommt insbesondere beim Auftreten von Fehlern und Störungen sowie bei der Interpretation der Qualitätsindikatoren wie Bruchcodes oder Ausfallkriterien zum Tragen. Darüber hinaus können mögliche Prozessschwierigkeiten bereits im Vorfeld durch eine abgestimmte Auslegung des Bondlayouts zwischen Produkt- und Prozessentwicklung vermieden werden.

In unmittelbarem Zusammenhang mit der Leistungsfähigkeit des Bondprozesses steht die Anlage selbst. Aufgrund des kontinuierlichen Verschleißes insbesondere an Tool, Drahtführung, Messer und Drahtschlauch treten prozesseitig Schwankungen auf. Diese müssen durch eine robuste Prozessauslegung sowie eine bedarfsorientierte Wartung kompensiert werden. Gleiches gilt für die den Schwingungen und Vibrationen entgegenwirkende Werkstückaufnahme. Auch anlagenseitig ist auf eine möglichst geringe Verunreinigung zu achten.

Das Milieu beeinflusst den Bondprozess während der Fertigung sowie den Bondkontakt während des Betriebs. Bei der Fertigung stellt das Drahtbonden hohe Anforderungen an Temperatur, Feuchte und Sauberkeit der Produktionsumgebung. Darüber hinaus bedingen Vorprozesse wie Löt- und Reinigungsschritte die Qualität der Verbindung ebenso wie die nachgelagerten Fertigungsschritte der Verkapselung und der Montage. Während des Betriebs des Leistungsmoduls hat die Einsatzumgebung den wesentlichsten Einfluss auf die Lebensdauer der Bondkontakte. Diese erfahren durch elektrische, thermische und atmosphärische Belastungen eine kontinuierliche Degradation. Die Auslegung der Bondkontakte ist daher auf Basis des Prozess- und Produktverständnisses an die Betriebsdauer und die Einsatzszenarien des Produktes anzupassen.

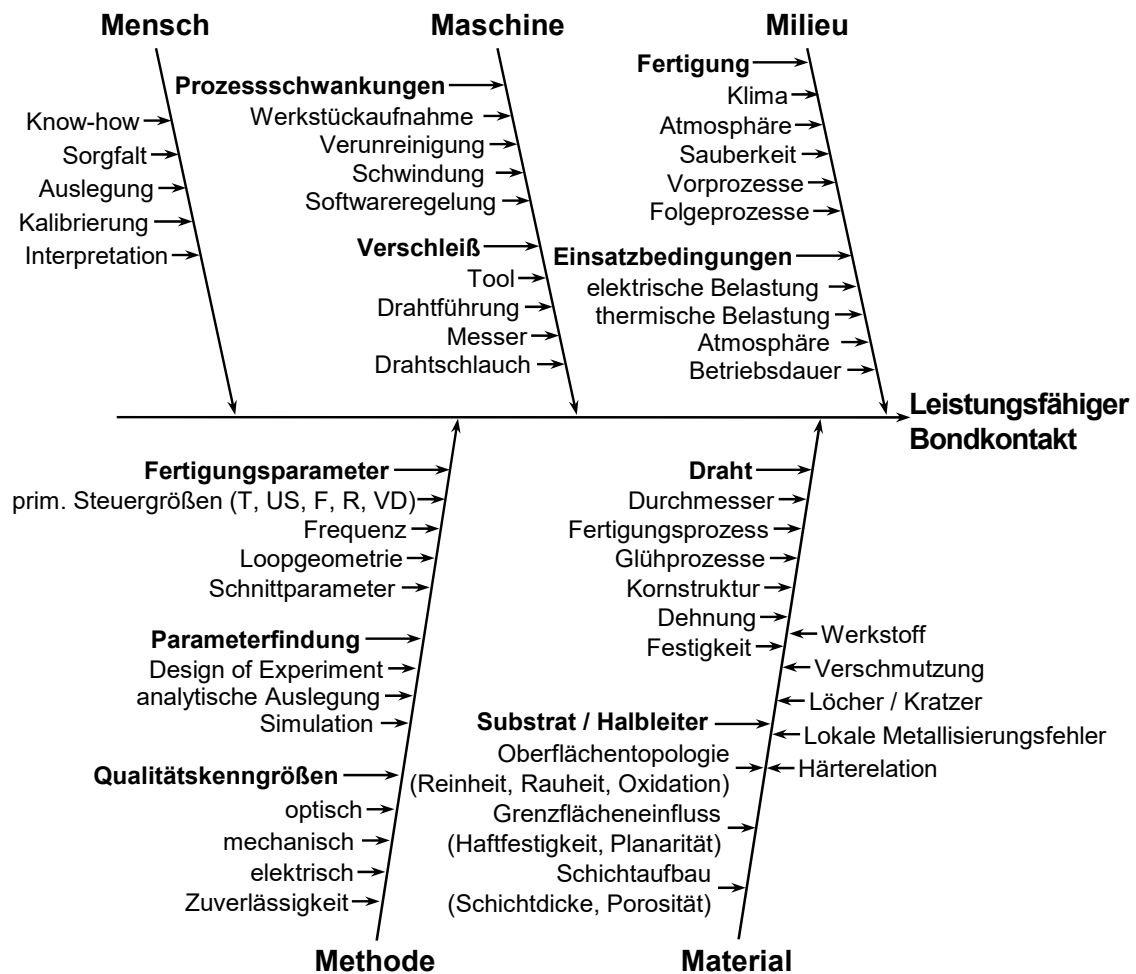


Bild 13: Prozessmodell des Kupfer-Dickdrahtbondprozesses

In engem Zusammenhang mit dem Einflussfaktor Mensch steht die Methode zur Findung und Festlegung der Prozess- bzw. Fertigungsparameter. Es werden Steuergrößen wie Bondzeit, Ultraschallleistung, Bondkraft sowie die Frequenz vorgegeben. Loop- und Schnittparameter bestimmen darüber hinaus die Prozessqualität und die Belastbarkeit des Bondkontaktes. Üblich ist das Aufstellen statistischer Prozessmodelle zur Ableitung der Fertigungsparameter. Analytische Auslegungen werden zur Abschätzung der Stromtragfähigkeit genutzt und von einer simulativen Absicherung der elektrischen und thermischen Baugruppeneigenschaften begleitet. Bei Prozessauslegung und fertigungsbegleitender Prozessevaluation kommt der Definition der Qualitätskenngrößen eine hohe Bedeutung zu. Optische, mechanische und elektrische Akzeptanzkriterien sollten in engem Zusammenhang zu den einsatzbedingten Anforderungen an die Prozess- und Produktzuverlässigkeit stehen.

Zuletzt kommt dem Material und den Eigenschaften der beiden Fügepartner Draht und Metallisierung insbesondere vor dem Hintergrund der Erweiterung des Einsatzspektrums der Drahtbondtechnologie eine essentielle Bedeutung zu. Für beide Fügepartner gilt, dass die Art des Werkstoffes, dessen Reinheit, Sauberkeit bzw. mögliche Fehlstellen und die Härterelation zueinander die Leistungsfähigkeit des Bondkontaktes bestimmen. Drahtseitig bestimmt zudem der Durchmesser sowie die Fertigung des Drahtes seine Einsatzfähigkeit. Die Kombination aus Zieh- und Glühprozessen bestimmt in Abhängigkeit von Material und Reinheit die Festigkeit, das Dehnungsvermögen sowie die Härte des Drahtes. Der substrat- oder halbleiterseitigen Fügepartner kann durch seine Oberflächentopologie, seinen Grenzflächeneinfluss und seinen Schichtaufbau charakterisiert werden. Der Bondprozess selbst ist auf diese Eigenschaften in Abhängigkeit vom Drahtmaterial abzustimmen, um einen leistungsfähigen Bondkontakt zu generieren.

2.4.3 Wissenschaftliche Aufgabenstellung und Forschungsansatz

Hinsichtlich der Anforderungen an Leistungsdichte und Lebensdauer in harscher Umgebung liegt eine elektrisch-thermische sowie eine mechanische Limitierung der Leistungsmodule durch den Aluminiumdraht vor. Entsprechend der Darstellungen in Kapitel 2.3 bilden Aluminium-Bondkontakte einen Engpass in der leistungselektronischen Aufbau- und Verbindungstechnik. Die durch den Stromfluss entstehende Erwärmung kann von Aluminiumdrähten weder abgeführt noch ertragen werden und zieht aufgrund einer nicht aufeinander abgestimmten Materialmatrix erhebliche thermomechanische Spannungen nach sich, welche einen Ausfall des Moduls zur Folge haben. Eine werkstoffseitige Anpassung des Drahtbondprozesses an das Material Kupfer bietet die Chance, diese Limitierungen durch die Realisierung eines Monomaterialsystems signifikant zu reduzieren.

Gleichzeitig bietet der Kupfer-Bondprozess die Möglichkeit einer variablen Layout-Gestaltung, wie diese vom Aluminium-Bondprozess bekannt ist. Jedoch wird das Potenzial zur kundenindividuellen Flexibilisierung der Leistungselektronikfertigung aktuell nicht genutzt, da es an Konzepten und Erfahrungen zur zuverlässigen Kontaktierung additiv aufgebauter Schichten mangelt. Aus diesem Grund können die Möglichkeiten der aktuellen Entwicklungen im Bereich generativer Verfahren noch nicht genutzt werden. Eine starre, rein zweidimensionale Design- und Fertigungsphilosophie steht der Integration der Leistungselektronik in flexible und individuelle Bauräume und Module entgegen. Als Brücke zwischen der Signal- und Leistungselektronik kann das Drahtbonds die notwendige Flexibilität zukünftiger Fertigungskonzepte sicherstellen.

Unter Berücksichtigung der genannten Randbedingungen ist das Ziel der vorliegenden Arbeit die Qualifizierung der Kupfer-Drahtbondtechnologie für integrierte Leistungsmodule in harschen Umgebungsbedingungen. Der Aufbau der Arbeit sowie die Schwerpunkte eines jeden Kapitels sind in Bild 14 dargestellt.

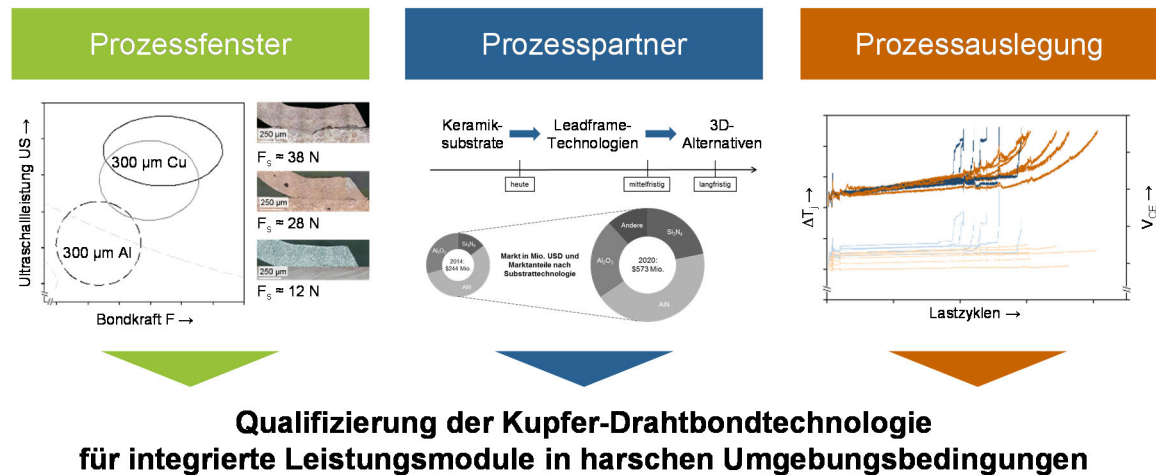


Bild 14: Aufbau und Zielstellung der vorliegenden Arbeit

Zur Aufhebung der bestehenden Einschränkungen und zur fertigungsseitigen Nutzung des werkstofflichen Potenzials müssen zunächst die prozessgetriebenen Einflussfaktoren und Wechselwirkungen sowie die Grenzen des Kupfer-Drahtbondens dargestellt werden. In diesem Kontext stellt Kapitel 3 statistische Methoden zur Ableitung prozesssicherer Verarbeitungsfenster vor, anhand derer die Einflussgrößen und Abhängigkeiten vom Kupfer-Bondprozess beurteilt werden können. Kapitel 4 widmet sich dem Einfluss des Fügepartners auf den Bondprozess und der Übertragbarkeit der statistisch abgeleiteten Prozessfenster auf alternative Substratmaterialien, aktive Bauelemente und additiv gefertigte Strukturen. Kapitel 5 behandelt abschließend Methoden und Technologien zur Evaluierung und Etablierung des Kupfer-Bondprozesses hinsichtlich der Prozess- sowie der Produktzuverlässigkeit und zeigt Strategien zur Auslegung von Kupfer-Drahtbondverbindungen auf.

3 Statistische Methoden zur Ableitung prozesssicherer Verarbeitungsfenster

Die statistische Versuchsplanung (design of experiments DoE) ist eine effektive und effiziente Methode zur Analyse und Optimierung von Fertigungsprozessen. Versuchsreihen können zielgerichtet geplant und ausgewertet werden, sodass eine höhere Aussagekraft hinsichtlich Faktoren, Effekte, Wechselwirkungen und Abhängigkeiten getroffen werden kann, als dies nach klassischen Ein-Faktor-Methoden (one-factor-at-a-time) möglich wäre. Ziel der Versuchsplanung ist die Bestimmung der Reaktion eines Systems auf die Variation von Steuergrößen unter Berücksichtigung und Minimierung des Störgrößeneinflusses. [101; 102]

Diese Methodik soll genutzt werden, um ausgehend von den dargestellten Steuer- und Zielgrößen Prozessfenster für die Verarbeitung von Kupferdrähten im Bondprozess abzuleiten und die prozessbestimmenden Einflussgrößen und deren Abhängigkeiten herauszuarbeiten. Anschließend wird die Skalierbarkeit der Prozessfenster im Hinblick auf leistungselektronisch relevante Drahtdurchmesser vergleichend analysiert. Diese Analysen bilden die Grundlage, um abschließend Modifikationen hinsichtlich der Gewichtung von Qualitätskenngrößen, der Adaption der Methodik sowie der Anpassung der Prozessfenster selbst ableiten zu können.

3.1 Aufstellung und Beurteilung eines Kupfer-Bondprozessfensters

Ausgehend von den in Kapitel 2.2.2 beschriebenen anlagenseitigen Einflussgrößen auf die Verbindungsbildung beim Drahtbondprozess und den in Kapitel 2.4.2 identifizierten Steuergrößen werden die für die Untersuchungen relevanten Maschinenparameter hinsichtlich ihrer Signifikanz untersucht. Um die durch eine zu hohe Faktorenzahl bedingte Fehleranfälligkeit der Versuchsdurchführung gering zu halten, werden die Untersuchungen in einzelne Versuchsreihen nach anlagenseitigen sowie nach geometrischen Einflussparametern unterteilt [101]. Darüber hinaus werden optische, mechanische und elektrische Qualitätskenngrößen zur Beurteilung der Prozessfenster aufgezeigt. Soweit nicht anders angegeben, wird für alle Untersuchungen ein halbautomatisches Tischbondgerät genutzt. Der eingesetzte Bondkopf ist für Aluminiumdraht der Stärke 100 μm bis 500 μm spezifiziert und nutzt eine feste Bondfrequenz von 60 kHz. Diese hat sich im Bereich des Dickdrahtbondens als bevorzugter Kompromiss zwischen hohen Frequenzen, die eine raschere Verschweißung sowie die Kontaktierung sensitiver Oberflächen begünstigen, sowie einer niedrigen Frequenz, die ein größeres Prozessfenster sowie die Kontaktierung rauherer Oberflächen unterstützt, etabliert [103].

3.1.1 Anlagenseitige Parameter der Verbindungsbildung

Anlagenseitig stehen zur Beeinflussung der Verbindungsbildung ein weggesteuerter Parameter zur Bestimmung der Vordeformation VD sowie die Parameter Bondzeit T, Ultraschallleistung US und Bondkraft F zu Beginn und Ende des Bondvorgangs zur Verfügung. Das Verhältnis der Bondkraft zu Beginn des Schweißvorgangs zur Bondkraft am Ende des Schweißvorgangs wird als Kraftrampe R bezeichnet. Die Ausgangsspannung des Ultraschallgenerators wird über einen digit-Wert in 2^8 Schritten vorgegeben und definiert so annähernd linear die Ultraschallleistung US. Über die zwei Stufen „low“ und „high“ eines Leistungsschalters kann die maximale Ausgangsspannung verdoppelt werden. Um eine Vergleichbarkeit über beide Bereiche hinweg zu ermöglichen, wird die US-Leistung einheitlich in digit angegeben, wobei alle Werte auf den Leistungsbereich des Standard-US-Generators im Nutzungsbereich „low“ normiert werden. Ein nichtlinearer Zusammenhang zwischen diesen anlagenseitigen Steuergrößen und den Zielgrößen hinsichtlich mechanischer Festigkeit und Prozessstabilität wird in der Literatur [39; 42] beschrieben und durch eigene Untersuchungen [104] bestätigt. Bild 15 stellt diese Abhängigkeiten beim Einsatz von Kupferdraht anhand des Haupteffektdiagramms für Pull- und Scherkraft dar. Aus diesem sind die quadratischen Abhängigkeiten ebenfalls deutlich abzulesen. Die Werte basieren auf dem in Tabelle 2 in Kapitel 3.2.1 detailliert beschriebenen wirkflächenbasierten, fünfstufigen Versuchsplan.

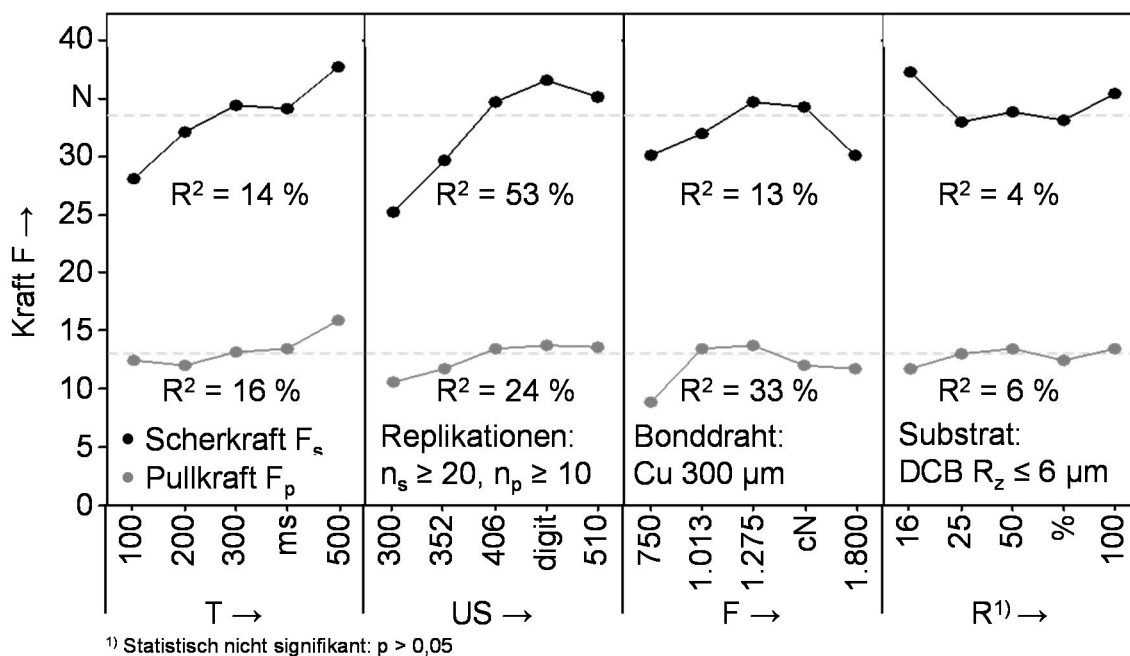


Bild 15: Haupteffektdiagramm von Pull- und Scherkraft im Kupfer-Bondprozess

Der Einfluss der Krafterampe weist einen p-Wert oberhalb von 0,05 auf und wird daher in den vorliegenden Untersuchungen im Verhältnis zu den weiteren verbindungsbildenden Parametern als statistisch nicht signifikant eingestuft. Je nach Zielgröße sind Ultraschallleistung oder Bondkraft mit dem jeweils höchsten Bestimmtheitsmaß R^2 der dominierende Einflussfaktor in Bezug auf die mechanische Festigkeit. Die Bondzeit bewirkt insbesondere nach unten eine Limitierung der Scherkraft und kann nicht im gleichen Maße reduziert werden, wie dies beim Aluminium-Drahtbonds möglich ist. Vergleichbares gilt für die Vordeformation. Um einen ausreichenden Kraftschluss zwischen dem festeren und härteren Drahtmaterial und dem Substrat zur Einkopplung von höheren US-Leistungen sicherzustellen und somit eine optimale Reinigungsphase zu ermöglichen, ist die Vordeformation in Abhängigkeit von der Härterelation zwischen Draht und Substrat zu optimieren [105]. Andernfalls erfolgt ein bloßes Abgleiten der Fügepartner aneinander.

Zudem wird die Höhe der Scherkraft zwischen erster und zweiter Bondstelle bei identischen Parametern untersucht. Die konstant und statistisch signifikant höhere Scherkraft an der zweiten Bondstelle kann auf die bessere Führung des Drahtes nach seiner erfolgten Verschweißung an der ersten Bondstelle zurückgeführt werden. Es entfällt an der zweiten Bondstelle das Risiko eines schwingungsinduzierten Zurückgleitens des Drahtes während der Reinigungsphase, welches in der vorliegenden Anlagenkonfiguration statistisch verteilt an der ersten Bondstelle beobachtet wird. Die mechanisch unzureichende Klemmung des Kupferdrahtes durch den Bremsfinger birgt das Risiko eines teilweisen Zurückgleitens des offenen Drahtendes an der ersten Bondstelle. Anlagenseitige Modifikationen zur Reduzierung dieses Phänomens werden in Kapitel 5.1.1 vorgestellt.

3.1.2 Geometrische Einflussparameter

Die geometrische Gestaltung der Drahtbrücke unterliegt Restriktionen, die sich aus dem Design sowie thermischen und elektrischen Anforderungen ergeben, und hat einen direkten Einfluss auf Prozess und Zuverlässigkeit. In Bild 16 sind die geometrischen Maße Loophöhe a , Stichtlänge b und Abstands zwischen Source-Bond und Scheitelpunkt der Drahtbrücke c sowie die daraus abgeleiteten Kenngrößen Aspektverhältnis und Bondsymmetrie zur Beschreibung der Drahtbrücken aufgetragen.

Mit zunehmender Drahtlänge sinkt die Stromtragfähigkeit aufgrund schlechterer Entwärmung. In Verbindung mit dem Wunsch nach flachen Modulaufbauten ist eine geringe Loophöhe a sowie ein kurzer Abstand zwischen erster und zweiter Bondstelle (Stichtlänge) b daher vorteilhaft. Andererseits weist die Literatur auf eine erhöhte Zuverlässigkeit von Aluminium-Drahtbondverbindungen mit zunehmendem Aspektverhältnis a / b in Verbindung mit einer Verschiebung des Ausfallkriteriums von Heel-cracks zu Lift-offs hin [72]. Die

durch thermische Veränderungen induzierte mechanische Belastung im Heelbereich kann durch die steilere Geometrie insbesondere besser ertragen werden, da es zu geringerer plastischer Dehnung im Hellbereich der Drahtbrücke kommt [106].

Darüber hinaus unterliegen Stitchlänge und Loophöhe vielfach Vorgaben, die sich aus dem Moduldesign hinsichtlich der Platzierung der Halbleiter, des Substratlayouts und der vorhandenen Höhenniveaus ableiten. Aufgrund der höheren Steifigkeit des Kupferdrahtes ergeben sich hieraus zusätzliche Anforderungen an die Anlage und den Prozess.

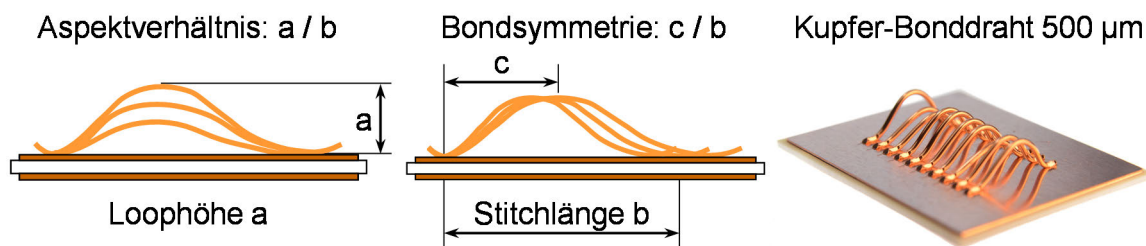


Bild 16: Geometrische Kenngrößen zur Beschreibung von Drahtbrücken

Sowohl in der Literatur [107] als auch in eigenen Untersuchungen kann kein signifikanter Zusammenhang zwischen der Loopgeometrie und der erzielbaren mechanischen Festigkeit der Bondverbindung ermittelt werden. Lediglich das Aspektverhältnis a/b zeigt bei einer akzeptierten Irrtumswahrscheinlichkeit von $\alpha = 5\%$ im Hinblick auf die korrigierte Pullkraft eine statistisch signifikante negative Korrelation.

In Abhängigkeit von dem Drahtdurchmesser zeigt sich jedoch ein wesentlicher Zusammenhang zwischen Loopgeometrie und Prozessstabilität: Mit steigendem Drahtdurchmesser reduziert sich die Möglichkeit des Bondens kurzer Stitchlängen sowie geringer Aspektverhältnisse, da der Draht keine ausreichende mechanische Führung erfährt und die Ausformung des Bondloops unterbleibt. Dieser Effekt tritt bei Kettenbonds, die erst nach mehreren Bondloops getrennt werden, nochmals deutlicher auf. Vergleichbare Beobachtungen zeigen sich auch, wie in Bild 16 rechts zu sehen ist, bei fortgeschrittenem Verschleiß der Drahtführung. Trotz unveränderter Bond- und Loopparameter unterliegt die Geometrie erheblichen Schwankungen. Um diesen Einfluss im Rahmen der nachfolgenden, auf den Fügeprozess fokussierten Untersuchungen zu minimieren, wird ein Bondfußabstand von $3,5\text{ mm}$, 6 mm und 8 mm für die Drahtstärken $150\ \mu\text{m}$, $300\ \mu\text{m}$ und $500\ \mu\text{m}$ gewählt. Das Aspektverhältnis beträgt jeweils $0,4$. Die Bondsymmetrie, die das Verhältnis des Abstands zwischen Source-Bond und Scheitelpunkt der Drahtbrücke c zur Stitchlänge b beschreibt, liegt variabel zwischen $0,4$ und $0,5$. Anlagenseitige Anpassungen zur Reduzierung dieser Einschränkungen werden in Kapitel 5.1.1 beschrieben.

3.1.3 Optische, mechanische und elektrische Qualitätskenngrößen

Zur Beurteilung der Fertigungsqualität können im Bereich des Dünndrahtbondens institutionelle Richtlinien wie der MIL-STD-883J-Standard [108], der ASTM-Standard [109; 110; 111] oder branchenspezifische Empfehlungen wie die AEC-Q101-003 [112] und die JEDEC JESD22-B116A [113] herangezogen werden. Genormte Prüfvorschriften für Drahtbonds mit einem Durchmesser über 75 µm liegen nicht vor, sodass für Aluminium-Dickdrahtbonds typischerweise unternehmensinterne Richtlinien, veröffentlichte Empfehlungen von Instituten [114] oder Merkblätter von Verbänden [115] die Beurteilungsbasis bilden. Für den Einsatz des Werkstoffs Kupfer liegen weder im Dünndrahtbereich noch im Dickdrahtbereich allgemein akzeptierte Standards vor. Aus diesem Grund bilden die Empfehlungen für Aluminium-Dickdraht die Basis für die optische und mechanische Beurteilung der qualitätsgerechten Herstellung von Kupfer-US-Wedge/Wedge-Drahtbondverbindungen. Die Anpassung dieser Qualitätskenngrößen an den Kupfer-Dickdrahtbondprozess wird in Kapitel 3.4.1 näher diskutiert.

Neben der Beurteilung der Loopform hinsichtlich der Gleichmäßigkeit der Loopausbildung, eines möglichen Abknickens oder eines Umbiegens (wire sweep) bietet insbesondere die Kontrolle der Wedgedeformation sowie der Wedgeaufweitung ein gängiges Kriterium zur Beurteilung der Bondqualität. Während im Dünndrahtbereich ein Wedgeverhältnis von maximaler Wedgebreite zu Drahtdurchmesser von $W_r \leq 3,0$ [108] bis $W_r \leq 2,2$ [115] empfohlen wird, liegt die akzeptierte Aufweitung beim Aluminium-Dickdrahtbonden im Bereich $W_r \leq 1,6$ [114].

Die optische Analyse dient der Beurteilung der Substratoberfläche, um Kontaminationen, Riefen, Unregelmäßigkeiten und Fehlstellen auf der Oberseite zu identifizieren. Zudem ist im Anschluss an mechanisch zerstörende Qualitätsanalysen die optische Kontrolle zur Beurteilung des Bruchcodes obligatorisch.

Zerstörende und nichtzerstörende Pulltests, bei denen unter Zuhilfenahme eines Hakens Kraft auf den Bonddraht ausgeübt wird, spielen bei Aluminium-Dickdrahtbondverbindungen eine untergeordnete Rolle. Aufgrund der verhältnismäßig geringen Festigkeit des Aluminiumdrahtes reißt dieser, außer bei groben Prozessfehlern, reproduzierbar am Ansatzpunkt des Hakens. Somit kann lediglich ein Mindestakzeptanzkriterium der Fertigungsqualität im Verhältnis zur Reißlast des Drahtes bestimmt werden. Eine feinere Auflösung der Fertigungsqualität sowie eine direkte Beurteilung der Fügezone (Interface) sind nicht möglich. Schädigungen des Heelbereiches können dagegen aufgedeckt werden [37].

Aufgrund der signifikant höheren Festigkeit des Kupferdrahtes im Gegensatz zum Aluminiumdraht und der bisher ungeklärten Beurteilung der Bruchbilder bzw. Bruchcodes wird für Kupfer-Dickdrahtbonds eine durchgängige Bewertung der mechanischen Festigkeit ebenfalls anhand von Pulltests angewandt. Um eine geometrieunabhängige Vergleichbarkeit der Pullmesswerte zu erzielen, ist in Bild 17 sowie Formel (2) und (3) die Bestimmung eines Korrekturfaktors dargestellt [115].

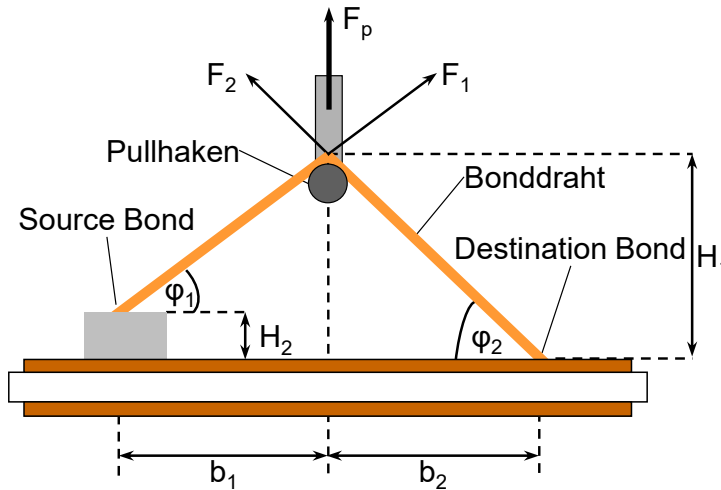


Bild 17: Geometrische Kenngrößen bei Pulltests

Neben der unterschiedlichen Höhe der Bondstelle muss die Position des Pullhakens zwischen beiden Bondstellen berücksichtigt werden. Die Bestimmung der geometrischen Größen hat unmittelbar vor dem Riss des Drahtes zu erfolgen und kann bei stark unterschiedlichen Winkeln weiter optimiert werden [116]. Unter Berücksichtigung der Korrekturfaktoren K_1 und K_2

$$K_1 = \frac{1}{e^{\mu(\varphi_1 + \varphi_2 - (\text{sgn}(2\varphi_1 - \varphi_2) + 1)(2\varphi_1 - \varphi_2))} \sin \varphi_2 + \sin \varphi_1} \quad (2)$$

$$K_2 = \frac{1}{e^{-\mu(\varphi_1 + \varphi_2 - (\text{sgn}(2\varphi_1 - \varphi_2) + 1)(2\varphi_1 - 2))} \sin \varphi_1 + \sin \varphi_2} \quad (3)$$

kann in Abhängigkeit des Verhältnisses der Winkel φ_1 und φ_2 und unter Beachtung eines Vorfaktors von $\mu = 0,3$ die korrigierte Pullkraft für ein Versagen am Source- oder Destination-Bond nach Formel (4) bestimmt werden.

$$F_{1/2} = F \cdot K_{1/2} \text{ für } \varphi_1 \leq \varphi_2 \text{ bzw. } F_{1/2} = F \cdot K_{1/2} \text{ für } \varphi_1 \geq \varphi_2 \quad (4)$$

Um eine aussagekräftige Beurteilung der Fertigungsqualität zu ermöglichen, muss zudem der Bruchcode beispielsweise anhand der in Bild 18 dargestellten Methodik aufgenommen werden. Dabei wird zwischen Ausrissen aus der Metallisierung oder dem darunterliegenden Halbleiter (Cratering), Lift-off, Heel-cracks sowie einem heelnahen und einem zentralen Drahttriss unterschieden.

Um die Vergleichbarkeit der Pullkräfte sicherstellen zu können, werden ausschließlich korrigierte Pullkräfte angegeben. Die Pullgeschwindigkeit beträgt über alle Messungen hinweg $300 \mu\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$. Die Pullhakengröße beträgt $500 \mu\text{m}$ bzw. $1.000 \mu\text{m}$ für Drähte des Durchmessers $150 \mu\text{m}$ bzw. $300 \mu\text{m}$.

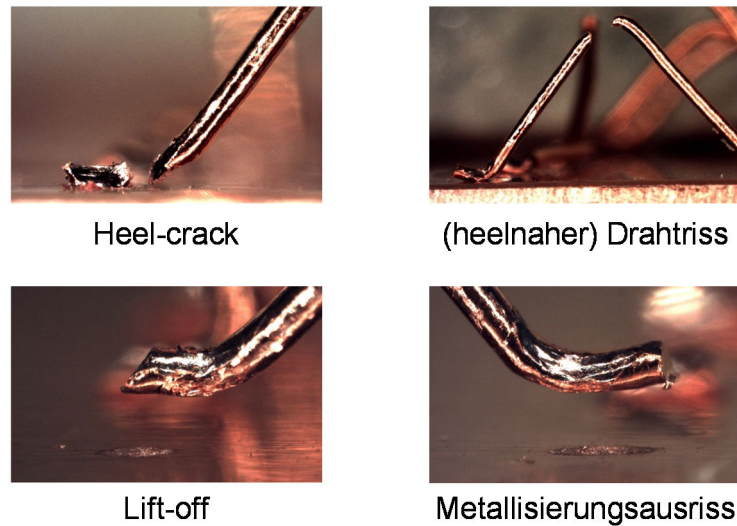


Bild 18: Beurteilung der Bruchcodes im Pulltest

Eine direkte Beurteilung der Festigkeiten des Interfaces wird durch die Auswertung von Schertests ermöglicht. Potenziell auftretende kritische Heel-Schädigungen bleiben dagegen unerkannt. Der Schertest stellt die gängigste Form der mechanisch zerstörenden Qualitätsprüfung bei Dickdraht-Bondverbindungen dar. Eine Bondstelle wird, entsprechend der Darstellung in Bild 19, durch einen Schermeißel auf einer Höhe von 10 % des Drahtdurchmessers seitlich parallel abgeschert. Der Schermeißel muss mindestens die 1,2-fache Breite der Bondfußlänge aufweisen, um Kerbwirkungen zu vermeiden [115]. Die Schergeschwindigkeit beträgt über alle Messungen hinweg $300 \mu\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$.

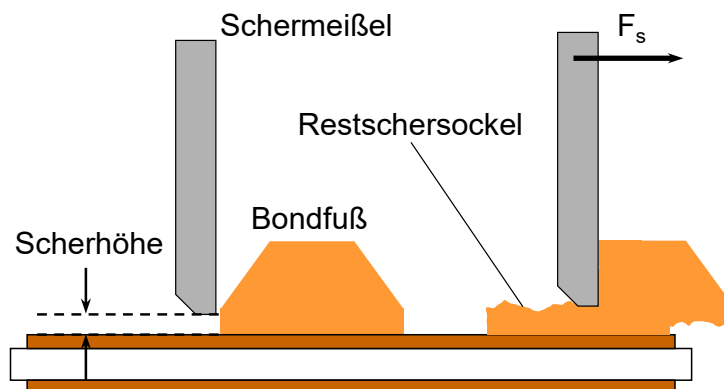


Bild 19: Schematische Darstellung des Schertests

Neben der maximalen Scherkraft dient der Bruchcode entsprechend der in Bild 20 dargestellten Kategorisierung zur Beurteilung der Fügequalität. Es wird in Anlehnung an die Bruchbilder des Pulltests zwischen Ausrissen aus der Metallisierung oder dem darunterliegenden Halbleiter (Cratering), Lift-off sowie der Größe des nach dem Durchschneiden zurückbleibenden Restschersockels unterschieden. Für Aluminiumdraht wird eine Durchschneidung des Bondfußes mit einem zurückbleibenden Restschersockel von über 50 % der ursprünglichen Fügefläche angestrebt [114]. Die notwendige Anpassung der Beurteilung der Bruchbilder von Kupferdrähten in Pull- und Schertests an die veränderten Werkstoffeigenschaften unter Berücksichtigung des Substrates wird in Kapitel 3.4.1 erörtert.

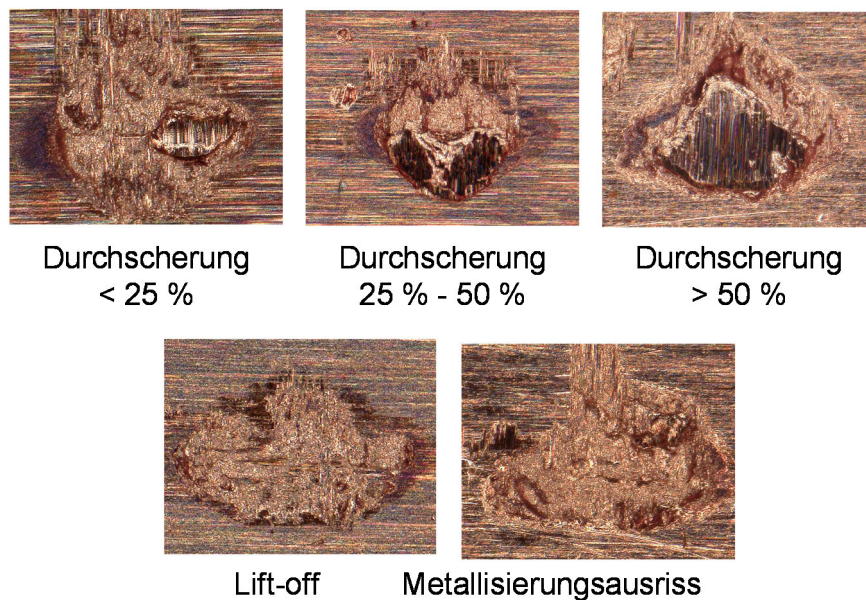


Bild 20: Beurteilung der Bruchcodes im Schertest

Pull- und Schertests werden an einem Tester mit einer spezifizierten Messgenauigkeit von 0,1 % durchgeführt. Alle im Rahmen der Arbeit dargestellten Schertests werden, sofern nicht anderweitig gekennzeichnet, am zweiten Bondfuß durchgeführt. Als Halbleiterkontakt erfährt dieser in der Praxis die höheren thermomechanischen Belastungen. Bei speziellen Fragestellungen zur mechanischen Festigkeit können zudem Tweezer- und Peeltests zum Einsatz kommen [39]. Der Tweezertest verwendet nach dem Auftrennen der Drahtbrücke einen Mikrogreifer zur individuellen Prüfung beider Bondstellen durch vertikale Zugbelastung. Beim Peeltest ist ebenfalls das Greifen eines offenen Drahtendes notwendig, jedoch erfolgt anschließend ein vertikales Verfahren des Probestisches, so dass es zu einer Schälbelastung kommt. Die Ergebnisse aller mechanischer Analysen dienen als Indiz für die Zuverlässigkeit der Drahtbondkontaktierung.

Im Gegensatz zu Kabeln [117] und Leiterbahnen [118] liegen keine allgemein anerkannten Normen zur elektrisch-thermischen Auslegung von Dickdraht-Bondverbindungen vor. Zur Beurteilung der elektrischen Leistungsfähigkeit von Drahtbondverbindungen dienen Stromtragfähigkeitsanalysen. Bei diesen kann einerseits der Durchbrennstrom und andererseits die Temperaturentwicklung in Abhängigkeit vom Stromfluss bestimmt werden.

Eine kombinierte Auswertung der beschriebenen optischen, mechanischen und elektrischen Qualitätskenngrößen ermöglicht das Aufstellen von Prozessfenstern in Abhängigkeit von den zu analysierenden Steuergrößen. Dies ermöglicht die Abschätzung des Einsatzbereiches unter Berücksichtigung der vorgegebenen Randbedingungen und bildet somit die Grundlage für das Aufstellen der Bondprozessfenster.

3.2 Vergleich der Prozessfenster von Aluminium und Kupfer

Der direkte Vergleich der Prozessfenster des Aluminium- und Kupfer-Dickdrahtbondens ermöglicht eine objektive Einschätzung des Potenzials und der Herausforderungen bei einer materialseitigen Anpassung des Drahtbondprozesses. Das Aufstellen der Prozessfenster erfolgt auf Grundlage der zuvor beschriebenen Steuer- und Zielgrößen.

Für die Untersuchungen werden hochreine unlegierte Bonddrähte mit einem Durchmesser von 300 μm verglichen. Der Aluminiumdraht (Al-H11) weist eine (technische) Bruchdehnung A von 18 %, eine (technische) Zugfestigkeit R_m von 45 MPa und eine Streckgrenze R_e von 28 MPa auf. Der Kupferdraht (PowerCu₂₀₁₂) zeigt eine Bruchdehnung von $A = 22$ %, eine (technische) Zugfestigkeit von $R_m = 228$ MPa und eine Streckgrenze von $R_e = 104$ MPa. Die Kennwertbestimmung erfolgt im zweistufigen Zugversuch bei Raumtemperatur nach DIN EN ISO 6892 [119], wobei die Zuggeschwindigkeit auf 10 $\text{mm} \cdot \text{min}^{-1}$ erhöht wird, um der Prüfmethodik des Drahtherstellers zu entsprechen. Der Stichprobenumfang beträgt $n \geq 4$.

Für beide Drahtmaterialien kommt dieselbe Anlage zum Einsatz. Es wird lediglich eine eigene Drahtführung für jedes Material genutzt, um eine Verfälschung der Ergebnisse durch verschleißbedingte Prozessschwankungen zu minimieren. Die Versuchsreihen werden auf Al_2O_3 -DCB-Substraten mit einer spezifizierten Kupferschichtdicke von 300 μm und einer mechanisch polierten Oberfläche mit einer verifizierten Rauheit von $R_z \leq 6$ μm durchgeführt. Um Einflüsse der Loopgeometrie zu minimieren, wird für beide Materialien eine identische Form der Drahtbrücke mit einer Stichtlänge von 6 mm sowie einem Aspektverhältnis von 0,4 gewählt.

3.2.1 Design-of-Experiment-Studien zur Ableitung optimierter Prozessfenster

Um ein stabiles Prozessoptimum zu finden, wird aufgrund der nichtlinearen Abhängigkeit der Zielgrößen von den Steuergrößen ein zentral zusammengesetzter, drehbarer, randomisierter, fünfstufiger Wirkflächenversuchsplan (Response Surface Methode) mit einem vollfaktoriellen Kern (+1 / -1), sieben Wiederholungen des Zentrums (o) und acht Sternpunkten (+ α / - α) genutzt. Der Versuchsplan ist in Tabelle 2 zusammengefasst.

Tabelle 2: Parameter der DoE-Studie zum Vergleich der Prozessfenster von 300 μ m-Aluminium- und -Kupfer-Bonddraht

Eingangsparameter	Parameterstufen				
	- α	-1	o	+1	+ α
Al-Bondzeit $T_{Al,300}$ in ms	60	108	155	203	250
Cu-Bondzeit $T_{Cu,300}$ in ms	100	200	300	400	500
Al-Ultraschallleistung $US_{Al,300}$ in digit	90	143	195	248	300
Cu-Ultraschallleistung $US_{Cu,300}$ in digit	300	352	406	458	510
Al-Bondkraft $F_{Al,300}$ in cN	175	356	538	719	900
Cu-Bondkraft $F_{Cu,300}$ in cN	750	1.013	1.275	1.538	1.800
Al-/Cu-Kraftrampe R in %	16 ¹⁾	25	50	75	100

¹⁾Abweichung vom Kriterium der Drehbarkeit, da eine initiale Bondkraft größer Null notwendig ist

Jeder der 31 Faktorstufenkombinationen erfährt 20 Replikationen. So kann bei einer Irrtumswahrscheinlichkeit bzw. einer Wahrscheinlichkeit für einen Fehler 1. Art von $\alpha = 5\%$ im ungünstigsten Fall der Stern- und Würfelpunkte eine Abweichung von etwa der 1,5-fachen Standardabweichung mit einer Power von 90 % bzw. einem zulässigen β -Fehler 2. Art von 10 % erkannt werden [102].

Zur Aufstellung des Prozessfensters dienen für Aluminiumdraht die Qualitätskenngrößen Wedgeverhältnis und Scherkraft und für Kupferdraht aufgrund der signifikant höheren Festigkeit des Kupfermaterials zusätzlich die Pullkraft. Unter Berücksichtigung eines Signifikanzniveaus von $p \leq 5\%$ zeigen sich die in Tabelle 3 dargestellten nicht signifikanten (n.s.), linearen und quadratischen Einflüsse sowie Wechselwirkungen (Ww) der analysierten Steuergrößen. Eine darauf aufbauende Varianzanalyse (analysis of variances ANOVA) zeigt vergleichbare, jedoch im Detail unterschiedliche Abhängigkeiten der Zielgrößen von den analysierten Eingangsparametern. Während die Bondzeit beide Bonddrahtmaterialien hinsichtlich aller Zielgrößen linear beeinflusst, zeigen Ultraschallleistung und Bondkraft eine quadratische Beeinflussung der Zielgrößen.

Der Einfluss der Kraframpe ist lediglich zur Beschreibung des Wedgeverhältnisses statistisch signifikant.

Tabelle 3: Signifikanz und Wechselwirkungen der primären Steuergrößen im Hinblick auf die mechanischen und optischen Zielgrößen F_p , F_s und W_r

stat. Modell	p-Wert Pullkraft F_p			p-Wert Scherkraft F_s				p-Wert Wedgeverhältnis W_r				
	Cu ₃₀₀			Al ₃₀₀		Cu ₃₀₀		Al ₃₀₀			Cu ₃₀₀	
	lin.	quad.	Ww	lin.	quad.	lin.	quad.	lin.	quad.	Ww	lin.	quad.
T	0,016	n.s.	US: 0,052	n.s.	n.s.	0,006	n.s.	0,000	n.s.	US: 0,017	n.s.	n.s.
US	0,018	0,049		0,039	0,000	0,001	0,006	0,000	0,000	F: 0,020	0,000	0,031
F	0,320	0,001	n.s.	0,000	0,001	0,139	0,006	0,000	n.s.	R: 0,028	0,000	n.s.
R	n.s.	n.s.	n.s.	n.s.	n.s.	n.s.	n.s.	0,047	n.s.		n.s.	n.s.
R^2_{korr}	56 %			88 %		68 %		94 %			77 %	

Die Berücksichtigung des korrigierten Bestimmtheitsmaßes R^2_{korr} zeigt, dass bei Einsatz von Aluminiumdraht ein größerer Anteil der Schwankungen der Zielgrößen durch das abgeleitete statistische Modell erklärt werden können, als dies beim Einsatz von Kupferdraht der Fall ist. Diese Beobachtung lässt die Schlussfolgerung zu, dass der Kupferdrahtbondprozess empfindlicher auf zusätzliche Einflussfaktoren reagiert. Eine detailliertere Betrachtung des Bestimmtheitsmaßes der einzelnen Steuergrößen zeigt darüber hinaus, dass die mechanische Festigkeit beim Aluminium-Drahtbondprozess am deutlichsten durch die Bondkraft, beim Kupfer-Drahtbondprozess dagegen vorrangig durch die Ultraschallleistung definiert wird. Dies deutet auf einen größeren Einfluss der ultraschallinduzierten Materialentfestigung bei Kupfer als bei Aluminium hin. Die Gegenüberstellung der Aluminium- und Kupfer-Drahtbondprozessfenster sowie die darauf aufbauenden Sensitivitätsanalysen verdeutlichen diese Unterschiede und beleuchten die Abhängigkeiten des Kupfer-Drahtbondprozesses näher.

3.2.2 Gegenüberstellung des aluminium- und kupferbasierten Bondprozessfensters

Die Auswertung der beschriebenen Versuchsreihen für Aluminium- und Kupferdraht in Form von Regressionsgleichungen erlaubt das Aufstellen eines modellbasierten Prozessfensters. Ein Optimierungsmodell zeigt, dass maximale Scherkräfte von etwa 13 N für 300 µm-Aluminiumdraht und von etwa 40 N für

Kupferdraht der gleichen Drahtstärke erzielt werden können. Die durchschnittliche Standardabweichung der Scherkraft beträgt etwa 5 % bei Aluminium und etwa 8 % bei Kupfer. Um die höhere Streuung der mechanischen Kennwerte beim Kupfer-Drahtbondprozess in der Gegenüberstellung der Prozessfenster zu berücksichtigen, sollte eine im Verhältnis zur Maximalscherkraft höhere Mindestscherkraft für Kupfer-Drahtbonds gefordert werden. Die Mindestscherkraft zur Definition des Bondprozessfensters wird für Kupferdraht daher auf 36 N und somit auf 90 % der maximalen Scherkraft des Optimierungsmodells festgelegt. Für Aluminiumdraht wird diese Grenze auf 10 N und somit auf 80 % der maximalen Scherkraft des Optimierungsmodells festgesetzt. Darüber hinaus wird das Bondprozessfenster für Kupfer durch die Resultate der Pulltests eingeschränkt. Als Zielgröße wird eine korrigierte Pullkraft in Höhe von $F_p = 13,5 \text{ N}$ gefordert. Dies entspricht 85 % der in zuvor durchgeführten Zugversuchen an Proben gleichen Materials ermittelten Reißlast. Die Streuung der durchgeführten Pulltests an Kupfer-Drahtbonds liegt bei etwa 12 %. Für Aluminium entfällt die Beschränkung des Prozessfensters durch die Pullkraft, da die deutlich geringere Materialfestigkeit durchgängige Drahttrisse bewirkt. Dadurch wird jedoch lediglich die Materialfestigkeit anstelle der Fertigungsqualität beurteilt. Das Prozessfenster des Aluminiumdrahtes wird dagegen durch die optische Qualitätskenngröße des Wedgeverhältnisses eingeschränkt. Die für Aluminium-Dickdrahtbonds übliche Empfehlung eines Verhältnisses von $1,1 \leq W_r \leq 1,6$ führt bei Kupferdraht in der vorliegenden Analysekombination zu keinen Einschränkungen. [120]

In Bild 21 werden die modellbasierten Prozessfenster für Aluminium- und Kupferdraht anhand der primären anlagenseitigen Prozesseinflussgrößen Ultraschallleistung US und Bondkraft F vergleichend dargestellt. Die weiterhin untersuchten anlagenseitigen Prozessparameter Bondzeit und Krafterampe werden modellseitig auf ihr jeweiliges Optimum fixiert. Somit beträgt die Rampe $R_{Al} = 60 \text{ %}$ und $R_{Cu} = 50 \text{ %}$ sowie die Bondzeit $T_{Al} = 150 \text{ ms}$ und $T_{Cu} = 500 \text{ ms}$.

Eine vergleichende Analyse der Prozessfenster zeigt, dass für den erfolgreichen Einsatz von Kupferdraht deutlich höhere Bondparameter erforderlich sind. Die benötigte Ultraschallenergie sowie die Bondzeit sind etwa doppelt so hoch, während die Bondkraft um ungefähr 50 % erhöht werden muss. Die erzielbare Scherkraft dagegen, als Maß für die mechanische Festigkeit der Verbindung, fällt bei Verwendung von Kupfer anstelle von Aluminium etwa dreimal so hoch aus. Kupfer-Drahtbonds zeigt insgesamt ein hinreichend großes Prozessfenster auf DCB-Substraten. Unter Berücksichtigung mechanischer und optischer Qualitätskenngrößen fällt das modellbasierte Prozessfenster von Kupferdraht entgegen der Erfahrungen im Dünndrahtbereich [42] sogar geringfügig größer aus.

Zur richtigen Einschätzung dieser Beobachtung und zur Analyse des Einflusses der unterschiedlichen Materialien und Prozessparameter auf die Verbindungsbildung dienen mechanische Querschliffe. Sie erlauben zudem einen Einblick in die auf Substrat und Draht wirkenden Umformkräfte und daraus resultierende mögliche Vorschädigungen. Frühere Studien zeigen bereits, dass signifikante Unterschiede in der Härte von Draht und Substrat entlang der Wirkzone des Bondwerkzeugs zu erwarten sind [107]. Der sich daraus ergebende Einfluss auf die Verbindungsbildung kann in Querschliffanalysen beurteilt werden.

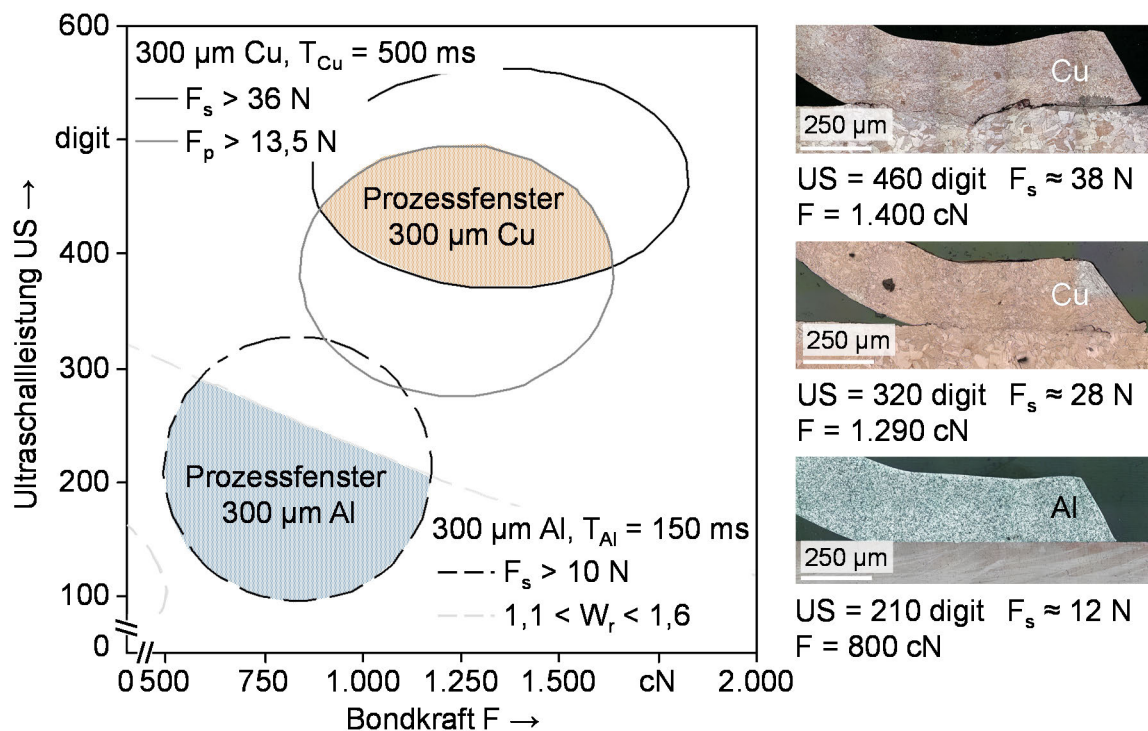


Bild 21: Modellbasiertes kombiniertes Bondprozessfenster für 300 µm-Aluminium- und -Kupferdraht unter Berücksichtigung mechanischer und optischer Qualitätskenngrößen [120]

Bild 21 rechts zeigt jeweils an der zweiten Kontaktstelle den Querschliff eines Aluminium-Bondfußes sowie zweier Kupfer-Bondfüße. Der Querschliff des Aluminiumbonds illustriert einen Bondfuß, der unter Anwendung optimierter, aus dem statistischen Modell abgeleiteter Prozessparameter von $T_{AL} = 155$ ms, $US_{AL} = 210$ digits, $F_{AL} = 800$ cN und $R = 50$ % gefertigt wurde. Er zeigt ein perfekt flaches DCB-Substrat ohne Schädigung oder Verformung aus dem vorangegangenen Bondprozess. Gleiches gilt für den Bondfuß selbst, der ebenfalls

eine homogene Oberseite aufweist. Es ist anzunehmen, dass der statistisch optimierte Parametersatz nicht nur auf DCB-Substraten zum Einsatz kommen kann, sondern auch auf alternative bondbare Oberflächen sowie sensible Halbleiter ohne deren Schädigung übertragen werden kann. [120]

Im Gegensatz dazu zeigt der Querschliff des hinsichtlich der mechanischen Festigkeit optimierten Kupfer-Bondfußes in Bild 21 rechts oben einen deutlichen Einfluss auf das Substrat. Die Bondzeit beträgt $T_{Cu} = 500$ ms, die Ultraschallleistung $US_{Cu} = 460$ digits und die Bondkraft $F_{Cu} = 1.400$ cN bei einer Krafterampe von $R = 50$ %. Das Interface zwischen DCB-Substrat und Bonddraht unterscheidet sich wesentlich von der Grenzfläche des Aluminiumdrahtes. Anstelle einer gleichmäßigen und ebenen Fügezone bildet sich eine raue und zerrüttete Verbindung aus. Die durch Ätzprozesse hervorgehobene Kornstruktur zeigt die mechanische Belastung während des Deformationsprozesses. Je kleiner die Körner und je feiner die Kornstruktur, desto größer ist der mechanische Stress und desto höher ist die resultierende Härte des Drahtes. Dies ist vor allem im Interface-Bereich an Draht und Substrat sowie im Bereich des Werkzeugkontaktes deutlich zu sehen. Es kann daraus auf ein hohes Maß an Kaltverfestigung geschlossen werden [121]. Darüber hinaus ist ein deutlich ausgebildeter Riss zu erkennen. Dieser hat eine maximale Tiefe von $65\text{ }\mu\text{m}$ und eine Länge von mehr als $100\text{ }\mu\text{m}$. Es ist daher davon auszugehen, dass eine direkte Übertragbarkeit dieses Prozessfensters auf sensiblere Oberflächen nicht möglich ist. Mit weniger aggressiven Parametern können die beschriebenen Zerrüttungen jedoch nahezu eliminiert werden. Der mittlere Querschliff in Bild 21 rechts zeigt einen Bondfuß, dessen Bondzeit ebenfalls $T_{Cu} = 500$ ms beträgt, dessen Ultraschallleistung jedoch auf $US_{Cu} = 320$ digits und dessen Bondkraft auf $F_{Cu} = 1.290$ cN reduziert wurde. Mit dieser Parameterkombination werden etwa 30 % geringere mechanische Festigkeiten erzielt. Das Interface dagegen ähnelt dem von Aluminium-Bondverbindungen, weist eine deutlich geringere Beeinflussung der Substratoberfläche auf und zeigt Anrisse, die sonst für Kupferbonds typisch sind, in nur sehr dezenter Ausprägung [120]

Die Analysen lassen erkennen, dass ein hinsichtlich Scher- und Pullkraft sowie Wedgeverhältnis statistisch optimiertes Prozessfenster für Kupfer-Drahtbonds nicht ausreichend für die Generierung optimaler Parameter für zuverlässige Top-Level-Verbindungen ist. Vielmehr muss ein Kompromiss aus erzielbarer mechanischer Festigkeit und Beeinträchtigung der Fügepartner unter Berücksichtigung der Umgebungsbedingungen angestrebt werden. Beim Kupfer-Drahtbonds treten diese zusätzlichen Einflussfaktoren, wie bereits in der statistischen Ausartung der Versuchspläne angedeutet, deutlich stärker hervor, als dies beim Aluminium-Drahtbonds der Fall ist.

Zur besseren Einschätzung der Robustheit sowie der Aussagekraft statistisch abgeleiteter Prozessfenster dienen Sensitivitätsanalysen. Diese berücksichtigen sowohl die Veränderung der Qualitätskenngrößen bei Abweichung vom Prozessoptimum als auch Prozessschwankungen, wie sie bereits durch die höhere Standardabweichung der Pull- und Schertests beim Kupfer-Drahtbonds angedeutet werden.

3.2.3 Sensitivitätsanalyse

Zur Validierung der statistisch erarbeiteten Prozessfenster und zur Beurteilung der Stabilität des Prozesses sowie der Prozessoptima dienen Sensitivitätsanalysen. Dabei wird die Reaktion der Zielgrößen auf die Veränderung einer Steuergröße analysiert. Für beide Drahtwerkstoffe werden die Anlagenparameter Bondzeit, US-Leistung und Bondkraft ausgehend vom modellbasierten Prozessoptimum *ceteris paribus* reduziert. Dies erfolgt zunächst an den Rand des Prozessfensters hin und anschließend über diesen hinaus. Ungenauigkeiten aufgrund ignorierte Wechselwirkungen werden aufgrund der in Tabelle 3 dargestellten, geringeren statistischen Signifikanz akzeptiert. Bild 22 zeigt die Reaktion des Systems für Aluminium anhand der Scherkraft sowie des Wedgeverhältnisses und für Kupfer anhand der Scher- und der Pullkraft. An jeder Stützstelle werden $n = 20$ Replikationen durchgeführt. Für Kupfer wird darüber hinaus die Reaktion des Prozessfensters eines ansonsten identischen 300 μm -Kupferdrahtes mit reduzierter Streckgrenze (PowerCu soft HC4 LD) von etwa $R_e \approx 80 \text{ MPa}$ analysiert. Dies lässt Rückschlüsse auf die Beeinflussung des Prozessfensters durch angepasste Glühprozesse des Kupfer-Bonddrahtes zu.

Eine Reduzierung der Bondzeit auf 70 % und anschließend auf 50 % des Optimums zeigt sowohl bei der Scher- als auch bei der Pullkraft nur ein geringes Absinken der Festigkeit im Bereich einer Standardabweichung. Diese Beobachtung deckt sich mit den Erfahrungen beim Einsatz von Aluminiumdraht und steht im Einklang mit dem im Verhältnis zur Ultraschallleistung und Bondkraft geringeren Bestimmtheitsmaß. Hieraus kann geschlossen werden, dass Kupfer- und Aluminiumdraht in Bezug auf die Ultraschallzeit ein stabiles Prozessfenster aufweisen. Der Einsatz des weicheren Kupferdrahtes zeigt hinsichtlich der Scherkraft ein geringfügig robusteres Verhalten.

Als Folge der Variation der Ultraschallleistung können an den ermittelten Grenzen der Prozessfenster für Kupferdraht die geforderten Zielgrößen nur bedingt eingehalten werden. Zwar sind die gemessenen Pullkräfte zielwertkonform, die Scherkräfte jedoch nicht. Bei einer Einstellung außerhalb des Prozessfensters können beide Zielgrößen nicht mehr erreicht werden. Insgesamt können die prognostizierten Werte des statistischen Modellansatzes nicht erzielt werden. Diese Resultate unterstreichen einerseits die hohe Sensitivität des Kupfer-Bondprozesses gegenüber der Ultraschallleistung sowie andererseits die stärker als beim Aluminium-Drahtbonden zum Tragen kommenden prozessbegleitenden Faktoren. Für den Kupferdrahttyp PowerCu soft HC4 LD zeigt sich kein signifikant geringfügigeres Abfallen der mechanischen Festigkeit bei Reduzierung der US-Leistung. Aluminium weist dagegen einen wesentlich robusteren Prozess bei Reduzierung der Ultraschallleistung auf 80 % bzw. 70 % des Optimums auf.

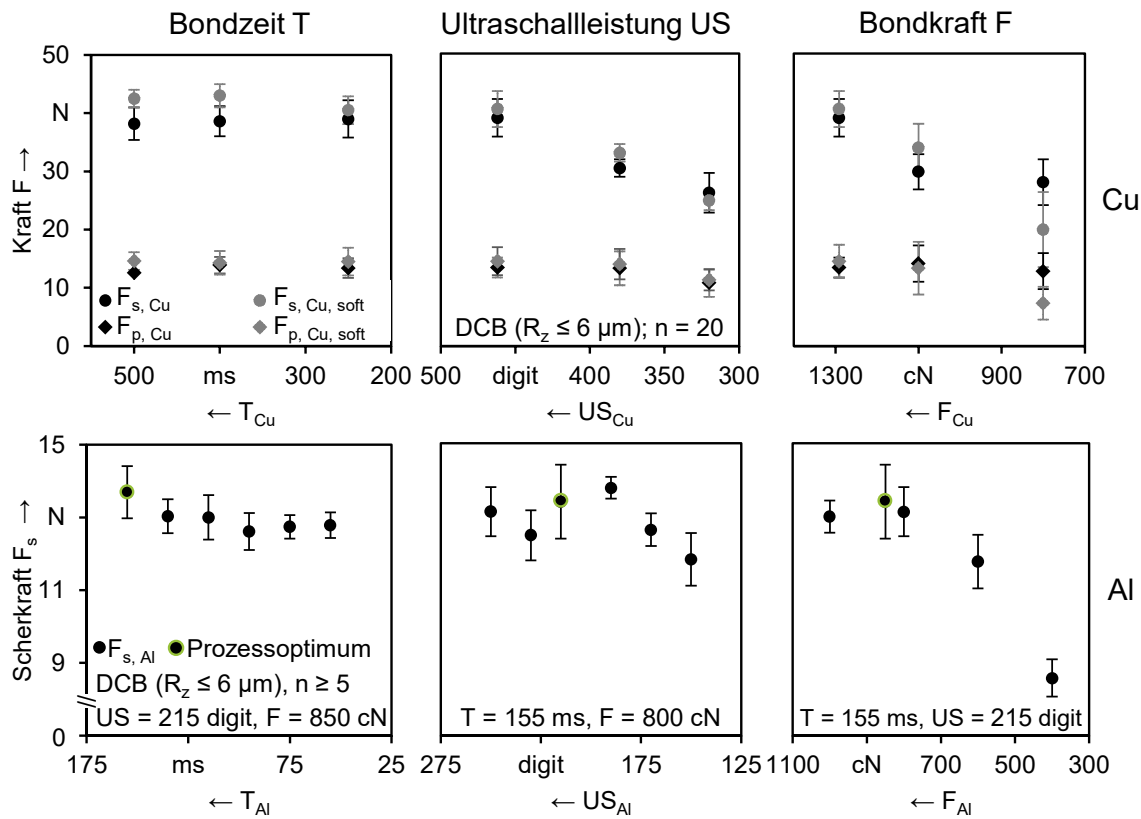


Bild 22: Sensitivitätsanalyse des modelltheoretischen Prozessfensters für Kupfer (oben) und Aluminium (unten)

Durch eine Reduzierung der Bondkraft auf 85 % können die Zielgrößen des Kupfer-Drahtbondens nicht mehr eingehalten werden. Bei einer weiteren Reduzierung auf 60 % des Ausgangswertes sinken Pull- und Scherkraft jedoch nur noch geringfügig weiter ab. Beim Einsatz eines Kupferdrahtes mit reduzierter Streckgrenze zeigt sich ein inverses Verhalten, sodass von einem positiven Effekt auf die Prozessstabilität ausgegangen werden kann. Beim Aluminium-Drahtbonden bedingt eine Verringerung der Bondkraft auf 70 % zunächst ein robustes Verhalten der Zielgrößen. Darüber hinaus erfolgt jedoch ein deutlicher und steiler Abfall der mechanischen Festigkeit. Diese Beobachtung bestätigt den durch das hohe Bestimmtheitsmaß der Bondkraft postulierten signifikanten Einfluss der Bondkraft auf den Aluminium-Bondprozess.

Ein Vergleich der modelltheoretischen statistischen Prozessfenster mit den punktuellen Sensitivitätsanalysen für Aluminium und Kupfer zeigt, dass die Güte der Prognose sowie die Qualität des statistischen Modells bei reiner Betrachtung der primären Prozessparameter für Aluminium-Bondprozesse höher ist als für Kupfer-Bondprozesse. Dies deckt sich mit dem durchgängig höheren Bestimmtheitsmaß R^2_{korrt} , das in Tabelle 3 dargestellt ist. Diese Beobachtung unterstreicht einerseits die Notwendigkeit einer umfangreicheren Beurteilung der Bondqualität und andererseits einer fundierten

Untersuchung der weiteren prozessrelevanten Einflussgrößen auf den Kupfer-Drahtbondprozess.

Ein weithin anerkanntes und empfohlenes Kriterium zur Beurteilung der Bondqualität ist die in Kapitel 3.1.3 erläuterte Beurteilung der Bruchcodes bzw. der Fehlermodi bei mechanisch zerstörenden Pull- und Schertests. Bild 23 zeigt eine vergleichende Sensitivitätsanalyse auf Basis der Restschersockel. Eine Abdeckung von über 50 % wird typischerweise empfohlen [122].

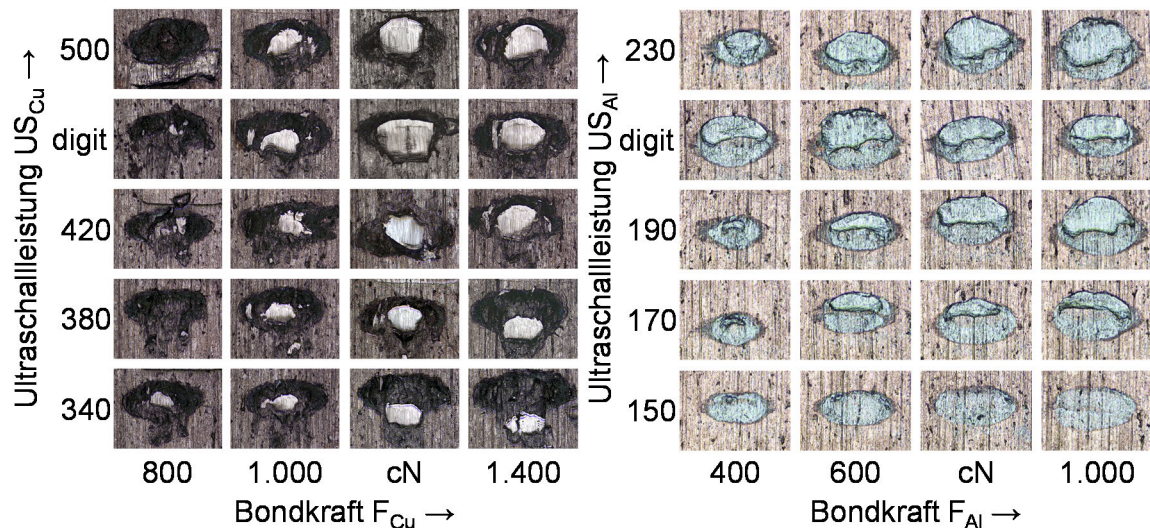


Bild 23: Sensitivitätsanalyse des Aluminium- und Kupfer-Bondprozesses auf Basis des Restschersockels; $T_{Al} = 155 \text{ ms}$, $T_{Cu} = 500 \text{ ms}$, $R = 50 \%$ [120]

Ausgehend von einem Wert nahe des modelltheoretischen Prozessoptimums werden Ultraschalleistung und Bondkraft in konstanten Schritten erhöht bzw. reduziert, wobei das in Bild 21 aufgestellte Prozessfenster bewusst verlassen wird. Bondzeit und Krafterampe werden am Prozessoptimum bei $T_{Al} = 155 \text{ ms}$, $T_{Cu} = 500 \text{ ms}$ sowie bei $R = 50 \%$ konstant gehalten. Einen Restschersockel von über 50 % erzielen bei den Analysen des Aluminiumdrahtes die oberen acht Parameterkombinationen. Bis auf den äußersten Parametersatz von $US_{Al} = 230 \text{ digits}$ und $F_{Al} = 1.000 \text{ cN}$, welcher ein durchschnittliches Wedgeverhältnis von $W_r = 1,7$ aufweist, liegen alle Kombinationen innerhalb des modelltheoretischen Prozessfensters. Die Parameterkombinationen mit einer Bondkraft $F_{Al} \geq 600 \text{ cN}$ erfüllen dagegen das Scherkraft-Kriterium von $F_s \geq 10 \text{ N}$, weisen jedoch keine ausreichende Schersockelabdeckung auf. Hieraus kann abgeleitet werden, dass das eigentliche Prozessfenster für das Aluminium-Drahtbonden auf DCBs geringfügig kleiner ausfällt als das in Bild 21 dargestellte statistische Prozessfenster. [120]

Auch für den Kupfer-Bondprozess gilt der grundsätzliche Zusammenhang, dass erhöhte Prozessparameter und insbesondere eine erhöhte Ultraschallleistung zu einem größeren Restschersockel führen [104]. In den vorliegenden Untersuchungen kann ein Schersockel von mehr als 50 % bei den sechs Parameterkombinationen mit $US_{Cu} \geq 420$ digits und $F_{Cu} \geq 1.200$ cN erzielt werden. Die Standardabweichung bezogen auf den Restschersockel liegt für diese Kombinationen im Bereich von 20 – 30 % und somit etwa 10 Prozentpunkten oberhalb der Schwankungen beim Einsatz von Aluminiumdraht. Dies steht im Einklang mit den größeren Scherkraft-Schwankungen bei Kupferdraht. Alle Prozesskombinationen, die das Schersockelkriterium erfüllen, liegen innerhalb des modelltheoretischen Prozessfensters. Parameterkombinationen mit einer Ultraschallleistung von $US_{Cu} \leq 380$ digit und einer Bondkraft von $F_{Cu} \leq 1.000$ cN liegen zwar innerhalb des statistischen Prozessfensters, können die mechanischen Anforderungen dieser jedoch nicht erfüllen. Diese Parameter verfehlen entsprechend der zuvor gezeigten Sensitivitätsanalysen sowohl die Anforderung nach einer Scherkraft $F_s \geq 36$ N als auch das angestrebte Schersockelkriterium. Beim Aufstellen des Kupfer-Drahtbondprozessfensters sollten daher nicht nur die größeren Schwankungen der Zielgrößen berücksichtigt werden, sondern auch prozessbegleitende Einflussfaktoren entlang der in Kapitel 2.4.2 dargestellten 5M einbezogen werden. [120]

3.3 Skalierbarkeit der Kupfer-Bondprozessfenster

Die Materialeigenschaften des Bonddrahtes bestimmen ebenso wie der Durchmesser des Drahtes die Bondbarkeit sowie das ideale Prozessfenster. Daher sollen im Folgenden Bondprozessfenster für Drähte am unteren und oberen Ende des in leistungselektronischen Anwendungen üblichen Durchmesserpektrums analysiert werden. Die spezifischen Abhängigkeiten erlauben eine Einschätzung der Skalierbarkeit von Bondprozessparametern sowie eine Beurteilung durchmesserspezifischer Abhängigkeiten.

Bonddrähte werden üblicherweise über ihren Durchmesser und ihre Zugfestigkeit definiert. Bei Betrachtung der Glühkurve hochreinen Kupfers kann allerdings beobachtet werden, dass die Zugfestigkeit R_m einem konstanten Minimum entgegenstrebt, während die Streckgrenze R_e bei intensiveren Glühprozessen weiter absinkt. Da der Draht beim Bondprozess nicht zerstört, sondern nur deformiert wird, erscheint die Streckgrenze als genaueres Kriterium zur Charakterisierung von Kupfer-Bonddrähten. Aufgrund der mikroskaligen Materialeigenschaften von Bonddrähten kann die Härtemessung nach Vickers, die typischerweise sehr gut mit der Streckgrenze korreliert, nicht zur Unterscheidung von Drahtmaterialien genutzt werden. Ein Zusammenhang zwischen Bondparametern, Deformation, Veränderungen des Korngefüges und daraus resultierender Härte kann jedoch abgebildet werden.

In eigenen zuvor gezeigten Sensitivitätsanalysen wird bestätigt, dass die Bondbarkeit sich im Randbereich des Prozessfensters beim Einsatz von duktileren Kupfer-Bonddrähten (PowerCu soft HC4 LD) mit einer reduzierten Streckgrenze von $R_e \approx 80$ MPa gutmütiger verhält als beim Einsatz Kupferdrähten mit einer Streckgrenze $R_e \geq 100$ MPa. Bonddrähte mit nochmals reduzierter Streckgrenze weisen dagegen ein deutlich ungleichmäßigeres Bondverhalten und stärker streuende Wedgeverhältnisse auf. Es wird vermutet, dass beim Unterschreiten einer gewissen Festigkeit die lokalen Materialparameter so stark an Einfluss gewinnen, dass der Bondprozess als Ganzes beeinträchtigt wird. Elektronenrückstreubeugungs-Untersuchungen (electron backscatter diffraction EBSD) bestätigen diese These, da die Standardabweichung der Korngröße mit fortschreitendem Glühprozess und damit reduzierter Streckgrenze zunimmt. [123]

3.3.1 Kontaktierung sensitiver Bauelemente

In Kapitel 3.2.2 wurde bereits die signifikant höhere Belastung des Kupferdrahtes auf das Substrat aufgrund erhöhter Bondparameter ausgeführt. Für die Kontaktierung besonders sensibler leistungselektronischer Bauelemente und Substrate bietet sich daher eine Reduzierung des Drahtdurchmessers an. Die Verwendung von dünnen Bonddrähten verspricht eine sensitive und zerstörungsfreie Kontaktierung von Halbleiterbauelementen, da dünnere Drähte eine geringe Energiezufuhr und eine geringere Fügekraft zur Realisierung von Drahtbondverbindungen erfordern. Weiterhin bietet das Bonden dünnerer Drähte die Möglichkeit, die Miniaturisierung in der Leistungselektronik voranzutreiben. So können beispielsweise feinere Gate-Strukturen kontaktiert werden. Zuletzt existieren Hinweise darauf, dass eine Vielzahl dünnerer Drähte nicht nur aufgrund erhöhter Redundanz, sondern auch aufgrund einer geringeren relativen thermomechanischen Spannung eine erhöhte Lebensdauer der Bondverbindungen bewirken kann [124].

Unter der Voraussetzung gleich hohen Stromflusses muss jedoch eine größere Anzahl von Bondverbindungen gesetzt werden. Im Falle eines von 300 μm auf 150 μm halbierten Drahtdurchmessers wird bei ansonsten gleichen Randbedingungen die vierfache Anzahl von Drähten benötigt. Da dies insbesondere längere Verfahrswege nach sich zieht, kann trotz reduzierter Bondzeit je Kontaktstelle von einer mindestens vierfachen Prozesszeit ausgegangen werden. Da zudem prozessbedingt ein Mindestabstand zwischen den Bondstellen gewährleistet werden muss, kann die erhöhte Anzahl der benötigten Drähte eine übereinander geführtes Bondloop-Layout erfordern, was die Prozessführung und die Reparaturprozesse auf der unteren Ebene erschwert. Die größere und gleichmäßiger über die Halbleiteroberfläche verteilte Anzahl von Drähten führt dagegen zu einer gleichmäßigeren Stromeinbringung in den Leistungshalbleiter. Drahtbondverbindungen dünneren Drahtdurchmessers sind jedoch

empfindlicher gegenüber mechanischen Einflüssen. In Abhängigkeit von den Anforderungen und Randbedingungen ist daher individuell zu prüfen, ob der Einsatz dünnerer Drähte im angestrebten Anwendungsfall vorteilhaft ist.

Um eine Einschätzung der Prozessabhängigkeiten, der erzielbaren mechanischen Festigkeiten sowie der Übertragbarkeit der Zusammenhänge in Abhängigkeit vom Drahtdurchmesser zu ermöglichen, werden im Folgenden statistisch unterstützte Analysen zum Einsatz von Aluminium- und Kupferdraht mit einem Durchmesser von 150 μm vorgestellt. Die Analyse beider Drahtmaterialien ermöglicht eine Beurteilung, ob die materialgetriebene Erweiterung des Einsatzspektrums der Drahtbondtechnologie durchmesserspezifischen Abhängigkeiten unterliegt. Tabelle 4 zeigt die Faktorstufen und Einstellungen des statistischen Versuchsplans zur Aufstellung eines Bondprozessfensters für die Kontaktierung sensitiver Strukturen und Bauelemente.

Tabelle 4: Parameter der DoE-Studie zum Vergleich der Prozessfenster von 150 μm -Aluminium- und -Kupfer-Bonddraht

Eingangsparameter	Parameterstufen				
	$-\alpha$	-1	0	+1	$+\alpha$
Al-Bondzeit $T_{\text{Al},150}$ in ms	60	90	130	170	198
Cu-Bondzeit $T_{\text{Cu},150}$ in ms	100	160	250	340	400
Al-Ultraschallleistung $US_{\text{Al},150}$ in digit	70	90	120	150	170
Cu-Ultraschallleistung $US_{\text{Cu},150}$ in digit	140	162	195	228	250
Al-Bondkraft $F_{\text{Al},150}$ in cN	190	275	400	525	610
Cu-Bondkraft $F_{\text{Cu},150}$ in cN	400	600	900	1.200	1.400

Für die Sicherstellung einer größtmöglichen Vergleichbarkeit wird zur Bestimmung der Abhängigkeit der Zielgrößen von den primären Bondparametern Bondzeit, Ultraschallleistung und Bondkraft ein zentral zusammengesetzter, drehbarer, orthogonaler, randomisierter, fünfstufiger Wirkflächenversuchsplan aufgestellt. Die Krafterampe wird für beide Drahtmaterialien bei $R = 50\%$ belassen. Für jede der 23 Parameterkombinationen werden 20 Replikationen für Schertests und 10 Replikationen für Pulltests durchgeführt. Die Stitchlänge wird auf 3.500 μm reduziert, wobei ein Aspektverhältnis von 0,4 beibehalten wird. Die Versuchsreihen werden auf mechanisch polierten DCB-Substraten mit einer spezifizierten Rauheit von $R_z \leq 6\ \mu\text{m}$ aufgebaut. Diese DCB-Substrate entsprechen den Substraten der Versuchsreihen mit 300 μm -Bonddraht.

Neben der Scherkraft, die als primäre Zielgröße zur Beurteilung der mechanischen Festigkeit im Bereich des Dickdrahtbonden gilt, wird auch die Pullkraft analysiert, die als primäre Zielgröße zur Beurteilung der mechanischen Festigkeit im Bereich des Dünndraht-Wedge/Wedge-Bondens gilt. Es werden jeweils der Maximalwert, die Standardabweichung und der typische Fehlercode je Parameterkombination ausgewertet. Als optisches Qualitätskriterium fließt das Wedgeverhältnis in die Beurteilung der Bondqualität ein. Unter Vorgabe eines Signifikanzniveaus von $p \leq 5 \%$ zeigt Tabelle 5 die in das statistische Modell einfließenden Steuergrößen zur Bestimmung der definierten Zielgrößen für den Aluminium- und Kupfer-Drahtbondprozess bei Verwendung eines Bonddrahtes mit einem Durchmesser von $150 \mu\text{m}$.

Tabelle 5: Signifikanz und Wechselwirkungen der primären Steuergrößen im Hinblick auf die Zielgrößen F_p , F_s und W_r

statistisches Modell	p-Wert (F_p) < 0,05						p-Wert (F_s) < 0,05						p-Wert (W_r) < 0,05					
	Al ₁₅₀			Cu ₁₅₀			Al ₁₅₀			Cu ₁₅₀			Al ₁₅₀			Cu ₁₅₀		
	lin.	quad	W _w	lin.	quad	W _w	lin.	quad	W _w	lin.	quad	W _w	lin.	quad	W _w	lin.	quad	W _w
T	n.s.	n.s.	n.s.	x	x	n.s.	x	n.s.	n.s.	x	x	n.s.	x	-	x(US)	x	n.s.	n.s.
US	x	n.s.	n.s.	x	x	x(F)	x	x	n.s.	x	x	n.s.	x	x	x(F)	x	n.s.	n.s.
F	x	x	n.s.	x	n.s.		x	x	n.s.	x	x	n.s.	x	x		x	n.s.	n.s.
R^2_{kor}	46 %			78 %			91 %			71 %			99 %			82 %		

Die Modellgüte liegt für die Zielgrößen F_s und W_r in vergleichbarem Rahmen zur Modellgüte bei Verwendung von $300 \mu\text{m}$ -Draht. Die primären anlagenseitigen Steuergrößen beschreiben, wie auch bei Verwendung eines größeren Drahtdurchmessers, einen geringeren Teil der Schwankungen beim Einsatz von Kupferdraht im Vergleich zur Nutzung von Aluminiumdraht. Dies deutet erneut auf ein komplexeres Wechselspiel mit weiteren prozessbestimmenden Einflussfaktoren hin. Lediglich die Pullkraft in Abhängigkeit von den Größen T, US und F beschreibt das statistische Modell für Kupfer umfassender. Dies ist auf das im Verhältnis zu Kupfer geringe Verhältnis der Reißlast zur Festigkeit der Verschweißung des Aluminiumdrahtes zurückzuführen. Dadurch ergeben sich primär Drahtrisse, Drahtrisse im Heelbereich und Heel-cracks, welche jedoch nur einen indirekten Rückschluss auf die Verbindungsqualität zulassen. Für Aluminiumdraht größeren Durchmessers ist dieses Verhalten noch ausgeprägter. Auch Kupferdraht ist im Pulltest durch Drahtrisse im Heelbereich sowie Heel-cracks gekennzeichnet, wobei jedoch keine Verschiebung hin zu mittigen Drahtissen durch Reduzierung der US-Leistung erzielt werden

kann, wie dies bei Aluminiumdraht möglich ist. Ein deutlicher ausgeprägtes prozessbedingtes Ver- und Entfestigungsverhalten in Verbindung mit einer gesteigerten Verbindungsfestigkeit kann als Grund hierfür angenommen werden. Die Scherkraft wird für beide Materialien durch ein ausgeprägt quadratisches Verhalten bestimmt, wobei der Einfluss der US-Leistung auf den Kupfer-Bondprozess erneut größer ist als auf den Aluminium-Bondprozess. Im Gegensatz zu Kupferdraht der Stärke 300 μm ist hier jedoch die Bondkraft die primäre scherkraftbestimmende Prozessgröße.

Unter Verwendung der prozessbeschreibenden Einflussgrößen werden vergleichend in Bild 24 die beiden Prozessfenster für Aluminium- und Kupferdraht der Stärke 150 μm dargestellt. Beide Prozessfenster werden durch die Zielgrößen Pullkraft, Scherkraft und Wedgeverhältnis definiert. Dabei werden die Mindestkräfte erneut zu 90 % der Maximalkräfte für Kupfer und 80 % der Maximalkräfte für Aluminium definiert, um auf diese Weise die geringere Modellgüte sowie die tendenziell höhere Standardabweichung der Zielgrößen des Kupfer-Bondprozesses zu berücksichtigen. Das zulässige Wedgeverhältnis wurde für Aluminium auf den Faktor 1,9 gesetzt, um zwischen den üblichen Empfehlungen für Dünn- und Dickdraht zu liegen. Für beide Prozessfenster wurde die Bondzeit auf dem jeweils modelltheoretischen Optimum gehalten.

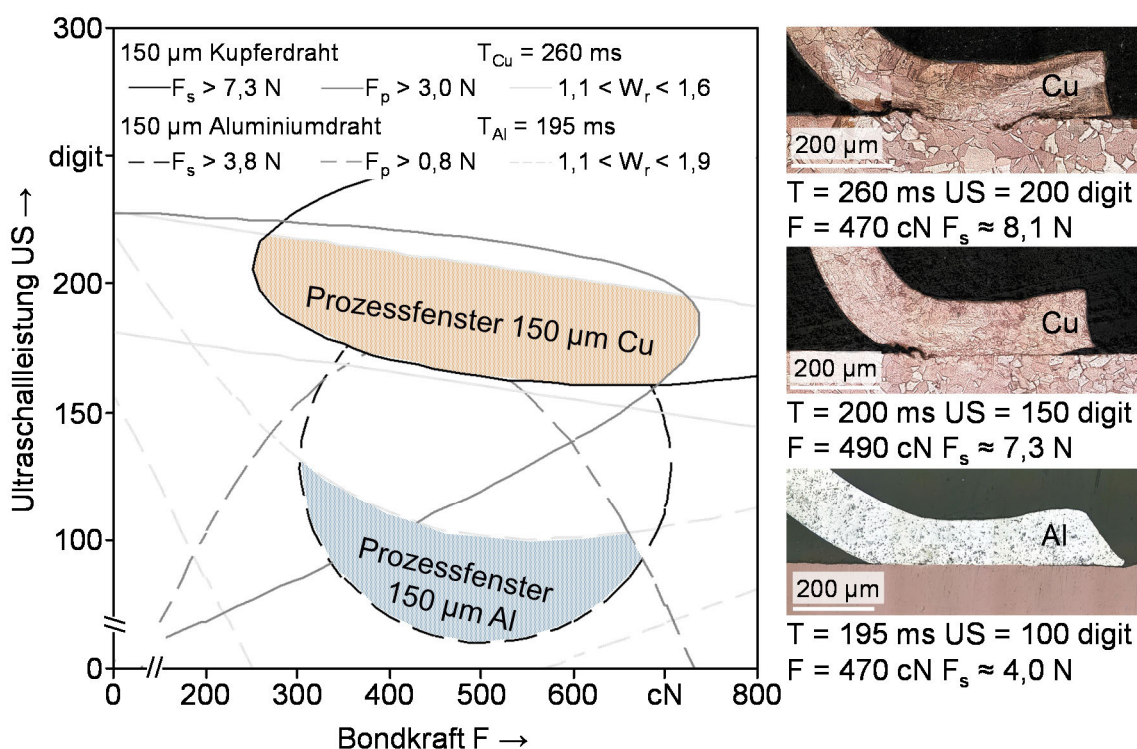


Bild 24: Modellbasiertes Bondprozessfenster (links) und Querschliffe (rechts) für 150 μm -Aluminium- und -Kupferdraht unter Berücksichtigung mechanischer und optischer Kenngrößen

Das Prozessfenster liegt für den Werkstoff Kupfer erneut signifikant oberhalb des Prozessfensters für Aluminium-Bonddraht. Während die Ultraschallleistung jedoch nahezu verdoppelt werden muss, um Verbindungen optimaler Festigkeit zu erzielen, genügt ein Anheben der Bondkraft um lediglich knapp 20 %.

Die maximal erzielbaren Pullkräfte liegen bei Verwendung von Kupferdraht mehr als dreimal so hoch wie bei Aluminium. Hieraus wird erneut deutlich, dass der Pulltest bei Aluminiumdraht lediglich ein Mindestannahmekriterium darstellen kann, da erreichbare Pullkräfte zu großen Teilen durch die geringe Reißlast des Drahtes limitiert werden und die Aussagekraft dieser Qualitätskenngröße damit beschränkt wird. Der Schertest liefert für Kupferdraht knapp doppelt so hohe Kräfte wie für Aluminiumdraht. Beide Materialien zeigen bei Verwendung optimierter Parameter Restschersockel, wobei diese bei Kupfer tendenziell kleiner ausfallen und bei sehr hohen Scherkräften auch Ausrisse aus dem DCB-Kupfer mit einer Tiefe von bis zu 10 µm auftreten können.

3.3.2 Kontaktierungslösungen für höchste Leistungsdichten

Sowohl siliziumbasierte IGBT und MOSFET als auch Leistungshalbleiter auf Siliziumcarbid-Basis ermöglichen das Schalten zunehmend größerer Leistungen und Ströme auf gleichen, und insbesondere durch den Einsatz von WBG-Materialien, sogar geringer werdenden Chipflächen. Um diesen Anforderungen gerecht werden zu können, müssen bei gleichen Randbedingungen entweder mehr oder hinsichtlich des Durchmesser dickere Drähte zum Einsatz kommen. So ersetzt ein 500 µm-Draht etwa 2,75 Drähte des Durchmessers 300 µm oder sogar elf Drähte des Durchmessers 150 µm. Damit einher geht eine gestiegene Produktivität, da die benötigte geringere Anzahl von Drähten größeren Durchmessers in kürzerer Zeit gesetzt werden kann. Auf der anderen Seite stellen größere Drahtdurchmesser insbesondere beim Einsatz von Kupfer eine nochmals höhere Anforderung an die Anlagentechnik, die Prozessführung und das Substrat sowie die Halbleitermetallisierung.

Um den höheren anlagenseitigen Anforderungen zur Verarbeitung des 500 µm-Kupferdrahtes gerecht zu werden, wird der Bondkopf um eine mechanische Vorspannfeder erweitert. So können zu 1.800 cN Bondkraft, die digital gesteuert wird, weitere 4.500 cN mechanische Vorspannung aufgebracht werden. Zur Bereitstellung der benötigten Ultraschallenergie wird der Ultraschallgenerator durch einen mit etwa 45 Watt doppelt so leistungsstarken Generator US_{high+} ersetzt. Um eine Vergleichbarkeit der US-Leistungen über beide US-Generatoren hinweg zu ermöglichen, ist die US-Leistung weiterhin in digit angegeben, wobei alle Werte auf den Leistungsbereich des Standard-US-Generators im Nutzungsbereich „low“ normiert werden. Ein Wert von 100 digit am leistungsgesteigerten US-Generator entspricht somit etwa einer Ausgangsleistung von 200 digit „high“ bzw. 400 digit „low“ am Standard-US-Generator.

Bild 25 zeigt die Messung der Peak-to-Peak-Ausgangsspannung U_{PP} und die Effektivleistung P_{eff} des Standard-US-Generators in den Stufen „low“ und „high“ sowie die Effektivleistung P_{eff} des leistungsgesteigerten US-Generators, der für das Bonden von Kupferdrähten mit einem Durchmesser von 500 μm zum Einsatz kommt.

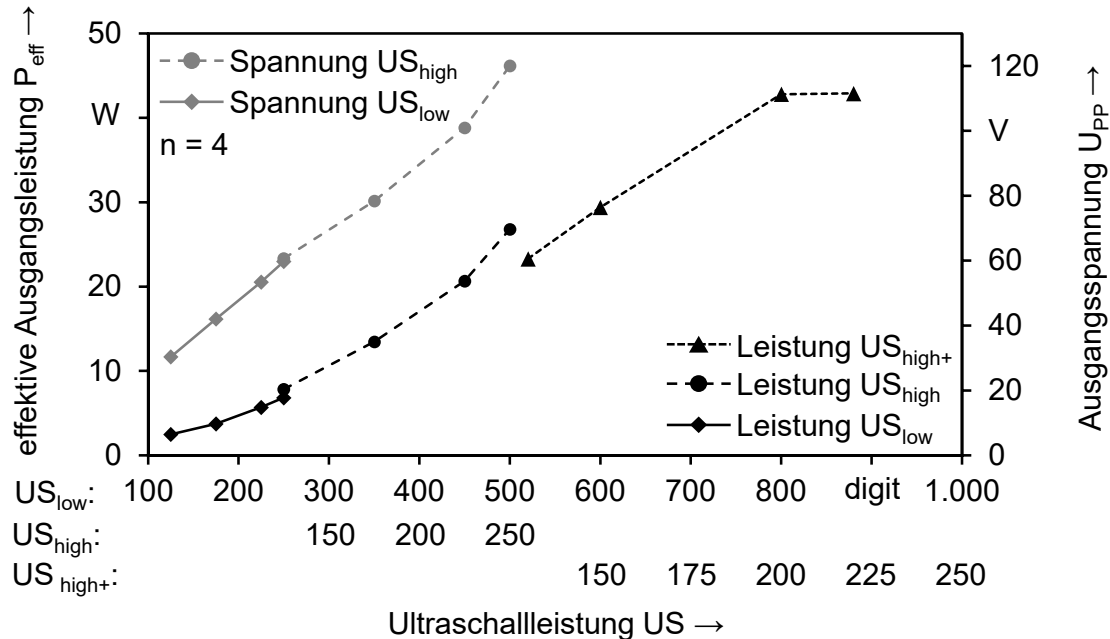


Bild 25: Ausgangsspannung und Effektivleistung der eingesetzten Ultraschallgeneratoren

Die Ausgangsspannung U_{PP} am Standard-US-Generator zeigt über beide Leistungsbereiche hinweg ein nahezu lineares Verhalten. Auch die effektive Ausgangsleistung weist über beide Bereiche sowie beide US-Generatoren ein annähernd lineares Verhalten auf. Daher kann die Normierung der Ultraschallleistung US auf den digit-Bereich „low“ des Standard-US-Generators als gerechtfertigt angenommen werden.

Durch die höhere Steifigkeit des 500 μm -Kupferdrahtes wird zudem die Gestaltungsfreiheit der Loopgeometrie beschränkt. Enge Radien und steile Flanken führen trotz gleicher Parameter zu einer ungleichmäßigen Form der Drahtbrücken. Um diesen Einfluss bei der Ermittlung der optimalen Verbindungsparameter zu minimieren, wurde eine konservative Geometrie mit einer Stichtlänge von 6.000 μm bis 8.000 μm und einem Aspektverhältnis von 0,4 gewählt.

Wie in den vorangegangenen Untersuchungen wird zur Bestimmung der Abhängigkeit der Zielgrößen von den primären Bondparametern ein zentral zusammengesetzter, drehbarer, randomisierter, fünfstufiger Wirkflächenversuchsplan aufgestellt. Die Prozessgrenzen werden auf Basis von Vorversuchen definiert. Da die Kraframpe sich nur auf den digitalen, kleineren Anteil der

Bondkraft auswirkt und in Vorversuchen zudem keinen signifikanten Einfluss auf die Scherkraft nachgewiesen werden kann, wird diese bei $R = 50 \%$ belassen. Für jede der 20 Parameterkombinationen werden 20 Replikationen durchgeführt. Da die mechanische Vorspannung manuell zu kalibrieren ist, werden zwei Blöcke gebildet, wobei Block 1 alle Versuche mit einer Vorspannung von 1.500 cN und Block 2 alle Versuche mit einer Vorspannung von 2.700 cN enthält. Es kann kein statistisch signifikanter Einfluss der Blockbildung auf die Zielgrößen nachgewiesen werden. Alle Bondreihen werden, gleich den zuvor gezeigten Testreihen, auf mechanisch poliertem DCB-Substrat mit einer spezifizierten Rauheit von $R_z \leq 6 \mu\text{m}$ durchgeführt.

Tabelle 6: Parameter der DoE-Studie zur Aufstellung des Prozessfensters von 500 μm -Kupfer-Bonddraht

Eingangsparameter	Parameterstufen				
	$-\alpha$	-1	0	+1	$+\alpha$
Cu-Bondzeit $T_{\text{Cu},500}$ in ms	60	99	155	211	250
Cu-Ultraschallleistung $US_{\text{Cu},500}$ in digit	480	560	680	800	880
Cu-Bondkraft $F_{\text{Cu},500}$ in cN	1.800	2.286	3.000	3.714	4.200

Als primäre Zielgröße wird die Scherkraft analysiert. Das statistische Modell zur Standardabweichung der Scherkraft zeigt, wie dies auch bei geringeren Kupferdrahtdurchmessern beobachtet wird, ein nur unzureichendes Bestimmtheitsmaß von unter 30 %. Es wird dabei deutlich, dass die anlagenseitigen Steuergrößen die Prozessschwankungen nur anteilig erklären können. Aus diesem Grund wird die Anzahl der gesetzten Bondstellen als Ersatzmaß für die Prozessstabilität des insgesamt instabileren Bondprozesses mit 500 μm -Draht betrachtet. Auch beim Einsatz von 500 μm -Kupferdraht wird eine positive Korrelation zwischen Höhe der Scherkraft F_s und Wedgeverhältnis W_r beobachtet. Die maximale Wedgebreite schwankt jedoch in Abhängigkeit von den eingestellten Maschinenparametern deutlich geringer als die Scherkraft. Somit kann das Wedgeverhältnis, welches in den durchgeführten Untersuchungen ein Bestimmtheitsmaß von nur $R^2_{\text{kor}} = 51 \%$ aufweist, nicht als hinreichendes Qualitätskriterium zur Beurteilung einer 500 μm -Kupferdrahtbondstelle herangezogen werden.

Für das Aufstellen des modellbasierten Prozessfensters für 500 μm -Kupfer-Bonddraht werden die quadratischen Effekte der Bondkraft trotz eines leicht erhöhten p-Wertes von 0,083 berücksichtigt. Einen ebenfalls quadratischen Zusammenhang zur Scherkraft weist die Ultraschallleistung auf, während die Bondzeit das Modell linear beeinflusst. Signifikante Wechselwirkungen treten

nicht auf. Das größte Bestimmtheitsmaß zeigt die Ultraschallleistung, gefolgt von der Bondzeit und zuletzt der Bondkraft. Somit können die Prozessabhängigkeiten beim Bonden von 500 µm-Kupferdraht als vergleichbar mit denen von 300 µm-Kupferdraht gelten. Ein modellbasiertes Scherkraftmaximum von $F_{s,Cu,500} = 78 \text{ N}$ wird bei einer Ultraschallleistung nahe des Anlagenlimits sowie einer Bondkraft von etwa 3.200 cN erzielt.

Um die Stabilität des Bondprozessfensters genauer analysieren zu können, wird neben der maximalen Scherkraft auch der Bruchcode sowie insbesondere der Restschersockel als Basis einer Sensitivitätsanalyse herangezogen. Dies erfolgt in Anlehnung an die in Kapitel 3.2.3 vorgestellte Methode. Bild 26 gibt für jede analysierte Parameterkombination je eine typische Schersockelausprägung wieder. Bondzeit und Kraframpe werden am Prozessoptimum bei $T_{Cu} = 500 \text{ ms}$ sowie $R = 50 \%$ konstant gehalten.

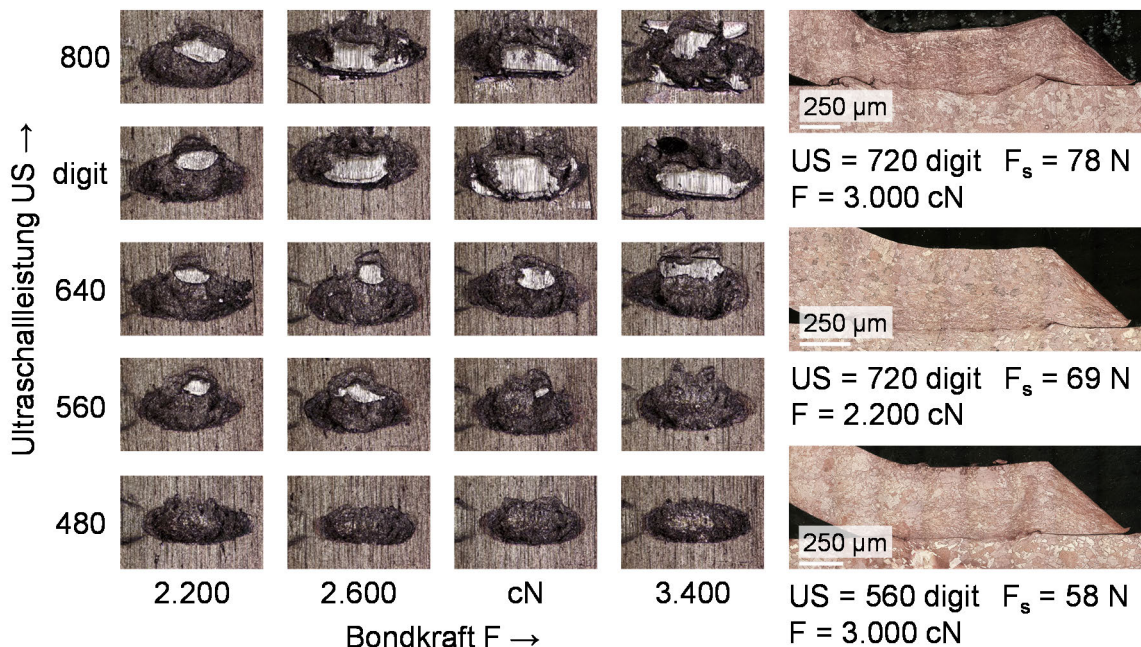


Bild 26: Sensitivitätsanalyse des Kupfer-Bondprozesses mit 500 µm-Draht auf Basis des Restschersockels (links) und der Querschliffanalyse (rechts); $T_{Cu} = 500 \text{ ms}$, $R = 50 \%$

Unterhalb von 560 digit bzw. 26 Watt ergeben sich primär Lift-offs. Sofern eine Leistung von $US \geq 720 \text{ digit}$ in Kombination mit einer Bondkraft $F \geq 2.600 \text{ cN}$ bereitgestellt wird, kann auch das Kriterium eines Restschersockels von über 50 % erfüllt werden. Somit kann auch beim Kupfer-Drahtbenden von Drähten mit einem Durchmesser von 500 µm eine positive Korrelation zwischen Scherkraft und Restschersockel beobachtet werden. Der Abfall des Restschersockels fällt allerdings deutlicher aus, als dies bei Kupferdraht mit einem Durchmesser von 300 µm der Fall ist.

Rückschlüsse auf die Qualität der Bondverbindung aufgrund eines zu geringen Restschersockels des 500 μm -Drahtes können dennoch nicht allgemeingültig gezogen werden. Durch die zunehmende Verfestigung des Drahtmaterials insbesondere bei hoher Bondkraft wird eine Durchscherung des Drahtmaterials erschwert. Dadurch kann sich der Bruch in den Bereich des Interfaces zwischen Draht und Bondoberfläche verlagern. Dieses Phänomen wird von einer sehr hohen Scherfestigkeit begleitet. Zudem kann es zu Substratausrissen kommen, welche ebenfalls mit einer hohen Scherkraft einhergehen können. In beiden Fällen wird die hohe Signifikanz der Ultraschalleistung deutlich, welche für eine Materialentfestigung ebenso wie für eine vollständig stoffschlüssige Anbindung sorgt.

Eine Analyse der in Bild 26 rechts dargestellten Schliffbilder unterschiedlicher Parameterkombinationen macht zudem deutlich, dass scherkraftoptimierte Parameter vielfach eine hohe Belastung auf das darunterliegende Substrat ausüben. Die Parameterkombination des oberen Bondfußes erzielt eine mittlere Scherkraft von 78 N. Dabei zeigt das Schliffbild dieser Kombination ein deutlich unebenes Interface sowie eine starke Deformation der Bondfuß-Oberseite. Sowohl eine Reduzierung der Kraft als auch eine Reduzierung der Leistung sorgt für eine deutlich substratschonendere Anbindung. Beides geht jedoch zu Lasten der erzielbaren Scherkraft. Eine etwa 25-prozentige Reduzierung der Bondkraft führt zu einer etwa 12-prozentigen Reduzierung der Scherkraft, während eine 25-prozentige Reduzierung der US-Leistung zu einer etwa 25-prozentigen Reduzierung der Scherkraft führt.

Es wird deutlich, dass der Einsatz von 500 μm -Kupferdraht die für die Verarbeitung von Aluminiumdraht ausgelegte Anlage trotz erhöhter Vorspannung und verstärktem Ultraschallgenerator an ihre Leistungsgrenzen bringt. Der größere Drahtdurchmesser lässt die verschleißbedingten Schwankungen sowie die insgesamt komplexere Einflussmatrix, die beim Bonden vom Kupferdraht zum Tragen kommt, deutlicher hervortreten. Diese Effekte werden in Kapitel 5.1.1 näher beleuchtet.

3.3.3 Gegenüberstellung und Einordnung der Prozessfenster

Um die Skalierbarkeit der Bondprozessfenster über den Drahtdurchmesser hinweg zu analysieren, werden Steuer- und Zielgrößen in Abhängigkeit des Durchmessers dargestellt.

Die grundsätzlich positive Korrelation zwischen Drahtdurchmesser, den Prozessparametern Bondkraft und Ultraschalleistung sowie den Zielgrößen Pull- und Scherkraft bleibt über alle für die Leistungselektronik relevanten Drahtstärken hinweg auch beim Einsatz von Kupferdraht erhalten. Eine Darstellung der modelltheoretisch optimalen anlagenseitigen Prozessparameter

in Abhängigkeit vom Drahtdurchmesser kann Bild 27 entnommen werden. Der Zusammenhang Drahtdurchmesser und Ultraschallleistung bzw. Bondkraft folgt einem näherungsweise linearen Verlauf.

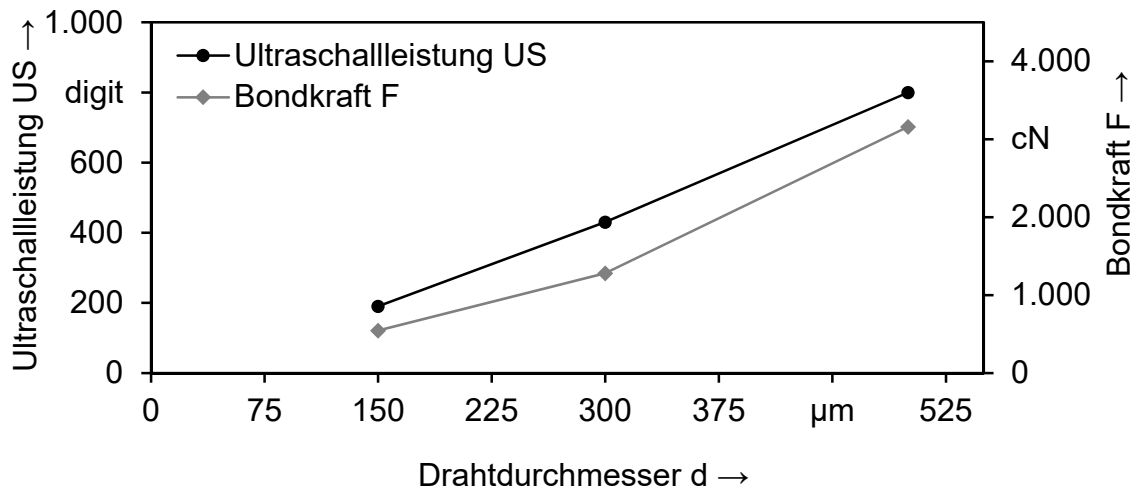


Bild 27: Darstellung der modelltheoretisch optimierten Ultraschallleistung und Bondkraft in Abhängigkeit vom Kupfer-Drahtdurchmesser

Nochmals deutlicher wird dieser annähernd lineare Zusammenhang anhand der Darstellung der Prozessfenster für Kupferdrähte der Stärke 150 µm, 300 µm und 500 µm. Diese sind vergleichend in Bild 28 aufgetragen. Die geforderten Zielgrößen entsprechen den zuvor in Kapitel 3.2.2, Kapitel 3.3.1 und Kapitel 3.3.2 abgeleiteten geometrischen und mechanischen Anforderungen. Die US-Leistung ist für beide Grafiken auf den Leistungsbereich „low“ des Standard-US-Generator normiert.

Neben den Prozessfenstern selbst ist in Bild 28 zudem das modelltheoretische Parameteroptimum für jeden Drahtdurchmesser markiert. Der Zusammenhang, der zwischen dem Durchmesser des Bonddrahtes und den primären anlagenseitigen Prozesseinflussgrößen F und US besteht, kann unter Berücksichtigung der Größe der Prozessfenster sowohl für die benötigte Ultraschallenergie als auch für die optimale Bondkraft in erster Näherung als linear angenommen werden. Eine Verdoppelung des Drahtdurchmessers von 150 µm auf 300 µm erfordert eine etwa 2,3-fache Ultraschallenergie sowie eine etwa 2,4-fache Bondkraft. Eine weitere Erhöhung des Durchmessers um den Faktor 1,7 auf 500 µm verlangt eine Steigerung der eingebrachten US-Energie um das 1,9-Fache, jedoch eine 2,4-fache Erhöhung der Bondkraft. Der zwischen beiden Prozessparametern sowie dem Zielgrößenoptimum bestehende Zusammenhang ist durch einen approximativ linearen Zusammenhang gekennzeichnet und erlaubt die Abschätzung der Lage der Prozessfenster für alternative Drahtdurchmesser. Dieser Zusammenhang ist als Skalierungsgerade in Bild 28 hinterlegt.

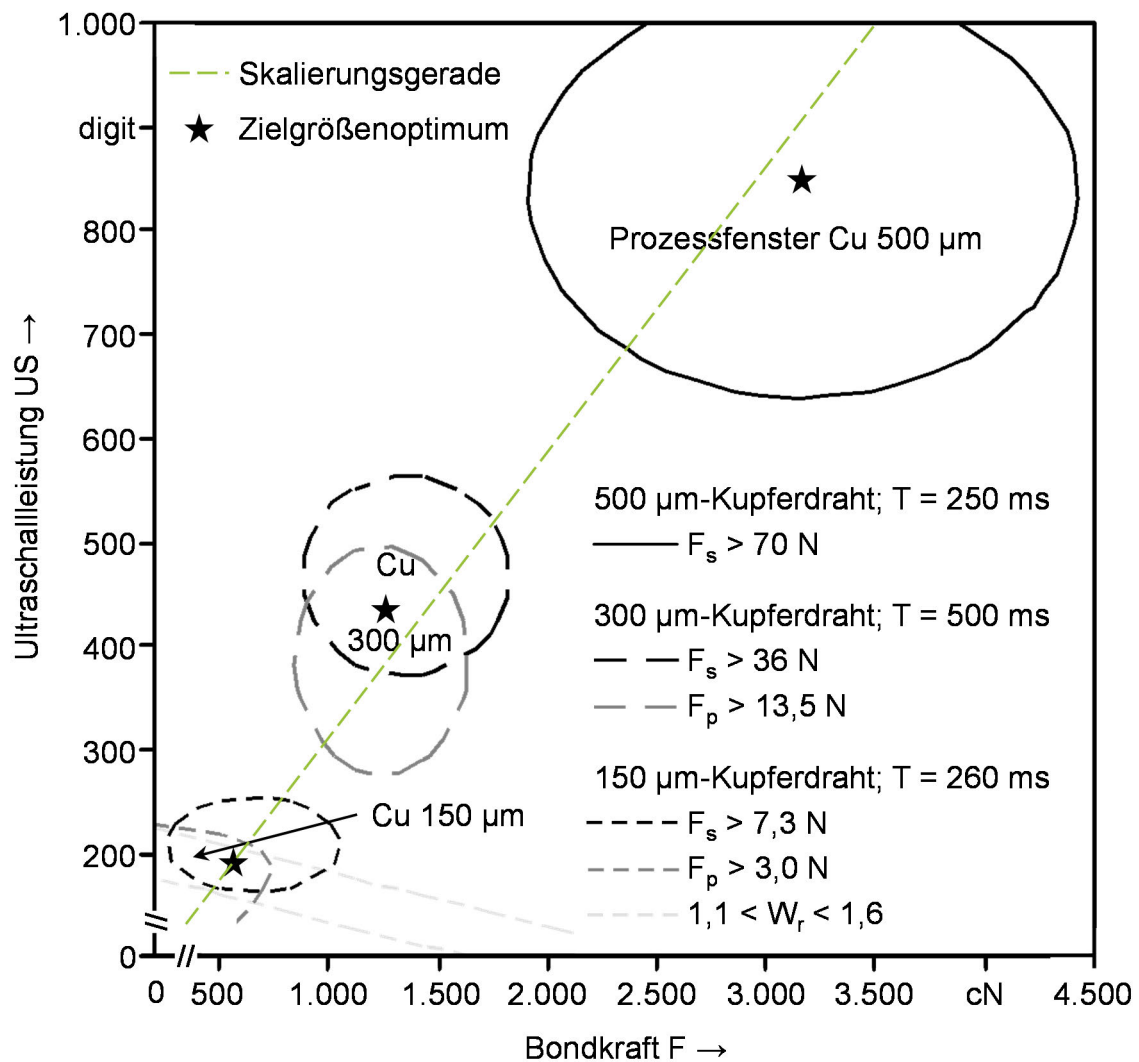


Bild 28: Modellbasierte kombinierte Bondprozessfenster für 150 μm -, 300 μm - und 500 μm -Kupferdraht

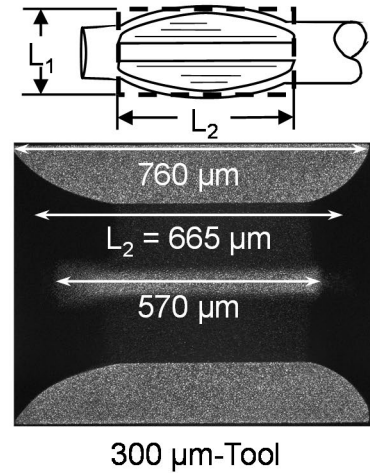
Ein erhöhter Drahtdurchmesser sowie die erhöhten Prozessparameter US und F spiegeln sich ebenfalls in einer erhöhten Scherkraft wieder. Im Gegensatz zum Zusammenhang zwischen Drahtdurchmesser und Prozessparametern besteht seitens der Abhängigkeit zwischen Scherkraft und Prozessparametern kein linearer Zusammenhang. Der Faktor zwei im Durchmesser zwischen Draht der Stärke 150 μm und Draht der Stärke 300 μm ermöglicht eine nahezu fünffach höhere Scherkraft. Eine weitere Steigerung des Drahtdurchmessers auf 500 μm zeigt erneut eine überproportionale Steigerung der Scherkraft, die mit dem knapp zweifachen Wert jedoch deutlich geringer ausfällt. Aus diesem Grund erfolgt die Umrechnung der Scherkräfte in Scherfestigkeiten. So kann der Einfluss der Tool- und Bondfußgeometrie sowie der sich daraus ergebenden Fügezone Rechnung getragen werden. Die Methode zur Transformation der Scherkräfte in Scherfestigkeiten ist in Tabelle 7 dargestellt.

Tabelle 7: Transformation der Scherkräfte in Scherfestigkeiten anhand der Bondfußbreite L_1 sowie der Bondfußlänge L_2

Draht- durchmesser	Scher- kraft ¹⁾ in N	Fügezone ²⁾		Scher- festigkeit in MPa
		L_1 in μm	L_2 in μm	
150 μm $L_1 \stackrel{\text{def}}{=} 1,2 \cdot d$	8,2	180	310	147
300 μm $L_1 \stackrel{\text{def}}{=} 1,1 \cdot d$	40	330	665	182
500 μm $L_1 \stackrel{\text{def}}{=} 1,0 \cdot d$	78	500	870	179

¹⁾ Modelltheoretisches Optimum

²⁾ Rechteckige Fläche



Auf der rechten Seite von Tabelle 7 ist die angenäherte Bestimmung der Fügezone skizziert. Die genaue Größe der Interface-Fläche hängt neben dem eingesetzten Tool sowohl von den Bondparametern als auch vom Substrat ab und unterliegt statistischen Schwankungen. Somit ist die Fügefläche nicht exakt zu bestimmen und wird über die beiden geometrischen Maße Bondfußbreite L_1 und Bondfußlänge L_2 als Rechteck angenähert. L_1 wird in Abhängigkeit vom Drahtdurchmesser angegeben. Da das typischerweise erzielte Wedgeverhältnis mit zunehmendem Drahtdurchmesser geringer ausfällt, wird ein abnehmender Vorfaktor festgelegt. So liegt das scherkraftoptimale Wedgeverhältnis beim Einsatz von 150 μm -Draht bei etwa 1,6, während es beim Einsatz von 300 μm -Draht bei nur etwa 1,3 liegt. Daher wird die Länge L_1 zum 1,2-, 1,1- sowie 1,0-Fachen des Drahtdurchmessers für die jeweiligen Drahtstärken 150 μm , 300 μm und 500 μm festgelegt. Die Länge L_2 ist am Bondfuß selbst nur ungenau abzulesen. Aus diesem Grund wird stattdessen das jeweilige Bondtool vermessen. Da dieses über Ein- sowie Auslaufschrägen zur besseren Drahtführung verfügt, die jedoch nicht im gleichen Maße wie die Scheitelfläche zur Interface-Ausprägung beitragen, wird der Mittelwert aus maximaler Toollänge und Scheitellänge als Länge L_2 definiert.

Der Vergleich der Scherfestigkeiten zeigt unter Berücksichtigung der Scherkraftschwankungen einen übereinstimmenden Wert für die Kupfer-Drahtstärken 300 μm und 500 μm . Es kann daher ein näherungsweise quadratischer Zusammenhang zwischen dem Kupfer-Drahtdurchmesser und der Scherkraft postuliert werden, der sich über die Fläche der Fügezone erklären lässt. Lediglich die Scherfestigkeit des 150 μm -Kupferdrahtes fällt geringer aus. Dies lässt einen größeren Einfluss des Substrates in Abhängigkeit vom Drahtdurchmesser deutlich werden. Die in Abschnitt 4.1.2 dargestellte Scherkraft des 150 μm -Kupferdrahtes auf Leadframesubstraten zeigt im Gegensatz zur Drahtstärke

von 300 μm ein bis zu 15 % höheres Maximum. Wird zudem berücksichtigt, dass der Bondprozess dünnerer Drähte deutlicher durch die Bondfußaufweitung limitiert wird, kann der Grund der geringeren Scherfestigkeit des 150 μm -Drahtes nachvollzogen werden. Im Vergleich zu Aluminiumdraht ergibt sich eine 2,5-fach höhere Festigkeit, wodurch nochmals das große Potenzial des Einsatzes von Kupferdraht aufgrund seiner mechanischen Festigkeit deutlich wird.

3.4 Zusammenfassung der Anforderungen an den Bondprozess aufgrund des Materialwechsels

Der Einsatz von Kupfer für die Dickdraht-Bondtechnologie bietet vielfältiges Potenzial, um den gestiegenen Anforderungen der Leistungselektronik an innovative Verfahren und Materialien für die Aufbau- und Verbindungstechnik gerecht zu werden. Um diese Möglichkeiten für die Generierung leistungsfähigerer Bondverbindungen sowie stabiler Prozesse nutzen zu können, muss eine angepasste Beurteilung und Gewichtung der Prüfkriterien sowie der damit einhergehenden Fehlermodi erfolgen. Diese bilden die Grundlage für eine adaptierte Methodik. Darauf aufbauend können zielgrößenoptimierte Prozessfenster abgeleitet werden.

3.4.1 Gewichtung der Qualitätskenngrößen

Obwohl es für die Charakterisierung von Aluminium-Dickdrahtbondverbindungen keine allgemeingültige Norm gibt, sind die optische Beurteilung des Bondwedges und des Bondloops sowie die Bewertung der Haftfestigkeit anhand von Scherkraftkraftmessungen in Verbindung mit der Beurteilung des Bruchcodes entsprechend der Darlegung in Kapitel 3.1.3 etabliert. Im Kern können diese Methoden auch für den Kupfer-Bondprozess Anwendung finden. Diese Qualitätskenngrößen sollten jedoch aufgrund der Neuheit des Prozesses sowie aufgrund der Betrachtung alternativer Bondoberflächen gezielt erweitert werden.

Die Betrachtung des Wedgeverhältnisses W_r zeigt, dass auch für Kupferdrähte eine enge Korrelation zwischen den primären anlagenseitigen Bondparametern und der maximalen Aufweitung des Bondfußes besteht [70]. Diese fällt im Vergleich zu Aluminium jedoch geringer aus. Während insbesondere bei der Verwendung von Aluminiumdraht der Stärke 150 μm ein maximales Wedgeverhältnis bis $W_r = 1,9$ als zulässig erachtet wird, weisen Kupferdrähte der Stärke 300 μm mit einer höheren Streckgrenze und Kupferdrähte der Stärke 500 μm bereits bei geringen Wedgeverhältnissen optimale mechanische Festigkeiten auf. Darüber hinaus zeigt das Wedgeverhältnis ein substratabhängiges Verhalten, welches in Kapitel 4.1 näher betrachtet wird. Aus diesem Grund sollte das Wedgeverhältnis lediglich als weicher Indikator für die Beurteilung der Bondqualität sowie der Gleichmäßigkeit des Bondprozesses

herangezogen werden. Zudem wird – sowohl für Aluminium- als auch für Kupfer-Bonddrähte – ein durchmesserabhängiges Kontinuum vom Dünn- draht- bis in den Dickdrahtbereich anstelle einer strikten Aufteilung für das Akzeptanzniveau des Wedgeverhältnisses zwischen Dünn- und Dickdraht empfohlen.

Pull- und Schertests dienen als bevorzugtes quantitatives Kriterium zur Analyse der mechanischen Festigkeit und damit der Güte der Schweißverbindung bei Bonddrähten. Beim Einsatz von Aluminium wird im Dickdrahtbereich jedoch nahezu ausschließlich der Schertest genutzt, da Pulltests aufgrund der – im Verhältnis zur Festigkeit der Schweißverbindung – geringen Zugfestigkeit lediglich Drahtrisse zeigen und somit nur eine Unterscheidung der Bondverbindung in gute und schlechte Verbindungen ermöglichen. Aufgrund des etwa doppelt so hohen Elastizitätsmoduls sowie der etwa dreimal höheren Streckgrenze von Kupfer weist der Pulltest bei Kupferdrähten dagegen eine deutlich höhere Aussagekraft auf. Insbesondere das in Bild 21 dargestellte Prozessfenster von 300 µm-Kupferdraht wird signifikant durch die Forderung nach einer optimierten Pullkraft beeinflusst. Aus diesem Grund wird die begleitende Durchführung von Pulltests empfohlen. Hinsichtlich der Bruchcodes sollte eine präzise Unterscheidung zwischen Cratering bzw. Metallisierungsausriss, Lift-off, Heel-crack, heelnahem Drahtbruch und klassischem Drahtbruch vorgenommen werden. Während Lift-offs weiterhin als nicht akzeptabel angesehen werden, muss ein Metallisierungsausriss substratabhängig beurteilt werden. Bei weichen oder additiv aufgebauten Schichten kann aufgrund der hohen Festigkeit des Kupfers ein Ausriss auf eine mangelhafte Metallisierung bei gleichzeitig guter Bondverbindung zurückgeführt werden. Der typische sowie deutlich häufiger auftretende heelnaher Drahtbruch wird als idealer Bruchcode angesehen. Ob Heel-cracks als akzeptabler Bruchcode interpretiert werden können, kann erst durch eine langfristige Untersuchung der Korrelation zwischen Bruchcode und Zuverlässigkeitsuntersuchungen festgelegt werden. Die Berechnung von Korrekturfaktoren zur geometrieübergreifenden Vergleichbarkeit beim Pulltest wird entsprechend dem Vorgehen für Aluminiumdraht empfohlen.

Die Resultate der Schertests sollten auch bei der Verwendung von Kupfer als Drahtbondmaterial das primäre mechanische Qualitätskriterium bilden, da durch sie eine direkte Analyse der Fugestelle ermöglicht wird. Bei Einhaltung gleicher Scherparameter insbesondere hinsichtlich Meißelbreite, Scherhöhe und Schergeschwindigkeit bildet der Schertest ein sehr robustes Qualitätskriterium. Wie beim Pulltest ist eine exakte Unterscheidung der Bruchcodes bei Schertests unerlässlich. Lift-offs sind wie bei der Beurteilung von Aluminium-Bonddrähten nicht akzeptabel. Bei einem Bruch der Metallisierung bzw. einem Substratausriss muss dieser wiederum in engem Zusammenhang zu den

Eigenschaften des Substrates beurteilt werden. Aufgrund der größeren Festigkeit von Kupfer tritt ein Ausriss in Verbindung mit hohen Scherkräften auch bei DCB-Substraten und geringen Drahtquerschnitten auf. Die Interpretation des Fehlercodes der Durchscherung wird ebenfalls durch die höhere Festigkeit von Kupfer beeinflusst. Die Sensitivitätsanalysen in Kapitel 3.2.2 und Kapitel 3.3.2 zeigen, dass der Restschersockel durch die Prozessparameter Bondkraft und Ultraschallleistung beschrieben werden kann. Dabei treten jedoch deutlich größere Schwankungen und anteilig Kombinationen aus einer Durchscherung und einem Bruch der Metallisierung auf. Aus diesem Grund erscheint lediglich eine Unterteilung in Restschersockel kleiner und größer als 50 % sinnvoll. Ob ein großer Restschersockel immer angestrebt werden sollte, hängt wiederum stark vom Substrat ab. Die Schliffbilder in Kapitel 3.2.2 und Kapitel 3.3.2 zeigen für Parameterkombinationen mit maximaler Scherkraft und einem hohen Restschersockels vielfach horizontale und vertikale Anrisse sowie eine deutliche Beeinträchtigung des Substrates. Diese Parameter können einerseits sensitive Oberflächen schädigen und andererseits die Entstehung von thermomechanischen Spannungsrissen erleichtern. Aus diesem Grund kann anwendungsspezifisch auch ein Restschersockel unter 50 % in Verbindung mit hinreichend hoher Scherkraft als gewünschter Bruchcode festgelegt werden. Ob ein Zusammenhang zwischen produktionsinduzierten Rissen und betriebsbedingter Rissbildung aufgrund thermomechanischer Spannungen gezogen werden kann, muss durch eine langfristige Korrelationsanalyse zwischen Initialrissbild und Zuverlässigkeitsuntersuchungen analysiert werden. Die anwendungsspezifische Definition von Zielgrößen im Rahmen des allgemein abgesteckten Qualitätsrahmens ermöglicht eine standardisierte Qualitätsbeurteilung der Bondgüte und damit das Aufstellen prozesssicherer Verarbeitungsfenster.

3.4.2 Adaption der Methodik

Zur Prozesscharakterisierung und zur Ableitung von Prozessfenstern wird die statistische Versuchsplanung auch bei der Verwendung von Kupfer als probates Vorgehen empfohlen. Da der Kupfer-Bondprozess durch nichtlineare Zusammenhänge zwischen Einfluss- und Zielgrößen gekennzeichnet ist, wird die Verwendung von Wirkflächen-Versuchsplänen empfohlen. Aufgrund der Vielzahl von relevanten Einflussfaktoren sowie der unterschiedlichen Bedeutung für die Zielgröße einer stabilen Bondverbindung sollte eine getrennte Analyse der Einflussfaktoren erfolgen. Diese können sinnvoll in geometrische sowie anlagenseitige Einflussgrößen unterteilt werden. Während für die geometrischen Einflussgrößen Richtlinien (design rules) erstellt werden können und die geometrischen Vorgaben in enger Abstimmung mit der Entwicklungsabteilung erfolgen sollte, können die anlagenseitigen Einflussgrößen seitens der Prozessentwicklung über statistische Versuchspläne optimiert werden.

Da aufgrund der vielfältigen Qualitätskenngrößen letztlich immer ein mehrdimensionales Optimierungsproblem vorliegt, muss die Festlegung und die Gewichtung der Zielkennwerte anwendungsspezifisch erfolgen. Das durchgehend geringere Bestimmtheitsmaß für die untersuchten geometrischen und mechanischen Zielgrößen im Kupfer-Bondprozess lässt einen größeren Einfluss maschinen-, material-, und milieuseitiger Randbedingungen deutlich erkennen. Auf Basis der in diesem Kapitel vorgestellten Untersuchungen kann nicht von einer allgemeingültigen Skalierbarkeit der optimalen Prozessparameter über den Drahtdurchmesser hinweg ausgegangen werden. Anhand der in Bild 28 dargestellten Prozessfenster kann jedoch ein durchmesserspezifischer Betrachtungsraum ausgewählt werden, in dem die wirkflächenbasierte DoE-Studie liegen sollte. Solange das Drahtmaterial lediglich durch thermische Vorbehandlungen angepasst wird, kann der Betrachtungsraum aufgrund der nachfolgenden vollständigen DoE-Studie auch für alternative Drahtgefügevariationen herangezogen werden. Auch die simulative Abbildung des Bondprozesses ist begleitend möglich [125]. Dabei steht jedoch die Auslegung und Optimierung unter Umgebungsbedingungen, die den im Modell erlernten Umgebungsbedingungen ähnlich sind, im Fokus [126]. Zur Validierung numerisch erfasster sowie modelltheoretisch erarbeiteter Prozessoptima werden Sensitivitätsanalysen empfohlen.

Bedingt durch die höhere Materialfestigkeit, die veränderte Verbindungsbildung, die erhöhte Verbindungsfestigkeit und die gesteigerten Prozessparameter muss ein besonderes Augenmerk auf den Fügepartner in Form des Substrats oder der Metallisierung gelegt werden. Im Gegensatz zu Aluminiumdraht finden beim Einsatz von Kupferdraht deutlich ausgeprägtere Wechselwirkungen zwischen Substrat, Draht und Prozessführung statt. Die wesentlichen Einflussfaktoren Rauheit, Reinheit, Schichtdicke, Porosität, Härterelation, Haftfestigkeit und Planarität werden in Kapitel 4 dargelegt.

3.4.3 Anpassung der Prozessfenster

Der Kupfer-Dickdrahtbondprozess weist über alle Drahtdurchmesser hinweg ein hinreichend großes Prozessfenster für das Bonden auf DCB-Substraten auf. Selbst unter Berücksichtigung der Restriktion einer geringeren Abweichung vom Pull- und Scherkraftoptimum von lediglich 10 % verfügt der Kupfer-Bondprozess über ein mit Aluminium vergleichbar großes Prozessfenster. Auch nach Einbeziehung der Ergebnisse der Sensitivitätsanalysen verbleibt ein stabiles Prozessfenster für die Verarbeitung von Kupferdraht. Der Kupfer-Bondprozess ist auf den ersten Blick im Vergleich zum Aluminium-Bondprozess durch höhere Ultraschallenergien, höhere Bondkräfte und geringfügig höhere Bondzeiten gekennzeichnet. In Bild 29 wird die notwendige Erhöhung von Ultraschallleistung und Bondkraft bei materialeseitiger Anpassung des

Drahtbondprozesses für die Drahtdurchmesser von 150 μm und 300 μm aufgezeigt. Es ist jeweils das Prozessoptimum sowie der zulässige Parameterbereich des Prozessmodells in Abhängigkeit von den zuvor definierten Zielgrößen dargestellt. Die benötigte Erhöhung der Ultraschallleistung fällt für beide Drahtdurchmesser größer aus als die benötigte Erhöhung der Bondkraft. Insgesamt bedarf das Prozessfenster für größere Drahtstärken eine umfassendere Anpassung der Prozessparameter als das Prozessfenster kleiner Drahtstärken.

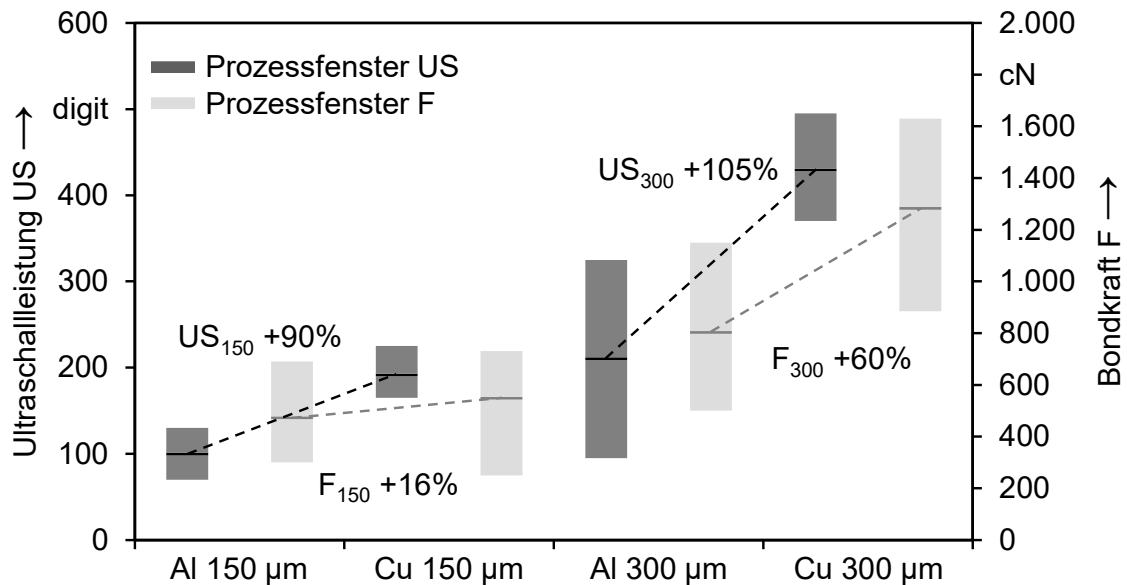


Bild 29: Parameterseitige Anpassung der Bondprozessfenster an einen Wechsel des Drahtbondmaterials

Eine ANOVA zeigt unter Berücksichtigung eines 95 %-Konfidenzniveaus, dass das Wedgeverhältnis über alle untersuchten Drahtdurchmesser und Drahtmaterialien hinweg am deutlichsten durch die Ultraschallleistung beeinflusst wird. Die materialentfestigende Wirkung von Ultraschall unterstützt sowohl bei der Verwendung von Aluminium als auch bei der Verwendung von Kupfer eine stärkere Aufweitung des Bondfußes.

Die Pullkraft im Aluminium-Bondprozess wird mit zunehmendem Drahtdurchmesser durch die Reißlast des Drahtes bestimmt. Zwar werden die Schwankungen in der Pullkraft des 150 μm -Aluminiumdrahtes anteilig durch Bondkraft und Ultraschallleistung beschrieben, jedoch weist das statistische Modell der Pullkraft für 150 μm -Aluminiumdrähte insgesamt ein Bestimmtheitsmaß von unter 50 % auf. Die Pullkraft im Kupfer-Bondprozess wird ebenfalls durch die Reißlast des Drahtes bestimmt, zeigt jedoch deutlichere Reaktionen auf die anlagenseitigen Steuerparameter. Der Bondkraft ist dabei der größte Effekt zuzuschreiben.

Auch die Scherkraft wird bei Verwendung von Aluminiumdraht sowie von Kupferdraht geringen Durchmessers vorrangig durch die Bondkraft definiert. Mit zunehmender Drahtstärke bzw. bei einem Durchmesser des Kupferdrahtes von 300 μm und 500 μm dominiert dagegen der Einfluss der Ultraschallenergie. Es ist davon auszugehen, dass die umformungsinduzierte Materialverfestigung sowie die ultraschallbestimmte Materialentfestigung mit steigendem Durchmesser überproportional an Einfluss gewinnen. Dass Kupferdraht insgesamt intensiver auf den Einfluss der Ultraschallschwingungen im Korngefüge reagiert, wird am Prozessfenstervergleich des 150 μm -Drahtes deutlich. Trotz der größeren Festigkeit von Kupfer können zielgrößenkonforme Verschweißungen bei nahezu gleichen Bondkräften erzielt werden, solange die Ultraschallenergie hinreichend erhöht wird.

Die erheblich höheren Bondparameter erfordern eine an den Fügepartner angepasste Prozessführung. Insbesondere die Kontaktierung sensitiver Fügepartner bedarf einer ausreichend dicken bzw. hinreichend robusten Metallisierung. Dieser Herausforderung widmet sich Kapitel 4. Eine zweite Herausforderung besteht in der Notwendigkeit, die im Prozess beobachteten Schwankungen zu reduzieren. Zwar werden diese durch alle in Kapitel 2.4.2 dargestellten Einflussfaktoren bestimmt, jedoch kommt der Maschine besondere Bedeutung bei. Diese Zusammenhänge und Empfehlungen werden in Kapitel 5.1.3 aufgezeigt. Zuletzt muss die erhöhte Steifigkeit des Kupferdrahtes auch beim Design berücksichtigt werden. Besonders der Einsatz von 500 μm -Kupferdraht zeigt deutlich, dass minimale Abstände zwischen den Bondfüßen entlang eines Kettenbonds ebenso kritisch sind wie besonders flache Loopgeometrien. Es ist daher erforderlich, anlagenseitige Anpassungen insbesondere in der Drahtführung umzusetzen, wie diese in Kapitel 5.1.1 dargestellt sind.

Seitens der Zielgrößen sind eine geringere Wedgeaufweitung sowie höhere Pull- und Scherkräfte zu beobachten. In Verbindung mit einer in Kapitel 2.3.2 abgeleiteten höheren elektrischen und thermischen Leitfähigkeit sowie der in Kapitel 2.3.3 angedeuteten höheren Zuverlässigkeit kann der anlagen-, material-, und prozesseitige Aufwand deutlich gerechtfertigt werden.

4 Einfluss der Fügepartner auf den Bondprozess

Bonddrähte stellen innerhalb eines Leistungsmoduls die Verbindung zwischen Halbleitern, Substraten und Anschlusselementen her. Die Beschaffenheit und die Eigenschaften dieser Fügepartner beeinflussen den Bondprozess in erheblichem Maße. Nicht nur halbleiter-, sondern auch substratseitig entwickelt sich die Leistungselektronik hin zu höherer Stromtragfähigkeit, gesteigerter Einsatztemperatur, größerer Zuverlässigkeit, erweiterter Funktionsintegration, erhöhter Flexibilität und reduzierten Kosten. Diese Anforderungen werden durch keramische, leadframebasierte und neuartige Substrate adressiert. Wesentliche technologische und wirtschaftliche Entwicklungen im Hinblick auf leistungselektronische Substrate sind in Bild 30 zusammengefasst. Aluminiumnitrid- (AlN) und Al_2O_3 -Keramik stellen die am weitesten verbreiteten Substrattechnologien dar. Um die Zuverlässigkeit von keramischen Substraten zu erhöhen, kann im DCB-Prozess Al_2O_3 durch robusteres Si_3N_4 substituiert oder auf die aktivlotbasierte Technologie AMB zurückgegriffen werden [127]. In beiden Fällen ist von einer Erhöhung der Kosten auszugehen.

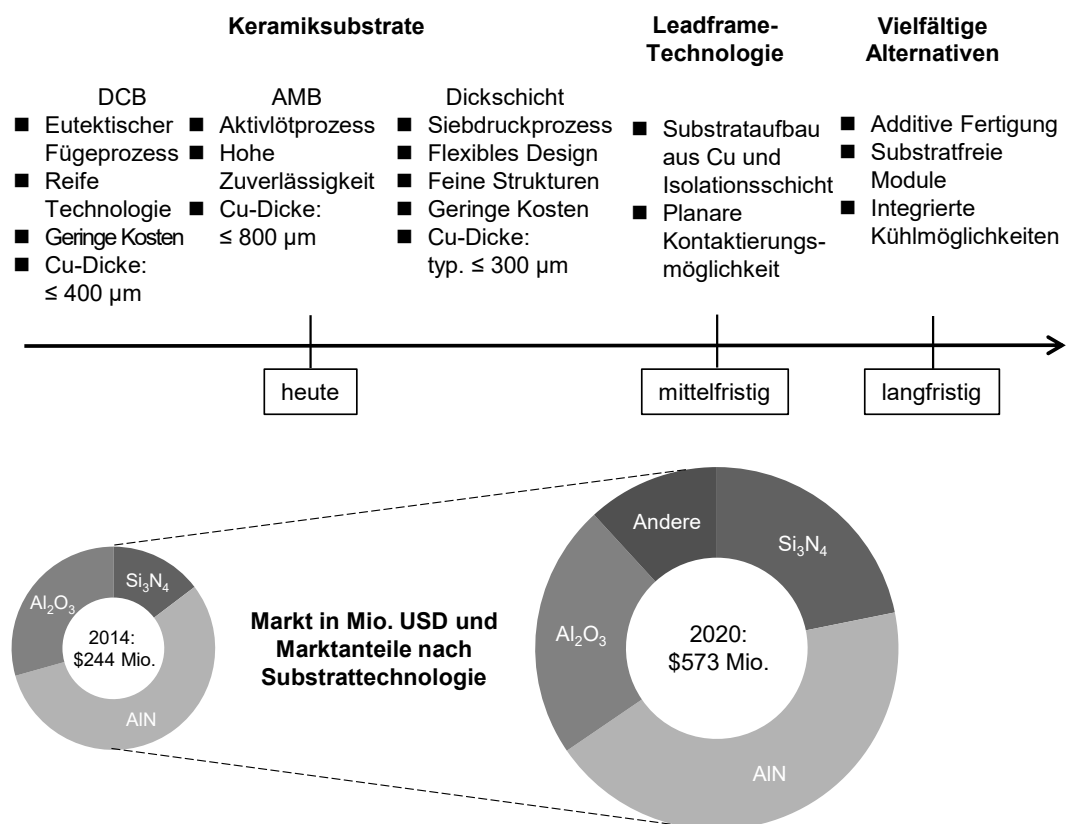


Bild 30: Technologische und wirtschaftliche Entwicklungen im Bereich leistungselektronischer Substrate [11]

Um hochauflösende Strukturen für LED- oder Smart-Power-Anwendungen umsetzen zu können, ist der Einsatz von Dickschichtprozessen möglich, für die mittlerweile auch Kupferpastensysteme verfügbar sind [76]. So bieten auch Dickschichtsysteme in Kombination mit Kupferdrähten die Option eines monometallischen Fügeverbundes. Mittelfristig wird ein umfassenderer Einsatz kostengünstigerer Leadframe-Technologien erwartet, für die eine Wachstumsrate von über 15 % p. a. prognostiziert wird [11]. Auf Basis von Leadframes können, wie in Kapitel 2.2.3 dargestellt, planare Kontaktierungslösungen erarbeitet werden. Langfristig wird ein erweiterter Einsatz flexiblerer alternativer Substrattechnologien prognostiziert [11].

Im folgenden Abschnitt werden die technologischen Implikationen für den Kupfer-Bondprozess durch den Einsatz von Keramik- und Leadframesubstraten einleitend dargestellt, bevor anschließend alternative, für den Einsatz von Kupferdrähten angepasste Halbleitermetallisierungen analysiert werden. Um die Möglichkeiten und Einflüsse des Bondprozesses auf additiv gefertigten Substratsystemen zu beurteilen, folgen Untersuchungen zur Bondbarkeit gedruckter Strukturen. Abschließend werden die Anforderungen an die Bondbarkeit leistungselektronischer Strukturen hinsichtlich der Oberflächentopologie, des Schichtaufbaus und des Grenzflächeneinflusses zusammengefasst und umfassend erläutert.

4.1 Anbindung von Keramik- und Leadframesubstraten

In klassischen Leistungsmodulen stellen DCB-Keramiken die am weitesten verbreitete Substrattechnologie dar. In diskreten und standardisierten LeistungsbaufORMen dominieren aufgrund ihres Kostenvorteils dagegen Leadframesubstrate [128].

Tabelle 8 beschreibt die gängigsten Keramiken für den Einsatz in DCB-Substraten anhand ihrer thermischen Leitfähigkeit λ , ihres thermischen Ausdehnungskoeffizienten CTE, ihrer Durchbruchspannung U_b und ihres Preisniveaus.

Tabelle 8: Zusammenstellung der am häufigsten eingesetzten Keramiken in DCB-Substraten [11]

DCB-Keramiken	Al_2O_3	AlN	Si_3N_4
λ in $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$ (Raumtemperatur)	24	180	90
CTE in $ppm \cdot K^{-1}$ (20 °C – 300 °C)	6,8	4,7	2,7
U_b in $kV \cdot mm^{-1}$	10	20	18
Preis	niedrig	hoch	sehr hoch

Al_2O_3 findet aufgrund seines verhältnismäßig geringen Preises die größte Verbreitung. AlN kommt insbesondere in Anwendungen mit hohen thermischen Anforderungen zum Einsatz [129]. Si_3N_4 verspricht dagegen eine gesteigerte Zuverlässigkeit [130]. Im Verlauf von Kapitel 4.1 wird die Abhängigkeit des Prozessfensters vom eingesetzten Substrat unter besonderer Berücksichtigung des Einflusses der Oberflächenrauheit und der Härte der Substratmetallisierung systematisch analysiert. Dabei werden zwei DCB-Substrate unterschiedlicher Oberflächengüte und drei Kupfer-Leadframe-Bleche unterschiedlicher Legierung miteinander verglichen.

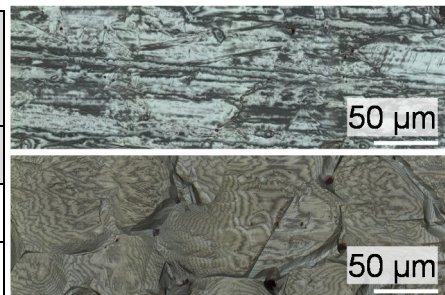
4.1.1 Einfluss der Oberflächenrauheit von DCB-Substraten

Standard-DCB-Substrate sind üblicherweise mit einer mittleren Rauheit von $R_z \leq 16 \mu\text{m}$ spezifiziert und für das Aluminium-Dickdrahtbonden freigegeben. Zudem sind DCB-Substrate mit einer reduzierten Rauheit $R_z \leq 6 \mu\text{m}$ verfügbar. Da für das Kupfer-Drahtbonden Hinweise auf einen positiven Einfluss einer reduzierten Rauheit vorliegen, soll der Einfluss der Oberflächenrauheit auf den Kupfer-Bondprozess evaluiert werden. [131]

Die Oberflächengüte der DCB-Substrate kann lasermikroskopisch bestimmt werden. In Anlehnung an DIN EN ISO 4287 [132] und 4288 [133] sind dazu fünf Einzelstrecken mit einer jeweiligen Länge von 0,8 mm bzw. 2,5 mm für erwartete Oberflächengüten von $0,5 < R_z \leq 10 \mu\text{m}$ bzw. $10 < R_z \leq 50 \mu\text{m}$ zu analysieren. Darüber hinaus sind nach DIN EN ISO 3274 [134] kurz- und langwellige Anteile durch Grenzwellenlängen-Profilfilter abzutrennen. Für den kurzwelligen Bereich ist ein λ_s -Filter von $2,5 \mu\text{m}$ bzw. $8 \mu\text{m}$ zu wählen. Um die langwelligen Anteile abzutrennen, werden λ_c -Werte von 0,8 mm bzw. 2,5 mm empfohlen. Die in Tabelle 9 dargestellten Messwerte zeigen quantitativ anhand des Mittelwerts $\bar{x}$ und der Standardabweichung s sowie qualitativ anhand von Mikroskopieaufnahmen, dass die mechanisch polierten DCB-Substrate eine signifikant geringere Oberflächenrauheit und eine größere Gleichmäßigkeit aufweisen. Der Extremwert der Einzelmessstrecke 3 liegt innerhalb der $R_{z,\text{max}}$ -Spezifikation des Herstellers.

Tabelle 9: Bestimmung der Oberflächenrauheit von mechanisch polierten (oben) und unbehandelten (unten) DCB-Substraten

Hersteller- angaben	Einzelmessstrecke (R_z in μm)					Gesamt- strecke	
	1	2	3	4	5	$\bar{x}$	s
$R_z \leq 6 \mu\text{m}$	3,9	1,8	2,0	2,2	2,5	2,5	0,8
$R_z \leq 16 \mu\text{m}$	12,3	11,9	55,0	11,0	11,8	20,4	19,3



Um den Einfluss der Oberflächenrauheit auf das Kupfer-Drahtbonds zu charakterisieren, wird vergleichend zu dem in Kapitel 3.2.1 dargestellten Versuchsplan ein fünfstufiger, zentral zusammengesetzter, drehbarer Wirkflächenversuchsplan genutzt, dessen Design Tabelle 10 entnommen werden kann. Es werden die drei primären Prozessparameter T, US, und F in je fünf Stufen variiert. Für jede Faktorkombination werden 20 Replikationen durchgeführt. Zur Auswertung der Versuchspläne dienen als Zielgrößen Pull- und Scherkraft entsprechend der in Kapitel 3.4 dargelegten Methodik.

Tabelle 10: Parameter der DoE-Studie zur Aufstellung des Prozessfensters von 300 μm -Kupfer-Bonddraht auf DCB-Substrat erhöhter Rauheit [104]

Parameter (DCB $R_z \leq 16 \mu\text{m}$)	Parameterstufen				
	$-\alpha$	-1	0	+1	$+\alpha$
Cu-Bondzeit $T_{\text{Cu},300}$ in ms	100	181	300	419	500
Cu-Ultraschallleistung $US_{\text{Cu},300}$ in digit	238	294	376	456	510
Cu-Bondkraft $F_{\text{Cu},300}$ in cN	600	823	1.150	1.477	1.700

Bei der modelltheoretisch optimalen Parameterkombination für DCB-Substrate höherer mittlerer Rauheit werden annähernd gleiche maximale Scherkräfte von $F_s = 40 \text{ N}$ erzielt, jedoch geringfügig niedrigere maximale Pullkräfte. Unter Berücksichtigung der durchschnittlichen Standardabweichung liegen diese jedoch auf vergleichbarem Niveau. Da für das Aufstellen beider Prozessfenster 90 % der Maximalkräfte gefordert werden, schlägt sich diese Differenz dennoch im Prozessfenster nieder. Beide Prozessfenster sind in Bild 31 dargestellt.

Der Kupfer-Bondprozess auf DCB-Substraten geringerer Oberflächengüte erfordert eine tendenziell höhere Ultraschallleistung bei geringfügig reduzierten Bondkräften und einer ebenso geringfügig reduzierten Prozesszeit [70]. Die Ultraschallleistung ist bei einer Erhöhung der Substratrauheit von $R_z = 6 \mu\text{m}$ auf $R_z = 16 \mu\text{m}$ um etwa 10 % anzuheben, um optimale Pull- und Schertestresultate zu erzielen. Es ist davon auszugehen, dass der erhöhte Energieeintrag notwendig ist, um Rauheitsspitzen zu nivellieren sowie die insgesamt stärker strukturierte Oberfläche zu aktivieren und um Draht- und Substratmoleküle auf atomaren Abstand zu bringen. Während die minimal benötigte Bondkraft auf Substraten erhöhter Rauheit geringfügig niedriger ausfällt, liegt die optimale Bondkraft auf raueren Substraten leicht oberhalb der idealen Bondkraft auf mechanisch polierten Substraten. Unabhängig von der Substratrauheit ist zu beobachten, dass zu hohe aufgebrauchte Bondkräfte zu einer Herabsetzung der messbaren Pullkraft führen.

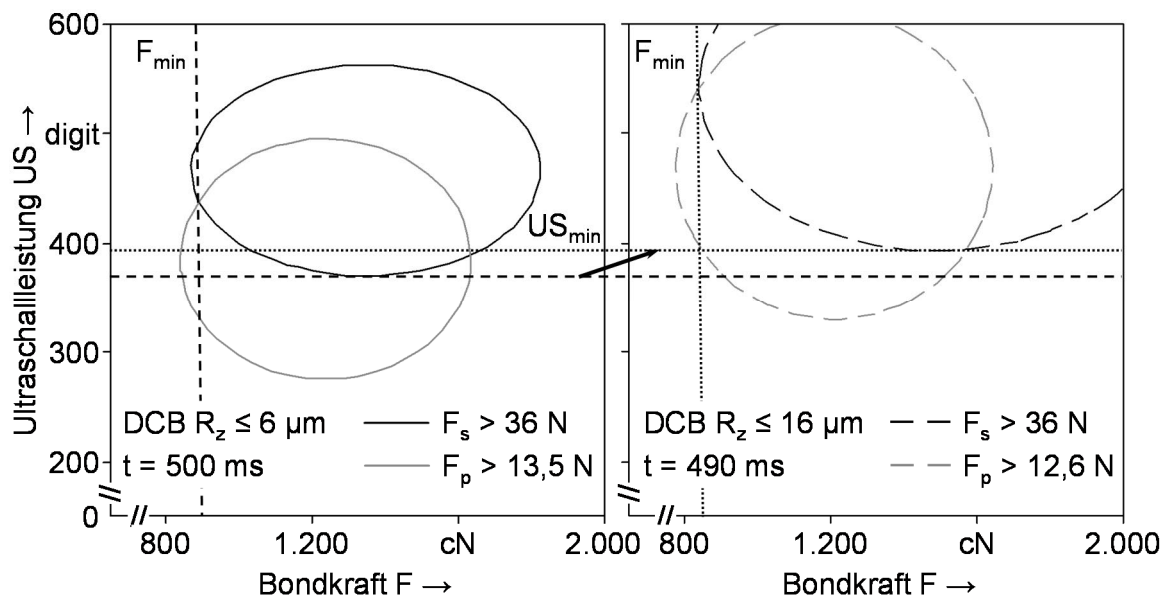


Bild 31: Modellbasierte Bondprozessfenster für 300 µm-Kupferdraht unter Berücksichtigung unterschiedlicher DCB-Substratrauheit [70]

Eine Variation der Bondzeit zieht für beide Substrattypen entsprechend der Beobachtungen in Kapitel 3.2.3 die geringsten Änderungen der mechanischen Festigkeit nach sich. Sowohl die optimale als auch die minimale Bondzeit fällt für Substrate größerer Rauheit geringfügig niedriger aus. Es ist davon auszugehen, dass im Falle geringerer Rauheit die Reibwirkung und damit der indirekte Wärmeeintrag reduziert ist und somit längere Prozesszeiten benötigt werden, um eine Verschweißung gleicher Güte zu erzielen. Die Standardabweichungen von Pull- und Scherkräften liegen für beide Substrattypen auf vergleichbarem Niveau. Somit kann kein deutlicher Unterschied in der Prozessstabilität hinsichtlich der mechanischen Festigkeit aufgrund unterschiedlicher Oberflächenrauheit nachgewiesen werden.

Insgesamt betrachtet kann der Kupfer-Wedge/Wedge-Dickdraht-Bondprozess hinsichtlich der Oberflächenrauheit von DCB-Substraten als sehr stabil bezeichnet werden. Ein eindeutiger Unterschied zwischen beiden Oberflächen, welcher in einer signifikanten Abweichung der mechanischen Festigkeit oder der Streuungen zum Ausdruck käme, ist demnach nicht nachzuweisen. Lediglich geringfügige Anpassungen sind im Hinblick auf die primären anlagenseitigen Eingangsparameter vorzunehmen.

4.1.2 Drahtbonden auf Leadframe-Design

Der typische Einsatz von Leadframesubstraten in der Leistungselektronik liegt im Bereich diskreter standardisierter Bauformen für kleine und mittlere Leistungsklassen. Bei diesen in Kapitel 2.1.1 dargestellten Gehäusevarianten, die als THD- und SMD-Bauform ausgelegt werden, ist eine Kombination aus Dickdrahtbonden und Kupfer-Leadframesubstraten weit verbreitet. Darüber

hinaus erschließen Kupfer-Leadframes aufgrund hoher Gestaltungsfreiheit, geringen thermischen Widerstandes und geringerer Kosten im Vergleich zu keramischen DCB-Substraten auch im Bereich der Modulbauweise in Kombination mit elektrisch isolierenden Schichtsystemen neue Anwendungsfelder [135]. Da Kupfer-Bonddraht auch in Verbindung mit Leadframesubstraten ein monometallisches Verbundsystem ermöglicht, gilt diese Kombination als vielversprechend. Sowohl hinsichtlich der Übertragbarkeit der Prozessfenster als auch hinsichtlich des Einflusses unterschiedlicher Leadframe-Kupferlegierungen werden die drei in Tabelle 11 dargestellten Varianten K09, K65 und K80 untersucht.

Tabelle 11: Bezeichnung und Eigenschaften der analysierten Leadframesubstrate [136]

Leadframe	K09 Cu-OF	K65 CuFe ₂ P	K80 CuFeP
chemische Zusammensetzung (nominal) in Gew.-%	Cu > 99,99	Fe 2,4 Zn 0,12 P 0,03 Cu	Fe 0,1 P 0,03 Cu
normierte elektrische Leitfähigkeit in %	100	60	90
thermische Leitfähigkeit in W·m ⁻¹ ·K ⁻¹	394	280	350
Streckgrenze in MPa	≥ 180	≥ 430	≥ 260
Härte (Vickers) HV	65–95	140–160	100–130
typische Anwendung	Heatspreader	IC	Diskrete

Durch den Einsatz von Kupferlegierungen werden sowohl die elektrischen und thermischen als auch die mechanischen Eigenschaften der Kupferleadframes signifikant verändert. Daraus abgeleitet ergeben sich unterschiedliche typische Anwendungsfälle. Hochreines Kupfer mit der EN-Bezeichnung Cu-OF kommt dem bei DCB-Substraten genutzten Kupfer am nächsten. Zum aktuellen Zeitpunkt wird diese Leadframevariante typischerweise zur Wärmespreizung in Ball-, Land-, oder Pin-Grid-Array-Anwendungen (BGA/LGA/PGA) genutzt. CuFe₂P weist eine signifikant höhere mechanische Festigkeit zu Lasten einer geringeren elektrischen und thermischen Leitfähigkeit auf. QFN- (quad-flat no-leads package), TSOP- (thin small-outline packages), oder DIP- (dual in-line package) Bauformen sind gängige SMD- und THD-Familien, in denen diese Leadframelegierungen zum Einsatz kommen. Hinsichtlich der Materialeigenschaften ist die CuFeP-Legierungsvariante zwischen den beiden zuvor genannten Leadframe-Materialien angesiedelt. Der Anwendungsbereich der

CuFeP-Leadframe-Legierung liegt im Bereich diskreter TO- (transistor outline) Bauformen.

Der Einfluss der Leadframe-Legierung wird mit besonderem Augenmerk auf die Oberflächenhärte anhand des in Tabelle 12 dargestellten fünfstufigen, zentral zusammengesetzten, orthogonalen, randomisierten Wirkflächenversuchsplan unter Verwendung von Kupferdraht der Stärke 300 μm analysiert. Für jede Faktorkombination werden 20 Replikationen ausgewertet. Der Zentralpunkt wird sechs Mal wiederholt. Zur Auswertung der Versuchspläne dienen die mechanischen Zielgrößen Pull- und Scherkraft sowie die optische Zielgröße des Wedgeverhältnis entsprechend der in Kapitel 3.4 dargelegten Methodik.

Tabelle 12: Parameter der DoE-Studie zur Aufstellung der Prozessfenster auf Leadframesubstraten

Parameter (Leadframesubstrat)	Parameterstufen				
	$-\alpha$	-1	0	+1	$+\alpha$
Cu-Bondzeit $T_{\text{Cu},300}$ in ms	148	200	300	400	453
Cu-Ultraschallleistung $US_{\text{Cu},300}$ in digit	348	375	425	475	500
Cu-Bondkraft $F_{\text{Cu},300}$ in cN	868	1.000	1.250	1.500	1.632

Die modelltheoretisch optimale Parameterkombination für Leadframesubstrate erzielt legierungsunabhängig, unter Berücksichtigung einer maximalen Bondfußaufweitung von $W_r \leq 1,6$, eine geringfügig niedrigere maximale Scherkraft von $F_s = 37 \text{ N}$. Sofern auch größere Wedgeverhältnisse akzeptiert werden, können gleich große Scherkräfte wie auf DCB-Substraten erzielt werden. Das Bestimmtheitsmaß $R^2_{\text{kor.}}$ liegt für alle drei Leadframe-Varianten etwa 20 Prozentpunkte oberhalb des Bestimmtheitsmaßes für DCB-Substrate. Dies kann auf die größere Homogenität der Substrate zurückgeführt werden und deckt sich mit den insgesamt geringeren Standardabweichungen. Aufgrund geringerer Abhängigkeiten von Prozessparametern und Pullkraft können nur für die Varianten CuFe₂P und CuFeP Pullkraft-Modelle abgeleitet werden. Die durchgängig geringere Standardabweichung der Pullkraft rückt den Einfluss des Bonddrahtes in den Vordergrund, sodass lediglich das CuFe₂P-Prozessfenster durch die Pullkraft hinsichtlich zu hoher Bondkräfte limitiert wird. Darüber hinaus zeigen optische Analysen des Bondfußes eine starke Aufweitung, weshalb eine Beschränkung des maximal zulässigen Wedgeverhältnisses auf $W_r \leq 1,6$ eine Limitierung der zulässigen Ultraschallleistungen nach sich zieht. Die auf Basis der geforderten optischen und mechanischen Zielkorridore abgeleiteten Prozessfenster sind in Bild 32 vergleichend aufgetragen.

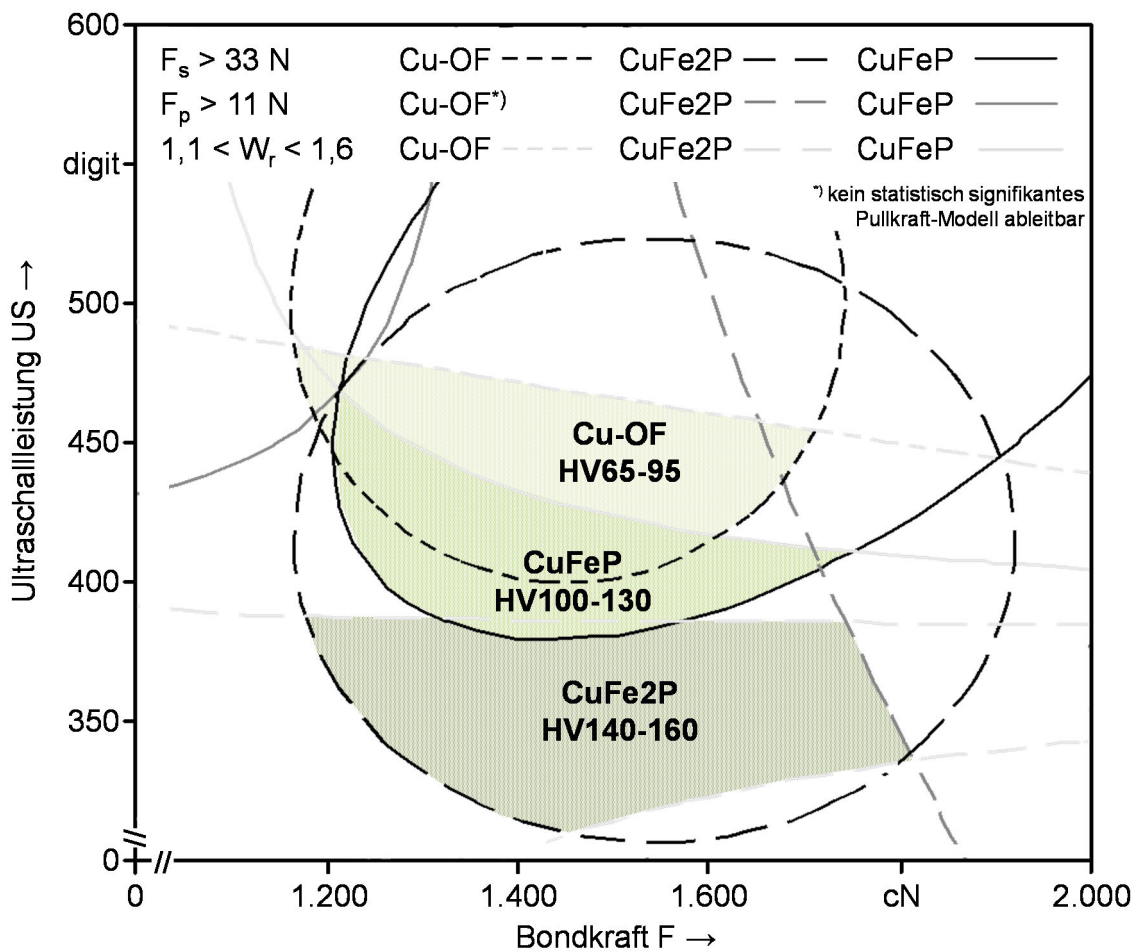


Bild 32: Modellbasierte Bondprozessfenster für 300 µm-Kupferdraht unter Berücksichtigung von Leadframesubstraten unterschiedlicher Härte

Die Härte des Substrates wirkt sich insbesondere auf die minimale sowie ideale Ultraschalleistung aus. Mit steigender Substrathärte wird eine geringere Ultraschalleistung zur Erzielung gleicher Festigkeit benötigt. Es ist davon auszugehen, dass auf Substratoberflächen höherer Festigkeit ein größerer US-Energieanteil in das Korngefüge des Drahtes anstelle des Substrates eingebracht wird. So wird die Verbindungsbildung begünstigt, jedoch gleichzeitig eine größere Aufweitung des Bondfußes erwirkt. Die maximal zulässige Bondfußaufweitung bedingt daher zusätzlich die Beschränkung des Prozessfensters hinsichtlich der maximalen Ultraschalleistung. Die Analyse der Bruchcodes zeigt für die Legierungen CuFeP und CuFe₂P innerhalb des Prozessfensters vorrangig Wedge-Durchscherungen mit einem Restschersockel über 50 %, wobei dieser bei einer härteren Kupferlegierung tendenziell größer ausfällt. Schertests auf Cu-OF-Substrat dagegen zeigen häufiger Lift-offs mit einer Andeutung von Metallisierungsausrissen. Bei konventionellen Aluminium-Bondverbindungen würde ein solches Bruchverhalten als negativ bewertet werden. Da der verwendete Kupferdraht jedoch im Gegensatz zum Aluminium

eine höhere Festigkeit besitzt, wird ein Ausriss, wie er ebenfalls bei Schertests an Kupfer-Bondverbindungen auf Kupfer-Dickschichtsubstraten beobachtet wird, als typischer und zulässiger Bruchcode interpretiert [43].

Pulltests an Cu-OF- und CuFe₂P-Leadframesubstraten weisen vor allem Heel-cracks auf. Die korrigierten Pullkräfte liegen dabei im Bereich der Reißlast des Drahtes. Kupfer-Drahtbonds auf CuFeP-Leadframesubstrate zeigen Drahtrisse als häufigsten Fehlercode. Daraus kann geschlossen werden, dass die primären anlagenseitigen Prozessparameter die Pullkraft nicht signifikant beeinträchtigen und vorrangig die Festigkeit des Drahtmaterials selbst ausschlaggebend ist.

Die Forderung nach einem maximalen Wedgeverhältnis von $W_r \leq 1,6$ begrenzt die Prozessfenster für das Kupfer-Drahtbonds auf allen drei Leadframe-Legierungen. Während die Wedgeverbreiterung von 300 µm-Kupferdraht auf DCB-Substrat keinen kritischen Werte erreicht, werden im untersuchten Prozessraum auf Leadframesubstraten größerer Härte und Festigkeit Wedgeverhältnisse von $W_r > 2,0$ beobachtet. Insbesondere die maximale Ultraschallenergie wird durch diese geometrische Zielgröße limitiert. Da die zusätzliche Ultraschallenergie jedoch nur zu unterproportional höherer mechanischer Festigkeit führt und eine sensitive Kontaktierung unter Einsatz geringer US-Leistung insbesondere für aktive Bauelemente erstrebenswert ist, ist diese Limitierung weniger als Einschränkung, denn als Möglichkeit der optischen zerstörungsfreien Prozessüberwachung zu interpretieren.

4.1.3 Gegenüberstellung und Einordnung des Substrateinflusses

Keramische DCB-Substrate und reinmetallische Leadframesubstrate auf Kupferbasis dominieren den leistungselektronischen Substratmarkt aufgrund ihrer hohen elektrischen und thermischen Leitfähigkeit in Verbindung mit der Möglichkeit, hohe Spannungen sicher zu isolieren. Die Kombination und Kontaktierung dieser Substrate mit dem Kupfer-Drahtbonds verspricht aufgrund eines monometallischen Gefüges mit angepasstem thermischem Ausdehnungskoeffizienten eine stabile und zuverlässige Verbindung. Um eine sichere Prozessführung zu gewährleisten, sind die Prozessfenster an die individuellen Substrateigenschaften des Fügepartners anzupassen.

Eine Reduzierung der Oberflächenrauheit ermöglicht eine Verringerung der Ultraschallenergie in Verbindung mit einer geringfügigen Anhebung der Bondkraft. Eine Reduzierung der Substrathärte dagegen verlangt nach einer Erhöhung der Ultraschallleistung in Verbindung mit einer Erhöhung der Bondkraft. Bild 33 zeigt, wie sich diese Effekte in Kombination und bei Berücksichtigung unterschiedlicher Drahtdurchmesser auswirken.

Es werden Prozessfenster für DCB-Substrate, die eine geringe Härte bei mittlerer Rauheit aufweisen, mit Prozessfenstern für CuFeP-Leadframesubstrate, die eine größere Härte bei geringerer Rauheit zeigen, verglichen. Alle Prozessfenster sind durch die Forderung nach Erzielung von mindestens 90 % der maximalen Pull- und Scherfestigkeit sowie durch die Forderung nach einer maximalen Bondfußaufweitung von $W_r = 1,6$ begrenzt. Während sich die Effekte der rauheitsbedingten US-Leistungserhöhung und der härtebedingten US-Leistungsreduzierung für Kupferdraht mit einem Durchmesser von 300 μm ausgleichen, überwiegt beim Einsatz von 150 μm -Kupferdraht der Rauheitseffekt, der eine geringere US-Leistung auf glatteren Leadframeoberflächen postuliert. Mit Blick auf das Bonden im Dünndrahtbereich ist die Ursache dieses Einflusses leicht nachvollziehbar, da mit abnehmendem Drahtdurchmesser der Einfluss der Oberflächenrauheit tendenziell zunimmt [137]. Entsprechend der Einzeleffektbeobachtungen steigt die benötigte Bondkraft beim Substratwechsel von DCB auf Leadframe an, da sowohl die geringere Rauheit als auch die erhöhte Härte eine größere Bondkraft erfordern. In beiden Fällen verkleinert sich zudem das Prozessfenster im Hinblick auf die Bondkraft. Dies steht im Einklang mit der ANOVA der Haupteffekte, die zeigt, dass die Scherkraft der Bondverbindung auf Leadframesubstraten am deutlichsten durch die Bondkraft definiert wird, während die Scherkraft auf DCB-Substraten primär durch die eingeprägte Ultraschallenergie beeinflusst wird. Das Wedgeverhältnis wird in allen Fällen vorrangig durch die Höhe der Ultraschallenergie beeinflusst.

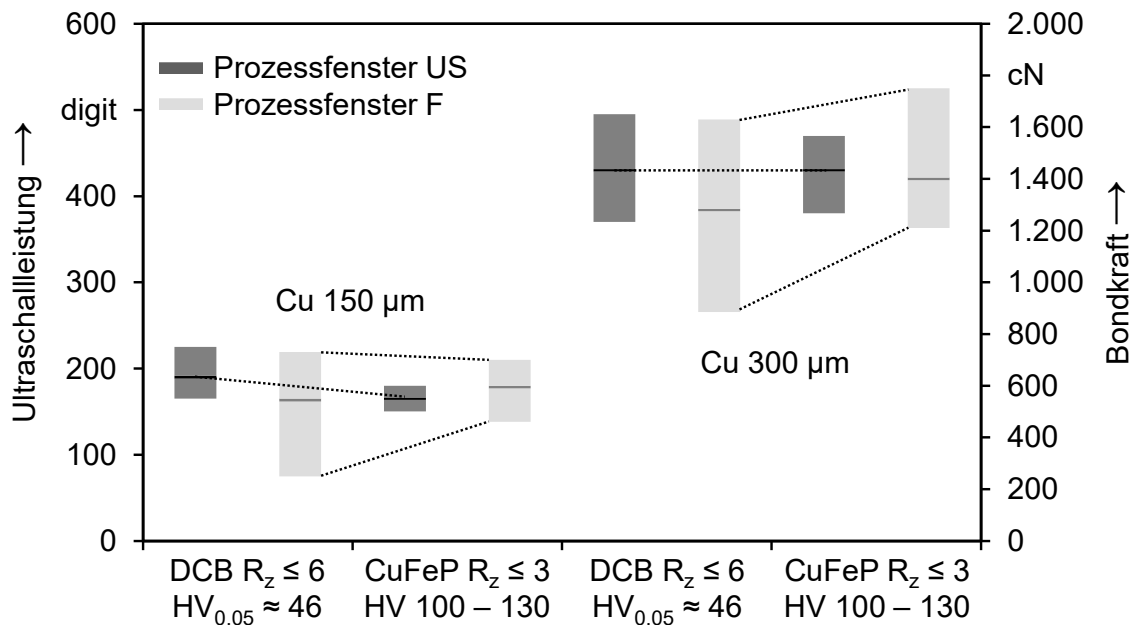


Bild 33: Parameterseitige Anpassung der Bondprozessfenster an eine Variation von Substratrauheit und Substrathärte

Nach einer substratspezifischen Optimierung der Prozessfenster erzielt das Drahtbonden auf DCB- und Leadframesubstraten eine vergleichbare mechanische Festigkeit. Die Interpretation der Bruchcodes sollte jedoch unter Berücksichtigung der Struktur und Härte des Fügepartners erfolgen, um insbesondere Materialausrisse in Pull- und Schertest richtig einordnen zu können. Vergleichbares gilt für die Interpretation des Wedgeverhältnisses, das im Speziellen auf harten Oberflächen geringer Rauheit einen wertvollen Indikator hinsichtlich eines gut eingestellten Prozesses liefert.

4.2 Kontaktierung verkupfter Leistungshalbleiter

Um den Kupfer-Drahtbondprozess auch zur Kontaktierung aktiver Bauelemente einsetzen zu können, ist eine Anpassung der oberseitigen Halbleitermetallisierung notwendig [9]. Die etablierte, typischerweise etwa 3 µm starke Aluminiummetallisierung der Leistungshalbleiter ist nicht in der Lage, die erhöhten Bondenergien in Verbindung mit den härteren Kupfer-Bonddrähten zu ertragen. Die Folge ist eine Zerstörung des Chips im Fertigungsprozess. Aus diesem Grund ist eine oberseitige bondbare Deckschicht aufzubringen, die sowohl einen mechanischen Schutz als auch eine thermische und elektrische Anbindung sicherstellt.

4.2.1 Kupfermetallisierung von Halbleitern

Zur Validierung der Bondprozessfenster auf aktiven Leistungsbaulementen dienen IGBT-Leistungshalbleiter und Dioden der Spannungsclassen 600 V und 1.200 V. Die Halbleiter der 1.200 V-Klasse werden herstellerseitig mit einer Kupfermetallisierung von etwa 7 µm auf Dioden und 13 µm auf IGBT-Baulementen bereitgestellt. Die Chips der 600 V-Klasse sind nachträglich in einem galvanisch-chemischen Metallisierungsprozess mit einer oberseitigen Kupferschicht von mindestens 40 µm Stärke überzogen worden [138].

Tabelle 13 zeigt Querschliffe der vier Varianten unter Angabe der Siliziumdicke sowie der Stärke der Verkupferung. In der 600 V- sowie in der 1.200 V-Klasse ist die Dicke der Kupfermetallisierung innerhalb eines Halbleiterbausteins konstant. Zwischen den Chargen sind jedoch unterschiedliche Schichtdicken aufgebaut worden, welche auf den 600 V-Dioden tendenziell am größten ausfallen.

Der im Verhältnis zur Dicke des Siliziums hohe Kupferauftrag in Verbindung mit einem deutlichen CTE-Unterschied zwischen Silizium (2,6) und Kupfer (16,5) birgt die Gefahr, hohe thermomechanische Spannungen im Halbleiter einzufrieren. Aus diesen können entweder Risse im Silizium oder eine initiale Wölbung der Chips resultieren. Die Wölbung im vorgestellten Prozess ist bauelementspezifisch, da sie von der Position des Bauelements auf dem Wafer-carrier während des Metallisierungsprozesses abhängt [138].

Tabelle 13: Querschliffe und Schichtdicke der verkupferten Leistungshalbleiter

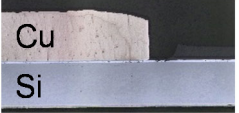
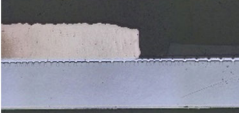
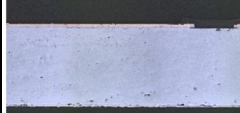
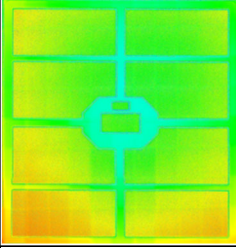
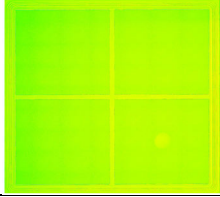
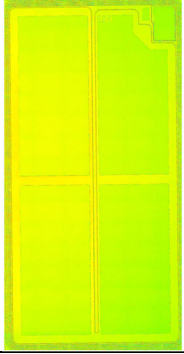
Metallisierung	600 V		1.200 V	
	Diode	IGBT	Diode	IGBT
Querschliff				
Si-Dicke	70 µm	70 µm	120 µm	140 µm
Cu-Dicke	60 – 80 µm ± 1,6 µm	42 – 55 µm ± 1,5 µm	7 µm ± 0,5 µm	13 µm ± 1 µm

Tabelle 14 zeigt die Maße der eingesetzten Leistungshalbleiter sowie die typische resultierende Wölbung des Halbleiters vor Montage. Die Wölbung ist dabei als maximale Höhendifferenz innerhalb eines Leistungshalbleiters definiert. Chips der 1.200 V-Kategorie weisen aufgrund geringerer Kupferstärke in Verbindung mit einer höheren Siliziumdicke einen geringen Verzug auf. Bei Chips der 600 V-Kategorie zeigen insbesondere die stark und vollflächig metallisieren Dioden einen deutlichen Verzug. Die in acht Bondpads unterteilte Metallisierung der IGBT-Bauelemente wirkt sich positiv auf den Verzug aus. Über alle Bauelemente hinweg fällt dieser konkav aus.

Zum Aufbau der Kupfer-Metallisierung sowie den zwischen Silizium und Kupfer befindlichen haftvermittelnden Schichten und Diffusionssperren liegen sowohl für Silizium [139] als auch für Siliziumcarbid [140] umfassende Arbeiten vor. Diese zeigen insbesondere den Einfluss des Schichtaufbaus und der anschließenden Wärmebehandlung auf die Haftung der oberseitigen Metallisierung auf dem Halbleiter sowie in Ansätzen auch auf die nachgelagerten Prozessschritte der Aufbau- und Verbindungstechnik [141]. So wird für einen Bondprozess mit 300 µm-Kupferdraht eine Mindestkupferdicke von 20 µm – 25 µm empfohlen und ein Einfluss der Ultraschallleistung auf die Metallisierungsschicht angedeutet [139].

Auch die Oberflächenhärte der in Tabelle 13 und Tabelle 14 gezeigten Kupfermetallisierungen wurde analysiert. Die nachträglich metallisierte Diode mit hohem Kupferaufbau weist eine Vickers-Härte von 114 ± 6 % HV 0,5 auf. Der 1.200 V-IGBT-Halbleiter verfügt über eine leicht höhere Vickers-Härte von 130 ± 3 % HV 0,5.

Tabelle 14: Maße und initial vorliegende Wölbung der kupfermetallisierten Leistungshalbleiter

Wölbung	600 V		1.200 V	
	Diode	IGBT	Diode	IGBT
3D-Laser-scan				
Maße	9,2 x 5,4 mm ²	9,7 x 10,2 mm ²	8,2 x 9,0 mm ²	7,5 x 14,6 mm ²
Wölbung	80 µm	25 µm	8 µm	20 µm

Neben der galvanisch-chemischen Metallisierung kann auch das Sintern von Kupferfolie auf die Oberseite des Leistungshalbleiters eine Variante zur Anpassung der Chip-Metallisierung für den Kupfer-Bondprozess darstellen [142]. In den Untersuchungen werden Kupferfolien zwischen 35 µm und 105 µm auf Siliziumhalbleiter zwischen 70 µm und 200 µm sowie auf Siliziumkarbidhalbleiter zwischen 200 µm und 400 µm im Drucksinterverfahren aufgebracht. Wie bei den Beobachtungen bei galvanisch-chemisch aufgetragenen Metallisierungen zeigt sich ebenfalls eine Abhängigkeit zwischen Metallisierungsdicke und eingebrachter Spannung. In Verbindung mit einem 300 µm-Kupferdraht kann in aktiven Lastwechseln bei gleichen Bedingungen von $t_{on} = 1$ s, $t_{off} = 10$ s, $T_{jmin} = 20$ °C und $\Delta T = 130$ K sowie einer Stromdichte von 100 A pro cm² eine um den Faktor 20 höhere Zyklenfestigkeit als für gelötete und aluminiumgebundene Module nachgewiesen werden. [143]

4.2.2 Einfluss der unterseitigen Halbleiteranbindung auf den Bondprozess

Der Bondprozess baut stets auf die vorgelagerten Montageschritte und insbesondere die unterseitige Anbindung des Leistungshalbleiters an das Substrat auf. Die sich durch Vorprozesse ergebenden Wechselwirkungen müssen bei der Auslegung des Bondprozesses berücksichtigt werden und gewinnen insbesondere beim Einsatz von Kupferdraht an Bedeutung. Zur Analyse der prozessübergreifenden Wechselwirkungen zwischen unter- und oberseitiger Halbleiteranbindung dienen Prüfkörper, die in Löt- und Leitlebeprozessen aufgebaut werden. Die unterseitige Halbleiteranbindung wird insbesondere

hinsichtlich des Einflusses von Lunkerbildung, thermomechanischen Spannungen und prozessbedingten Verunreinigungen auf den Bondprozess analysiert.

Die Wölbung und Verformung der metallisierten Halbleiter infolge des Temperatureintrags während der unterseitigen Halbleiteranbindung kann die Bondbarkeit der Chips beeinflussen. Dabei überlagern sich beim Einsatz verkupfelter Halbleiter initial eingefrorene Spannungen und die durch unterschiedliche thermische Ausdehnungskoeffizienten eingebrachten Spannungen während des Fügeprozesses. Die Maximaltemperatur sowie der Temperaturgradient beeinflusst die Wölbung dabei ebenso wie das Verhältnis von Kupfermetallisierungsdicke zu Siliziumdicke. Während beim Löten von aluminiummetallisierten Halbleitern lediglich unkritische Wölbung und Verwindungen auftreten, zeigt Bild 34 ein Beispiel extremer thermomechanischer Spannungen. Die 600 V-Diode weist ein Kupfer-Silizium-Verhältnis von etwa Eins-zu-Eins bei einer vollflächigen Metallisierung auf. Die unterseitige Anbindung wurde mittels Leitkleben bei einer Aushärtetemperatur von 150 °C ohne Rampe sowie einer Aushärtezeit von 10 Minuten durchgeführt. Zwar geht die Gesamtwölbung zurück, zeigt jedoch nach dem Aushärten einen, unter Berücksichtigung der Lunkerbildung ungünstigen, konvexen Verlauf. Durch die Anbindung geringer, bereichsweise metallisierter IGBT-Bauelemente sowie durch den Einsatz optimierter, langsam ansteigender Temperaturprofile kann die maximale Wölbung und Verwindung reduziert und die initiale konkave Form erhalten werden. Bei Nutzung von deutlich geringer metallisierten Halbleitern der 1.200 V-Klasse bleibt der Verzug selbst bei Lötprofilen mit einer Peaktemperatur von 260 °C unter 25 µm und liegt somit nur geringfügig oberhalb der Initialwölbung.

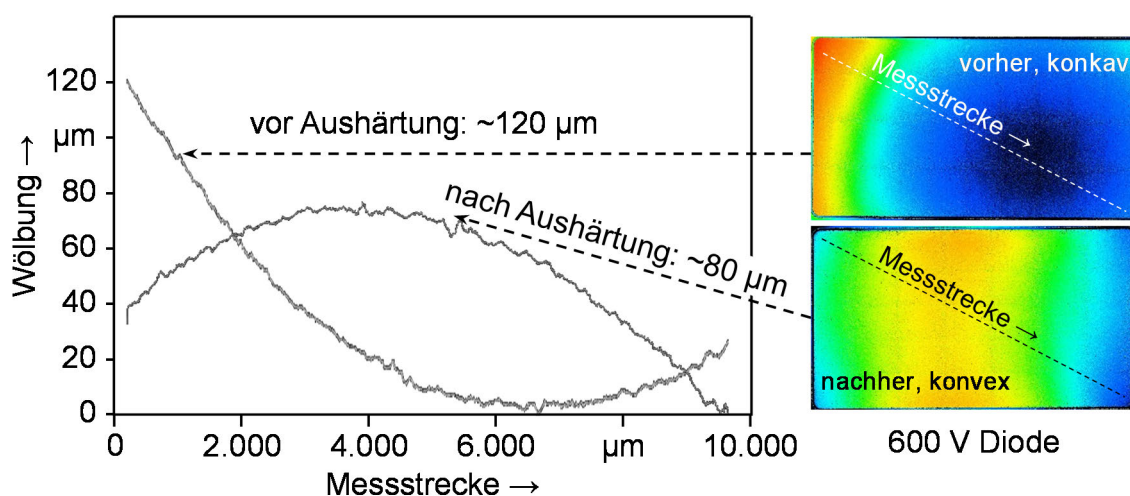
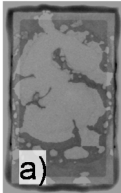
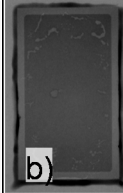
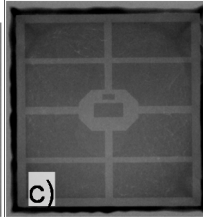
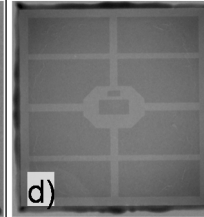
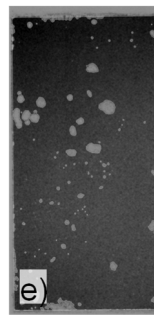
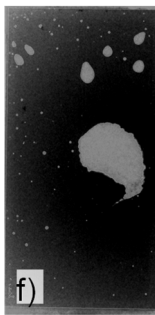


Bild 34: Auswirkung der unterseitigen Halbleiteranbindung auf die Wölbung verkupfelter Leistungshalbleiter

Typischerweise wird der Lunkeranteil vorrangig durch die Lotpaste, die Lotschichtdicke, den Lötprozess sowie das Lotprofil unter besonderer Berücksichtigung der Temperatur in der Peakzone und der Zeit beeinflusst [144].

Beim Einsatz verkupfter Halbleiter kommt die Struktur und Dicke der zusätzlichen Kupfer-Metallisierung als weiterer Faktor hinzu. Die aus dem Fügeprozess resultierende Wölbung wirkt sich, wie in Tabelle 15 dargestellt, auf die Lunkerbildung und somit auch auf die Bondbarkeit der Halbleiter in der weiteren Fertigung aus. Die in Bild 34 dargestellte Diode mit extremer Wölbung weist im Röntgenbild in Tabelle 15 a) einen sehr hohen Lunkeranteil auf. Die schnelle Erwärmung von Raumtemperatur auf eine Temperatur von 150 °C verursacht durch die unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten der Kupfermetallisierung und des Siliziumchips die beobachtete Wölbung und bedingt dadurch die Lunkerbildung. Der Einsatz eines alternativen Leitklebers mit angepasstem Profil und langsamem 60-minütigem Temperaturanstieg eliminiert dieses Problem jedoch nahezu gänzlich, wie die Röntgenanalyse in Tabelle 15 b) zeigt. Die geringer und in Einzelflächen metallisierten IGBT-Bauelemente in Tabelle 15 c) und d) weisen unabhängig vom eingesetzten Leitkleber und dem damit verbundenen Profil trotz einer Kupfermetallisierung von über 40 µm keinen signifikanten Lunkeranteil auf.

Tabelle 15: Einfluss der Kupfermetallisierung, des Fügeprozesses und der Füge­temperatur auf den Lunkeranteil

Lunker	600 V-Diode		600 V-IGBT		1.200 V-IGBT	
	Cu (≥ 40 μm)				Al (3 μm)	Cu (≥ 12 μm)
Röntgenanalyse						
Prozess	Leitkleben				Vakuum-Dampfphasenlöten	
T _{max}	150 °C	180 °C, Rampe	150 °C	180 °C, Rampe	260 °C, Plateau	260 °C, Plateau
t	10 min	60+60 min	10 min	60+60 min	6 min	6 min
Lunker	60 %	1 %	< 1 %	< 1 %	5 %	9 %

Unter Einsatz der Vakuum-Dampfphasen-Technologie können für aluminiummetallisierte 1.200 V-IGBT-Chips konstant Lunkerraten von unter 5 % erwartet werden. Bei einem Wechsel auf verkupferte Chips gleichen Designs zeigt sich trotz einer Kupfermetallisierung von lediglich etwa 13 µm bereits vielfach eine Tendenz zur Ausbildung eines mittigen wölbungsinduzierten Primärlunkers, wie er in Tabelle 15 f) dargestellt ist. Eine Anpassung des Pastendrucks sowie des Bestück- und Lötprozesses in Abhängigkeit von den eingesetzten verkupferten Bauelementen ist daher angeraten, um eine optimale Anbindung der für den Kupfer-Bondprozess angepassten Bauelemente an das Substrat sicherzustellen.

4.2.3 Übertragbarkeit des DCB-Prozessfensters auf aktive Bauelemente

Der Bondprozess auf aktiven Bauelementen wird sowohl durch die Eigenschaften der oberseitigen Metallisierung als auch durch die vorgelagerten Prozessschritte beeinflusst. Seitens der Metallisierung sind insbesondere die Wahl des Materials, dessen Härte und dessen Schichtdicke relevant. Im Hinblick auf die Vorprozesse spielen Verunreinigungen und oxidative Einflüsse sowie eingefrorene Spannungen und Wölbungen eine entscheidende Rolle. Im Grundsatz gilt diese Aussage für alle Bondprozesse, weshalb ein individuell optimiertes Bondprozessfenster für jedes Bauelement erstellt werden sollte.

Beim Einsatz von Aluminiumdraht verhält sich der Bondvorgang beim Übertragen des Prozessfensters von DCB-Substraten auf Leistungshalbleiter sehr robust, wie Bild 35 zeigt.

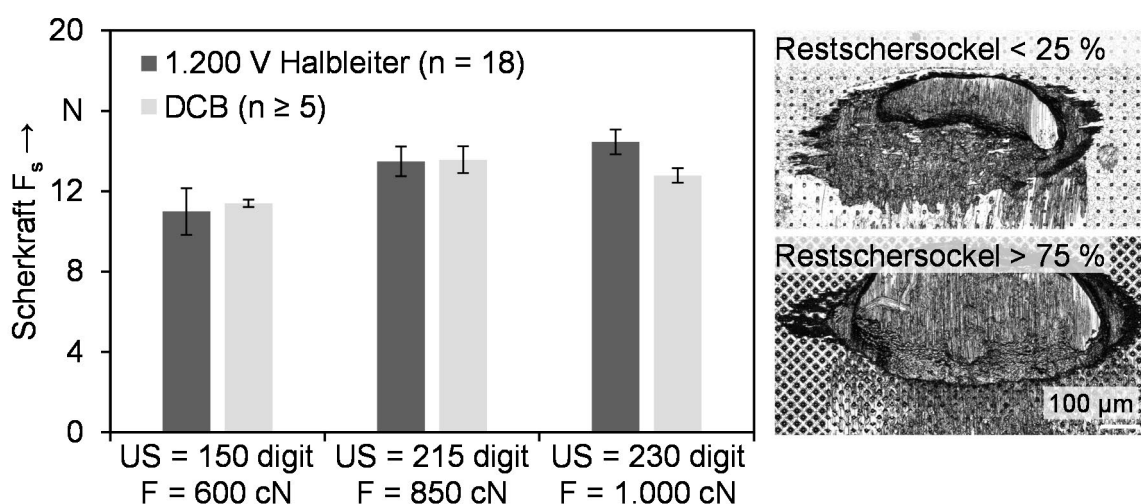


Bild 35: Scherkraft (links) und Bruchcode (rechts) bei Übertragung des DCB-Prozessfensters auf aluminiummetallisierte Leistungshalbleiter

Im Bereich des DCB-optimierten Prozessoptimums fallen Schermittelwert, Standardabweichung und Größe des Restschersockels auf Leistungshalbleitern nahezu identisch aus. Eine Reduzierung von US und F zeigt auf Halbleiteroberflächen zwar eine erhöhte Standardabweichung sowie anteilig Lift-offs oder sehr geringe Restschersockel, wie Bild 35 rechts oben zeigt, jedoch wird weiterhin ein vergleichbar hoher mittlerer Scherwert erzielt. Eine Erhöhung von US und F führt in beiden Fällen nicht zu einer signifikanten Veränderung der mechanischen Festigkeit. Es kommt daher zu keiner Verschlechterung des Aluminium-Bondprozesses auf sensitiven Halbleiteroberflächen.

Beim Bonden von Kupferdrähten auf verkupferte Halbleiter muss zunächst über eine Anpassung der Metallisierung ein ausreichender mechanischer Schutz der Halbleiter aufgrund der höheren Härte und Festigkeit des Kupferdrahtes sowie der erhöhten Bondparameter bereitgestellt werden. Während für die Kontaktierung von bis zu 500 µm dicken Aluminium-Drähten eine oberseitige Aluminium-Metallisierung von 3 µm genügt, können die mit 7 µm Kupfer beschichteten Dioden der 1.200 V-Klasse nicht mit 300 µm-Kupfer-Bonddrähten angebunden werden. Auf den mit etwa 13 µm Kupferauflage verstärkten IGBT-Bauelementen können reproduzierbar 300 µm-Kupfer-Bonddrähte gesetzt werden. Bild 36 zeigt, dass dies ab einer Ultraschalleistung und Kraft im unteren DCB-Prozessfensterbereich möglich ist, wobei der mittlere Scherwert mit etwa 15 N deutlich geringer als auf DCB-Substraten ausfällt und mit über 20 % eine deutlich höhere Standardabweichung zeigt. Insgesamt steigt die mittlere Scherkraft bei steigenden Leistungs- und Kraftparametern deutlich an. Die Streuung verbleibt jedoch auf einem Niveau von über 15 %. Dies korreliert mit der Beobachtung, dass lediglich bei einer Kombination von US = 400 digit und F = 1.000 cN alle Bonddrähte ohne Re-Bonds gesetzt werden konnten. Der mittlere Scherwert liegt in diesem Fall bei $F_s = 21 \text{ N} \pm 21 \%$. Es kann daher festgehalten werden, dass die Höhe der Kupferschichtdicke in Verbindung mit der im Vergleich zu DCB-Kupfer etwa 2,5-fach größeren Härte zwar einen Bondprozess ermöglicht, jedoch eine größere Schichtdicke für einen stabilen Serienprozess empfehlenswert ist. Diese Beobachtungen deckt sich mit den in [139] beschriebenen Beobachtungen, wonach verkupferte Leistungshalbleiter mit 15 µm Schichtdicke beim Einsatz von 300 µm-Kupferdraht zwar bondbar sind, jedoch eine Mindestmetallisierung von 20 µm bis 25 µm empfohlen wird, um eine hinreichende Prozessstabilität sowie eine erhöhte mechanische Festigkeit zu erreichen.

Eine erhöhte Kupferschichtdicke, wie sie bei den Halbleitern der 600 V-Klasse vorliegt, führt entsprechend der in Bild 36 dargestellten Resultate auch zu einer Erhöhung der mechanischen Festigkeit im Bereich niedrigerer Ultraschalleistungen und Bondkräfte. Zudem weist die Scherkraft einen insgesamt flacheren Verlauf auf, was in Verbindung mit einer höheren Stabilität des

Prozesses ein deutlich größeres Bondfenster verspricht. Da der Versuchsplan zum Bonden auf Halbleitern der 600 V-Klasse zum einen teilfaktoriell ausgelegt ist und zum anderen Halbleiter, Leitlebstoff und Tool gezielt variiert werden, entsprechen die in Bild 36 aufgetragenen Whisker nicht der Standardabweichung. Diese fällt deutlich niedriger aus als bei den geringer metallisierten Halbleitern der 1.200 V-Klasse und liegt im Zentralpunkt bei acht Prozent.

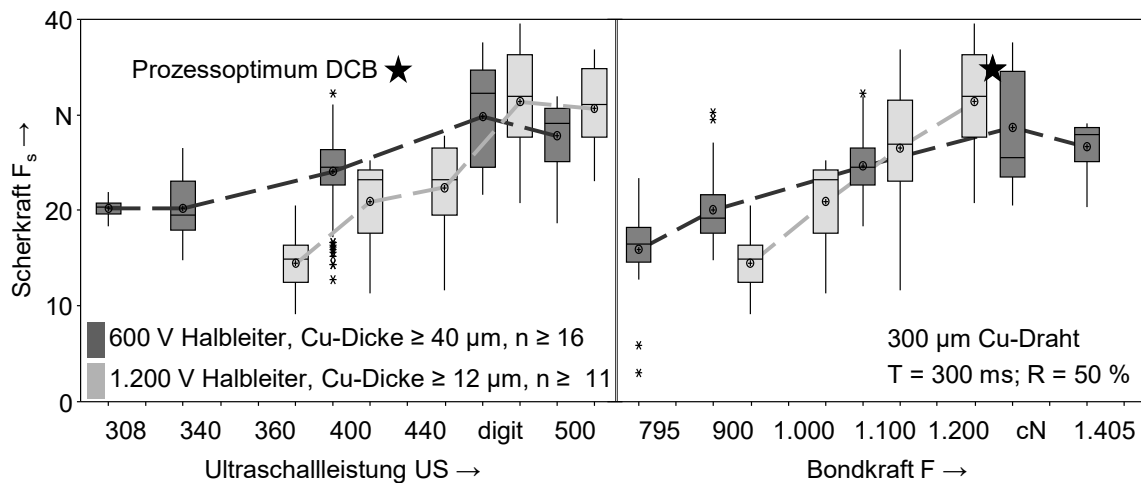


Bild 36: Analyse der Scherkraft auf verkupferten Leistungshalbleitern in Abhängigkeit von der Kupferschichtdicke sowie den Bondparametern Leistung und Kraft

Andererseits verstärkt eine höhere Verkupferung der Halbleiterbauelemente deren Neigung zu Wölbung und Lunkerbildung. Zum Teil können Risse und Brüche im Silizium unterhalb des Bondfußes festgestellt werden. Dieser Fehlercode tritt insbesondere in Kombination mit gewölbten Leistungshalbleitern in den Vordergrund. Aufgrund der im Verhältnis zur Siliziumdicke großen Metallisierungsdicke treten während des Fertigungsprozesses sowie im Fügeprozess der Halbleiter auf das Substrat hohe thermomechanische Spannung auf, die nach dem Abkühlen eingefroren werden. Der Grund für das Auftreten der thermomechanischen Spannungen ist der Bimetall-Effekt zwischen Kupfermetallisierung und Halbleiter, der zur Wölbung des Chips führt und zusätzlich intrinsischen mechanischen Stress im Silizium verursacht. Somit kann eine nichtplane Oberfläche und eine mangelhafte mechanische Unterstützung unterhalb des Chips entstehen. [43]

Die Qualität der Halbleiteranbindung hat daher sehr großen Einfluss auf die Bondqualität. Befinden sich Lunker unter den Leistungshalbleitern, wie dies in Bild 37 im Querschliff und im Röntgenbild rechts deutlich zu erkennen ist, beeinträchtigt dies die Scherkräfte der Bondverbindungen negativ und kann zu einer Zerstörung des Chips aufgrund unzureichender mechanischer Unterstützung führen.

Im Falle einer qualitativ hochwertigen Anbindung des Halbleiters zeigt der Querschliff in Bild 37 links dagegen, dass die etwa 50 μm starke Chipverkupferung einen hinreichenden Schutz bietet. In Verbindung mit der über zweifach größeren Härte im Vergleich zu DCB-Metallisierungen ergibt sich eine anrissfreie und glatte Verschweißung.

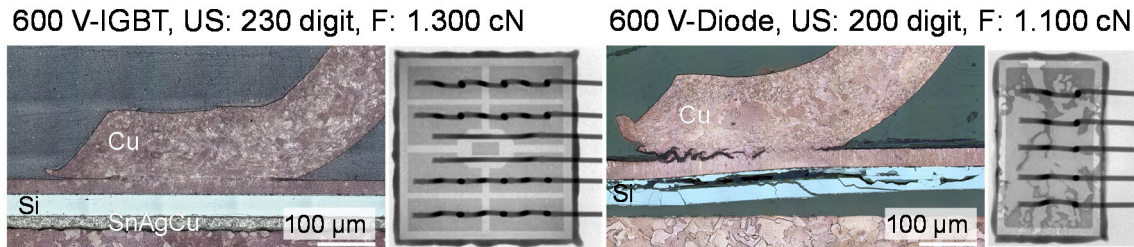


Bild 37: Querschliffe und Röntgenanalysen zur Darstellung des Einflusses lunkerfreier (links) und lunkerbehafteter (rechts) Halbleiteranbindung auf den Bondprozess

Im Vergleich zum Bonden auf DCB-Substraten zeigt der Kupfer-Bondprozess auf sensitiven Leistungshalbleitern ein kleineres Prozessfenster bei geringeren mittleren Scherwerten. Verglichen mit Aluminium ist die mechanische Festigkeit von Kupfer-Drahtbondkontakten auf verkupferten Leistungshalbleitern dennoch etwa 2,5-Mal so hoch. Eine Wechselwirkung mit vorgelagerten Prozessen fällt ebenso wie die Eigenschaften der Metallisierung selbst beim Kupfer-Bondprozess wesentlich stärker ins Gewicht, als dies beim Aluminium-Bondprozess der Fall ist.

4.3 Integration additiv gefertigter Schichten

Digitale Drucktechnologien als Teil der additiven Fertigung können die Produktionslandschaft erheblich verändern [145]. Eine Erhöhung der Flexibilität und Gestaltungsfreiheit bei zeitgleicher Reduzierung der Entwicklungszeit ermöglicht komplexe Formen und Strukturen, die neue Applikationsfelder und Anwendungsszenarien erschließen können [146]. Durch die Abbildung geometrischer und mechanischer Funktionen haben additive Fertigungstechnologien im Bereich der Individualisierung, des Leichtbaus und der Komplexitätsreduzierung entscheidende Fortschritte ermöglicht. Die Realisierung mechatronischer und leistungselektronischer Funktionen mittels additiver Fertigungsverfahren steht jedoch noch am Beginn ihrer Entwicklung. Um additiv gefertigte Strukturen in komplexen und hochintegrierten Leistungsbaugruppen einsetzen zu können, müssen Kontaktierungen zwischen gedruckten Strukturen und aktiven Komponenten wie Nacktchips oder LEDs und der Peripherie ermöglicht werden. In diesem Zusammenhang bietet das Dickdrahtbonds als kosteneffiziente und robuste Verbindungstechnologie die Möglichkeit zur Anbindung eines breiten Spektrums an gedruckten

Strukturen. So wird, durch die Kombination neuer digitaler Drucktechnologien mit etablierten aber angepasst Herstellungsverfahren auf Basis neuer Materialien, die Grundlage für hochflexible und potenziell dreidimensionale Leistungsmodul geschaffen.

4.3.1 Drahtkontaktierung kaltaktiv plasmastrukturierter Leiterbahnen

Das kaltaktive atmosphärische Plasmaverfahren als Technologie zur additiven Funktionalisierung hat sowohl die Fähigkeit, leitende Kupferstrukturen auf thermoplastischen Oberflächen [147] als auch auf keramischen Substraten [148] darzustellen. In diesen Untersuchungen wird zudem gezeigt, dass elektrische Ströme für leistungselektronische Aufgaben übertragen werden können [148]. In Verbindung mit dem Bondprozess wird so eine geometrisch und prozesstechnisch flexible Verfahrenskombination zur Realisierung additiv gefertigter Leistungspfade ermöglicht.

Die Beschichtung der Plasmaproben erfolgt in einer Roboterzelle, in der das Substrat von einem sechssachsigen Industrieroboter bewegt wird. Damit können auch komplexe dreidimensionale Formen beschichtet werden. In der Prozesskammer wird Kupferpulver in eine ortsfeste Plasmaflamme eingebracht, die durch das Zünden eines Trägergases erzeugt wird. Die elektrische Energie des Trägergases wird anteilig über Stoßprozesse auf die Kupferpartikel übertragen. Diese nun energiereichen Partikel treffen anschließend auf die durch den Roboterarm geführte, auf 275 °C beheizte Al_2O_3 -Keramik. Über die Variation der Prozessparameter können die Schichteigenschaften beeinflusst werden. In nachgelagerten Fertigungsschritten, dem sogenannten post processing, können diese Schichteigenschaften optimiert werden. In Bild 38 sind die primären Schichteigenschaften kaltaktiv plasmastrukturierter Leiterbahnen, die die Bondbarkeit beeinflussen, zusammengefasst.

Für die Kontaktierung kaltaktiver Plasma-Kupferschichten mit Bonddrähten muss eine hinreichende Schichtdicke mit ausreichender Haftfestigkeit additiv abgeschiedenen Kupferschichten an das Grundsubstrat bereitgestellt werden. Für die Kontaktierung mit 300 µm-Aluminium-Drähten genügt dabei bereits eine Schichtdicke von weniger als 10 µm. Aufgrund der in Kapitel 3.2 gezeigten deutlicheren Beanspruchung des Substrates beim Kupfer-Drahtbonds mit erhöhten Leistungsparametern wird jedoch eine größere Schichtdicke für das Kontaktieren der Plasma-Leiterbahnen mit Kupferdrähten benötigt. Eine größere Schichtdicke kann sowohl über eine Anpassung der Beschichtungsparameter als auch über eine Erhöhung der Anzahl von Überfahrten erzielt werden.

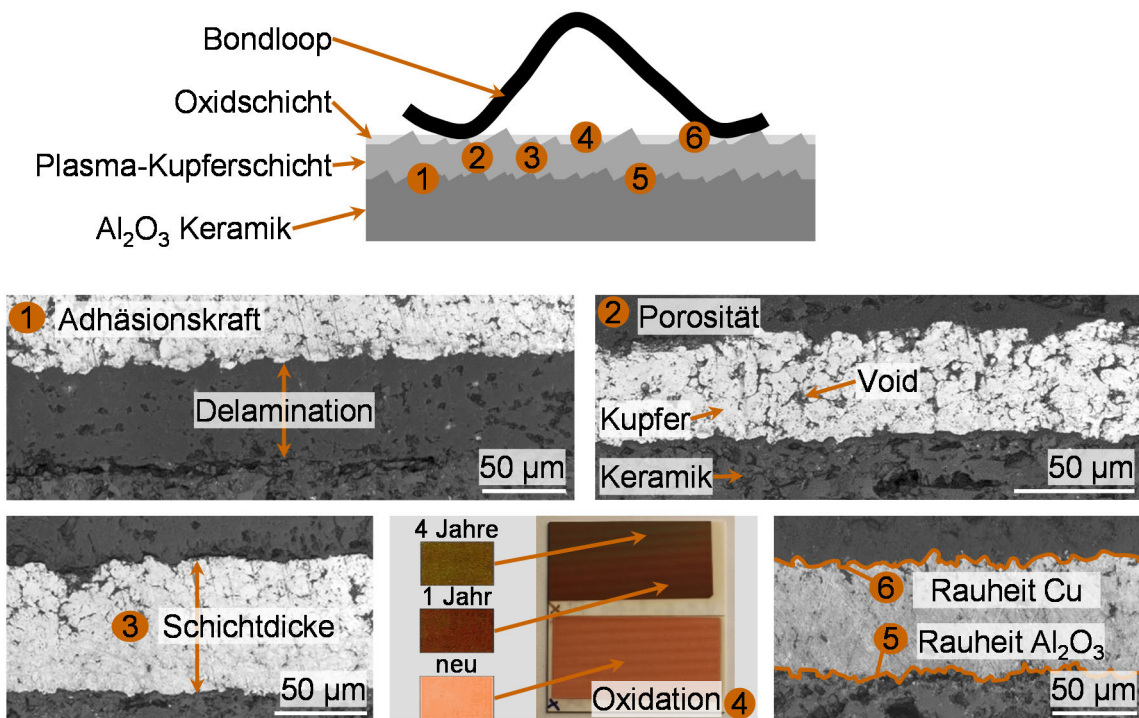


Bild 38: Beeinflussung der Bondbarkeit durch die Eigenschaften additiv abgeschiedener Plasma-Kupferschichten [149]

Neben der initialen Adhäsion der Kupferschicht auf der Keramik muss auch eine ausreichende Haftfestigkeit zur Aufnahme der Bondkräfte und Ultraschallschwingungen garantiert werden. Einfluss auf die Schichtstabilität haben sowohl die Adhäsionskraft zwischen Kupferschicht und Keramiksubstrat und die Kohäsionskräfte bzw. die inneren Spannungen zwischen den einzelnen Kupferschichten als auch die Porosität der Kupferschicht. Durch einen zu großen Lunkeranteil verliert die Plasma-Kupferschicht an innerer Stabilität und die im Bondprozess eingebrachte Energie dient nur noch zur Verdichtung der Kupferschicht statt zur Herstellung einer Verschweißung. Die Bondbarkeit unterschiedlicher Kupferschichten auf Al_2O_3 -Keramiken in Abhängigkeit von der Porosität ist in Bild 39 dargestellt. Neben diesem Zusammenhang wird insbesondere deutlich, dass zur Herstellung bondbarer Schichten nicht nur eine Kenngröße herangezogen werden kann, sondern das Zusammenspiel aller Beschichtungsparameter auf die Erzeugung bondbarer Schichten abgestimmt sein muss.

Bei Probe 1 in Bild 39 wird deutlich, dass auch sehr dünne Schichten im einstelligen μm -Bereich bondbar sein können, während Probe 2 trotz vergleichbar geringer Porosität und einer Schichtdicke etwa $70\ \mu\text{m}$ nicht bondbar ist. Die Ursache hierfür wird in der mit 15 Bahnen großen Schichtanzahl vermutet. Eine Vielzahl dünner Schichten führt zwar einerseits zu einer geringen Porosität, erzeugt andererseits jedoch eine Vielzahl von innenliegenden Kupferoxid-

Schichten, die auch durch nachgelagerte Prozesse nicht eliminiert werden können. Diese Oxidschichten verhindern eine Verschweißung des Drahtes mit der Plasma-Kupferschicht. Probe 3 ist aufgrund ihrer zu hohen Porosität, die zu einem instabilen inneren Aufbau führt, nicht bondbar. Probe 4 und Probe 5 sind hinsichtlich ihrer Beschichtungsparameter optimiert, sodass über 40 µm Kupfer in nur zwei Überfahrten abgeschieden wird. Hierdurch liegt die Porosität bei gleichzeitig nur einer innenliegenden Oxidschicht unter 10 %. Aufgrund der nur zweifachen thermischen Belastung erfolgt zudem eine Reduzierung der inneren Spannungen. Beide Schichten sind daher zuverlässig bondbar.

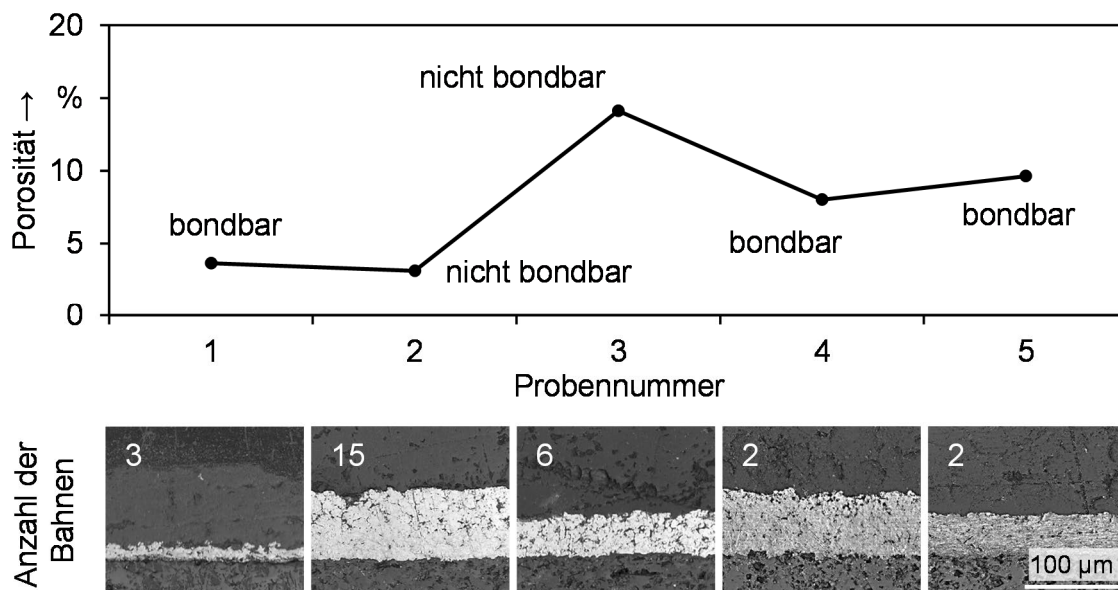


Bild 39: Bondbarkeit additiv aufgebrachtener Plasma-Kupferschichten in Abhängigkeit von Porosität, Anzahl der Bahnen und Schichtdicke

Die Bedeutung der Oxidation für den Bondprozess ist in Kapitel 2.2.2 im Hinblick auf Aluminiumdraht dargestellt. Obwohl das Trägergas eine lokal inerte bzw. leicht reduzierende Atmosphäre herstellt, genügt die Zeit der Probenführung unter Luftatmosphäre bei Temperaturen von bis zu 275 °C zur Bildung von durchgängigen Kupferoxidschichten. Bild 40 zeigt den Einfluss der durch die Heizplatte eingebrachten Substrattemperatur auf das Wachstum der Oxidschicht. Bei einer Heizplattentemperatur bis etwa 100 °C ist nur eine geringe Oxidation der Kupferschichten zu beobachten. Bei den für einen stabilen Kupferauftrag auf Keramiksubstraten benötigten Temperaturen zwischen 225 °C und 275 °C ist dagegen eine deutliche Oxidation und damit Verfärbung des Kupfers zu beobachten. Mit Hilfe eines Farbschemas kann ein Oxidationsgrad-Äquivalent bestimmt werden. So entspricht die entstehende Oxidation während des Beschichtungsprozesses in etwa der Oxidation, die nach mehreren Jahren an Luft unter Raumtemperatur entstehen würde. Während die

oberste Oxidschicht je nach Dicke durch den Bondprozess selbst oder durch Nachbehandlungsschritte wie Reinigen, Ätzen oder Schleifen entfernt werden kann, ist dies für innenliegende Oxidschichten nicht möglich.

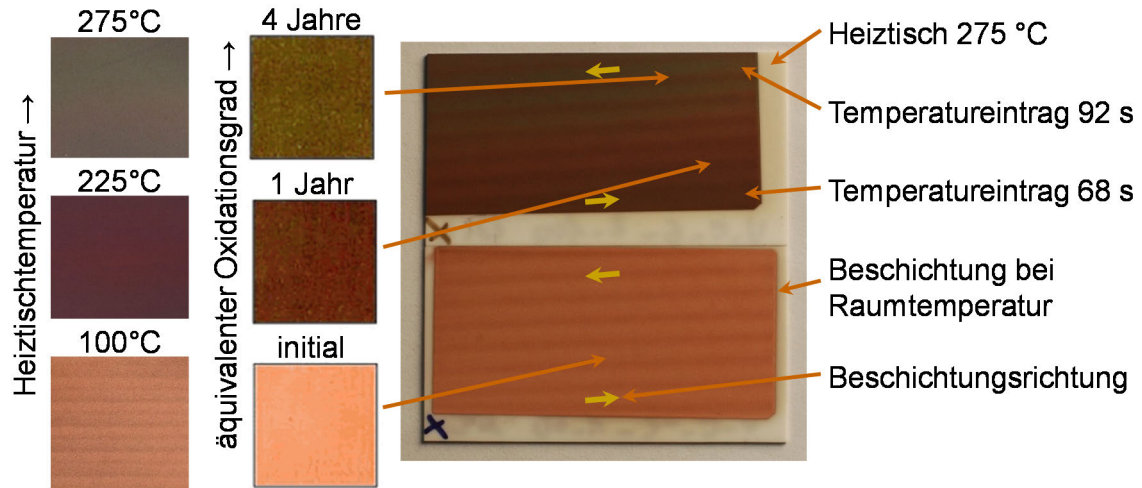


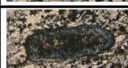
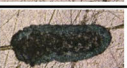
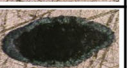
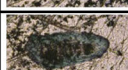
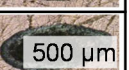
Bild 40: Oxidation der Plasma-Kupferstruktur in Abhängigkeit von der Heizrücktemperatur (links) und dem Beschichtungsprozess (rechts) [149]

In Kapitel 4.1.1 wird der Einfluss der Oberflächenrauheit auf den Bondprozess systematisch analysiert. Die Aluminiumoxid-Substrate weisen eine mittlere initiale Rauheit von $R_z = 8 \mu\text{m} \pm 1 \mu\text{m}$ auf. Durch Optimierung der Beschichtungsstrategie kann eine mittlere Rauheit von $R_z = 20 \mu\text{m} \pm 1,5 \mu\text{m}$ nach der Beschichtung erzielt werden. Es ist möglich, diese Rauheit durch anschließende Schleifprozesse deutlich zu reduzieren. Dabei wird gleichzeitig die oberste Oxidschicht entfernt. Da die Rauheit sich jedoch im Bereich der Rauheit typischer DCB-Substrate bewegt und der Dickdrahtbondprozess robust auf Rauheitsänderungen in diesem Bereich reagiert, stellt eine Veränderung der Rauheit keine Primäranforderung dar.

Unter Berücksichtigung aller in Bild 38 dargestellten Schichteigenschaften kann ein stabiler Aluminium-Bondprozess aufgesetzt werden. Tabelle 16 zeigt links den zur Verfügung stehenden Prozessbereich gereinigter plasmametallisierter Proben. Zur Verdichtung der Restporosität sowie zur Aktivierung der Oberfläche wird eine erhöhte Ultraschalleistung benötigt. Insgesamt ist der nutzbare Parameterbereich deutlich kleiner als bei Verwendung konventioneller Substrate. Um eine Verbindungsbildung reproduzierbar ermöglichen zu können, müssen insbesondere die Adhäsions- und Kohäsionskräfte der Kupferschicht die auftretenden Ultraschallvibrationen ertragen können. Die abgeschiedene Kupferschicht kann die erhöhte Belastung zur Herstellung einer Aluminium-Drahtbondverbindung ohne Schädigung ertragen.

Tabelle 16 rechts dagegen zeigt, dass die zur Herstellung einer Kupfer-Drahtbondverbindung benötigte Leistung und Kraft nicht zu einer stabilen Verschweißung führen muss. Die Fläche des zurückgelassenen Bondkraters nimmt mit zunehmender US-Leistung zu und erreicht bei einer Gesamtschichtdicke der kaltaktiv abgeschiedenen Plasmastruktur von über 60 µm eine Tiefe von bis zu 30 µm. Reinigen oder Schleifen der Oberflächen ändert diesen Zusammenhang nicht, weshalb von einer ungenügenden inneren Strukturqualität ausgegangen werden muss.

Tabelle 16: Prozessbereich und -fehler für Aluminium- (links) und Kupfer-Drahtbondverbindungen (rechts) auf Plasma-Kupferstrukturen

Aluminium					Kupfer			
$t_{US} = 300 \text{ ms}$ $F_{Al, 300} \rightarrow$ $US_{Al, 300} \downarrow$	450 cN	850 cN	1250 cN	1.650 cN	$t_{Cu} = 400 \text{ ms}$ $F_{Cu, 300} \rightarrow$ $US_{Cu, 300} \downarrow$	1.100 cN	1.450 cN	1.800 cN
200 digits	(✓)	×	×	×	380 digits			
255 digits	×	✓	(✓)	×	420 digits			
278 digits	×	✓	✓	×	460 digits			
300 digits	×	✓	✓	(✓)	500 digits			

Anhand von Bild 41 wird deutlich, dass trotz einer Oxidschicht, wie sie im linken Bild anhand der dunklen Substratoberfläche deutlich zu erkennen ist, und einer mit 14 µm verhältnismäßig dünnen Kupferschicht eine prozesssichere Verschweißung zwischen Bonddraht und Substrat hergestellt werden kann. Der Auftrag dünner Schichten minimiert innere Spannungen und erleichtert die Herstellung eines stabilen Haftverbundes zwischen Keramiksubstrat und Kupferpartikeln.

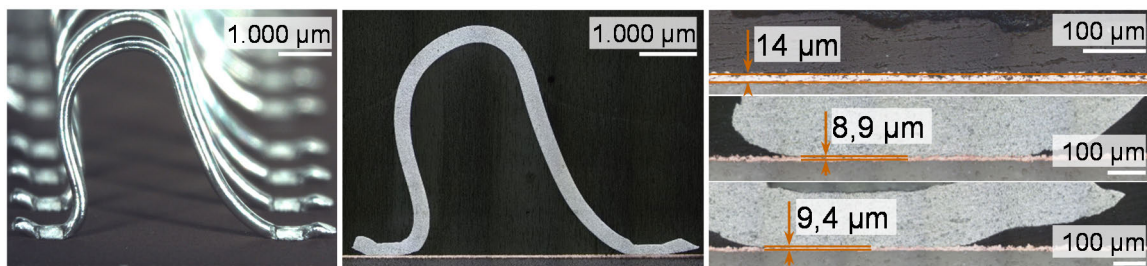


Bild 41: Materialografische Analyse von Aluminium-Drahtbondstrukturen auf kaltaktiv plasma-kupfermetallisierten Keramiksubstraten [149]

Um die mechanische Qualität der erzeugten Bondverbindung näher zu charakterisieren, sind in Bild 42 Pull- und Scherkraftmessungen von 300 μm -Aluminiumdrähten auf prozessfrischen sowie gereinigten und geschliffenen Proben einander gegenübergestellt. Durch beide Nachbehandlungsschritte kann zwar eine Erweiterung des Prozessbereiches, jedoch keine Erhöhung der mechanischen Festigkeit erzielt werden. Aufgrund der schichtweisen Herstellung der Kupferschicht ergibt sich eine wechselseitige Überlagerung von Kupfer- und Kupferoxidschichten. Da nur die oberste Oxidschicht durch die Nachbehandlungsschritte entfernt wird, kann es zu einer Berührung der folgenden Oxidschicht durch den Draht während des Verbindungsprozesses kommen, was zu größerer Energieabsorption und damit zu einer weniger stabilen Verbindung führt [149].

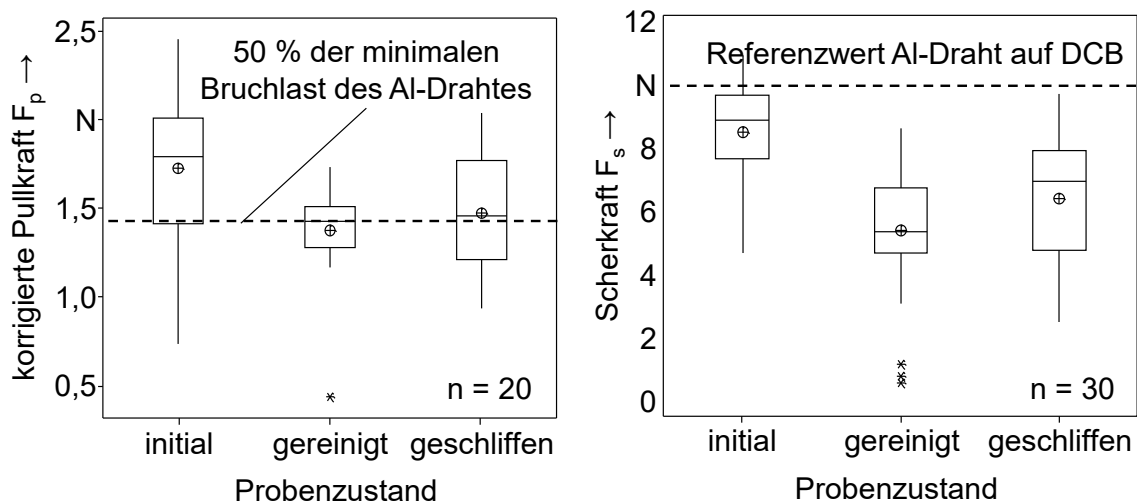


Bild 42: Mechanische Festigkeit von Aluminium-Drahtbondverbindungen auf Plasma-Kupferstrukturen [149]

In allen Fällen bleibt die mechanische Festigkeit deutlich hinter der auf DCB-Substraten erzielbaren Festigkeit zurück. Zudem werden in über der Hälfte der Fälle Lift-offs bei Pull- und Schertest beobachtet. Um die mechanische Festigkeit der Aluminium-Drahtbondkontakte auf Plasma-Kupferstrukturen zu erhöhen und zudem die Möglichkeiten der Kupfer-Drahtbondkontaktierung von kaltaktiven Plasmametallisierung zu ermöglichen, müssen daher die Oberflächentopologie, der Schichtaufbau und die Grenzflächen entsprechen den in Kapitel 4.3.3 beschriebenen Anforderungen weiter optimiert werden. Diese Schichten können anschließend die Basis für verkupferte Leistungshalbleiter oder additiv gefertigte Leistungsbaugruppen darstellen.

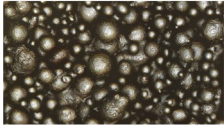
4.3.2 Anbindung von SLM-Substraten

Selektives Laserschmelzen (selective laser melting SLM) ermöglicht die Erzeugung dreidimensionaler Strukturen auf Basis von CAD-Modellen [150]. Metallische Pulver aus Aluminium, Bronze oder Titan werden im schichtweisen Aufbau zur Fertigung komplexer und individueller Strukturen in der Luftfahrt- und Medizinbranche eingesetzt [151]. Um dieses Potenzial auch für die additive Fertigung elektronischer und mechatronischer Applikationen erschließen zu können, werden die Möglichkeiten, Abhängigkeiten und Wechselwirkungen mit Fertigungstechnologien der Elektronikproduktion erforscht [152].

Der Druckprozess erfolgt unter N₂-Inertgas-Atmosphäre mit einer maximalen Laserleistung von 100 W. Im Anschluss an die generative Fertigung pulverbett-basierter Strukturen erfolgt eine Entfernung der Stützstrukturen sowie eine Reinigung. Applikationsspezifisch können zur Verbesserung der Oberflächen-güte Nachbearbeitungsschritte wie Strahlen oder Schleifen eingesetzt werden. Der Einfluss einer Nachbehandlung auf die Eigenschaften der Substratoberflächen ist in Tabelle 17 dargestellt.

Tabelle 17: Eigenschaften der SLM-generierten Substratoberflächen in Abhängigkeit von den Nachbehandlungsschritten [153]

Substrat-eigenschaften	Härte				Rauheit
	Methode	n	$\bar{x}$	s	R _z
SLM unbehandelt	HV 10	3	-	-	> 100 µm
SLM sandgestrahlt	HV 10	3	187	1,5 %	≈ 20 µm
SLM geschliffen	HV 0,05	5	159	5,2 %	≈ 1 µm
DCB-Substrat	HV 0,05	3	46	2,6 %	≤ 6 µm



unbehandelt



sandgestrahlt



geschliffen

Aufgrund der geringeren Schmelztemperatur und der damit verbundenen prozesssichereren Verarbeitung im Vergleich zu reinem Kupferpulver wird CL 80CU Bronzepulver bestehend aus 90 % Kupfer und 10 % Zinn verwendet. Die angegebene Zugfestigkeit des Bronzepulvers ist mit etwa 500 MPa, das Elastizitätsmodul mit 120 GPa und die Vickers-Härte mit 171 ± 7 HV 0,2 spezifiziert. Der Durchmesser der Teilchen im Pulver variiert zwischen 9 µm und 50 µm.

Tabelle 17 stellt Rauheit und Härte der bronzebasierten SLM-Strukturen einander gegenüber und setzt diese zu gängigen DCB-Substraten ins Verhältnis. Trotz der initial sehr hohen Rauheit kann diese durch Sandstrahlen oder Schleifen auf das Rauheitsniveau typischer leistungselektronischer Substrate reduziert werden. Unabhängig von der eingesetzten Nachbehandlungsmethode weisen SLM-Substrate jedoch eine signifikant größere Härte auf.

Die Bedeutung der substratspezifischen Unterschiede in der Härte kann leichter nachvollzogen werden, wenn sie ins Verhältnis zur Härte des Aluminium- und Kupfer-Drahtbondmaterials gesetzt wird. Bild 43 zeigt die Vickers-Härte HV 0,05 von Aluminium- und Kupferdrähten in Abhängigkeit von der untersuchten Stelle.

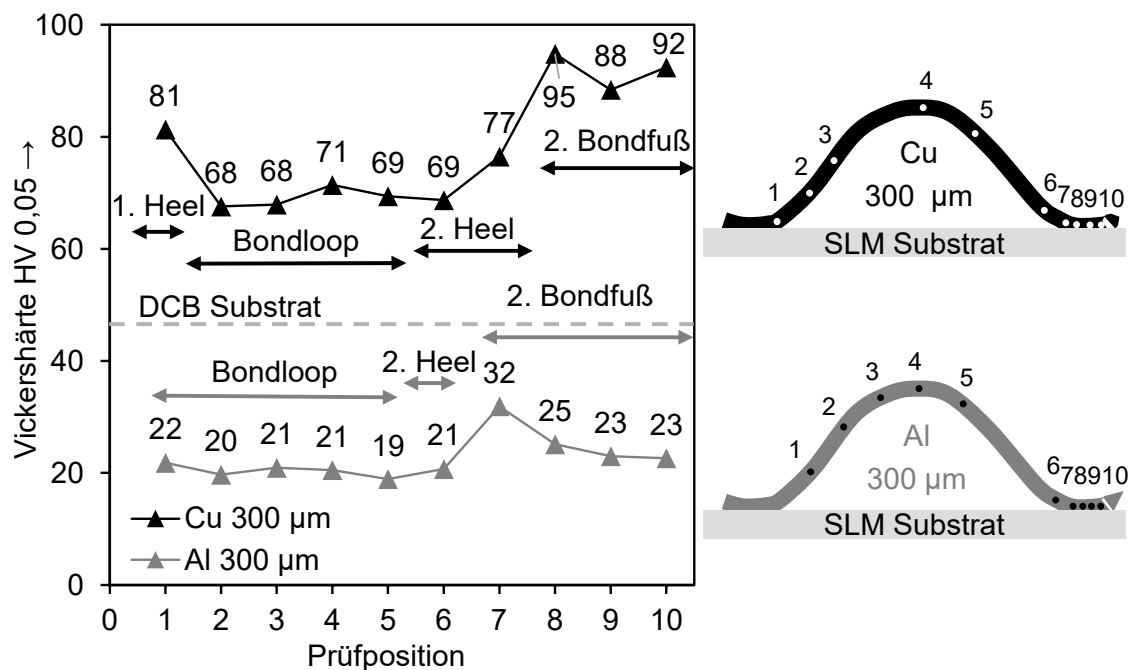


Bild 43: Härte der Kupfer- (oben) und Aluminium-Bonddrähte (unten) in Abhängigkeit von der Prüfposition [153]

Die Härte des Kupferdrahts ist etwa dreimal so hoch wie die des Aluminiumdrahts. Da Kupfer ein intensiveres Kaltverfestigungsverhalten aufweist, ergibt sich dafür eine größere Differenz zwischen Bondloop- und Bondfuß-Härte. Während Aluminiumdraht typischerweise weicher als das DCB-Substrat ist, besitzen Kupfer-Bonddrähte insbesondere im Bereich der Fügezone eine deutlich größere Härte als das DCB-Substrat. Die Härte des SLM-Bronzesubstrates dagegen ist nochmals um den Faktor zwei größer als die Härte des Kupferdrahts. Dieser Unterschied wirkt sich deutlich auf die Bildung des Interfaces aus.

Unter Berücksichtigung der Maschinengrenzen für Ultraschalleistung und Bondkraft kann kein stabiler Bondprozess von Kupferdraht auf unbehandelten SLM-Substraten realisiert werden. Aus diesem Grund erfolgt die vergleichende Prozessfensteranalyse auf Basis von geschliffenen SLM-Substraten. Tabelle 18 zeigt die Parameterstufen des fünfstufigen, zentral zusammengesetzten, drehbaren, randomisierten Wirkflächenversuchsplans mit vollfaktoriellem Kern. Der Versuchsplan ist flächenzentriert ausgelegt, da relevante Sternpunkte das Anlagenlimit überschreiten würden. Die insgesamt 30 Replikationen für jede der 20 Kombinationen werden in je 20 Scher- und zehn Pulltests ausgewertet.

Tabelle 18: Parameter der DoE-Studie zur Analyse des Prozessfensters von 300 µm-Kupfer-Bonddraht auf SLM-Strukturen

Parameter (geschliffene SLM-Substrate)	Parameterstufen				
	- α	-1	0	+1	+ α^1
Cu-Bondzeit $T_{Cu,300}$ in ms	200	200	350	500	500
Cu-Ultraschalleistung $US_{Cu,300}$ in digit	400	400	455	510	510
Cu-Bondkraft $F_{Cu,300}$ in cN	1.000	1.000	1.400	1.800	1.800

¹⁾Anlagenlimit

Unter Anwendung eines Signifikanzwertes von $p = 0,05$ zeigen Bondzeit und Ultraschalleistung einen linearen Einfluss auf Pull- und Scherkraft. Lediglich die Bondkraft weist neben linearen auch quadratische Effekte auf. Somit hat die Bondkraft, im Gegensatz zu DCB-Substraten, das höchste Bestimmtheitsmaß bezogen auf die mechanische Festigkeit der Bondverbindung. Insgesamt liegt R^2_{adj} auf einem mit DCB-Substraten vergleichbarem Niveau. So kann ein modellbasiertes Prozessfenster für das Kupfer-Drahtbonden auf geschliffenen SLM-Substraten abgeleitet werden. Dieses Prozessfenster ist vergleichend zum DCB-Prozessfenster in Bild 44 aufgetragen.

Die maximalen Scherwerte sind auf SLM-Substraten geringfügig niedriger als auf DCB-Substraten, während die Pullwerte nahezu identisch ausfallen. Bruchcodes und Festigkeitsschwankungen zeigen eine vergleichbare Ausprägung. Obwohl die Prozessoptima auf beiden Substraten relativ nahe beieinanderliegen, ist das modellbasierte Prozessfenster für SLM-Bronzesubstrate bei identischen Anforderungen an die Festigkeit deutlich kleiner. Dennoch kann auf beiden Substraten ein gleichermaßen stabiler Prozess etabliert werden. Die empfohlene US-Leistung auf den mit $R_z \approx 1 \mu m$ sehr glatten Oberfläche der SLM-Strukturen liegt etwa 10 % unterhalb der optimalen US-Leistung auf mechanisch poliert DCB-Substraten mit einer spezifizierten Rauheit von $R_z \leq 6 \mu m$. Die modellbasierte optimale Bondkraft auf SLM-Substrat fällt etwa

15 % höher als auf DCB-Substraten aus. Diese Beobachtung deckt sich mit den in Kapitel 4.1.1 dargelegten Untersuchungen. [153]

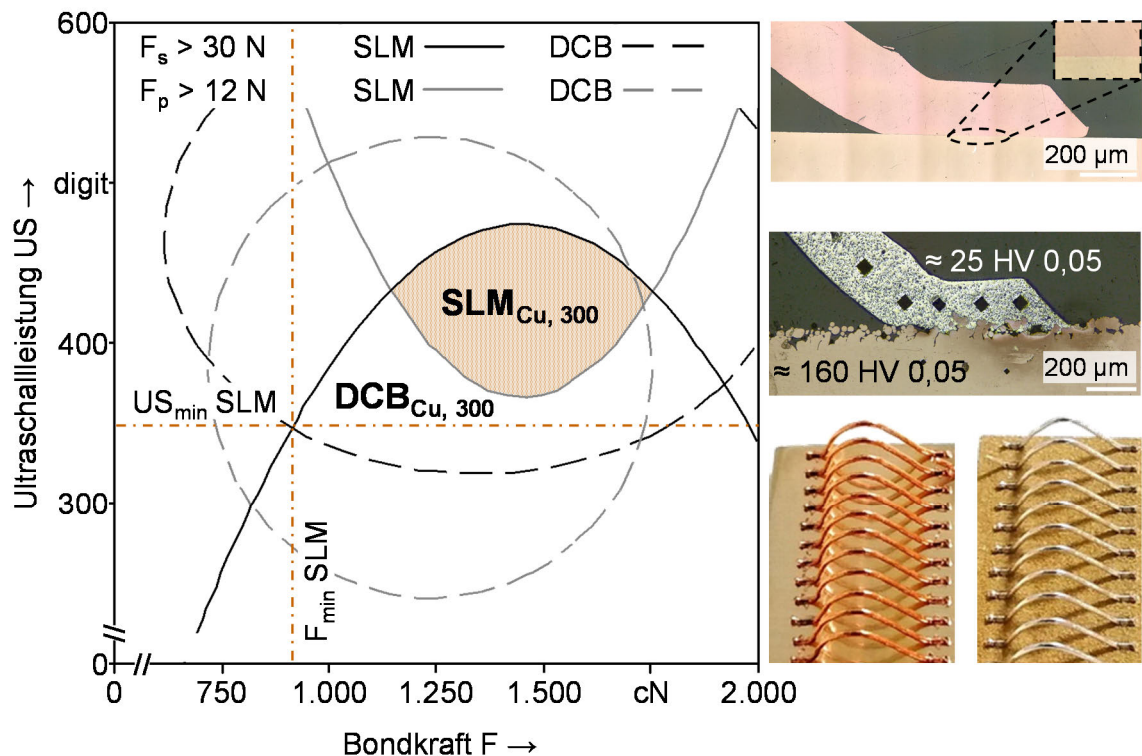


Bild 44: Vergleich der modellbasierten Bondprozessfenster für 300 µm-Kupferdraht auf DCB- und SLM-Substraten [153]

Der Einfluss der Oberflächenrauheit sowie der Härterelation zwischen Substrat und Draht wird auch im Interface des in Bild 44 rechts oben gezeigten Schliffbildes ersichtlich. Der Querschliff zeigt eine vollkommen ebene Anbindung des Bondfußes an das Substrat. Die Fügezone ist frei von horizontalen oder vertikalen Rissen, die typischerweise auf DCB-Substraten beobachtet werden, wenn ähnliche Bondparameter genutzt werden. Die Grenzfläche gleicht der von Aluminiumdrähten auf DCB-Substraten. Die dominierende Ursache für diese Parallelität ist das Härteverhältnis zwischen Draht und Substrat. In beiden Fällen liegt die Substrathärte beim etwa 2,3-Fachen der initialen Drahtstärke. [153]

An dem in Bild 44 rechts abgebildeten Schliffbild eines Aluminium-Bonddrahtes auf unbehandelten SLM-Strukturen wird deutlich, warum das Kupferbonden auf Strukturen ohne Nachbehandlung nicht stabil möglich ist. Die eingebrachte Energie reicht nicht aus, um den festeren Kupferwerkstoff wie das Aluminium zum Fließen um die rauen Oberflächenstrukturen zu bringen. Daher ist eine Nachbehandlung der Funktionsflächen immer angeraten.

4.3.3 Übertragbarkeit des DCB-Prozessfensters auf additive Strukturen

Um das Potenzial der hohen Gestaltungsfreiheit und Flexibilität additiv gefertigter Strukturen für die Leistungselektronik und den Kupfer-Bondprozess nutzen zu können, ist eine Optimierung der Schichteigenschaften unter genauer Berücksichtigung der auftretenden Wechselwirkungen mit den Folgeprozessen erforderlich. In Bezug auf den Bondprozess sind sowohl die Anbindung der additiven Schichten an das Basissubstrat als auch der innere Strukturaufbau und die Oberflächeneigenschaften im Interfacebereich von besonderer Relevanz.

Für die Realisierung additiv gefertigter Leistungsbaugruppen stellt die Kombination unterschiedlicher funktionaler Materialien eine Grundvoraussetzung dar. Kaltaktive Plasma-Kupferschichten auf Kunststoffen, Keramiken und Halbleitermaterialien bieten dazu ebenso eine Möglichkeit [154] wie SLM-Strukturen auf Keramiken [152]. Bonddrähte können das Bindeglied zwischen aktiven und passiven Strukturen bilden. Um eine Kombination des Bondprozesses mit diesen und alternativen additiven Aufbauten zu ermöglichen, sind hinreichende adhäsive Bindungskräfte zwischen den Materialien und Strukturen sicherzustellen, um eine stabile Basis für den anschließenden Mikroschweißprozess zur Verfügung zu stellen.

Die additiv gefertigten Strukturen müssen darüber hinaus über ausreichende kohäsive Bindungskräfte verfügen, um die eingebrachte Kraft und Ultraschallenergie aufnehmen zu können. Zugleich muss die innere Struktur eine hohe Dichte und Homogenität aufweisen, sodass die eingebrachte Bondenergie zur Verbindungsbildung zur Verfügung steht und nicht lediglich eine Reduktion des Porenraums bedingt. Innenliegende Oxidschichten, wie sie beim plasma-basierten Kupferauftragsprozess entstehen können, unterbinden ebenfalls eine prozesssichere Anbindung des Bonddrahtes an die aufgesprühte Plasma-Kupferschicht.

Zuletzt werden an die Oberfläche der generativ gefertigten Schichten Anforderungen gestellt, wie sie auch klassische DCB- oder Leadframesubstrate erfüllen müssen. Prozessbedingt weisen diese Verfahren jedoch eine deutlich größere Rauheit, eine stärkere Verunreinigung oder eine dichtere Oxidschicht auf. Aus diesen Gründen ist vielfach eine Nachbearbeitung der additiv gefertigten Strukturen notwendig.

In Abhängigkeit von der Güte der gefertigten Schichten kann ein vergleichbarer Bondprozess auch auf additiv gefertigten Strukturen etabliert werden. Während dies bei Kupferschichten, die mittels kaltaktivem Atmosphärenplasma abgeschieden werden, bisher lediglich für Aluminium-Bonddrähte nachgewiesen wurde, zeigen die deutlich stabileren Bronzeschichten, die

durch selektives Laserschmelzen erzeugt werden, eine gute Bondbarkeit auch beim Einsatz von Kupferdrähten. Aufgrund der vielfach komplexeren Wechselwirkungen zwischen substraterzeugenden Prozessen und dem Bondprozess fallen die Prozessfenster jedoch signifikant kleiner aus. Eine starke Prozessschwankung hinsichtlich der Reproduzierbarkeit, der mechanischen Festigkeit und der beobachteten Fehlermodi unterstreicht diesen Aspekt. Eine Weiterentwicklung der additiven Prozesse sowie der verwendeten Materialien, die in enger Abstimmung mit den Aufbau- und Verbindungstechnologien der Elektronikproduktion erfolgt, kann diese Limitierung jedoch mindern und so das hohe Potenzial dieser Technologien für die flexible Fertigung von Leistungsbaugruppen nachhaltig erschließen.

4.4 Zusammenfassung der Anforderungen an die Bondbarkeit leistungselektronischer Strukturen

Die Analysen zur Bondbarkeit konventioneller Substrate, aktiver Bauelemente und additiv gefertigter Strukturen zeigt, dass der material- und fügepartnerseitige Einfluss auf den Kupfer-Bondprozess wesentlich größer ist, als dies beim Bonden von Aluminiumdraht der Fall ist. In diesem Abschnitt werden die Anforderungen an die Bondbarkeit leistungselektronischer Strukturen hinsichtlich ihrer Oberflächentopologie, ihres Schichtaufbaus und ihres Grenzflächeneinflusses zusammengefasst.

4.4.1 Oberflächentopologie

Rauheit und Reinheit bestimmen die Oberflächentopologie des Fügepartners beim Bondprozess und beeinflussen dabei das Prozessfenster, die Prozessstabilität und die Festigkeit der Kontaktierung.

Eine optimale Kontaktfläche und Adhäsion wird durch zwei ebene Flächen ohne ausgeprägt kugelförmige Teilchen oder Kanten sichergestellt. Übertragen auf den Drahtbondprozess bedeutet dies, dass die beiden Fügepartner Substrat und Draht oxidfrei, aktiviert und eng zueinander positioniert sein müssen. Daher kommt der Oberflächenrauheit und -reinheit in Bezug auf die Reinigungs- und Aktivierungsphase eine hohe Bedeutung zu. [155]

Der Vergleich von DCB-Substraten unterschiedlicher Rauheit zeigt ebenso wie die vergleichende Analyse von DCB-Substraten mit nochmals glatter polierter SLM-Substratoberfläche, dass der Kupfer-Bondprozess bei zunehmender Rauheit eine Erhöhung der Ultraschalleistung erfordert. Bei Erhöhung der mittleren Oberflächenrauheit von $R_z \approx 1 \mu\text{m}$ auf $R_z \leq 6 \mu\text{m}$ sowie auf $R_z \leq 16 \mu\text{m}$ wird jeweils ein Anheben der US-Leistung von etwa 10 % empfohlen, um die Energie zur Nivellierung der größeren Rauheitsspitzen bereitzustellen und eine möglichst große reale Kontaktfläche auf atomarem Abstand zu erzielen.

Gegenteilig verhält sich der Einfluss der Rauheit auf die Bondkraft. Mit zunehmender Oberflächenrauheit sind tendenziell geringere Bondkräfte erforderlich. So liegt das Bondkraftoptimum auf polierten SLM-Oberflächen etwa 15 % oberhalb des Kraftoptimums auf DCB-Substraten mit einer Rauheit $R_z \leq 6 \mu\text{m}$. Dieser Zusammenhang wurde bereits beim Bonden von Aluminium-Dickdraht beobachtet und darauf zurückgeführt, dass die Normalspannungen an glatten Kontaktflächen geringer sind als an stark texturierten Oberflächen [45]. Separate Betrachtung muss dagegen die Vordeformationskraft erfahren. Insbesondere bei Verwendung von Kupferdraht wird vor dem Einsetzen des entfestigenden Einflusses von Ultraschall bei höheren Vordeformationskräften eine größere reale Kontaktfläche an schroffen Oberflächen ermöglicht, die sich auf Reinigung, Aktivierung und die Verbindungsbildung positiv auswirkt [156].

Sowohl die optimale als auch die minimale Bondzeit fällt für Substrate und Oberflächen größerer Rauheit geringfügig niedriger aus. Diese Beobachtung ist auf den höheren Eintrag an Reibenergie und die damit verbesserte Verschweißung insbesondere in der ersten Hälfte des Bondprozesses zurückzuführen. Insgesamt nimmt der Einfluss der Rauheit mit steigender Bondzeit ab. Es zeigt sich lediglich im Bereich sehr kurzer Bondzeiten ein relevanter Einfluss [155].

Darüber hinaus kann festgestellt werden, dass die Bedeutung der Substratrauheit mit abnehmendem Drahtdurchmesser zunimmt. So reagiert das Prozessfenster für $150 \mu\text{m}$ -Kupferdraht sensibler auf Veränderungen der Oberflächenrauheit als dies bei Kupferdraht des doppelten Durchmessers der Fall ist. Letzterer zeigt im Bereich industriell üblicher Oberflächen ein robustes Verhalten gegenüber Veränderungen der Rauheit.

Im Gegensatz zu Aluminium, das eine harte und spröde Aluminiumoxidschicht im Bereich weniger Nanometer um den Aluminiumdraht bildet, zeigt Kupfer eine deutlich vielfältigere und prozessrelevantere Oxidschichtbildung. Während Aluminiumoxid in der Vordeformations- oder Reinigungsphase rasch entfernt wird und zur Aktivierung der Oberflächen beiträgt, bilden die weichen und duktilen Oxide des Werkstoffs Kupfer einen glatten bis schmierigen Film, der die Reibbedingungen signifikant beeinflusst und die Entfernung der Oxidschicht erschwert [45]. Kupfer bildet neben den beiden primären Oxiden Kupfer(I)-oxid Cu_2O und Kupfer(II)-oxid CuO vielfältige Formen von Kupferpatina. Cu_2O entsteht bereits unter Raumluft und erscheint kupferrötlich. Im Gegensatz hierzu entsteht CuO bei erhöhter Temperatur und erscheint mit zunehmender Intensität dunkler. Im leistungselektronisch relevanten Einsatzbereich unterhalb von 300°C bildet Kupfer einen Oxidschichtaufbau, der in die drei Zonen CuO , Cu_2O und Cu unterteilt werden kann und durch einen abnehmenden Sauerstoffgehalt charakterisiert ist [157]. Neben einer Mischung

aus beiden Oxiden bildet Kupfer in Abhängigkeit von der umgebenden Atmosphäre weitere Verbindungen auf Basis von Sulfat (SO_4^{2-}), Carbonat (CO_3^{2-}) und in Meeresnähe Chlorid (Cl^-), die zusammengefasst als Kupferpatina bezeichnet werden [158]. Allen Cu_xO - und Patina-Schichten ist gemein, dass erst die Relativbewegung zwischen den beiden Kontaktpartnern die Entfernung dieser und die für den Bondprozess notwendige Aktivierung der Oberflächen ermöglicht [156]. Dies erklärt einerseits, warum zwar ein Bonden von Aluminiumdraht, jedoch nicht von Kupferdraht auf plasmametallisierten Kupferleiterbahnen möglich ist und andererseits, dass das Kupfer-Drahtbonden auf oxidierten DCB-Substraten mit einem signifikanten Einfluss der Bondzeit einhergeht und durch erhöhte US-Leistung und Bondkraft positiv beeinflusst wird. Dieser Zusammenhang ist in Bild 45 unter fertigungsnahen Bedingungen in unterschiedlichen Lötöfen analysiert worden.

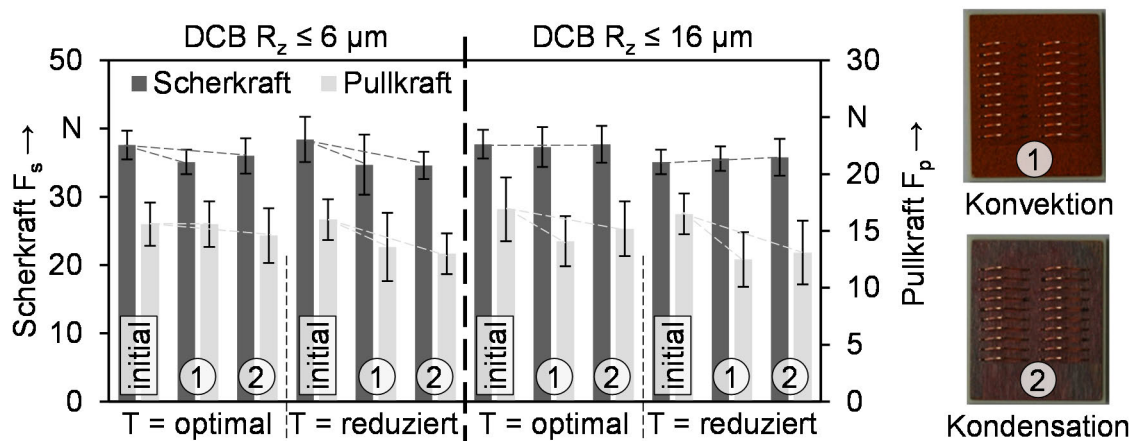


Bild 45: Einfluss der lötprozessbedingten Oxidation von DCB-Kupferflächen auf die Scher- und Pullkraft im Bondprozess

Die Beeinflussung des Bondprozesses durch die Oxidation, die während des Durchfahrens eines Konvektions- bzw. Kondensationslötovens entsteht, wird in Bild 45 dargestellt. Da insbesondere die Vordeformations- und Aktivierungsphase in engem Zusammenhang mit der Oberflächenrauheit steht, wird der Einfluss der Oxidation und der relativbewegungsbedingten Reinigung in Abhängigkeit von der Substratrauheit analysiert. Es kann gezeigt werden, dass trotz der optisch deutlich wahrnehmbaren Bildung von Kupferoxiden ein stabiler Bondprozess von 300 μm -Kupferdraht auf beiden DCB-Substraten weiterhin möglich ist. Die Oberflächentopologie beeinflusst im Kupfer-Bondprozess insbesondere die ersten beiden Phasen der Vordeformation sowie der Reinigung und Aktivierung. Daher fällt bei Reduzierung der modelltheoretisch bestimmten optimalen Bondzeit je Oberflächengüte die mechanische Festigkeit der Verbindung auf oxidierten Oberflächen geringer aus. Diese Beobachtung deckt sich mit dem Ergebnis weiterer Analysen, wonach der Einfluss von CuO insbesondere in einer verlängerten Reinigungsphase zu sehen

ist, wohingegen eine Kupfer-Drahtbondverbindung auch auf oxidierten Oberflächen erzielt werden kann [155]. Um diesem Effekt auf Ebene der Halbleiter entgegenzuwirken und Reinigungsprozesse zu umgehen, wird seitens der Literatur eine vor Oxidation schützende Aluminium-Endmetallisierung vorgeschlagen [159].

Die Existenz organischer Kontaminationen auf der Oberfläche des Fügepartners führt unter vergleichbaren Wirkzusammenhängen, wie diese vom Aluminium-Drahtbonden bekannt sind, zu keinen oder nicht qualitätskonformen Bondverbindungen. Der Bonddraht gleitet lediglich über die Oberfläche und kann trotz langer Bondzeit diesen Film nicht ausreichend entfernen [45].

4.4.2 Schichtaufbau

Schichtdicke, Härte und Porosität der Metallisierung definieren wesentlich den Schichtaufbau des Fügepartners im Bondprozess. Bedingt durch die größere Härte, die erhöhte mechanische Festigkeit und die ausgeprägte Kaltverfestigung des Kupfers kommt dem Schichtaufbau im Kupfer-Bondprozess eine hohe Bedeutung zu. Dabei stehen alle drei Eigenschaften in Wechselwirkung und Abhängigkeit zueinander. So ermöglicht die verhältnismäßig hohe Kupferschichtdicke von DCB-Substraten in Verbindung mit einer hohen Dichte trotz geringer Härte des DCB-Kupfers einen stabilen Bondprozess. Das Eindringen des Kupferdrahtes in das Substratkupfer, wie es in Querschliffen über alle Drahtdurchmesser hinweg sichtbar wird, ist tolerierbar. Es wird dennoch eine hohe mechanische Festigkeit zwischen beiden Fügepartnern erzielt.

Bei der Kontaktierung aktiver Halbleiterbauelemente kann diese Schichtstärke nicht zur Verfügung gestellt werden. Anstelle einer Kupfermetallisierung von 300 µm, wie sie bei DCB-Substraten üblich ist, steht hier nur eine deutlich geringere galvanisch abgeschiedene Bondmetallisierung zur Verfügung. In den vorliegenden Untersuchungen beträgt diese zwischen 10 µm und maximal 80 µm. Dies übersteigt die typischerweise etwa 3 µm starke Aluminiummetallisierung konventioneller Halbleiter signifikant, bleibt jedoch weit unterhalb der gängigen Kupferdicke von DCB- und Leadframesubstraten. Aufgrund der im Verhältnis zu DCB-Kupfer etwa doppelt so großen Härte, die damit leicht oberhalb der Härte des Kupferdrahtes liegt, bietet auch eine geringere Schichtdicke einen hinreichenden Schutz des Halbleiters vor den erhöhten mechanischen Kräften im Bondprozess. Durch die größere Härte ergibt sich eine glatteres, gleichmäßigeres und anrissfreies Interface, das dem eines Aluminium-Bondprozess deutlich näherkommt. Dennoch muss eine im Verhältnis zum Drahtdurchmesser ausreichende Mindestschichtdicke für den zuverlässigen Schutz des Leistungshalbleiters bereitgestellt werden. Die vorliegenden Untersuchungen lassen unter Berücksichtigung der gegebenen Schichteigenschaften eine empfohlene Schichtdicke von etwa 7 % bis 10 % des Drahtdurchmessers vermuten. Bei dieser Schichtdicke ist keine Reduktion der Bondparameter

erforderlich. Unter diesen Voraussetzungen können vergleichbare mechanische Festigkeiten erzielt werden. Der Zusammenhang zwischen Schichtdicke, Bondparametern und mechanischer Festigkeit kann auch unter veränderten Metallisierungseigenschaften nachgewiesen werden und führt auch in diesem Fall zu empfohlenen Mindestschichtdicken von etwa 7 % des Drahtdurchmessers [139].

Um den erforderlichen mechanischen Schutz des Halbleiters auch auf konventionellen Chips sicherstellen zu können, besteht die Möglichkeit, anstelle von galvanisch abgeschiedenen Schichten eine Kupferfolie auf die Oberseite der Bauelemente zu sintern. Die Dicke der Folie liegt mit 70 μm im oberen Bereich der galvanisch abgeschiedenen Metallisierungen. Um ein Sintern von Halbleiter und Folie in einem einzigen Schritt zu ermöglichen, kann die Kupferfolie mit einer voraufgebrachten Sinterpaste dem Bestückprozess zugeführt werden. [160]

Eine im Verhältnis zur galvanisch aufgetragenen Metallisierung nochmals größere Härte weisen legierte Kupfer-Leadframes sowie SLM-Bronzesubstrate auf. Für beide Substrate liegt die Härte des Fügepartners oberhalb der des Kupfer-Bonddrahtes. Die sich einstellende Härterelation gleicht der von Aluminiumdraht zu DCB-Substraten. In diesem Kontext erschließt sich die optisch vergleichbar glatte und ebenmäßige Interface-Anbindung. Mit zunehmender Substrathärte erhöht sich zudem das Wedgeverhältnis bei gleichen Bondparametern. Da weniger Energie in die Deformation des Substrates fließt, kommt es zu einer stärkeren Aufweitung des Bondfußes. Der Zusammenhang zwischen Substrathärte und Wedgeverhältnis ist in Bild 46 aufgetragen.

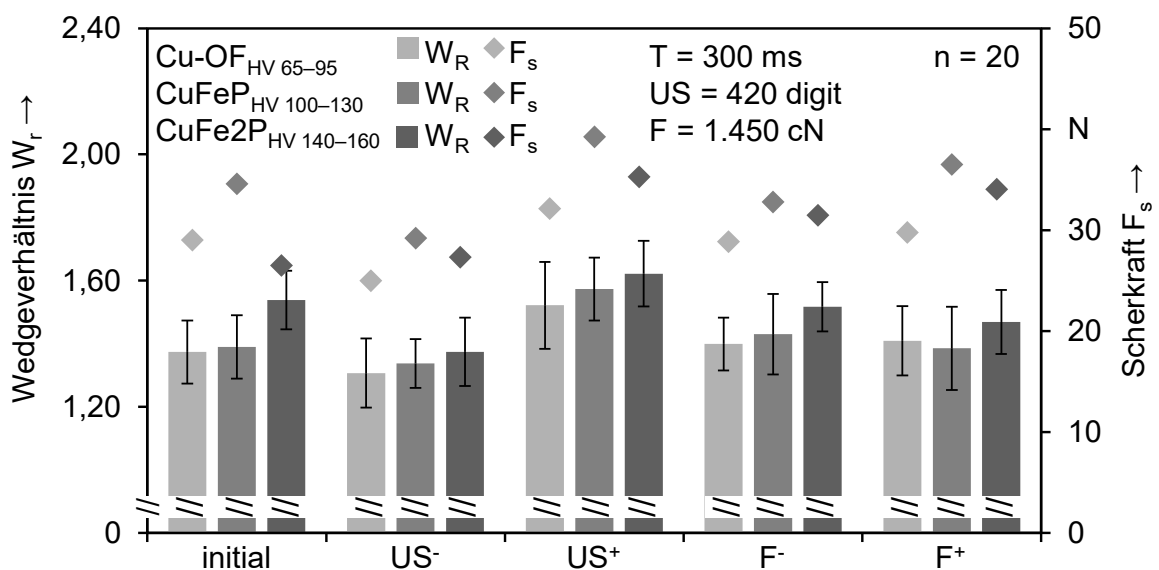


Bild 46: Einfluss der Substrathärte auf Wedgeverhältnis und Scherkraft

Es ist sowohl eine positive Korrelation von Wedgeverhältnis und Substrathärte bei gleichen Prozessparametern als auch ein insgesamt zunehmendes Wedgeverhältnis bei steigender US-Leistung (US^+) ersichtlich. Vor diesem Hintergrund sollte die beim Einsatz von Aluminiumdrähten bekannte Empfehlung zum Wedgeverhältnis nicht nur im Kontext des Drahtdurchmessers, sondern ebenso unter Berücksichtigung des Fügepartners und dessen Härte definiert werden. Im Fall größerer Härte kann das Wedgeverhältnis als stabilerer optischer Qualitätsindikator genutzt werden, als dies beim Bonden auf verhältnismäßig weichen Oberflächen möglich ist. Darüber hinaus deutet das nichtlineare Verhalten zwischen Substrathärte und Scherkraft auf eine anzustrebende Härterelation zwischen Substrat und Draht im Bereich knapp über Eins hin, wie dies für CuFeP annähernd gegeben ist.

Insbesondere beim Einsatz des Drahtbondens in Verbindung mit additiv gefertigten Schichten hat die Dichte und damit die innere Festigkeit des Fügepartners eine große Bedeutung. Das Bonden auf kaltaktiv plasmastrukturierten Leiterbahnen kann trotz deutlicher Oberflächenoxidation und einer nur geringen Schichtdicke realisiert werden, sofern der innere Aufbau der additiv gefertigten Schicht stabil ist und eine große Dichte aufweist. Es ist davon auszugehen, dass bei Bestehen einer porösen inneren Struktur die bereitgestellte Bondenergie einerseits diese in Schwingung versetzt und andererseits zur Verdichtung des additiven Schichtsystems führt. In beiden Fällen wird die bereitgestellte Energie nicht der Verbindungsbildung zugeführt. Daher ist eine geringe Porosität ebenso entscheidend für die Erstellung zuverlässiger Bondverbindungen wie eine möglichst schwingungsfreie Aufnahme im Bereich klassischer Bondverbindungen.

4.4.3 Grenzflächeneinfluss

Die Haftfestigkeit der Leiterbahn oder der Metallisierung auf dem darunterliegenden Schichtsystem sowie die Planarität der Anbindung des Systems werden unter dem Begriff Grenzflächeneinfluss zusammengefasst. Dieser bedingt ebenfalls die Stabilität und Qualität des Kupfer-Bondprozesses. Die eingebrachten Ultraschallschwingungen stellen eine hohe Belastung für Substrat und Metallisierung dar. Daher besteht eine enge Wechselwirkung zwischen den dem Bondprozess vorgelagerten Füge- und Aufbauprozessen sowie dem Bondprozess selbst.

Ein Adhäsionsbruch zwischen galvanisch aufgebrachtter Kupfermetallisierung und der darunter liegenden Halbleiterstruktur ist in Bild 47 links dargestellt. Die Haftfestigkeit der Verkupferung kann die im Bondprozess eingebrachten Belastungen nicht ertragen. Auf der rechten Seite von Bild 47 ist das Aufbrechen und Ablösen einer plasmastrukturierten Kupferleiterbahn nach einem Kontaktierungsversuch zu erkennen. Die unzureichende Anhaftung der additiv aufgetragenen Schichten an die darunterliegende Keramik wird durch die

eingebraachte Ultraschallenergie und Bondkraft und die daraus folgende Schichtablösung offensichtlich. Aufgrund der erhöhten Prozessparameter beim Kupfer-Drahtbonden kommt der Haftfestigkeit der Metallisierungs- und Leiterbahnstrukturen eine besondere und daher in allen Verbundsystemen vorrangig zu optimierende Rolle zu.

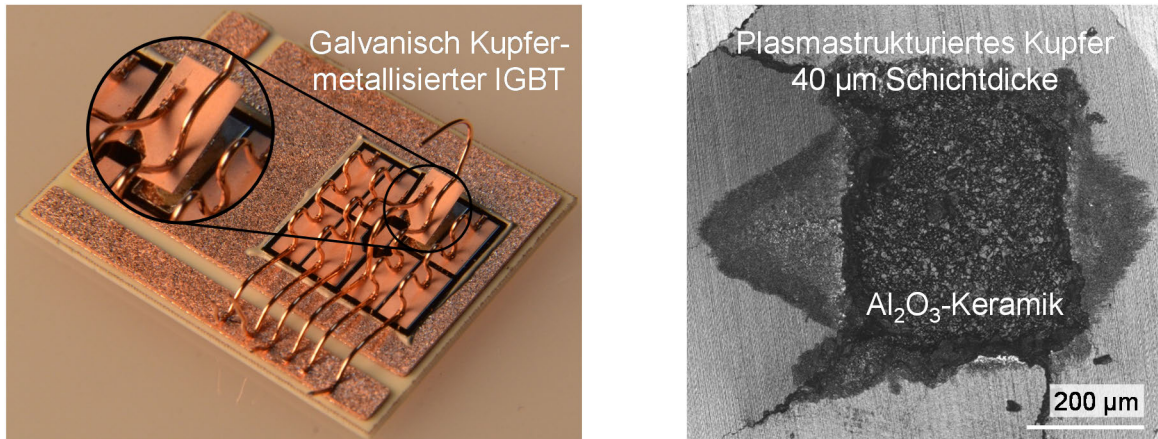


Bild 47: Bruchbilder aufgrund mangelnder Schichthaftung einer Halbleitermetallisierung (links) und einer Plasma-Kupferschicht (rechts)

In engem Zusammenhang mit der Adhäsionskraft innerhalb des bondtechnisch zu kontaktierenden Multimaterialsystems steht die Planarität sowie die vollflächige Anbindung der Strukturen an das darunterliegende Substrat. Sobald durch Wölbung und Verwindung Hohlräume unterhalb des Bondkontaktes entstehen, führt die daraus resultierende mangelnde mechanische Unterstützung des Fügepartners dazu, dass dieser aufgrund der Belastung im Bondprozess Schaden nimmt oder zerstört wird. Aus diesem Grund ist auch der Qualität und Stabilität der unterhalb des Bondkontaktes liegenden Fügezone eine große Bedeutung beizumessen. Die vor dem Bondprozess liegenden Prozessschritte beeinflussen diesen hinsichtlich Oberflächentopologie, Schichtaufbau und Grenzflächeneinfluss wesentlich. Eine intensive Lunkerbildung ist daher nicht nur aus Sicht der Zuverlässigkeit, sondern bereits im Hinblick auf den Bondprozess zu vermeiden.

5 Strategien und Technologien zur Auslegung und Evaluierung von Kupfer-Bondkontakten

Nach der Analyse des Fügeprozesses, der prozessbestimmenden Faktoren und der Fügepartner widmet sich das letzte Kapitel der Fertigungsumgebung sowie den Anforderungen für den Einsatz von Kupfer-Drahtbondverbindungen. Es werden Methoden und Technologien zur Evaluierung und Etablierung des Kupfer-Bondprozesses hinsichtlich der Prozess- sowie der Produktzuverlässigkeit vorgestellt, bevor schließlich Strategien zur Auslegung von Kupfer-Bondprozessen für heterogene Baugruppen aufgezeigt werden.

5.1 Beurteilung der Prozesszuverlässigkeit

Eine wesentliche Herausforderung beim Kupfer-Drahtbonds liegt im Prozess selbst. Bedingt durch die werkstoffseitig höhere Festigkeit von Kupfer und die damit einhergehenden erhöhten Bondparameter steigt die Belastung für die Anlage. Auch ist die Empfindlichkeit des Kupfer-Bondprozesses gegenüber draht- und substratseitigen Materialschwankungen höher. Die daraus entstehenden veränderten Anforderungen und der erhöhte Verschleiß können durch Modifikationen der Anlage reduziert und durch angepasste Prozessfenster adressiert werden. Bild 48 zeigt links die im Rahmen der Untersuchungen genutzte Bondanlage sowie rechts eine Detailaufnahme des eingesetzten Dickdraht-Bondkopfes.

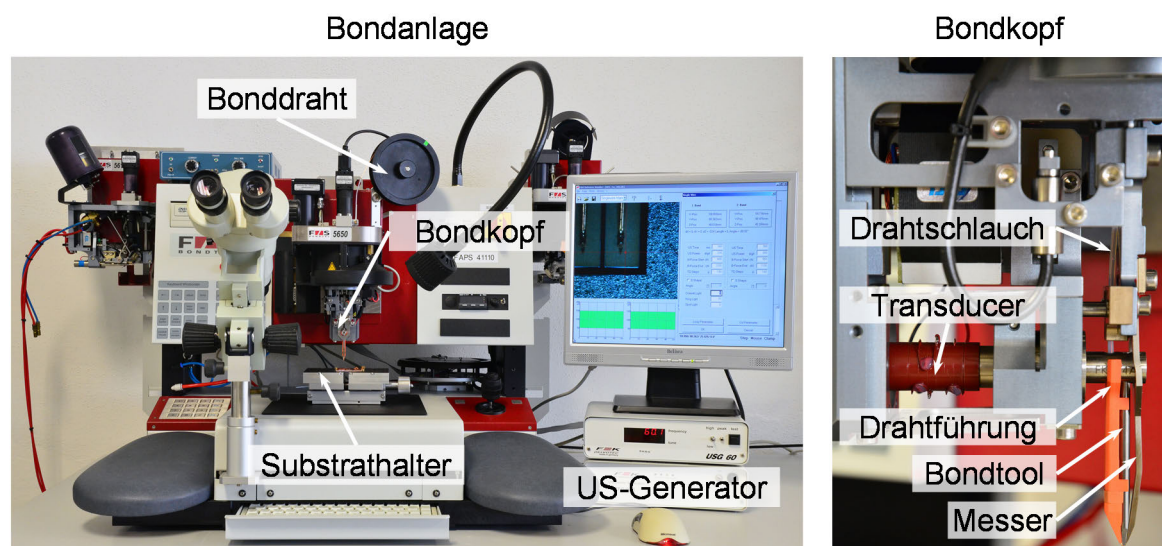


Bild 48: Gesamtaufnahme eines halbbetrieblichen Tischbondgerätes (links) und Detailaufnahme des Kopfbereichs eines US-Wedge/Wedge-Dickdrahtbonders (rechts)

5.1.1 Anpassung der Bondanlage an die werkstoffseitigen Veränderungen

Stärkere mechanische Belastungen beim Drahtbonds mit Kupfer führen dazu, dass neben der Drahtführung auch der Drahtschlauch und das Drahtmesser erheblich höheren Verschleiß erfahren, welcher die technische Prozesszuverlässigkeit negativ beeinflusst. Der steifere Kupferdraht belastet die Drahtführungen deutlich und zudem nicht gleichmäßig. Die Beanspruchung wird in hohem Maße von der Loopgeometrie beeinflusst. Höhere Drahtbrücken erzeugen schon nach wenigen tausend Bonds eine Kerbe in Drahtführung und Drahtbremse. Bild 49 zeigt links den Verschleiß eines PTFE-beschichteten Silikonschlauchs. Nach knapp 100 Metern Kupferdraht weist der Drahtschlauch eine Kerbe von etwa 12 μm Tiefe auf. Die Drahtführung und insbesondere der Bremsfinger, der die mechanische Klemmung des Drahtes während der Loopausformung sicherstellt, weisen einen deutlich stärkeren Verschleiß auf. Bereits nach etwa 3.000 Loops ist in der Drahtführung eine Kerbe von etwa 11 μm und im Bremsfinger eine Kerbe von etwa 35 μm zu erkennen. Der Bremsfinger zeigt damit beim Einsatz von Kupferdraht verschleißbedingt das kürzeste Wechselintervall der Anlage. Die Einkerbung des Bremsfingers nimmt im weiteren Verlauf zu, wenn auch mit abnehmender Intensität. Durch die verminderte Reibwirkung der Drahtführung gegenüber dem Bonddraht ist der Bondprozess einerseits größeren Schwankungen und andererseits einem erschwerten Abreißen des Drahtes nach dem Schnittprozess unterworfen. Zudem kann die auf das Bondtool aufgesteckte Drahtführung dem größeren Widerstand des Kupferdrahtes gegen Biegebelastungen nach dem ersten Bond nicht vollständig entgegenwirken. Dadurch kann eine konstante Loopform beeinträchtigt werden oder ein Zurückrutschen des Drahtes nach dem Schnittprozess erfolgen.

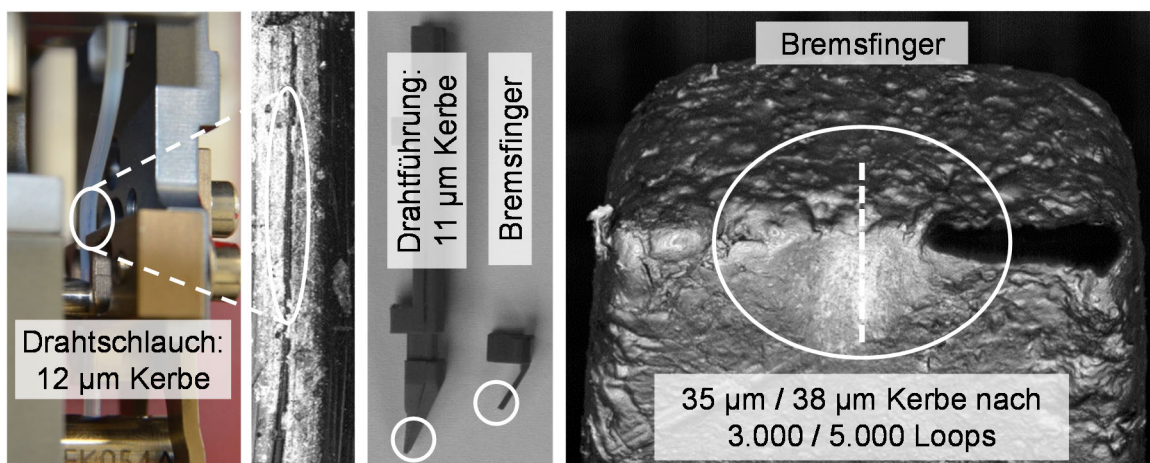


Bild 49: Erhöhte Verschleißerscheinungen an Drahtschlauch und Drahtführung beim Einsatz von Kupferdraht [43]

Um dem Problem der durch die erhöhte Drahtsteifigkeit bedingten Einschränkungen bei der Loopgeometrie entgegenzuwirken, kann eine aktive Drahtführung mit programmierbarer Bremsenrichtung integriert werden, die nicht nur steifer ist, sondern auch eine gezielt einstellbare Komponente enthält [43]. Um das durch die Steifigkeit des Kupferdrahtes und den Verschleiß bedingte Zurückrutschen des Drahtes nach dem Schnittprozess zu unterbinden, kann eine zusätzliche Drahtklammer verbaut werden, die bewirkt, dass das nach dem Schnittprozess unter dem Tool liegende Drahtstück reproduzierbar und gleich ausfällt [43].

Die höhere Härte und Festigkeit des Werkstoffs Kupfer schlägt sich auch in einer verringerten Standzeit des Messers nieder. Nach durchschnittlich 20.000 Schnitten sind konventionelle Messer beim Einsatz von Kupferdraht nicht mehr nutzbar [43]. Der auf einen einkerbenden abrasiven Verschleiß folgende Bruch eines Messers kann jedoch bereits deutlich früher auftreten, wie Bild 50 anhand eines gebrochenen Drahtmessers nach 7.000 Schnitten zeigt.

Daher befinden sich modifizierte Messer, die über PVD-beschichtete Oberflächen eine erhöhte Zähigkeit in Verbindung mit einer gesteigerten Härte darstellen können, in der Entwicklung. Diese Klingen zeigen unter Verwendung von 300 μm -Kupferdraht eine Standzeit von über 200.000 Schnitten, die bis in das Substrat hinein ausgeführt wurden. Da trotz dieser erhöhten Belastung keine Abnutzung an der Schneide beobachtet wird, kann von einer Lebensdauer oberhalb der des Bondtools ausgegangen werden. [43]

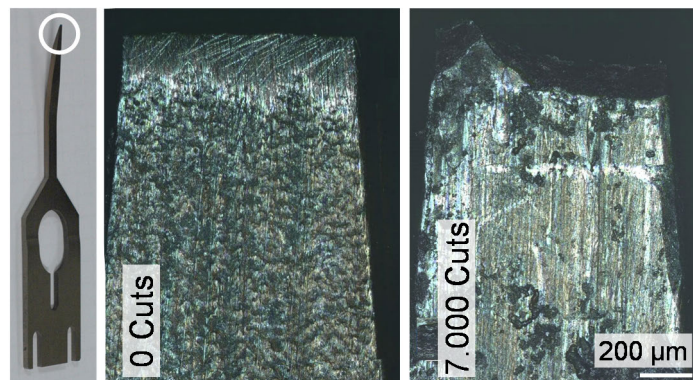


Bild 50: Abrasiver Verschleiß und Bruch des Drahtmessers bei Verwendung von Kupferdraht [70]

Darüber hinaus wird eine mechanische Versteifung des Messers empfohlen, um durch einen exakteren Schnittprozess eine Gratbildung am Drahtende zu unterbinden, welche eine Schädigung des Halbleiters bei Kontaktierung mit dem Folgebond bewirken kann [99]. Ebenfalls angedacht ist eine Veränderung der Messergeometrie, um einen ungewollten Reibkontakt zwischen Schneide und Tool zu unterbinden [161].

5.1.2 Einfluss des Bondtools auf Qualität und Stabilität des Bondprozesses

Kupferdraht beansprucht neben Messer und Drahtführungen auch das üblicherweise aus Wolframkarbid gefertigte Bondwerkzeug stärker als Aluminiumdraht. Die Standzeit eines Standardtools reduziert sich durch den Einsatz von Kupferdraht auf ein Dreißigstel [162]. Die größere Draht Härte von Kupfer im Vergleich zu Aluminiumdraht in Verbindung mit einer intensiveren Kaltverfestigung erfordert höhere Andruckkräfte für die reibungsgetriebene Mitnahme des Drahtes durch das Bondwerkzeug. In Abhängigkeit von der Ultraschallleistung, dem Toolmaterial sowie der Tool- und der Loopgeometrie fällt der Verschleiß des Bondtools bei Verwendung von Kupferdraht signifikant höher aus als bei Aluminiumdraht [163]. Dies wirkt sich negativ auf die Prozesskosten sowie die Stabilität des Kupfer-Bondprozesses aus.

Im Aluminium-Dickdrahtbondprozess bestimmt vorrangig der adhäsionsbedingte Verschleiß die Lebensdauer des Tools. Ein Reinigungsintervall ist nach etwa 100.000 Bondstellen zur Entfernung des Materialaufbaus von Aluminium üblich. Ein gereinigtes Tool kann bis zu zehn Reinigungsintervalle im Einsatz bleiben. Bei Verwendung von Kupferdraht dominiert dagegen die Abnutzung des Tools, weshalb das Bondwerkzeug hier bereits nach wenigen zehntausend Bondverbindungen getauscht werden muss. [161]

Die Ursachen für den erhöhten Gleit- und Schwingungsverschleiß von Bondtools bei Verwendung von Kupferdraht sind Abrasion, plastische Deformation, Materialabbruch und die Ablagerung von Fremdmaterialien [163]. Der Grund hierfür wird in hohen lokalen Druckspannungen zwischen Tool und Draht in Verbindung mit der Relativbewegung zwischen beiden gesehen [161]. Diese Effekte können bereits nach wenigen tausend Bondverbindungen insbesondere im Ein- und Auslaufbereich des Tools, wie in Bild 51 rechts dargestellt, beobachtet werden.

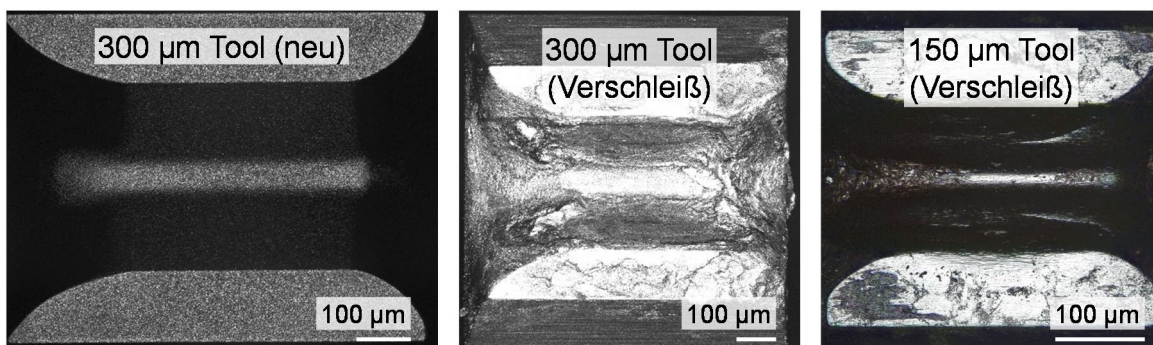


Bild 51: Vergleich zwischen einem neuen 300 µm- (links) sowie einem durch Gleit- und Schwingungsverschleiß geschädigten 300 µm- (mittig) und 150 µm-Bondwerkzeug (rechts)

Im Gegensatz zu dem beim Aluminium-Drahtbonden dominierenden Materialaufbau sind mechanisch-abrasive Effekte der vorrangige Grund für den Verschleiß des Bondwerkzeugs. Dieser reduziert die Bondqualität und erhöht die Prozessschwankungen ebenso wie die Gefahr eines Tool-Substrat-Kontaktes.

Um die primären Aufgaben des Bondtools – die Führung, Positionierung und Klemmung des Drahtes zur Übertragung der Tangentialkräfte – zuverlässig und mit möglichst hoher Standzeit erfüllen zu können, müssen Material und Geometrie des Tools sowie die Parameter des Bondprozesses an die Anforderungen des Werkstoffs Kupfer angepasst werden [164]. Materialeitige Modifikationen des Bondwerkzeugs können den negativen Effekt der Abrasion signifikant eindämmen und die Standzeit der Bondtools erheblich erhöhen [161]. Um den durch die Relativbewegung zwischen Tool und Draht bedingten Verschleiß zu reduzieren und gleichzeitige eine optimierte Übertragung der Ultraschallschwingungen zu ermöglichen, kann zudem die Geometrie des Bondwerkzeugs angepasst werden. Im Bondwerkzeug wird dazu quer zur V-Nut eine Rille eingebracht, wie dies im Dünndraht-Bereich für Golddrähte bereits bekannt ist. Die Aufnahme eines solchen Tools für Drahtstärken von 250 μm bis 300 μm ist in Bild 52 rechts zu sehen. V-Nut und Querrille liegen senkrecht zueinander.

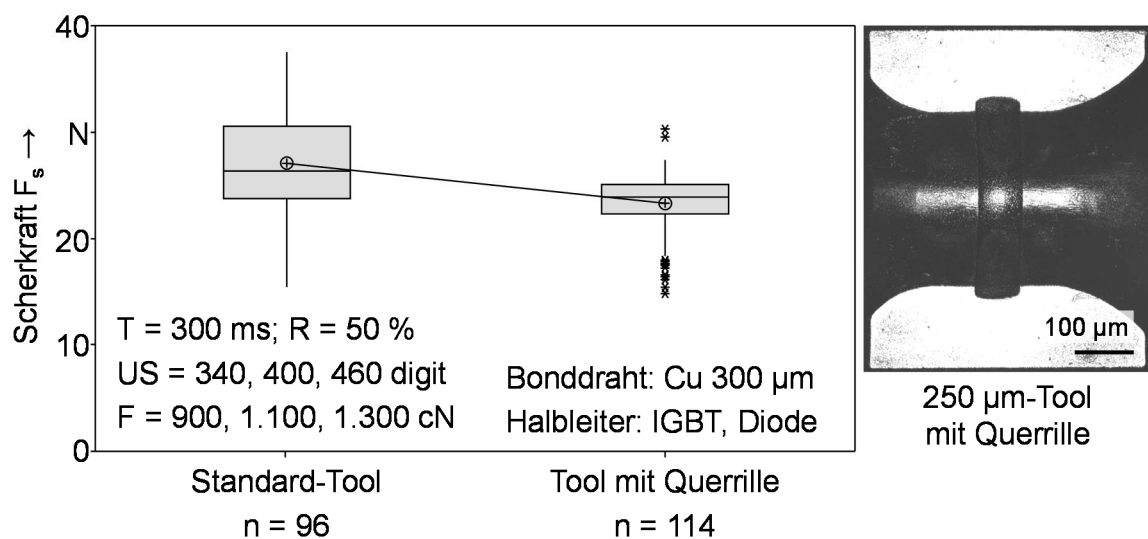


Bild 52: Einfluss einer Querrille im Bondtool auf die Scherkraft

Mit beiden Toolgeometrien werden Scherkraftmessungen auf verкупerten Leistungshalbleitern durchgeführt, deren Ergebnisse ebenfalls in Bild 52 vergleichend dargestellt sind. Unter Berücksichtigung der Streuung zeigen beide Toolgeometrien eine vergleichbare Scherkraft. Fließt in die Betrachtung zudem die im Vergleich zum Standard-Tool reduzierte Toollänge des Bondtools mit Querrille ein, können unter Verwendung der angepassten Toolgeometrie gegenüber der Toolgeometrie ohne Querrille vergleichbare bis leicht erhöhte

Scherfestigkeiten auf verkupferten Halbleitern festgestellt werden. Da der verbleibende Restschersockel größer als bei einem Einsatz des Standardtools ausfällt, kann von einem insgesamt positiven Effekt der Querrille ausgegangen werden. In weiteren Untersuchungen auf leistungselektronischen Substraten wird von gleichen Scherwerten bei reduzierter Ultraschallleistung und niedrigerer Bondkraft berichtet [43]. Diese reduzierten Bondparameter führen in Verbindung mit einer verminderten Relativbewegung zwischen Draht und Tool zu einem reduzierten Toolverschleiß.

Einen ähnlichen Ansatz verfolgt das Einbringen einer Querwulst oder eines Grates in das Bondtool, um durch form- und kraftschlüssige Verbindung zwischen Tool und Draht eine verbesserte Übertragung der Mikroschwingungen auf den Bonddraht und somit eine erhöhte Standzeit zu erzielen [99]. Die so entstehenden, quer zum Bondfuß verlaufenden Einschnitte, die nicht nur toolgebunden, sondern auch laserbasiert im Nachgang eingebracht werden können, haben zudem einen zuverlässigkeitssteigernden Effekt [165; 166].

5.1.3 Gegenüberstellung der Prozessschwankungen von Aluminium- und Kupfer-Bondprozessen

Neben der Betrachtung der Lage der Mittelwerte ist es notwendig, die Streuung und damit die Prozessfähigkeit des Drahtbondprozesses zu bewerten. Als Maß für die Streuung dient dabei die Standardabweichung der Zielgrößen sowie daraus abgeleitete Kenngrößen. Ziel der Prozessentwicklung sind robuste Prozesse, die eine minimale Streuung aufweisen, d. h. möglichst wenig von Schwankungen der Prozessparameter, der Materialeigenschaften oder der Umgebungsbedingungen abhängen [101].

Der Einfluss der primären anlagenseitigen Steuerfaktoren auf die Zielgröße F_s ist in Bild 53 vergleichend dargestellt. Die Faktorstufen beziehen sich auf den in Tabelle 2 gezeigten statistischen Versuchsplan. Für die Scherkraft ergeben sich im Falle einer akzeptierten Irrtumswahrscheinlichkeit von $\alpha = 10\%$ signifikante nichtlineare Abhängigkeiten zwischen allen Steuergrößen und der Streuung der Zielgröße F_s . Für Aluminium- sowie Kupferdraht gilt, dass die Höhe der Bondkraft den deutlichsten Effekt auf die Streuung der Scherkraft hat. Eine Minimierung der Prozessschwankung kann daher parameterseitig am effektivsten über eine Anpassung der Bondkraft innerhalb der Grenzen der gesetzten Prozessfenster erfolgen.

Sowohl die modelltheoretisch minimierte als auch die mittlere Streuung liegt im dargestellten Beispiel der Scherkraftmessung von 300 μm -Drähten für Kupfer-Drahtbondverbindungen oberhalb der Streuung von Aluminium-Drahtbondverbindungen. Gleiches gilt für Scherkräfte an Drähte mit einem Durchmesser von 150 μm sowie für die Analyse der Pullkraft. Dies ist einerseits auf die größere Sensitivität des Drahtbondprozesses gegenüber schwankenden

Anlagen-, Draht- und Substratparametern und andererseits auf die deutlicher auftretenden Verschleißerscheinungen zurückzuführen.

Der höheren Streuung des Kupfer-Bondprozesses kann im ersten Schritt mit einer robusten Auslegung des Bondprozesses begegnet werden. Um darüber hinaus auch den Einfluss durch schwankende Materialeingangsqualität durch variable Vorprozesse sowie durch verschleißbedingte Veränderungen berücksichtigen zu können, besteht die Möglichkeit der Prozessüberwachung und der darauf aufbauenden Prozessregelung.

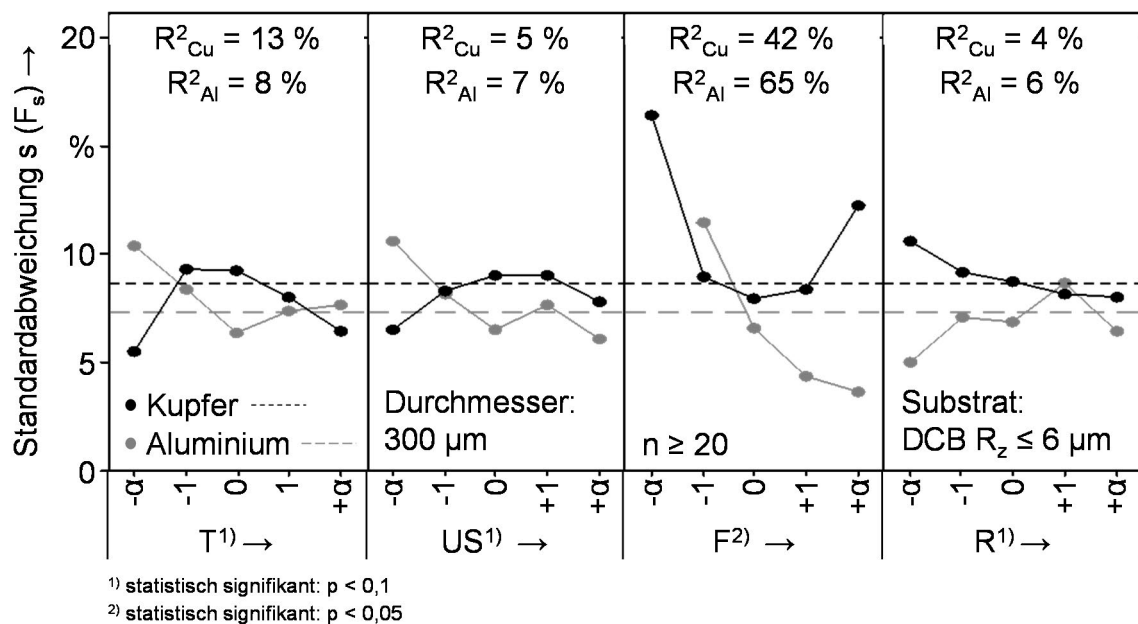


Bild 53: Vergleich des Einflusses der Bondparameter T, US, F, R auf die Standardabweichung der Scherkraft

Mit Hilfe der Prozessüberwachung werden qualitätsrelevante Größen gemessen und gespeichert. Im Gegensatz zu einer statistischen Bondprozesskontrolle, in der Stichproben typischerweise zerstörend untersucht werden, erfolgt automatisiert eine 100%-Kontrolle. Dabei ist zu beachten, dass die Auswertung über die Messgrößen eine indirekte Qualitätskontrolle darstellt, die in definierten Intervallen durch eine direkte Kontrolle referenziert werden muss. Zur Umsetzungen der Prozessüberwachung kann typischerweise die Deformation des Bonddrahtes [167], die Frequenz, die Stromaufnahme und das Spannungssignal am Ultraschall-Transducer sowie über weitere Sensorik die Bewegung, das mechanische Schwingungsverhalten und das Reibungsverhalten des Bondtools aufgezeichnet werden [168]. Ein weiterer Ansatz zu Umsetzung einer integrierten Prozessüberwachung liegt in der Messung des elektrischen Übergangswiderstandes [169]. Während des Bondprozesses des zweiten Bonds wird die Veränderung des Übergangswiderstandes ausgewertet

und der Unterschied im Messkurvenverlauf zur Differenzierung zwischen qualitativ guten und schlechten Bondverbindungen genutzt.

Auf die Prozessüberwachung aufbauend ist das Ziel der Prozessregelung die echtzeitfähige Reaktion auf Veränderungen der Rahmenbedingungen zur Steigerung der Stabilität und Qualität des Bondprozesses. In Bezug auf den Kupferdickdraht-Bondprozess wird in [170] ein Regelalgorithmus vorgestellt, der die Prozesszeit, ein Tool-Verschleiß-Modell, ein Wahrscheinlichkeitsmodell zur Abschätzung der Gefahr eines Tool-Substrat-Kontaktes und einen Algorithmus zur Abschätzung der Bondfestigkeit in einem zweigeteilten Offline- und Online-Regelkreis kombiniert.

5.2 Beurteilung der Produktzuverlässigkeit

Die Zuverlässigkeit eines elektronischen Systems wird sowohl durch sein Design, seine Materialien und Komponenten (Substratwerkstoff, Bauelemente, Verbindungsmedien) und seine Verbindungstechnik als auch durch die Einsatzbedingungen bestimmt [171]. Dabei sind die Baugruppen klimatischen, mechanischen, elektrischen und chemischen Umweltbelastungen ausgesetzt, die je nach Einsatzort einzeln oder zeitlich überlagert auf die Baugruppe einwirken und eine spezifische Form von Stress erzeugen [172].

Für die Beurteilung der Produktzuverlässigkeit und der Lebensdauer von Drahtbondverbindungen kommen Verfahren und Methoden zur beschleunigten künstlichen Alterung zum Einsatz. Es werden gezielt Szenarien untersucht, die Ausfallerscheinungen aufgrund von thermomechanischer Belastung, Korrosion oder aktiven Schaltvorgängen provozieren. Dabei kann zwischen passiven und aktiven Belastungsszenarien unterschieden werden. Passive Prüfungen lassen sich wiederum in mechanische, thermische und chemische Belastungsprüfungen unterteilen. Ziel dieser Analysen ist es, die Umgebungseinflüsse, welche sich aus der Anwendung leistungselektronischer Baugruppen ergeben, mit zeitlichem Raffungsfaktor nachzubilden. Die Zuverlässigkeit von Drahtbondverbindungen wird auf Basis der Kriterien einer Verringerung der mechanischen Festigkeit, einer Erhöhung von deren Streuung sowie einer Erhöhung des Kontaktwiderstandes bzw. einer vollständigen Unterbrechung des elektrischen Kontaktes analysiert [44].

5.2.1 Thermische Umweltsimulation

Die thermische Belastung von Baugruppen und die damit verbundenen Degradation von Materialien und Fügestellen kann durch Warm- und Kaltauslagerung simuliert werden. Darüber hinaus können zyklische Temperaturwechsel aufgrund unterschiedlicher thermischer Ausdehnungskoeffizienten und Temperaturgradienten innerhalb der Baugruppe thermomechanische Spannungen induzieren. Die größte thermische Belastung erfahren Baugruppen in Zweikammersystemen, die rasche Temperaturschocktests (TST) nach DIN EN

60068-2-14 [173], DIN EN 60749-25 [174] oder MIL-STD-883J: 1011.9 [108] ermöglichen. Über die Temperaturdifferenz der beiden Kammern kann das Belastungsniveau und somit der Beschleunigungsfaktor der passiven Umweltsimulation festgelegt werden. Die Anzahl der aufsummierten Zyklen definiert die eingebrachte Belastung.

In Bild 54 sind die korrigierten Pull- und Schertestresultate von Kupferdrahtbonds mit einem Drahtdurchmesser von $300\text{ }\mu\text{m}$ auf DCB-Substraten in Abhängigkeit von der Anzahl der TST-Prüfzyklen aufgetragen. Die Temperaturschocktests erfolgen bei $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ und $+125\text{ }^{\circ}\text{C}$ mit einer Wechselzeit von 15 Sekunden und einer Haltezeit von 15 Minuten in der jeweiligen Temperaturzone. Insgesamt werden 1.000 Zyklen absolviert.

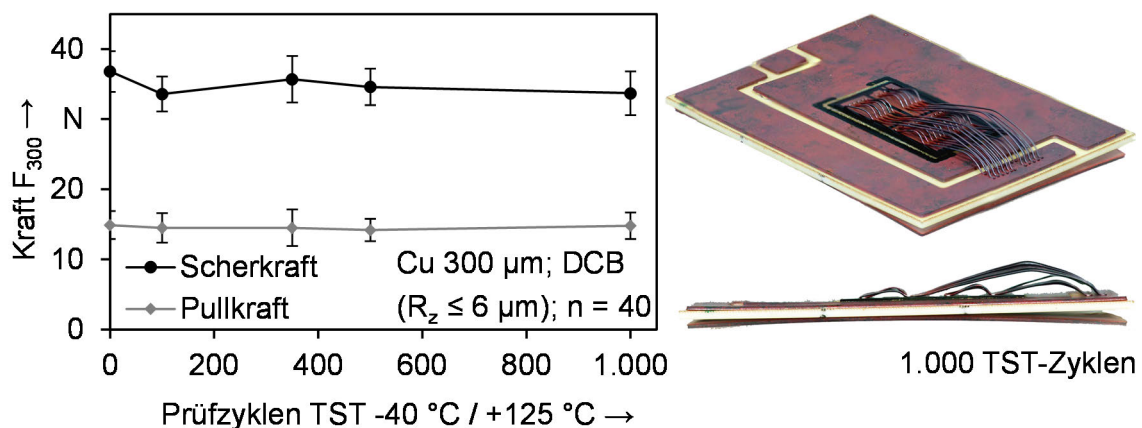


Bild 54: Entwicklung der Festigkeit von $300\text{ }\mu\text{m}$ -Kupfer-Drahtbondverbindungen auf DCB-Substraten in Abhängigkeit von den TST-Prüfzyklen (links) sowie Oxidation und Abheben der DCB-Kupferschicht (rechts)

Bereits nach wenigen hundert Prüfzyklen ist ein deutliches Abheben der Kupfermetallisierung vom keramischen Al_2O_3 -Kern des DCB-Substrates zu beobachten. Bild 54 rechts zeigt diese Schädigungen des Substrates am Ende des Prüfzyklus. Die deutlich unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten von Al_2O_3 -Keramik ($6,8 \cdot 10^{-6}\text{ K}^{-1}$) und Kupfer ($16,5 \cdot 10^{-6}\text{ K}^{-1}$) in Verbindung mit einer großflächigen Anbindung zwischen beiden sind als Ursache für die Ablösung der Kupferschicht von der Al_2O_3 -Keramik zu benennen. Die mechanische Festigkeit der Bondverbindungen selbst weist dagegen auch nach 1.000 Zyklen keine signifikante Schwächung auf. Gleiches gilt für die Streuung der Pull- und Scherkraft, die ebenfalls keine wesentliche Änderung erfährt.

Weitere Temperaturschocktests erfolgen auf Leadframesubstraten (CuFeP), wodurch ein Versagen des Substrates während der Untersuchungen ausgeschlossen werden kann. Um den erhöhten Betriebstemperaturen zukünftiger Leistungsmodule Rechnung zu tragen, wird der Temperaturgradient zwischen Kalt- und Warmkammer auf $\Delta T = 230\text{ K}$ ($-55\text{ }^{\circ}\text{C} / +175\text{ }^{\circ}\text{C}$) erhöht. Wechsel-

und Haltezeiten bleiben dabei unverändert. Bild 55 zeigt die Entwicklung der mechanischen Festigkeit sowie die optische Veränderung der Testgruppe mit Kupferdrähten eines Durchmessers von 300 μm über den Analysezeitraum von 3.500 Prüfzyklen.

Trotz der in Bild 55 rechts deutlich sichtbaren Oxidation von Substrat und Draht verbleiben Pull- und Scherkraft auf dem hohen initialen Niveau. Die Ergebnisse der Zugprüfung liegen in allen Fällen innerhalb der in den Datenblättern durch den Hersteller vorgegebenen Reißlast. Die Analyse der Streuung von Pull- und Scherkraft sowie der Bruchcodes zeigt keine signifikante Änderung. Der dominante Bruchcode nach 3.500 Zyklen ist bei Scher-tests eine Durchschерung mit einem Restschersockel größer als 50 % und bei Pulltests ein Heel-crack.

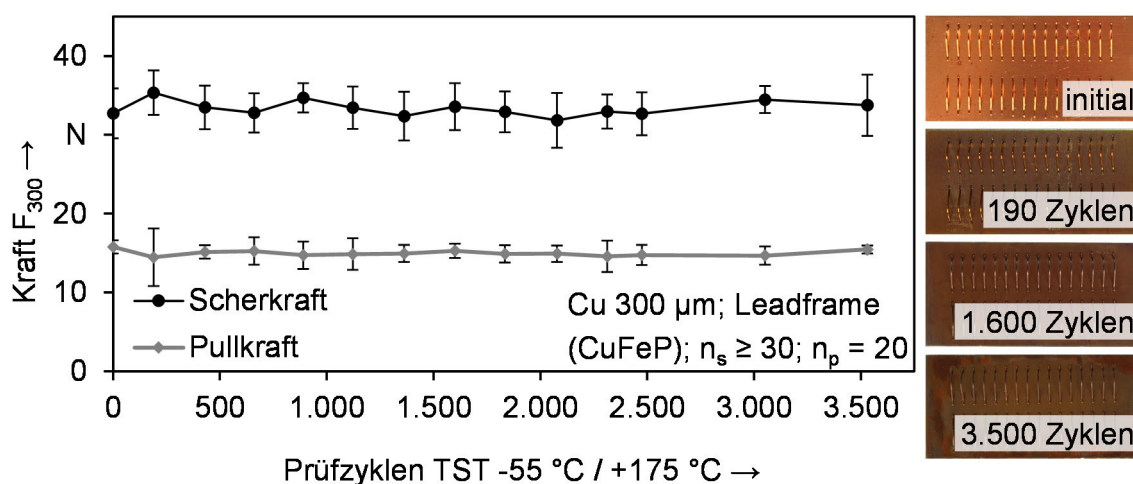


Bild 55: Entwicklung der mechanischen Festigkeit von 300 μm -Kupfer-Drahtbondverbindungen auf Leadframesubstraten in Abhängigkeit von TST-Prüfzyklen

Der Einfluss thermischer Umweltsimulationen auf die mechanische Festigkeit von Drahtbondverbindungen in Abhängigkeit vom Drahtdurchmesser wird in Bild 56 analysiert. Mit 150 μm weist dieser Kupferdraht einen um 50 % reduzierten Durchmesser auf. Hinsichtlich der Entwicklung ihrer mechanischen Festigkeit weisen auch Kupferdrähte reduzierten Durchmessers eine hohe Toleranz gegenüber TST-Belastungen auf. Die Größe der Restschersockel nimmt über die Prüfzyklen hinweg leicht ab, jedoch bleibt eine Durchschерung der primäre Bruchcode. Die Entwicklung der Pulltest-Bruchbilder entlang der TST-Analysen folgt keinem klaren Trend. Die Streuung bei Pull- und Scher-tests bleibt über den gesamten Testzeitraum bis auf Ausnahmen auf vergleichbarem Niveau.

Geätzte Schliffbilder in Bild 56 rechts zeigen eine Kornvergrößerung aufgrund des Temperatureintrags. Die Temperatur der Wärmekammer liegt mit 175 °C im Bereich der Temperatur für das Spannungsarmglühen von reinem Kupfer, wodurch die Relaxation innerhalb des Korngefüges beschrieben werden kann.

Oxidierte Kupferdrähte bilden nach dem Pulltest eine raue und ungleichmäßige Bruchzone aus, die reines Kupfer sowie Kupferoxid erkennen lässt. Die dunkle Kupferoxidschicht, die ebenfalls im Schliffbild in Bild 56 rechts unten zu erkennen ist, löst sich bereits bei geringer mechanischer Belastung des Bonddrahtes, sodass darunter reines Kupfer zum Vorschein kommt.

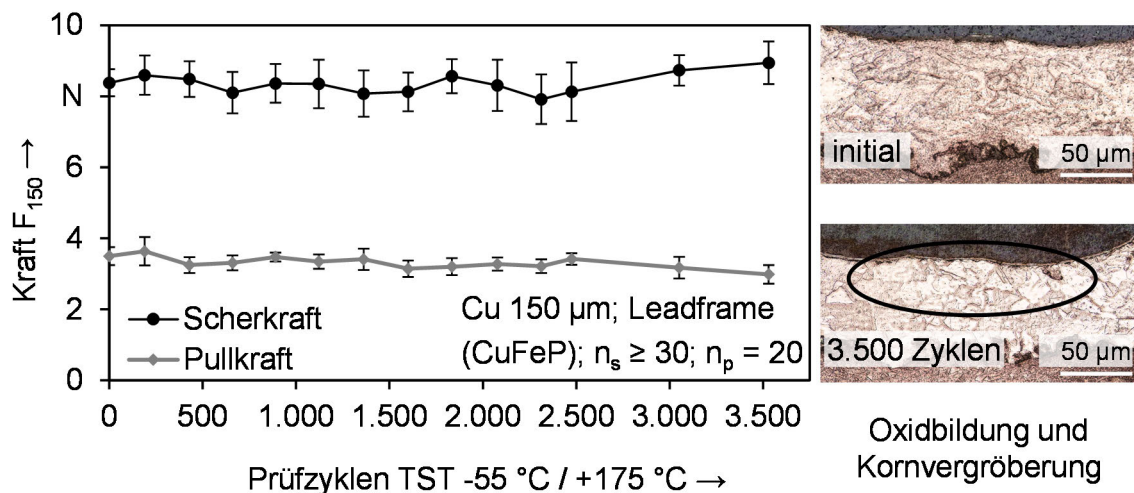


Bild 56: Entwicklung der mechanischen Festigkeit von 150 µm-Kupfer-Drahtbondverbindungen auf Leadframesubstraten in Abhängigkeit von TST-Prüfzyklen

5.2.2 Korrosive Atmosphäre

Der Korrosionsneigung von Kupfer kommt vor dem Hintergrund der Zuverlässigkeit eine entscheidende Bedeutung zu. Der Schädigungsprozess erfolgt durch den Übergang von Atomen aus ihrer metallischen Verbindung in einen nichtmetallischen Zustand. Der Einfluss oxidativer und korrosiver Atmosphären auf freiliegende Kupferelemente kann durch die Beaufschlagung der Bondproben mit feuchter Wärme nach DIN EN 60068-2-67 [175] oder durch Auslagerung in Salzatmosphäre nach DIN EN 60068-2-11 [176], DIN EN 60749-13 [177] oder MIL-STD-883]: 1009.8 [108] erfolgen. Die größte Belastung erfahren Baugruppen durch einen zyklischen Wechsel zwischen Salzatmosphäre und Feuchtelagerung.

Bondproben mit 300 µm-Kupferdraht auf DCB-Substraten ohne edle Abschlussmetallisierung werden bei einer Temperatur von 85 °C und einer relativen Luftfeuchtigkeit (rH) von 85 % für 504 Stunden (Schärfegrad II) ausgelagert. Bild 57 rechts zeigt die deutliche optische Veränderung der Bonddrähte

und Oberflächen durch die thermisch-atmosphärische Belastung. Der optischen Degradation zum Trotz ist ein Absinken der Festigkeit der Bondverbindungen über den Prüfzeitraum nicht in signifikanter Form nachzuweisen.

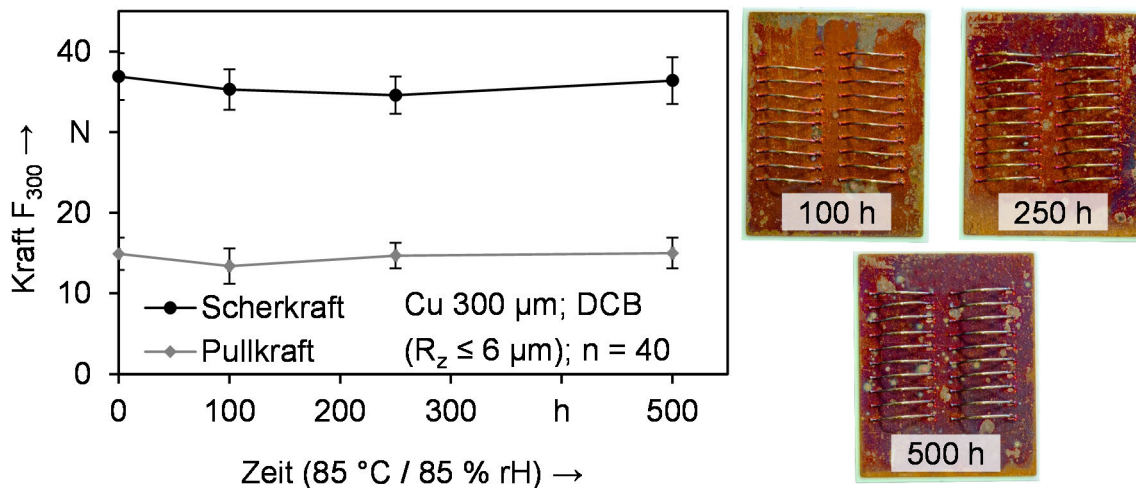


Bild 57: Entwicklung der mechanischen Festigkeit (links) und der Oxidation (rechts) von 300 µm-Kupfer-Drahtbondverbindungen auf DCB-Substraten unter erhöhter Temperatur und Feuchte

Eine Kombination von Feuchte, Wärme und salzhaltiger Atmosphäre ist für leistungselektronische Anwendungen insbesondere im Bereich der Mobilität oder in offshore stehenden Windanlagen anzutreffen. Um die Eignung von Kupfer-Bonddrähten in atmosphärisch harscher Umgebung beurteilen zu können, erfolgt ein zyklischer Salzsprühnebeltest in Anlehnung an DIN EN 60068-2-11 [176]. Dabei wechseln sich zweistündige Sprühphasen in gesättigter NaCl-Atmosphäre (25°C, pH 7) und 22-stündige Feuchtelagerungen (40 °C, 93 % rH) viermal ab, bevor eine dreitägige Auslagerung unter Normklima (23 °C, 50 % rH) erfolgt. Ein einmaliges Durchlaufen der jeweils vier Phasen und die anschließende Normklimalagerung entspricht Schärfegrad 3. Ein zweimaliges Durchfahren der Zyklusfolge entspricht Schärfegrad 4. In Bild 58 ist die Entwicklung von Pull- und Scherkraft sowohl für 300 µm-Kupferdraht (oben) als auch für 150 µm-Kupferdraht (unten) auf CuFeP-Leadframesubstraten dargestellt.

Bild 58 rechts stellt dabei die optische Veränderung der Testkörperaufbauten über den Prüfzyklus hinweg dar. Deutlich ist die schwarze Kupfer(II)oxid-Bildung sowie die grünblaue Kupfer(II)chlorid-Dihydrat-Bildung zu erkennen. Beim Einsatz hochreinen Aluminiums auf gleichen Leadframe-Strukturen führen bereits ein bis zwei Salzsprühzyklen zu einem vollständigen Abfall der mechanischen Festigkeit. Der Grund dafür liegt in der großen Potenzialdifferenz zwischen Aluminium und Kupfer [178]. Im Monometallsystem Kupfer dagegen ist auch über den Zeitraum von acht Prüfzyklen bzw. bei einem

Abprüfen des Schärfegrades 4 keine signifikante Änderung der Festigkeit der Schweißverbindung für Drähte mit einem Durchmesser von 300 μm festzustellen.

Eine Analyse der Bruchcodes zeigt jedoch bei Drähten mit einem Durchmesser von 150 μm einen Anstieg von Lift-offs im Schertest. Die Untersuchung der Restschersockel lässt erkennen, dass die korrosive Materialschädigung durch Kupfer(II)chlorid über die Randbereiche auch auf die Mitte des Bondfußes einwirkt. Nach acht Prüfzyklen liegt die Streuung der Scherkraft von 150 μm -Kupferdrähten höher und die Pullkraft niedriger, als dies initial der Fall ist. Die korrosive Schädigung nimmt mit längerer Belastung zu. Die mechanische Festigkeit bleibt jedoch über lange Zeit auf hohem Niveau erhalten.

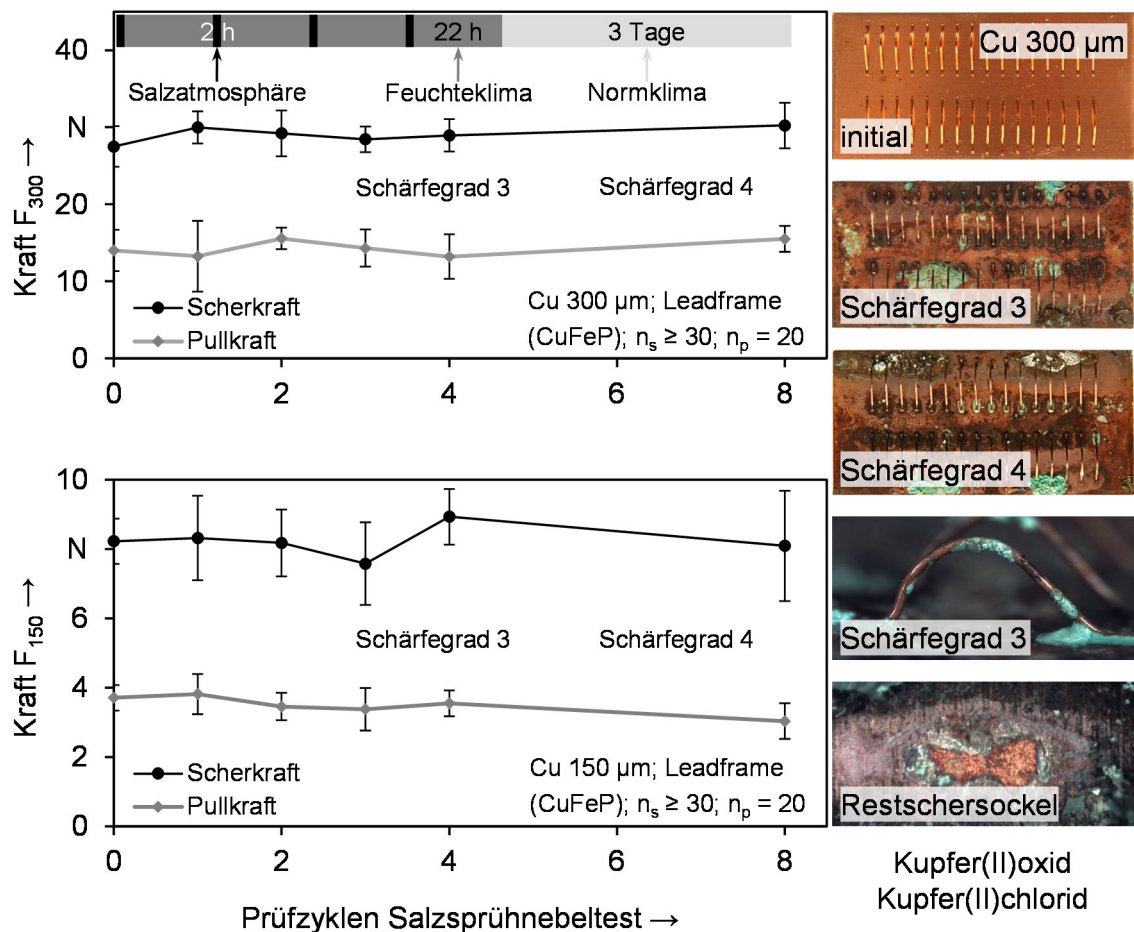


Bild 58: Entwicklung der mechanischen Festigkeit von 300 μm - (oben) und 150 μm - (unten) Kupfer-Drahtbondverbindungen auf Leadframesubstraten unter salzhaltiger Atmosphäre

5.2.3 Aktive thermisch-elektrische Belastung

Durch aktive Prüfverfahren bzw. aktive Lastwechsel (active power cycling APC) sollen Bauteile und Verbindungen durch die Belastungen im aktiven Betrieb auf ihre Zuverlässigkeit hin untersucht werden. Bei dieser Methodik werden die jeweiligen Bauteile infolge der Schalt- und Durchlassverluste thermisch belastet. Die Wärmeverluste führen zu thermomechanischen Spannungen in den Fügezonen. Diese Spannungen schwächen die unter- und oberseitigen Halbleiterkontaktierungen zyklisch. Die Zyklenfestigkeit ermöglicht eine Bewertung der Zuverlässigkeit von Lotschicht und Bonddraht [179]. Über Lebensdauermodelle können die erzielten Schaltzyklen in reale Belastungsszenarien übersetzt werden [180].

Da die Prüfstrategie einen deutlichen Einfluss auf die Anzahl der erzielten Lastzyklen hat, ist die Berücksichtigung der Prüfbedingungen für die Interpretation der Ergebnisse von hoher Bedeutung. Dies betrifft insbesondere den Sperrschichttemperaturhub ΔT_j , die minimale Sperrschichttemperatur T_{jmin} , die Schaltzeiten t_{on} und t_{off} sowie die Definition, welche Größen konstant gehalten werden und welches Ausfallkriterium gewählt wird. [181]

Für eine Abschätzung des Potenzials von Kupferdrähten im Vergleich zu Aluminiumdrähten werden industrieübliche oberseitig aluminiummetallisierte sowie die in Kapitel 4.2 vorgestellten verkupferten IGBT-Bauelemente der 1.200 V-Klasse identisch aufgebaut. Die unterseitige Anbindung erfolgt über eine für Anwendungen der Leistungselektronik angepasste und um die Bestandteile Bi, Sn, Ni erweiterte SnAgCu-Lotpaste (Innolot) des Typs 4. Die Verbindungsbildung erfolgt in Vakuum-Dampfphasentechnologie. Oberseitig werden die Halbleiter über jeweils 24 Drähte mit einem Durchmesser von 150 μm angebunden, wobei die aluminiummetallisierten Halbleiter mit Aluminium-Bonddrähten und die kupfermetallisierten Halbleiter mit Kupfer-Bonddrähten kontaktiert sind.

Bei einem initialen Temperaturhub von $\Delta T_j = 110$ K und einer Substrat- bzw. Kühlwassertemperatur von $T_K = 40$ °C werden die 1.200 V-IGBT-Halbleiter mit einem konstanten Laststrom von knapp unter 100 Ampere für jeweils drei Sekunden bestromt, bevor ihre Temperatur innerhalb der Abkühlphase von fünf Sekunden wieder auf $T_{jmin} = 40$ °C abfällt. Als Ausfallkriterium wird ein Anstieg des Temperaturhubs auf $\Delta T_j = 150$ K gewertet. Zudem wird der Spannungsabfall zwischen Kollektor und Emitter U_{CE} ausgewertet. Bild 59 und Bild 60 zeigen in Seitenansicht und Draufsicht den Aluminium- und den Kupferdrahtaufbau initial und nach Erreichen des Ausfallkriteriums.

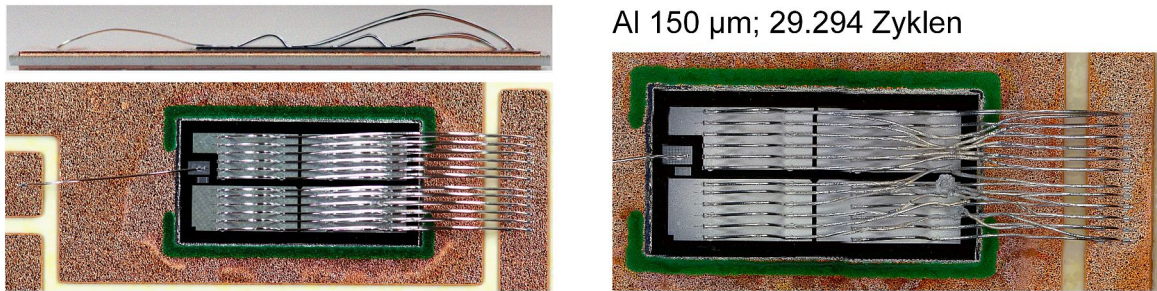


Bild 59: 150 µm-Aluminium-Drahtbondkontaktierung initial (links) und nach 29.294 aktiven Lastwechselzyklen (rechts)

Bild 59 rechts zeigt deutlich das Ergebnis der thermischen Überlast, welche die Aluminiumdrähte nach 29.294 Schaltzyklen durch Erweichen und Schmelzen zerstört hat. Dagegen zeigt der kupferbondbasierte Aufbau in Bild 60 nach 40.625 Schaltzyklen bei Erreichen des Abbruchkriteriums von $\Delta T_j = 150$ K zwar eine deutliche thermische Belastung, jedoch keine Zerstörung der Baugruppe.

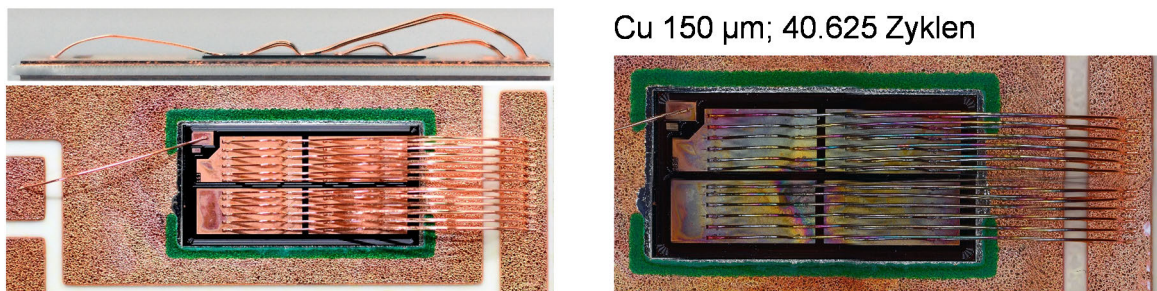


Bild 60: 150 µm-Kupfer-Drahtbondkontaktierung initial (links) und nach 40.625 aktiven Lastwechselzyklen (rechts)

Die Unterschiede hinsichtlich der Zuverlässigkeit von Aluminium- und Kupfer-Drahtbondverbindungen können anhand der Kurvenverläufe des Temperaturhubs sowie des Spannungsabfalls zwischen Kollektor und Emitter im aktiven Lastwechseltest näher analysiert werden. Die in Bild 61 dargestellten Ergebnisse geben eine durchschnittlich etwa 50 % höher Anzahl von Lastzyklen von kupfermetallisierten und kupferdrahtbondkontaktierten IGBT-Bau-elementen im Vergleich zu aluminiummetallisierten und aluminiumdrahtbondkontaktierten Halbleitern wieder. Die Aluminiumproben zeigen einen steilen und abrupten Ausfall aufgrund einer ebensolchen Temperaturerhöhung. Diese wird durch einen im gleichen Maße abrupt ansteigenden Spannungsabfall begleitet. Die verkupferten Halbleiter zeigen dagegen einen graduellen Anstieg des Temperaturhubs, ohne jedoch eine Veränderung der Kollektor-Emitter-Spannung anzudeuten. Auch nach Erreichen des ΔT_j -Abbruchkriteriums liegt der Spannungsabfall U_{CE} auf dem initialen Niveau.

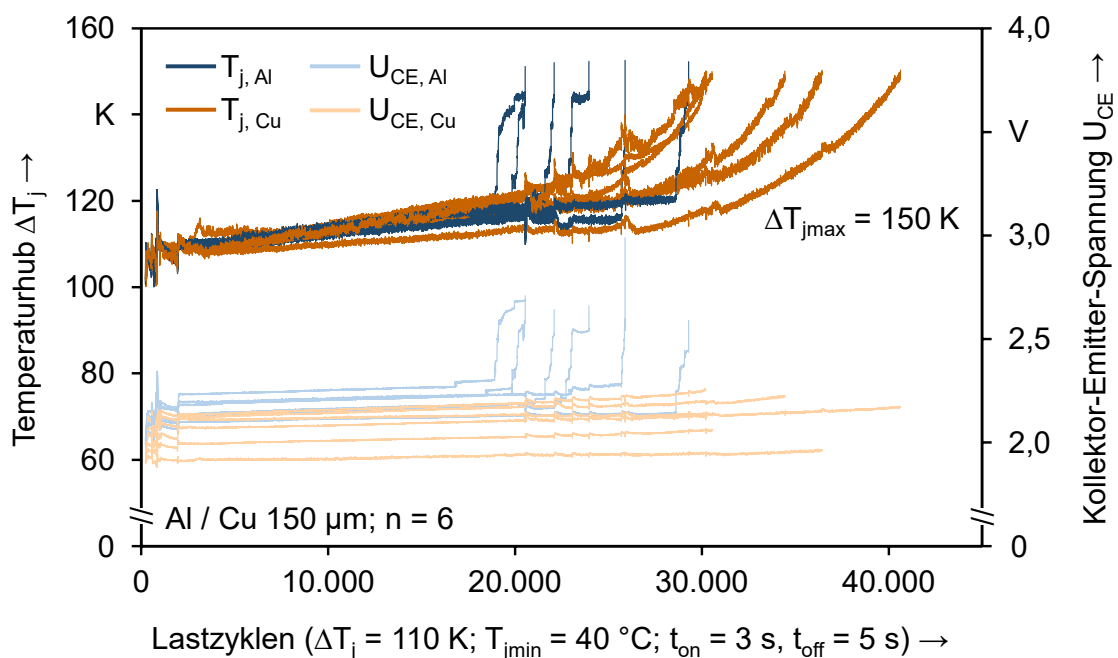


Bild 61: Entwicklung des Temperaturhubes und des Spannungsabfalls von IGBT-Prüfkörpern im Aktivlastwechseltest mit 150 µm-Aluminium- und -Kupferbondverbindungen

Eine detaillierte Analyse der Ausfallmechanismen von Aluminium- und Kupferbaugruppen wird durch Röntgen- und Querschliffanalysen ermöglicht. Die aluminiumdrahtgebondete IGBT-Baugruppe in Bild 62 weist in der Röntgenanalyse einen Anstieg des Lunkeranteils von etwa 4,4 % auf 6,4 % auf. In der Analyse des Querschliffs können lediglich kleine Lunker nachgewiesen werden. Diese Beobachtung deckt sich mit der Untersuchung des Temperaturhubes ΔT_j , der bis kurz vor Ausfall der Baugruppe nahezu linear verläuft. Die Degradation der Aluminium-Drahtbondverbindung zeigt dagegen das Ergebnis einer abrupten thermischen Überlast, die zum raschen Ausfall der gesamten Baugruppe führt. In Bild 59 ist die elektrisch-thermische Zerstörung zu sehen, die auf eine rissinduzierten Kontaktflächenverringering zwischen Aluminium-Drahtbond und Halbleiter zurückgeführt werden kann.

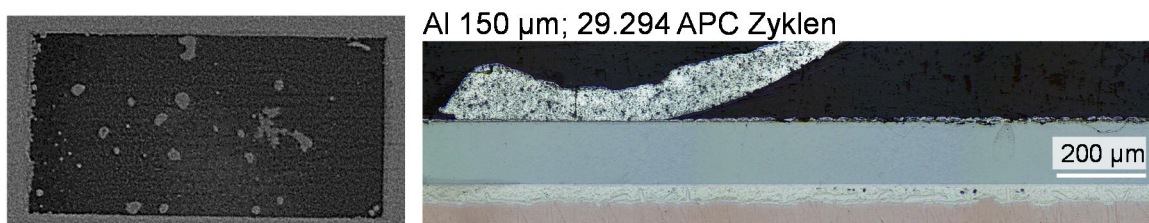


Bild 62: Röntgenanalyse (links) und Querschliff (rechts) eines aluminiumdrahtgebondeten IGBT-Aufbaus nach 29.294 APC Zyklen

Die kupferdrahtgebondete IGBT-Baugruppe lässt im Röntgenbild in Bild 63 einen Anstieg des Lunkeranteils von etwa 7,5 % auf 11 % erkennen. Deutlich

fällt zudem die zerrüttete Lotschicht auf, die sich im Röntgenbild in Form einer fein verästelten Struktur zeigt. Im Querschliff sind deutlich größere Lunker zu sehen, als dies bei der Analyse der Lotschicht unterhalb der aluminiumdrahtgebondeten IGBT der Fall ist. Die stärkere oberseitige Metallisierung der verkupferten Halbleiter sorgt in Verbindung mit der höheren Anzahl aktiver Lastzyklen für eine höhere Belastung der Lotschicht. In Bezug auf den Temperaturhub ΔT ; erklärt dies dessen graduellen Anstieg. Die oberseitige Drahtbondkontaktierung weist lediglich das beim Kupfer-Drahtbonden vielfach beobachtete und beschriebene initiale Anrissverhalten während der Fertigung auf [43]. Der unveränderte Spannungsabfall in Verbindung mit der Analyse des Ausfalls in Bild 60 rechts zeigt, dass die Ausfallursache der IGBT-Baugruppe in der unterseitigen Lotschicht und nicht in der oberseitigen Kupfer-Drahtbondverbindung zu finden ist. Mit einer optimierten unterseitigen Halbleiteranbindung entsprechend der in Kapitel 2.3.1 dargestellten Entwicklungen ist daher von einer deutlich höheren Anzahl ertragbarer Lastzyklen auszugehen. Erst durch die ober- und unterseitige Anpassung der Halbleiterkontaktierung kann das volle Potenzial der Kupfer-Drahtbondverbindungen ausgeschöpft werden.

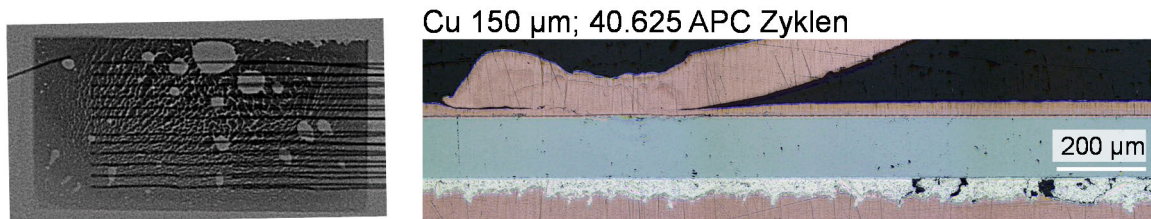


Bild 63: Röntgenanalyse (links) und Querschliff (rechts) eines kupferdrahtgebondeten IGBT-Aufbaus nach 40.625 APC Zyklen

5.3 Auslegung von Kupfer-Bondverbindungen zur Erweiterung des Einsatzspektrums

Für die Umsetzung des technologischen Potenzials, das mit einem materialseitigen Wechsel von Aluminium- auf Kupferdraht einhergeht, ist ein umfassendes Prozessverständnis ebenso wichtig wie eine Abschätzung der Leistungsfähigkeit des Kupfer-Bonddrahtes bereits während der Designphase. Im folgenden Abschnitt werden Methoden zur Bestimmung der elektrisch-thermischen Belastbarkeit und der Abschätzung thermomechanischer Spannungen von Bonddrähten vorgestellt sowie Möglichkeiten zur Flexibilisierung im Layout neuartiger Leistungsmodule aufgezeigt. Auf diese Weise können die sich ergebenden erweiterten Einsatzmöglichkeiten von Kupfer-Drahtbondverbindungen zur Begegnung der Forderungen nach höherer Leistungsfähigkeit und gesteigerter Funktionsintegration in der Entwicklungsphase von Leistungsbaugruppen berücksichtigt werden.

5.3.1 Bestimmung der Stromtragfähigkeit in Drahtbondverbindungen

Im Gegensatz zur umfassenden Normung im Bereich der Auslegung von Kabeln und Leiterbahnen existieren keine etablierten Richtlinien zur Bestimmung des maximal zulässigen Stromflusses bei Drahtbondverbindungen. Auf Basis der physikalischen Wärmeübertragungsmechanismen Konduktion, Konvektion und Strahlung können jedoch analytische und numerische Ansätze zur Auslegung von Drahtbondverbindungen daraus abgeleitet werden.

Nach Formel (5) wird der Energieeintrag in einen stromdurchflossenen Leiter der Länge l und der Querschnittsfläche A_D in Form von Wärme aufgrund des Joule'schen Gesetzes mit der erforderlichen Energie zur Erwärmung eines Leiters von der Umgebungstemperatur auf die Schmelztemperatur unter Berücksichtigung der spezifischen Schmelzwärme H_f sowie des Wärmeverlustes an die Umgebung gleichgesetzt [182]. Dabei bezeichnet I_f den Schmelzstrom, γ die elektrische Leitfähigkeit, t_f die Zeit bis zum Schmelzen des elektrischen Leiters, P die Dichte des Leitermaterials, C_{th} die spezifische Wärmekapazität, T_m die Schmelztemperatur, T_o die Ausgangstemperatur und H die Art der Wärmeübertragung.

$$\underbrace{\frac{I_f^2}{\gamma} \cdot \frac{l}{A}}_{\text{Energieeintrag in Abhängigkeit von Strom und Zeit}} = \underbrace{P \cdot A_D \cdot l [C_{th}(T_m - T_o) + H_f]}_{\text{Erforderliche Energie zur Erwärmung von } T_o \text{ auf } T_m} + \underbrace{t_f \cdot H \cdot l(T_m - T_o)}_{\text{Wärmeverlust an die Umgebung}} \quad (5)$$

Wärmeleitung ist die dominierende Form der Wärmeübertragung beim Betrieb von Bonddrähten [183]. Daher ergibt sich im Falle der Fokussierung auf Wärmeverluste durch Konduktion unter Berücksichtigung der material- und temperaturspezifischen Wärmeleitfähigkeit λ sowie nach Auflösung nach dem Schmelzstrom folgende zeitabhängige Formel für die Berechnung der Stromtragfähigkeit von Bonddrähten.

$$I_f = \sqrt{\frac{1}{t_f} \cdot A^2 \cdot \gamma \cdot \rho [c(T_m - T_o) + H_f] + \frac{8\lambda}{l^2} A^2 \cdot \gamma (T_m - T_o)} \quad (6)$$

Wird anstelle der Schmelztemperatur T_m eine Zieltemperatur T_{max} eingesetzt und entspricht T_o der Substrat- oder Kühlkörpertemperatur T_K , so kann für $t_f \rightarrow \infty$ die Stromtragfähigkeit I_{max} eines Bonddrahtes unter Vorgabe einer maximal zulässigen Temperatur im stationäre Falle nach Formel (7) unter Einsatz des spezifischen elektrischen Widerstandes ρ anstelle des Reziprokes der elektrischen Leitfähigkeit γ errechnet werden.

$$I_{max} = 2 \cdot \frac{\pi}{4} \cdot \sqrt{\frac{2\lambda \cdot (T_{max} - T_0)}{\varrho}} \cdot \frac{d^2}{l} \quad (7)$$

Über einen erweiterten analytischen Ansatz zur Berechnung der maximalen Stromtragfähigkeit nach [184] können auch die temperaturabhängigen Werte der thermischen Leitfähigkeit und des spezifischen elektrischen Widerstands durch deren Temperaturkoeffizienten berücksichtigt werden. Des Weiteren kann der Einfluss einer Vergussmasse rund um den Draht vereinfacht berücksichtigt werden. Die Genauigkeit des auf Differenzialgleichungen beruhenden Modells wird mit 10 % angegeben [185].

Um auch komplexere Szenarien wie geometrische oder umgebungsbedingte Einflüsse abbilden und die Bonddrahtmaterialien Aluminium und Kupfer entsprechend der Temperaturabhängigkeit ihrer physikalischen Eigenschaften vergleichen zu können, müssen numerische Simulationen auf Basis finiter Elemente (FE) zum Einsatz kommen. Für die Analyse der thermisch-elektrischen Effekte, die durch einen Stromfluss im Bonddraht hervorgerufen werden, kommt eine stationäre FE-Simulation unter Berücksichtigung von Konduktion und freier Konvektion an Luft zum Einsatz. Die stationäre Simulation ermöglicht die Bestimmung der Temperaturverteilung innerhalb des Bonddrahts im eingeschwungenen Zustand. In das Modell gehen die in Bild 64 zusammengestellten temperaturabhängigen Materialparameter ein.

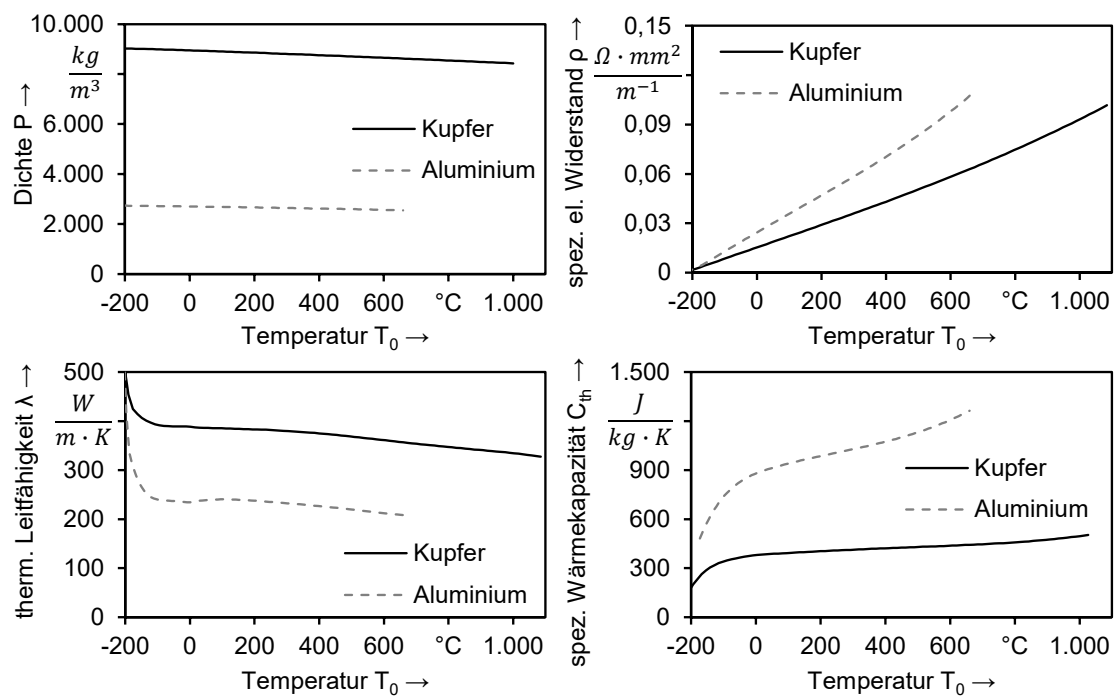


Bild 64 Temperaturabhängige Materialdaten der FE-Simulation [186]

Basierend auf Netzstudien, die lokale und globale thermische Gütekriterien berücksichtigen, wird eine Tetraedervernetzung mit einer Elementgröße kleiner als 0,06 mm gewählt.

Zur Evaluierung der Genauigkeit der analytischen Methoden auf Basis von Formel (7) und der numerischen Berechnung auf Basis finiter Elemente werden beide Modelle mit praktischen Messungen verglichen. In diesen Messungen wird, wie in Bild 65 dargestellt, die Stromstärke in Abhängigkeit von der thermografisch erfassten Temperatur zur Erzielung vorgegebener Solltemperaturen programmgesteuert geregelt. Die Regelung erfolgt stufenweise in 25 °C-Schritten. Begleitend wird die Substrat- und Kühlkörpertemperatur über Thermoelemente des Typs K erfasst, um sicherzustellen, dass keine durch elektrische Verluste generierte schleichende Erwärmung des Gesamtsystems vorliegt.

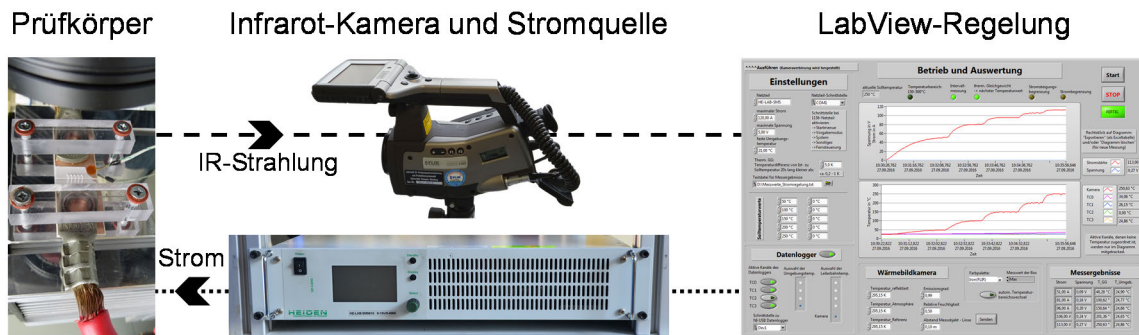


Bild 65: Aufbau und Funktion des Stromtragfähigkeitsprüfstandes

Die Substrattemperatur wird im analytischen und numerischen Modell ebenso wie in der praktischen Analyse der Stromtragfähigkeit konstant und untereinander identisch gehalten, um die Vergleichbarkeit sicherzustellen.

Bild 66 stellt die Ergebnisse für Aluminium- und Kupferdraht eines Durchmessers von 150 µm vergleichend dar. Die Zieltemperatur $T_{\max, Al}$ für Aluminium beträgt 200 °C und entspricht somit einer homologen Temperatur von $T_{H, Al} = 50 \%$, während die Zieltemperatur $T_{\max, Cu}$ für Kupfer 250 °C und damit einer homologen Temperatur von $T_{H, Cu} = 40 \%$ entspricht. Die Messunsicherheit hinsichtlich Temperatur und Drahtlänge wird über Fehlerbalken erfasst.

Sowohl die analytische als auch die numerische Bestimmung der Stromtragfähigkeit $I_{\max}$ weist eine gute Annäherung an die praktisch ermittelte Stromtragfähigkeit auf. Da die Wärmeleitung der primäre Mechanismus zur Wärmeübertragung ist, besteht eine starke und exponentielle Abhängigkeit der Stromtragfähigkeit von der Drahtlänge. Darüber hinaus wird, wie in Kapitel 2.3.2 dargelegt, die erweiterte Einsatzfähigkeit von Kupfer deutlich. In dem in Bild 66 rechts beispielhaft dargestellten Szenario eines 7,3 mm langen Bonddrahtes, der von einem Strom der Stärke $I = 6,5$ A durchflossen wird und bei dem beide Bondfüße auf einem Temperaturniveau von 26 °C gehalten werden,

erwärmt sich der Aluminiumdraht auf eine Maximaltemperatur von 200 °C, während der Kupferdraht eine Maximaltemperatur von lediglich 75 °C aufweist.

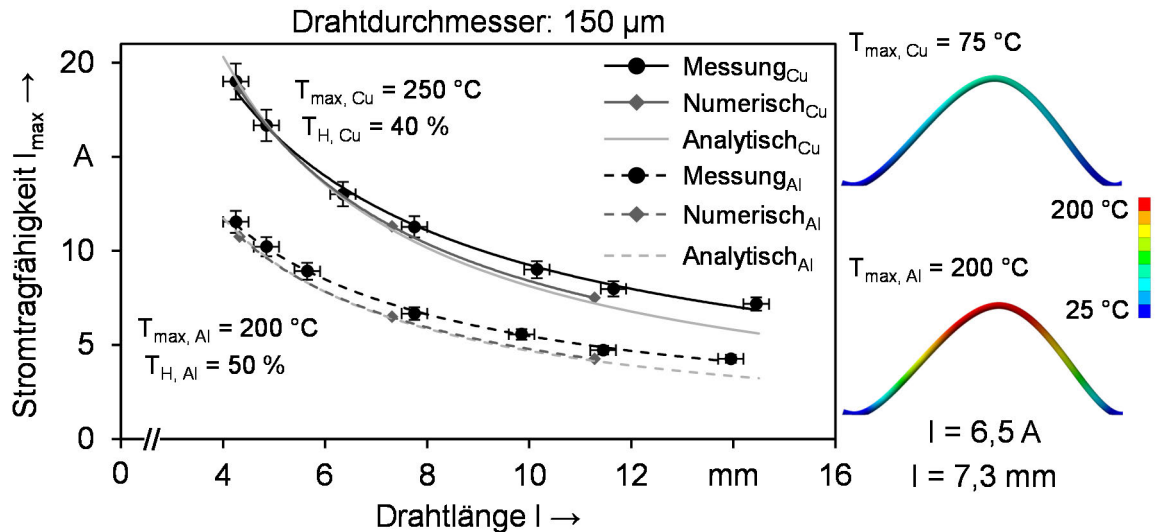


Bild 66: Vergleich der praktisch, numerisch und analytisch bestimmten Stromtragfähigkeit von 150 µm-Bonddrähten in Abhängigkeit von deren Länge

Analog zeigt Bild 67 die Resultate für den Einsatz von Drähten mit einem Durchmesser von 300 µm. Der exponentiell abnehmende Verlauf der Stromtragfähigkeit in Abhängigkeit von der Drahtlänge gilt für alle Drahtdurchmesser. Auch die etwa 1,7-fach höhere Stromtragfähigkeit des Kupfer-Bonddrahtes im Vergleich zum Aluminium-Bonddraht bleibt über beide Drahtdurchmesser hinweg erhalten.

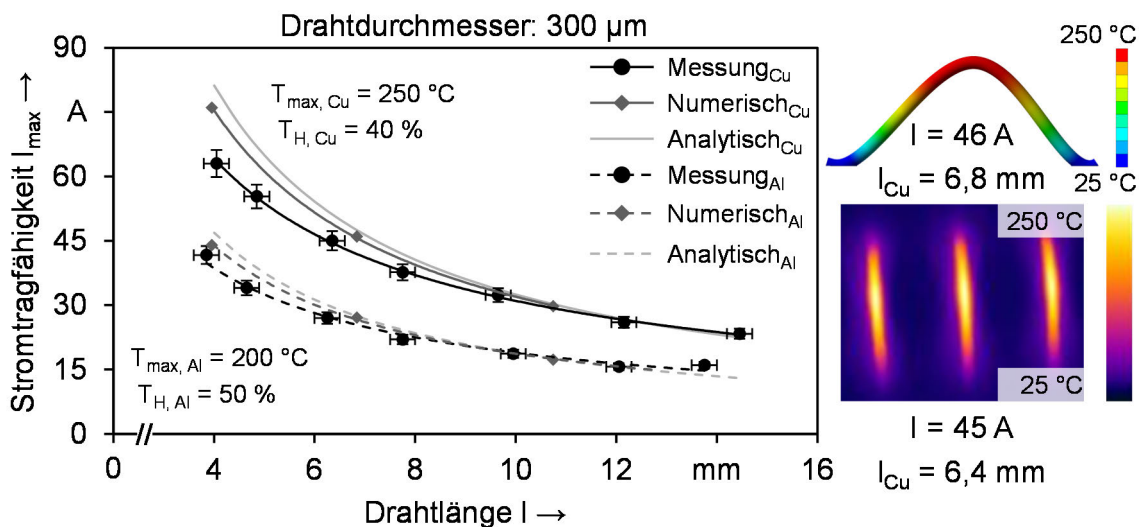


Bild 67: Vergleich der praktisch, numerisch und analytisch bestimmten Stromtragfähigkeit von 300 µm-Bonddrähten in Abhängigkeit von deren Länge

Bild 67 rechts lässt zudem die gute Übereinstimmung zwischen Simulation und optischer Temperaturmessung erkennen, die für Bonddrähte eines Durchmessers von 300 μm insbesondere für größere, anwendungsnähere Drahtlängen gegeben ist. Aufgrund der hohen Flexibilität hinsichtlich einer Anpassung der Randparameter sowie der Berücksichtigung nichtlinearer Effekte ist die FE-Simulation ein geeignetes Werkzeug zur Auslegung von Drahtbondverbindungen in einem erweiterten Einsatzspektrum, während analytische Berechnungen eine rasche Abschätzung der Stromtragfähigkeit von Kupfer-Drahtbondverbindungen ermöglichen.

5.3.2 Abschätzung der thermomechanischen Spannungen in Drahtbondverbindungen

Zyklische Ermüdung aufgrund thermomechanischer Spannung, die sich in fortschreitender Rissbildung äußert, ist der typische Ausfallmechanismus konventioneller Bonddrähte [37]. Für die Einordnung des Potenzials von Kupfer-Bonddrähten im Hinblick auf ihre Zuverlässigkeit bilden FE-Simulationen eine aussagekräftige Basis. Durch diese können thermomechanische Spannungen in Abhängigkeit von einfach zu variierenden Randparametern abgeschätzt werden. Materialabhängige Nichtlinearitäten, wie diese insbesondere im Hinblick auf den thermischen Ausdehnungskoeffizienten relevant sind, können so berücksichtigt werden [187].

Bild 68 links zeigt das Modell einer Bonddrahtverbindung sowie die Verteilung und Höhe der Vergleichsspannungen σ_v nach von-Mises infolge einer Erhöhung der Temperatur von Raumtemperatur auf 175 $^{\circ}\text{C}$. Ein erhöhtes Spannungsniveau ist im Wendepunkt der Drahtbrücke sowie insbesondere im Heelbereich und an den Kontaktflächen zwischen Substrat und Draht festzustellen.

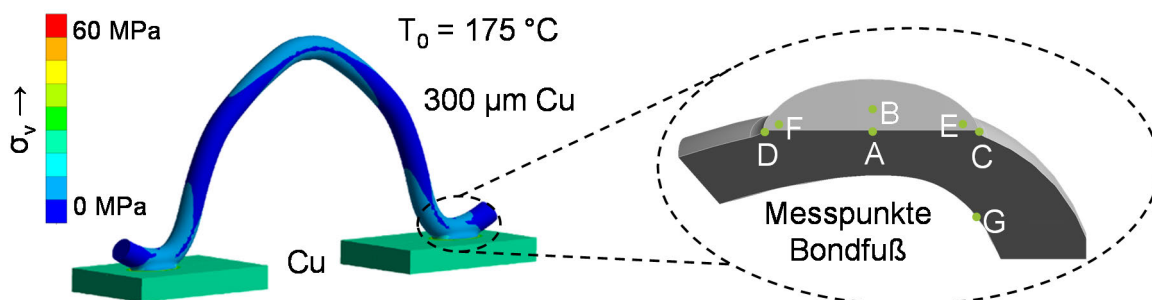


Bild 68: FE-Modell eines Bonddrahtes und Lage der Messpunkte zur Bestimmung der thermomechanisch induzierten von-Mises-Vergleichsspannung

Um die primär belasteten und für den Ausfall von Bonddrahtverbindungen besonders relevanten Stellen detaillierter analysieren zu können, erfolgt anschließend eine vergleichende Auswertung zwischen Aluminium- und Kupfer-

Drahtbondverbindungen anhand der in Bild 68 rechts dargestellten Messpunkte. Diese sind immer Knoten des in diesem Bereich verfeinerten Netzes an festgelegten geometrischen Positionen. So kann einerseits die Vergleichbarkeit sichergestellt werden und andererseits können Singularitäten an geometrischen Unstetigkeiten, wie diese in den Punkten C und D auftreten können, getrennt berücksichtigt werden.

Die Resultate der vergleichenden Auswertung von Aluminium- und Kupferdraht eines Durchmessers von 150 μm und 300 μm auf Kupferleadframes sind in Bild 69 zusammengefasst. Die Realisierung des Monometallsystems Kupfer ergibt bei einer Temperatur von 175 $^{\circ}\text{C}$ eine Reduzierung der Vergleichsspannung von bis zu 50 %. Für beide Materialien ist ein ausgeprägter Spannungsgradient, der zum Rand der Kontaktzone ansteigt, sichtbar. Diese Beobachtung steht im Einklang mit der simulierten sowie im Querschliffen beobachteten, vom Randbereich nach innen laufenden Rissbildung nach aktiven Lastwechseln [188]. Ein vergleichbares Bild auf leicht niedrigerem Niveau zeigt sich für die Analyse bei $T_0 = -55^{\circ}\text{C}$. Ein unterschiedliches Spannungsniveau in Abhängigkeit vom Drahtdurchmesser kann in dieser Analyse nicht nachgewiesen werden.

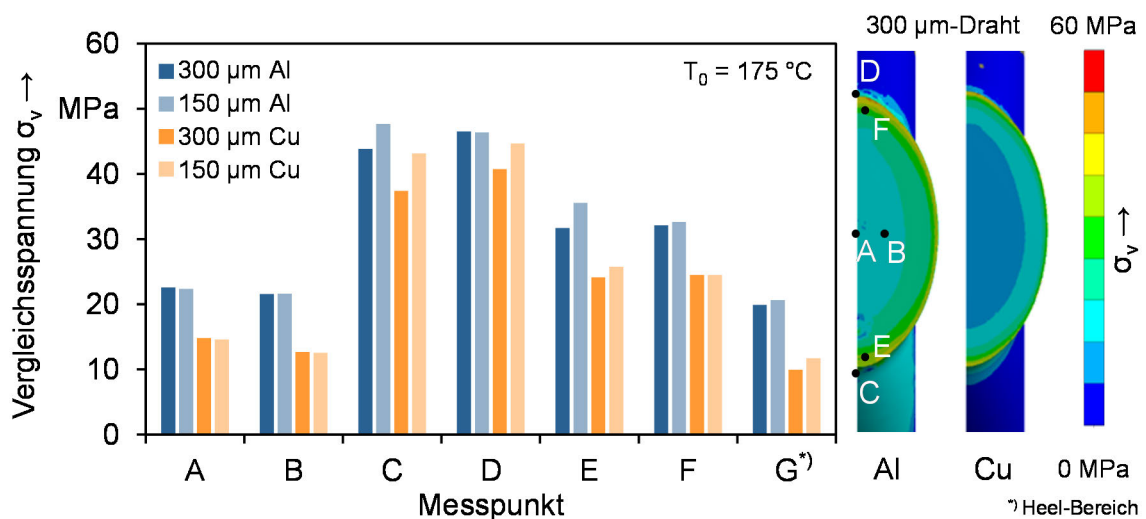


Bild 69: Thermomechanische Vergleichsspannung in Abhängigkeit vom Bonddrahtmaterial sowie dem Messpunkt

Das reduzierte Spannungsniveau von Kupfer im Gegensatz zu Aluminium ist in Bild 69 rechts nochmals deutlich zu erkennen. Gleiches gilt für den nur sehr schmalen Randbereich maximaler Spannung, der beim Einsatz von Aluminiumdrähten stärker ausgeprägt ist. In Verbindung mit einer deutlich erhöhten mechanischen Festigkeit der Kupfer-Drahtbondverbindungen bieten die reduzierten thermomechanischen Spannungen einer monometallischen Kupfer-Fügeverbindung eine valide Begründung für die erhöhte Zuverlässigkeit von Drahtbondverbindungen aus Kupfer.

5.3.3 Potenzial der additiven Fertigung und Metallisierung für integrierte Modulkonzepte

Die integrierte Realisierung hoher Schalteleistungen bei gleichzeitiger Umsetzung einer gesteigerten Funktionsintegration auf Modul- und Systemebene stellt aktuelle leistungselektronische Designs vor große Herausforderungen. Die in diesem Kontext geforderte Lösung von elektrischen, thermischen und mechanischen Aufgaben kann als Kombination von Hot und Smart Power-Konzepten nach den in Kapitel 2.1.2 und Kapitel 2.1.3 beschriebenen Entwicklungen verstanden werden. Dabei ist es das Ziel, Volumen und Gewicht gegenüber der Kombination der Einzelelemente zu verringern und eine erhöhte Funktionalität nicht nur durch Kombination, sondern durch Integration der Funktionen abzubilden [12]. Steht dieser Bedarf in engem Zusammenhang mit einer hohen geforderten Designflexibilität und dem Wunsch nach einer volumenreduzierten und bauraumoptimierten Anpassung des Lösungskonzeptes, können additive Fertigungstechnologien und Metallisierungen in Verbindung mit leistungsfähigen flexiblen Kontaktierungsverfahren einen vielversprechenden Ansatz liefern. Deren Möglichkeiten versprechen eine Reduzierung parasitärer Induktivitäten im Bereich der Lastanschlüsse, eine lokal bedarfsangepasste Wärmespreizung und -abfuhr sowie eine räumlich komplexere Integration zusätzlicher Funktionen durch die Erschließung einer weiteren Dimension. Bild 70 zeigt schematisch das Einsatzpotenzial, das sich aus der Kombination additiver Fertigungstechnologien mit leistungsfähigen Kontaktierungsverfahren hinsichtlich der Umsetzung intelligenter leistungselektronischer Lösungen ergibt.

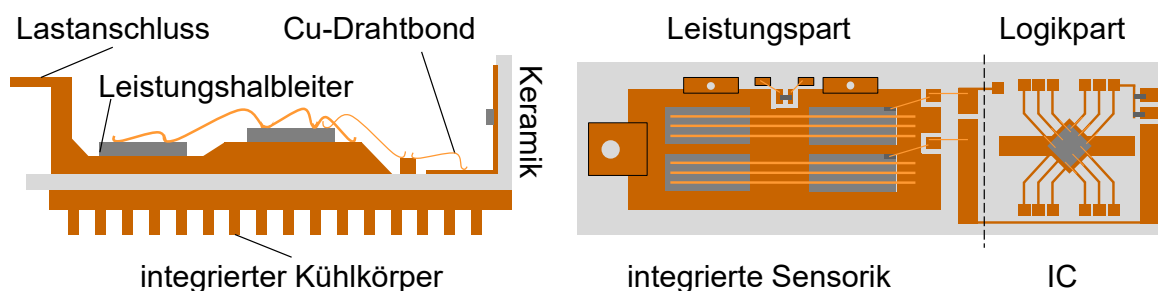


Bild 70: Schematische Darstellung des kombinierten Einsatzpotenzials additiver Fertigungstechnologien mit leistungsfähigen Kontaktierungsverfahren zur Umsetzung eines intelligenten Leistungsmoduls

Komplexe Strukturen bieten insbesondere im Bereich des Kühlkörpers sowie der Kühlkörperanbindung entscheidende Vorteile hinsichtlich des thermischen Managements [189]. Additive metallbasierte Fertigungstechnologien können bei der Realisierung komplexer innerer Kühlkörperstrukturen einen wesentlichen Beitrag für eine verbesserte Wärmeabfuhr liefern [190]. Unter Einsatz der SLM-Technologie eröffnet sich die Möglichkeit, Kühlstrukturen an

die Wärmepfade des Moduls anzupassen [191]. Damit kann ein individuelles und an die Einsatzumgebung angepasstes Wärmemanagement umgesetzt werden.

Die Möglichkeit des Einsatzes der SLM-Technologie zur Fertigung individueller leistungselektronischer keramischer Substrate ist sowohl unter Einsatz von Bronzepulver [192] als auch unter Einsatz von Kupferpulver [193] nachgewiesen. Dabei kann nicht nur gezeigt werden, dass großflächige Strukturen unterschiedlicher Höhenniveaus auf Al_2O_3 -Keramiken aufgebaut, sondern auch feinere Strukturen und Schaltungsentwürfe abgebildet werden können [194]. Diese Eigenschaft wird in Bild 70 genutzt, um eine bedarfsangepasste Wärmespreizung unter den Leistungshalbleitern bereitzustellen. Die sich daraus ergebenden unterschiedlichen Höhenniveaus können im Drahtbondprozess problemlos überwunden werden. Im selben Druckprozess können angepasste Lastanschlüsse sowie Schutzfunktionen in Form von Strom- und Temperatursensoren im Layout des Leistungsteils eines IPM vorgesehen werden. Selbst hinsichtlich der Einbindung aktiver Antennenstrukturen gibt es erste Entwicklungen auf Basis gedruckter Kupferstrukturen [195].

Sofern feinere und komplexere Strukturen für den Aufbau von Schaltkreisen der Auswerte- und Steuerlogik benötigt werden, können durch den Einsatz von Schablonen auch kaltaktiv plasmastrukturierte Leiterbahnen erzeugt werden. Durch dieser Technologie ist die Nutzung räumlicher Freiheiten bei der Erzeugung des Leiterbahnlayouts ebenfalls gegeben [196]. Für den Brückenschlag zwischen Leistungs- und Logikpart kann auf Basis der Kupfer-Drahtbondtechnologie eine monometallische, zuverlässige Kontaktierung zwischen diesen beiden bisher zumeist getrennten Bereichen hergestellt werden.

Um das volle Potenzial der additiven Fertigungstechnologien in die Fertigung leistungselektronischer Systeme übertragen zu können, ist die Etablierung einer vollständigen Prozesskette notwendig. Alle intelligenten mechatronischen Produkte stellen eine Kombination aus unterschiedlichen Materialien, Komponenten und Prozesstechnologien dar. Die Materialkombination sowie die Art der Kontaktierung zwischen den Bausteinen und Baugruppen ist innerhalb der additiven Fertigung eine bestehende Herausforderung, jedoch auch eine Voraussetzung für die additive Fertigung leistungselektronischer Systeme. Aufgrund der flexiblen Prozessführung bietet das Drahtbonds eine vielversprechende Technologie zur Adressierung dieser Voraussetzung sowie zur Umsetzung heterogener und flexibler integrierter Leistungsmodule für den Einsatz in harscher Umgebung.

6 Zusammenfassung

Die Bewältigung technologischer Herausforderungen im Kontext globaler Megatrends erfordert eine hohe Dynamik hinsichtlich leistungselektronischer Entwicklungen. Um die Ziele einer nachhaltigen Energieerzeugung, einer flexiblen Energieverteilung und einer effizienten Energienutzung zu erreichen, müssen leistungselektronische Baugruppen höhere Leistungen durch die Integration zusätzlicher Funktionalität intelligenter schalten können. Für die Aufbau- und Verbindungstechnik in leistungselektronischen Baugruppen wird daher eine gesteigerte Leistungsfähigkeit und Robustheit sowie eine erhöhte Flexibilität gefordert. Wesentliche Aspekte dieser Entwicklungen wurden im Hinblick auf die oberseitige Kontaktierung von Leistungshalbleitern in dieser Arbeit definiert, erforscht und analysiert. Der Schwerpunkt lag dabei auf der materialseitigen Anpassung des Aluminium-Wedge/Wedge-Dickdrahtbondprozesses durch den Einsatz von Kupferdrähten. Das sich daraus ergebende elektrische, thermische und mechanische Potenzial wurden durch Forschungsarbeiten im Hinblick auf die eingesetzten Materialien, die genutzten Methoden, die Adaption der Maschinenteknik sowie die angepasste Auslegung im Hinblick auf die durch Mensch und Milieu gesetzten Anforderungen erschlossen.

Die Analyse der technologischen und wirtschaftlichen Grundlagen der Fertigung hochintegrierter Leistungsmodule bildet die Basis dieser Arbeit. Die markt- und applikationsseitigen Entwicklungen fordern im Kontext der beiden parallelen Entwicklungsströmungen hin zu Hot- und Smart-Power-Systemen eine leistungsfähigere Aufbau- und Verbindungstechnik für integrierte Leistungsmodule in harschen Umgebungsbedingungen. Aluminiumbasierte Top-Level-Interconnect-Verbindungen limitieren die Möglichkeiten neuer Halbleitermaterialien und können anwendungsseitige Anforderungen nicht erfüllen. Daher wurden anhand der Forderung nach einer erweiterten Stromtragfähigkeit sowie einer erhöhten Zuverlässigkeit die Vorteile des Monometallsystems Kupfer erarbeitet, die prozessbestimmenden Einflussfaktoren des Kupfer-Bondprozesses abgeleitet und die wissenschaftliche Aufgabenstellung ausgearbeitet.

An den Kupfer-Bondprozess angepasste Qualitätskenngrößen im Hinblick auf die optische und mechanische Beurteilung der Fügequalität erlauben das Ableiten prozesssicherer Verarbeitungsfenster auf der Basis statistischer Methoden. Es konnte gezeigt werden, dass Kupferdrähte über alle Durchmesser hinweg ein hinreichend großes Prozessfenster zur Verarbeitung auf leistungselektronischen Substraten in Verbindung mit einer deutlich erhöhten mechanischen Festigkeit aufweisen. Die Skalierbarkeit der Prozessparameter über den Drahtdurchmesser konnte nachgewiesen werden. Dabei müssen

insbesondere eine erhöhte Ultraschallleistung und Bondkraft durch das Substrat sowie die Anlage ertragen werden können.

Um den Einfluss des Fügepartners auf den Bondprozess und die Übertragbarkeit der Prozessfenster auf alternative Oberflächen zu untersuchen, wurden etablierte leistungselektronische Substrate (DCB-Keramiken und Leadframesubstrate), verkupferte Leistungshalbleiter sowie additiv gefertigte Schichten umfassend erforscht. Die Vielfalt der untersuchten Fügepartner bildet die Basis der Integration von Kupfer-Drahtbondverbindungen in heterogene Baugruppen. Erstmals wurden umfassende Untersuchungen zum flexiblen Einsatz der Drahtbondtechnologie im Kontext der additiven Fertigung vorgestellt sowie die Wechselwirkungen und Abhängigkeiten zwischen diesen Prozessen beschrieben. Die Gemeinsamkeiten der untersuchten Strukturen sowie die Anforderungen an die Bondbarkeit leistungselektronischer Komponenten wurden anhand der Oberflächentopologie, des Schichtaufbaus und des Grenzflächeneinflusses zusammengefasst. Während sich der Kupfer-Bondprozess als robust gegenüber einer erhöhten Rauheit erweist, bilden Oxidschichten und organische Verunreinigungen eine noch größere Herausforderung, als dies beim Aluminium-Drahtbonden der Fall ist. Schichtdicke, Härte und Porosität des Materials beeinflussen insbesondere die Aufnahme der im Kupfer-Bondprozess benötigten erhöhten Bondleistungen und Bondkräfte sowie die Wirksamkeit des Schutzes der darunterliegenden Strukturen. Haftfestigkeit und Planarität der zu kontaktierenden Strukturen sind sowohl im Hinblick auf additive Schichtsysteme als auch auf kupfermetallisierte Leistungshalbleiter die Primäranforderungen des Bondprozesses. Eine unzureichende Haftfestigkeit der metallischen Bondoberfläche an die darunterliegende Struktur erlaubt keinen stabilen Bondprozess.

Um das zu Beginn der Arbeit aufgezeigte Potenzial des Monometallsystems Kupfer anhand der erforschten Abhängigkeiten und der erarbeiteten Prozessfenster in Applikationen umsetzen zu können, müssen Strategien und Methoden zur Auslegung und Evaluierung von Kupfer-Bondkontakten bereitgestellt werden. Dieser Aufgabe widmet sich das letzte Kapitel. Es zeigt Möglichkeiten zur Bewertung der Prozesszuverlässigkeit sowie zur Erhöhung der Prozesszuverlässigkeit durch anlagenseitige Anpassungen an die gesteigerte Belastung durch den Werkstoff Kupfer. Die Produktzuverlässigkeit dagegen kann mittels beschleunigter Umwelttests abgeschätzt werden. In diesem Kontext zeigen insbesondere Analysen unter korrosiver Atmosphäre sowie aktive Lastwechseltests das Potenzial und die Limitierung kupferbasierter oberseitiger Halbleiterkontaktierungen. Es soll betont werden, dass erst eine ganzheitliche Anpassung der Aufbau- und Verbindungstechnik ein vollumfängliches Erschließen des technologischen Potenzials zukünftiger Leistungshalbleiter und -baugruppen ermöglicht. Den Abschluss der Arbeit bilden Strategien zur Auslegung von Kupfer-Bondverbindungen für heterogene Baugruppen. Hierbei wurde das

Potenzial der FE-Analyse zur Auslegung von Kupfer-Drahtbondverbindungen sowie der flexiblen Kombination von Kupfer-Drahtbondverbindungen und Technologien der additiven Fertigung analysiert. Auf diese Weise kann die Möglichkeit der Kombination von Leistungs- und Logikpart auf der Basis zuverlässiger monometallischer Kontaktierungslösungen erschlossen.

Die durchgeführten Forschungsarbeiten tragen zur Qualifizierung der Kupfer-Drahtbondtechnologie für integrierte Leistungsmodule in harschen Umgebungsbedingungen bei. Durch die Anpassung der leistungselektronischen Aufbau- und Verbindungstechnik an die applikationsseitigen Anforderungen sowie die technologischen Möglichkeiten neuer WBG-Halbleitermaterialien können nachhaltige Lösungen zur Bewältigung globaler Herausforderungen im Hinblick auf Gewinnung, Verteilung und Nutzung elektrischer Energie entwickelt werden. Damit dies gelingt, ist eine ganzheitliche Betrachtung der leistungselektronischen Systemfertigung sowohl produkt-, als auch prozessseitig notwendig. Auf Produktebene muss nicht nur die unter- und oberseitige Halbleiterkontaktierung optimiert, sondern es müssen auch Substrate, Vergussmassen, Kühlkörper, Lastanschlüsse und Sensorik sowie das Design der Leistungsbaugruppe in enger Abstimmung mit passiven Komponenten, Energiespeichern, Schaltlogiken und Aktuatorik im Sinne einer gesamtheitlichen Weiterentwicklung des mechatronischen Systems optimiert werden. Auf Prozessebene müssen prozessübergreifende Wechselwirkungen tiefgehender analysiert werden, um unter Einbeziehung umfassender Prozess-, Prüf- und Felddaten geschlossene Regelkreise innerhalb der Fertigung für eine kontinuierliche Erhöhung der Fertigungsqualität aufzusetzen. Dabei kommt insbesondere der Kombination etablierter Produktionsprozesse und neuartiger Fertigungstechnologien eine hohe Bedeutung zu. Im Zusammenspiel können so zuverlässige Produkte in einem leistungsfähigen Produktionsumfeld entstehen.

7 Summary

Accomplishing technological challenges in the context of global megatrends demands a high level of dynamism with regard to power electronic developments. In order to achieve the objectives of sustainable energy generation, flexible energy distribution, and efficient energy use, power electronic modules must be able to switch electric currents more efficiently through the integration of additional functionality. Therefore, increased performance and robustness as well as increased flexibility are required for the packaging technology in power electronic assemblies. Important aspects of these developments were defined, researched, and analyzed in this work with regard to the topside connection of power semiconductors. The emphasis was on the material-based adaptation of the aluminum wedge/wedge heavy wire bonding process by the use of copper wires. The resulting electrical, thermal, and mechanical potential was developed through research into materials, methods, adaptation of the machine technology, as well as an adjusted interpretation with regard to the requirements set by man, and milieu.

The analysis of the technological and economic foundations of the production of highly integrated power modules form the basis of this work. In this context, two parallel market and application-based developments of hot and smart power systems call for efficient packaging technologies that can be used for integrated power modules able to operate in harsh environmental conditions. Aluminum-based top-level interconnects limit the possibilities of new semiconductor materials and cannot meet application requirements. Therefore, the advantages of the monometallic copper system were compiled based on the demand for an increased current carrying capacity as well as an increased reliability. The influencing factors determining the copper bonding process were derived and the scientific task was worked out.

Quality characteristics adapted to the copper wire bonding process, with regard to optical and mechanical assessment of the joining quality, allow the derivation of robust process windows based on statistical methods. It has been shown that copper wires have an adequate process window across all diameters for processing on power electronic substrates in combination with a markedly increased mechanical strength. The scalability of the process parameters over the wire diameter could be demonstrated. In this context, the substrate and machinery must be able to withstand an increased ultrasonic power and bonding force.

In order to investigate the influence of the joining partner on the bonding process and the transferability of the process windows on alternative surfaces, well-established power electronic substrates (direct bonded copper ceramics and lead frame substrates), copper-plated power semiconductors, and printed

layers were researched extensively. The variety of the investigated joining partners forms the basis for the integration of copper-wire bonds into heterogeneous assemblies. For the first time, extensive investigations on the flexible use of wire bonding technology in the context of additive manufacturing were presented, and the interactions and interdependencies between these processes were described. The common features of the examined structures, as well as the requirements for the bondability of electronic components, were summarized by means of the surface topology, the layer structure, and the interfacial influence. While the copper bonding process is robust against an increased roughness, oxide layers and organic impurities are even more challenging than would be the case for aluminum wire bonding. Layer thickness, hardness, and porosity of the material determine the absorption of the increased ultrasonic power and bonding forces required in the copper wire bonding process, as well as the effectiveness of the protection of the underlying structures. The bonding strength and planarity of the structures to be contacted are the primary requirements of the bonding process, both with respect to printed structures and copper-plated power semiconductors. Insufficient bonding of the metallic surface to the underlying structure does not allow a stable wire bonding process.

In order to convert the potential of the monometallic copper system, which was derived on the basis of the dependencies and the developed process windows into applications, strategies and methods for the design and evaluation of copper bonding contacts have to be provided. The last chapter is devoted to this task. It shows possibilities for evaluating the process reliability as well as for increasing the process reliability by adaptations to the increased load caused by the copper wire. The product reliability, however, can be estimated by means of accelerated environmental tests. In this context, analysis under corrosive atmospheres as well as active power cycling tests show the potential and the limitation of copper-based top-level interconnections. It should be stressed that only a holistic adaptation of the applied packaging technologies allows full access to the technological potential of future power semiconductors and assemblies. This work is concluded by the development of strategies for the design of copper wire bonding for heterogeneous assemblies. The assessment of the potential of FE-analysis for the design of copper wire bonds, as well as the flexible combination of copper wire bond and additive manufacturing technologies, was analyzed. Thus, the possibility of combining power and logic parts based on reliable monometallic contacting solutions can be exploited.

This research contributes to the qualification of the copper wire bond technology for integrated power modules in harsh environmental conditions. By adapting the power electronics packaging technology to application requirements as well as technological possibilities of new WBG semiconductor materials, sustainable solutions can be developed to deal with global challenges regarding the generation, distribution and use of electrical energy. In order to

achieve this, a holistic view of the power electronic system manufacturing is necessary, both from a product as well as from a process point of view. At a product level, not only top and bottom level semiconductor interconnections have to be optimized, but also substrates, potting compounds, heat sinks, load connections, and sensor technology. Additionally, the design of the power module has to be aligned with passive components, energy storage solutions, switching logics, and actuation systems. At process levels, cross-process interactions must be analyzed in-depth in order to establish continuous control loops within the production process, including comprehensive process data, test data, and field data, for a continuous increase in production quality. The combination of established production processes and innovative production technologies is particularly important. In this way, reliable products can be created in a powerful production environment.

Literaturverzeichnis

- [1] BLAABJERG, F.; MA, K.; YANG, Y.: Power Electronics for Renewable Energy Systems - Status and Trends. In: VDE (Hrsg.): Proceedings of the 8th International Conference on Integrated Power Systems (CIPS), 2014
- [2] FRIEDRICHS, P.; MILLÁN, J.; HARDER, T.; KAMINISKI, N.; LINDEMANN, A.; LORENZ, L.; SCHINDELE, L.; WARD, P.: ECPE Position Paper: Next Generation Power Electronics based on Wide Bandgap Devices. Challenges and Opportunities for Europe. Nürnberg, 2016
- [3] POPOVIĆ-GERBER, J.; OLIVER, J. A.; CORDERO, N.; HARDER, T.; COBOS, J. A.; HAYES, M.; O'MATHUNA, S. C.; PREM, E.: Power Electronics Enabling Efficient Energy Usage: Energy Savings Potential and Technological Challenges. In: IEEE Transactions on Power Electronics 27 (2012), Nr. 5, S. 2338–2353
- [4] SCHARF, A.: Powering the Automotive Industry. In: Power Electronics Europe (2017), S. 5
- [5] ALEXANDER, M.; BERNHART, W.; LÄSSIG, R.; SIEPEN, S.: Powering ahead: Developments in power electronics mean a prospective bonanza for smart players. 01.07.2015
- [6] LE GOUIC, B.; AVRON, A.; DING, W.; Cassarino: Status of the power electronics industry: A comprehensive overview of the power electronics semiconductors business. 2012
- [7] KOLAR, J. W.: Multi-Objective Optimization in Power Electronics. In: IEEE (Hrsg.): Plenary Presentation at the Southern Power Electronics Conference (SPEC). Auckland, 2016-12-05.
- [8] SCHEUERMANN, U.: Packaging and Reliability of Power Modules - Principles, Achievements and Future Challenges. In: Mesago PCIM GmbH (Hrsg.): Proceedings of the International Exhibition and Conference for Power Electronics, Intelligent Motion, Renewable Energy and Energy Management (PCIM). Berlin: VDE, 2015, S. 35–50
- [9] GUTH, K.; SIEPE, D.; TORWESTEN, H.; ROTH, R.; HILLE, F.; UMBACH, F.: New assembly and interconnects beyond sintering methods. In: Mesago PCIM GmbH (Hrsg.): Proceedings of the International Exhibition & Conference for Power Electronics Intelligent Motion Power Quality (PCIM). Berlin: VDE, 2010
- [10] LE BRET, C.: Status of the Power Electronics Industry 2016. 01.06.2016
- [11] LA BRET, C.; AZÉMAR, J.; GUEGUEN, P.: Power Packaging 2015. 01.04.2015

- [12] LUTZ, J.: Halbleiter-Leistungsbaulemente: Physik, Eigenschaften, Zuverlässigkeit. 2. Auflage. Berlin: Springer Vieweg, 2012
- [13] McDONALD, T.; PERSSON, E.; BRICCONI, A.; GRAWERT, F.: GaN in a Silicon world: competition or coexistence? In: IEEE (Hrsg.): Applied Power Electronics Conference and Exposition, 2016-04-14.
- [14] N. N.: Next Push for Gallium Nitride. In: Power Electronics Europe (2016), Nr. 2, S. 20–23
- [15] STOCKMEIER, T.: From Packaging to "Un"-Packaging - Trends in Power Semiconductor Modules. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 20th International Symposium on Power Semiconductor Devices and IC's (ISPSD), 2008, S. 12–19
- [16] SINGH, R.: Ultra High Voltage SiC Bipolar Devices for Reduced Power Electronics Complexity. URL https://www.arpa-e.energy.gov/sites/default/files/documents/files/SolarADEPT_Workshop_NxtGen-Pwr_Singh.pdf – Überprüfungsdatum 30.01.2017
- [17] MILLÁN, J.; GODIGNON, P.; PERPIÑÀ, X.; PÉREZ-TOMÁS, A.; REBOLLO, J.: A Survey of Wide Bandgap Power Semiconductor Devices. In: IEEE Transactions on Power Electronics 29 (2014), Nr. 5, S. 2155–2162
- [18] FRIEDRICHS, P.: Wide Bandgap Leistungshalbleiter - Potenziale und Herausforderungen. In: EDER, M.; LORENZ, L. (Hrsg.): Leistungselektronik: Komponenten - Systemintegration - Energieeffizienz. 6. Kooperationsforum mit Fachausstellung. 6. Kooperationsforum mit Fachausstellung, 2014
- [19] HUDGINS, J. L.; SIMIN, G. S.; SANTI, E.; KHAN, M. A.: An Assessment of Wide Bandgap Semiconductors for Power Devices. In: IEEE Transactions on Power Electronics 18 (2003), Nr. 3, S. 907–914
- [20] BARTOLOMEO, L.; ABBATELLI, L.; MACAUDA, M.; DI GIOVANNI, F.; CATALISANO, G.; RYZEK, M.; KOHOUT, D.: Wide Band Gap Materials: Revolution in Automotive Power Electronics. In: JSAE (Hrsg.): Proceedings of the International Electric Vehicle Technology and Automotive Power Electronics Japan Conference, 2016
- [21] MITOVA, R.; DENTELLA, A.; REILLY, D.; MIQUEL, O.; BLANCHARD, X.: Current Trends for GaN on Si Power Devices for Industrial Applications. In: VDE (Hrsg.): Proceedings of the 9th International Conference on Integrated Power Systems (CIPS), 2016
- [22] WANG, R.; CHEN, Z.; BOROEYEVICH, D.; JIANG, L.; YAO, Y.; RAJASHEKARA, K.: A Novel Hybrid Packaging Structure for High-Temperature SiC Power Modules. In: IEEE Transactions on Industry Applications 49 (2013), Nr. 4, S. 1609–1618

- [23] LIANG, Z.: Advanced packaging technologies for fully exploiting attributes of WBG power electronics. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the IEEE International Workshop on Integrated Power Packaging (IWIPP), 2015, S. 28–31
- [24] ZVEREV, I.; TREU, M.; KAPELS, H.; HELLMUND, O.; RUPP, R.; WEIß, J.: SiC Schottky Rectifiers: Performance, Reliability and Key Application. In: EPE (Hrsg.): Proceedings of the 9th European conference on power electronics and applications (EPE), 2001
- [25] BRIERE, M. A.: The Next stage in the Commercialisation of GaN-Based Power Devices. In: Power Electronics Europe (2010), Nr. 3, S. 35–37
- [26] CASADY, J. B.: SiC Power Devices and Modules Maturing Rapidly. In: Power Electronics Europe (2013), Nr. 1, S. 16–19
- [27] FRIEDRICHS, P.: SiC Power devices aspects for high power density and system approach for a successful market implementation. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 2015 International Workshop on Integrated Power Packaging (IWIPP), 2015
- [28] RUPP, R.; LASKA, T.; HABERLEN, O.; TREU, M.: Application specific trade-offs for WBG SiC, GaN and high end Si power switch technologies. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 60th International Electron Devices Meeting (IEDM), 2014, 14-28-14-31
- [29] LIU, Y.: Power Electronic Packaging: Design, Assembly Process, Reliability and Modeling: Springer, 2012
- [30] LIU, Y.; IRVING, S.; LUK, T.; KINZER, D.: Trends of Power Electronic Packaging and Modeling. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 10th Electronics Packaging Technology Conference (EPTC), 2008
- [31] AVRON, A.: Market & Players: PowerSoC & PSiP. In: ECPE (Hrsg.): PowerSoC Workshop: μ PE: Powering Low-Power Systems, 2015
- [32] BOETTCHER, L.; KARASZKIEWICZ, S.; MANESSIS, D.; OSTMANN, A.: Development of Embedded Power Electronics Modules. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 4th Electronic System-Integration Technology Conference (ESTC), 2012
- [33] NEEB, C.; TEICHRIB, J.; DONCKER, R. W. de; BOETTCHER, L.; OSTMANN, A.: A 50 kW IGBT Power Module for Automotive Applications with Extremely Low DC-Link Inductance. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 16th European Conference on Power Electronics and Applications (EPE'14-ECCE), 2014

- [34] HOENE, E.; OSTMANN, A.; LAI, B. T.; CHRISTOPH, M.; MÜSING, A.; KOLAR, J. W.: Ultra-Low-Inductance Power Module for Fast Switching Semiconductors. In: Mesago PCIM GmbH (Hrsg.): Proceedings of the International Exhibition and Conference for Power Electronics, Intelligent Motion, Renewable Energy and Energy Management (PCIM). Berlin: VDE, 2013, S. 198–205
- [35] WINTRICH, A.; NICOLAI, U.; TURSKY, W.; REIMANN, T.: Applikationshandbuch Leistungshalbleiter: SEMIKRON International GmbH. 2. Aufl. Ilmenau: ISLE, 2015
- [36] SYED-KHAJA, A.; WALAWSKI, D.; STOLL, T.; FRANKE, J.: Is Selective Laser Melting (SLM) an Alternative for High-Temperature Mechatronic Integrated Devices? Methodology, Hurdles and Prospects. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 12th International Congress Molded Interconnect Devices (MID), 2016
- [37] GÖHRE, J.-M.: Entwicklung und Implementierung einer verbesserten Lastwechseltestmethode zur experimentellen Bestimmung der Zuverlässigkeit von Dickdrahtbonds in Leistungsmodulen. Dissertation. Berlin, 2013
- [38] SCHEUERMANN, U.: Reliability challenges of automotive power electronics. In: Microelectronics Reliability 49 (2009), 9-11, S. 1319–1325
- [39] HARMAN, G. G.: Wire Bonding in Microelectronics. 3. Aufl. New York: McGraw-Hill, 2010
- [40] EHRENFRIED, Z.: Grundlagen der Verbindungsbildung. In: SCHEEL, W.; HANKE, H.-J. (Hrsg.): Baugruppenteknologie der Elektronik: Montage. Berlin: Leuze, 1997 (3), S. 153–174
- [41] FELDMANN, K. (Hrsg.): Montage in der Leistungselektronik für globale Märkte: Design, Konzepte, Strategien. Berlin: Springer, 2009
- [42] CHAUHAN, P. S.; CHOUBEY, A.; ZHONG, Z.; PECHT, M. G.: Copper Wire Bonding. New York: Springer, 2014
- [43] KÄSTLE, C.; BLANK, T.; SEDLMAIR, J.; WEBER, M.; FRANKE, J.: Optimierung der Anlagen- und Prozessparameter für die zuverlässige Fertigung kupferbasierter sequentieller Chip-Verbindungen in der Leistungselektronik. In: DVS/ GMM (Hrsg.): Elektronische Baugruppen und Leiterplatten - EBL, 2016, S. 52–58
- [44] LANG, K.-D.; RUDOLF, F.: Drahtbonden elektronischer Baugruppen. In: SCHEEL, W.; HANKE, H.-J. (Hrsg.): Baugruppenteknologie der Elektronik: Montage. Berlin: Leuze, 1997 (3), S. 415–469

- [45] OSTERWALD, F.: Verbindungsbildung beim Ultraschall-Drahtbonden: Einfluß der Schwingungsparameter und Modellvorstellungen. Dissertation, 1999
- [46] GEIßLER, U.: Verbindungsbildung und Gefügeentwicklung beim Ultraschall-Wedge-Wedge-Bonden von AlSi1-Draht. Dissertation: Berlin, 2008
- [47] SBEITI, M.: Thermomechanische Beschreibung der Ausbildung einer intermetallischen Phase beim Ultraschall-Wedge/Wedge-Drahtbonden im Rahmen der Theorie der materiellen Kräfte. Dissertation. Göttingen: Cuvillier, 2013
- [48] LIANG, Z.; NING, P.; WANG, F.; MARLINO, L.: Reducing Parasitic Electrical Parameters with a Planar Interconnection Packaging Structure. In: VDE (Hrsg.): Proceedings of the 7th International Conference on Integrated Power Electronics Sytem (CIPS), 2012 (133).
- [49] KLEIN, K.; HOENE, E.; LANG, K.-D.: Packages for Fast Switching HV GaN Power Devices. In: Mesago PCIM GmbH (Hrsg.): Proceedings of the International Exhibition and Conference for Power Electronics, Intelligent Motion, Renewable Energy and Energy Management (PCIM). Berlin: VDE, 2014, S. 594–601
- [50] OSTMANN, A.; BOEHME, C.; SCHRANK, K.; LANG, K.-D.: Development of a Microcamera with Embedded Image Processor Using Panel Level Packaging. In: IMAPS (Hrsg.): Proceedings of the 20th European Microelectronics Packaging Conference (EMPC), 2015
- [51] YAO, Y.; LU, G.-Q.; BOROEYEVICH, D.; NGO, K. D. T.: Survey of High-Temperature Polymeric Encapsulants for Power Electronics Packaging. In: IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology 5 (2015), Nr. 2, S. 168–181
- [52] SCHLETZ, A.: Hochleistungskeramiken für die Mobilität: Fokus Keramik für die mobile Leistungselektronik. In: Deutsche Keramische Gesellschaft (DKG); Verband der Keramischen Industrie e.V. (VKI); Deutsche Gesellschaft für Materialkunde e.v. (DGM) (Hrsg.): Zukunftspotenziale von Hochleistungskeramiken: Expertenstudie, 2014, S. 33
- [53] CAO, X.; LU, G.-Q.; NGO, K. D. T.: Planar Power Module With Low Thermal Impedance and Low Thermomechanical Stress. In: IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology 2 (2012), Nr. 8, S. 1247–1259
- [54] PLUSCHKE, N.; BECKEDAH, P.: Novel Packaging Technology for Power Modules. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 21st International Symposium on Industrial Electronics (ISIE), 2012, S. 420–424

- [55] MERTENS, C.: Die Niedertemperatur-Verbindungstechnik der Leistungselektronik. Dissertation. Düsseldorf: VDI, 2004
- [56] SCHEUERMANN, U.: Reliability of Planar SKiN Interconnect Technology. In: VDE (Hrsg.): Proceedings of the 7th International Conference on Integrated Power Electronics System (CIPS), 2012 (133).
- [57] LIEBIG, S.; ENGSTLER, J.; KRIEGEL, K.; WEIDNER, K.: Evaluation of enhanced power modules with planar interconnection technology for aerospace application. In: Mesago PCIM GmbH (Hrsg.): Proceedings of the International Exhibition and Conference for Power Electronics, Intelligent Motion, Renewable Energy and Energy Management (PCIM). Berlin: VDE, 2014, S. 573–577
- [58] WEIDNER, K.; KASPAR, M.: Planar Interconnect Technology for Power Module System Integration. In: VDE (Hrsg.): Proceedings of the 7th International Conference on Integrated Power Electronics System (CIPS), 2012 (133).
- [59] BAYERER, R.: Higher Junction Temperature in Power Modules – a demand from hybrid cars, a potential for the next step increase in power density for various Variable Speed Drives. In: Mesago PCIM GmbH (Hrsg.): Proceedings of the International Exhibition & Conference for Power Electronics Intelligent Motion Power Quality (PCIM). Berlin: VDE, 2008
- [60] HENSLE, A.; LUTZ, J.; THOBEN, M.; GUTH, K.: First Power Cycling Results of Improved Packaging Technologies for Hybrid Electrical Vehicle Applications. In: VDE (Hrsg.): Proceedings of the 6th International Conference on Integrated Power Electronics System (CIPS), 2010
- [61] BECKEDAH, P.: Advanced Power Module Packaging for increased Operation Temperature and Power Density. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 15th International Power Electronics and Motion Control Conference (EPE-PEMC), 2012
- [62] NAGARAJAN, R.; BRIEKE, D.: Aspects of increased power density with the new 5th generation IGBT demonstrated by application relevant measurements. In: Mesago PCIM GmbH (Hrsg.): Proceedings of the International Exhibition and Conference for Power Electronics, Intelligent Motion, Renewable Energy and Energy Management (PCIM). Berlin: VDE, 2015, S. 1173–1180

- [63] WRZECIONKO, B.; BIELA, J.; KOLAR, J. W.: SiC Power Semiconductors in HEVs: Influence of Junction Temperature on Power Density, Chip Utilization and Efficiency. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 35th Annual Conference of IEEE Industrial Electronics (IECON), 2009, S. 3834–3841
- [64] KHAZAKA, R.; MENDIZABAL, L.; HENRY, D.; HANNA, R.: Survey of High-Temperature Reliability of Power Electronics Packaging Components. In: IEEE Transactions on Power Electronics 30 (2015), Nr. 5, S. 2456–2464
- [65] BÜRCEL, R.; MAIER, H.-J.; NIENDORF, T.: Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik: Grundlagen, Werkstoffbeanspruchungen, Hochtemperaturlegierungen und -beschichtungen. 5. Aufl. Berlin: Springer Vieweg, 2015
- [66] ALBRECHT, H.-J.; WILKE, K.: Material-Dependent Reliability Characteristics of Lead-Free Solder Joints. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 1st Electronic Systemintegration Technology Conference (ESTC), 2006, S. 133–138
- [67] KLAKE, S.: Eine Niedertemperatur-Verbindungstechnik zum Aufbau von Leistungshalbleitermodulen. Dissertation. Göttingen: Cuvillier, 1997
- [68] SYED-KHAJA, A.; KÄSTLE, C.; REINHARDT, A.; FRANKE, J.: Optimized Thin-Film Diffusion Soldering for Power-Electronics Production. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 36th International Spring Seminar on Electronics Technology (ISSE), 2013, S. 11–16
- [69] SYED-KHAJA, A.; FRANKE, J.: Characterization and Reliability of Paste Based Thin-Film Sn-Cu TLPS Joints for High Temperature Power Electronics. In: Mesago PCIM GmbH (Hrsg.): Proceedings of the International Exhibition and Conference for Power Electronics, Intelligent Motion, Renewable Energy and Energy Management (PCIM). Berlin: VDE, 2015, S. 1295–1301
- [70] SYED-KHAJA, A.; KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: Reliable Packaging Technologies for Power Electronics: Diffusion Soldering and Heavy Copper Wire Bonding. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 3rd International Electric Drives Production Conference (EDPC), 2013, S. 498–503
- [71] SYED-KHAJA, A.; KLEMM, A.; ZERNA, T.; FRANKE, J.: Characterization and Optimization of Sn-Cu TLPS Interconnects for High Temperature Power Electronics through In-Situ-X-Ray Investigations. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 66th Electronic Components and Technology Conference (ECTC), 2016, S. 1228–1234

- [72] SCHMIDT, R.; SCHEUERMANN, U.: Separating Failure Modes in Power Cycling Tests. In: VDE (Hrsg.): Proceedings of the 7th International Conference on Integrated Power Electronics System (CIPS), 2012 (133).
- [73] GÖTZ, M.; LEHMEIER, B.; KUHN, N.; MEYER, A.: Silicon Nitride Substrates for Power Electronics. In: Mesago PCIM GmbH (Hrsg.): Proceedings of the International Exhibition and Conference for Power Electronics, Intelligent Motion, Renewable Energy and Energy Management (PCIM). Berlin: VDE, 2012, S. 672–679
- [74] GÖTZ, M.; KUHN, N.; LEHMEIER, B.; MEYER, A.; VÖLLER, U.: Comparison of Silicon Nitride DBC and AMB Substrates for Different Applications in Power Electronics. In: Mesago PCIM GmbH (Hrsg.): Proceedings of the International Exhibition and Conference for Power Electronics, Intelligent Motion, Renewable Energy and Energy Management (PCIM). Berlin: VDE, 2013, S. 57–65
- [75] BLANK, T.; LEYER, B.; MAURER, T.; MEISSER, M.; BRUNS, M.; WEBER, M.: Copper Thick-film Substrates for Power Electronic Applications. In: IEEE (Hrsg.): Proceeding of the 5th Electronics System-Integration Technology Conference (ESTC), 2014
- [76] GUNDEL, P.; BAWOHL, M.; CHALLINGSWORTH, M.; CHOISI, M.; GARCIA, V.; GAUL, M.; KERSKEN, K.; MODEL, C.; NIKOLAIDIS, I.; PERSONS, R.; REITZ, J.; SHAHBAZI, C.: Thick Printed Copper as Highly Reliable Substrate Technology for Power Electronics. In: Mesago PCIM GmbH (Hrsg.): Proceedings of the International Exhibition and Conference for Power Electronics, Intelligent Motion, Renewable Energy and Energy Management (PCIM). Berlin: VDE, 2015, S. 1276–1281
- [77] SHIN, S.; JIN, B.; SONG, K.; BAE, H.; KWON, T.: A New 600V Smart power Module with the High Power Density for Motor Drive Applications in Home Appliances. In: VDE (Hrsg.): Proceedings of the International Exhibition and Conference for Power Electronics, Intelligent Motion, Renewable Energy and Energy Management (PCIM Asia). Berlin: VDE, 2016, S. 210–217
- [78] LEHNBERGER, C.: Leiterplatten für hohe Leistungen, Ströme und Temperatur. 01.10.2012
- [79] YAO, Y.; LU, G.-Q.; CHEN, Z.; BOROEYEVICH, D.; NGO, K. D. T.: Assessment of Encapsulants for High-Voltage, High-Temperature Power Electronic Packaging. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 2011 Electric Ship Technologies Symposium (ESTS), 2011, S. 258–264

- [80] YAO, Y.; CHEN, Z.; LU, G.-Q.; BOROEYEVICH, D.; NGO, K. D. T.: Characterization of Encapsulants for High-Voltage High-Temperature Power Electronic Packaging. In: IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology 2 (2012), Nr. 4, S. 539–547
- [81] GEIBLER, U.; GÖHRE, J.; THOMAS, S.; SCHNEIDER-RAMELOW, M.; LANG, K.-D.: A new Aluminium Alloy for Heavy Wire Bonding in Power Electronics - First Tests of Bonding Behaviour and Reliability. In: Mesago PCIM GmbH (Hrsg.): Proceedings of the International Exhibition and Conference for Power Electronics, Intelligent Motion, Renewable Energy and Energy Management (PCIM). Berlin: VDE, 2013, S. 1081–1085
- [82] COSIANSI, F.; MATTIUZZO, E.; TURNATURI, M.; THOMAS, S.; KÖTTER, S.: Characterization of different wire bonding materials during passive thermal test. In: VDE (Hrsg.): Proceedings of the 8th International Conference on Integrated Power Systems (CIPS), 2014
- [83] SCHEUERMANN, U.; SCHMIDT, R.: Impact of Solder Fatigue on Module Lifetime in Power Cycling Tests. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 14th European Conference on Power Electronics and Applications (EPE'11-ECCE Europe), 2011
- [84] YANG, L.; AGYAKWA, P. A.; JOHNSON, C. M.: Physics-of-Failure Lifetime Prediction Models for Wire Bond Interconnects in Power Electronic Modules. In: IEEE Transactions on Device and Materials Reliability 13 (2013), Nr. 1, S. 9–17
- [85] GOEHRE, J.; GEIBLER, U.; SCHNEIDER-RAMELOW, M.; LANG, K.-D.: Influence of Bonding Parameters on the Reliability of Heavy Wire Bonds on Power Semiconductors. In: VDE (Hrsg.): Proceedings of the 7th International Conference on Integrated Power Electronics System (CIPS), 2012 (133).
- [86] MILKE, E.; MUELLER, T.: High temperature behaviour and reliability of Al-Ribbon for automotive applications. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 2nd Electronics Systemintegration Technology Conference (ESTC), 2008, S. 417–422
- [87] JACQUES, S.; LEROY, R.; LETHIECQ, M.: Impact of aluminum wire and ribbon bonding technologies on D2PAK package reliability during thermal cycling applications. In: Microelectronics Reliability 55 (2015), 9–10, S. 1821–1825

- [88] EHRHARDT, C.; GEISSLER, U.; HÖFER, J.; BROLL, M.; SCHNEIDER-RAMELOW, M.; LANG, K.-D.; SCHMITZ, S.: Influence of wire material and diameter on the reliability of Al-H11, Al-CR, Al-R and AlX heavy wire bonds during power cycling. In: VDE (Hrsg.): Proceedings of the 9th International Conference on Integrated Power Systems (CIPS), 2016
- [89] GEIßLER, U.; MILKE, E.; PRENOSIL, P.; SCHNEIDER-RAMELOW, M.; LANG, K.-D.: Alternative Drahtwerkstoffe für den Einsatz im Wedge/Wedge-Bondprozess. In: DVS; GMM (Hrsg.): Elektronische Baugruppen und Leiterplatten: Hochentwickelte Baugruppen aus Europa. 6. DVS/GMM-Fachtagung. 6. DVS/GMM-Fachtagung. Berlin: VDE, 2012 (GMM-Fachbericht, 71), S. 227–232
- [90] WEIßBACH, W.: Werkstoffkunde: Strukturen, Eigenschaften, Prüfung. 18. Aufl. Wiesbaden: Vieweg + Teubner, 2012
- [91] SIEPE, D.; BAYERER, R.; ROTH, R.: The Future of Wire Bonding is? Wire Bonding! In: VDE (Hrsg.): Proceedings of the 6th International Conference on Integrated Power Electronics System (CIPS), 2010
- [92] WINTER, M.: Aluminium: physical properties. Hardnesses. URL <https://www.webelements.com/aluminium/physics.html> – Überprüfungsdatum 08.03.2017
- [93] WINTER, M.: Copper: physical properties. Hardnesses. URL <https://www.webelements.com/copper/physics.html> – Überprüfungsdatum 08.03.2017
- [94] NAUMANN, F.; SCHISCHKA, J.; KOETTER, S.; MILKE, E.; PETZOLD, M.: Reliability characterization of heavy wire bonding materials. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 4th Electronic System-Integration Technology Conference (ESTC), 2012
- [95] SCHMIDT, R.; SCHEUERMANN, U.; MILKEN, E.: Al-Clad Cu Wire Bonds Multiply Power Cycling Lifetime of Advanced Power Modules. In: Mesago PCIM GmbH (Hrsg.): Proceedings of the International Exhibition and Conference for Power Electronics, Intelligent Motion, Renewable Energy and Energy Management (PCIM). Berlin: VDE, 2012, S. 776–783
- [96] ZSCHECH, E.: Werkstoffphysikalische Prozesse. In: SCHEEL, W.; HANKE, H.-J. (Hrsg.): Baugruppenteknologie der Elektronik: Montage. Berlin: Leuze, 1997 (3), S. 667–743

- [97] KREBS, T.; DUCH, S.; SCHMITT, W.; KOTTER, S.; PRENOSIL, P.; THOMAS, S.: A Breakthrough in Power Electronics Reliability — New Die Attach and Wire Bonding Materials. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 63rd Electronic Components and Technology Conference (ECTC), 2013, S. 1746–1752
- [98] LING, J.; XU, T.; CHEN, R.; VALENTIN, O.; LUECHINGER, C.: Cu and Al-Cu Composite-Material Interconnects for Power Devices. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 62nd Electronic Components and Technology Conference (ECTC), 2012, S. 1905–1911
- [99] XU, T.; WALKER, T.; CHEN, R.; FU, J.; LUECHINGER, C.: Advanced Interconnect Equipment and Process Development. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 16th Electronics Packaging Technology Conference (EPTC), 2014, S. 564–569
- [100] MARENCO, N.; KONTEK, M.; REINERT, W.; LINGNER, J.; POECH, M.-H.: Copper Ribbon Bonding for Power Electronics Applications. In: IMAPS (Hrsg.): Proceedings of the 19th European Microelectronics Packaging Conference (EMPC), 2013, S. 1
- [101] KLEPPMANN, W.: Taschenbuch Versuchsplanung: Produkte und Prozesse optimieren. 7. Aufl. München: Hanser, 2011
- [102] SIEBERTZ, K.; VAN BEBBER, D.; HOCHKIRCHEN, T.: Statistische Versuchsplanung: Design of Experiments (DoE). Heidelberg: Springer, 2010
- [103] SEDLMAIR, J.; SCHLICHT, F.; FARASSAT, F.: Which Frequency is Best for Wirebonding? 2015
- [104] KÄSTLE, C.; SYED-KHAJA, A.; REINHARDT, A.; FRANKE, J.: Investigations on Ultrasonic Copper Wire Wedge Bonding for Power Electronics. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 36th International Spring Seminar on Electronics Technology (ISSE), 2013, S. 79–84
- [105] ALTHOFF, S.; NEUHAUS, J.; HEMSEL, T.; SEXTRO, W.: Improving the Bond Quality of Copper Wire Bonds Using a Friction Model Approach. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 64th Electronic Components and Technology Conference (ECTC), 2014, S. 1549–1555
- [106] RAMMINGER, S.; SELIGER, N.; WACHUTKA, G.: Reliability model for Al wire bonds subjected to heel crack failures. In: Microelectronics Reliability 40 (2000), 8-10, S. 1521–1525
- [107] LING, J.; XU, T.; LUECHINGER, C.: Large Cu Wire Wedge Bonding Process for Power Devices. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 13th Electronics Packaging Technology Conference (EPTC), 2011

- [108] MIL-STD 883J. 2015. Test Method Standard Microcircuit
- [109] ASTM F458-13. 2013. Practice for Nondestructive Pull Testing of Wire Bonds
- [110] ASTM F459-13. 2013. Test Methods for Measuring Pull Strength of Microelectronic Wire Bonds
- [111] ASTM F1269-13. 2013. Test Methods for Destructive Shear Testing of Ball Bonds
- [112] AEC Q101-003. 2005. Wire Bond Shear Test
- [113] JEDEC JESD22-B116A. 2009. Wire Bond Shear Test
- [114] SCHMITZ, S.; SCHNEIDER-RAMELOW, M.: Qualitätsprüfung von Drahtbondverbindungen - Stand der Technik 2012. In: Plus - Produktion von Leiterplatten und Systemen 14 (2012), Nr. 9, S. 2013–2030
- [115] DVS 2811. 2017. Prüfverfahren für Drahtverbindungen
- [116] SCHMITZ, S.; KRIPFGANS, J.; SCHNEIDER-RAMELOW, M.; MULLER, W. H.; LANG, K.-D.: Investigating wire bonding pull testing and its calculation basics. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 5th Electronic System-Integration Technology Conference (ESTC), 2014
- [117] IEC 60364-5-52. 2009. Low-voltage electrical installations - Part 5-52: Selection and erection of electrical equipment - Wiring systems
- [118] IPC 2152. 2009. Standard for Determining Current-carrying Capacity in Printed Board
- [119] DIN EN ISO 6892-1. 2009. Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur
- [120] KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: Comparative Analysis of the Process Window of Aluminum and Copper Wire Bonding for Power Electronics Applications. In: IEEE (Hrsg.): Proceeding of the 2014 International Conference on Electronics Packaging (ICEP), 2014, S. 335–340
- [121] EACOCK, F.; SCHAPER, M.; ALTHOFF, S.; UNGER, A.; EICHWALD, P.; HENGSBACH, F.; ZINN, C.; HOLZWEISSIG, M. J.; GUTH, K.: Microstructural investigations of aluminum and copper wire bonds. In: IMAPS (Hrsg.): Proceedings of the 47th International Symposium on Microelectronics, 2014, S. 845–849
- [122] SCHNEIDER-RAMELOW, M.; EHRHARDT, C.; HÖFER, J.; SCHMITZ, S.; LANG, K.-D.: Visuelle und mechanische Prüfung von DrahtBondverbindungen. In: Plus - Produktion von Leiterplatten und Systemen 18 (2016), Nr. 3, S. 532–546

- [123] PRENOSIL, P.: Verwertung der Ergebnisse aus dem Projekt ProPower: Review der Cu-Draht-Entwicklung. Öffentliche Abschlussveranstaltung. Berlin, 17.03.2015
- [124] WRIGHT, A.; HUTZLER, A.; SCHLETZ, A.; PICHLER, P.: Thermo-mechanical simulation of plastic deformation during temperature cycling of bond wires for power electronic modules. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 15th International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation and Experiments in Microelectronics and Microsystems (EuroSimE), 2014
- [125] UNGER, A.; SCHEMMEL, R.; MEYER, T.; EACOCK, F.; EICHWALD, P.; ALTHOFF, S.; SEXTRO, W.; BROKELMANN, M.; HUNSTIG, M.; GUTH, K.: Validated Simulation of the Ultrasonic Wire Bonding Process. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the CPMT Symposium Japan (ICSJ), 2016, S. 251–254
- [126] MEYER, T.; UNGER, A.; ALTHOFF, S.; SEXTRO, W.; BRÖKELMANN, M.; HUNSTIG, M.; GUTH, K.: Modeling and Simulation of the Ultrasonic Wire Bonding Process. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 17th Electronics Packaging and Technology Conference (EPTC), 2015
- [127] HAMILTON, D. P.; RICHES, S.; MEISSER, M.; MILLS, L.; MAWBY, P.: High temperature thermal cycling performance of DBA, AMB and thick film power module substrates. In: VDE (Hrsg.): Proceedings of the 9th International Conference on Integrated Power Systems (CIPS), 2016
- [128] LUTZ, J.; SCHLANGENOTTO, H.; SCHEUERMANN, U.; DE DONCKER, R.: Semiconductor Power Devices: Physics, Characteristics, Reliability. Berlin: Springer, 2011
- [129] SCHULZ-HARDER, J.: DCB (Direct Copper Bonding) Substrattechnologie. In: JILLEK, W.; KELLER, G. (Hrsg.): Handbuch der Leiterplattentechnik. Saulgau: Leuze, 2003, S. 733–760
- [130] HAMILTON, D.; MILLS, L.; BOWEN, J.; JENNINGS, M.; MAWBY, P.: High temperature reliability of power module substrates. In: Mesago PCIM GmbH (Hrsg.): Proceedings of the International Exhibition and Conference for Power Electronics, Intelligent Motion, Renewable Energy and Energy Management (PCIM). Berlin: VDE, 2015, S. 1288–1294
- [131] BOLOWSKI, D.; MARCHITTO, M.; SPECKELS, R.: *Bondverbindung und Bondverfahren*. Infineon Technologies AG. Anmeldenr. 102013207721, DE. 2014-10-30. Veröffentlichungsnr. DE102013207721 A1
- [132] DIN EN ISO 4287. 2010. Geometrische Produktspezifikation (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren - Benennungen, Definitionen und Kenngrößen der Oberflächenbeschaffenheit

- [133] DIN EN ISO 4288. 1998. Geometrische Produktspezifikation (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren - Regeln und Verfahren für die Beurteilung der Oberflächenbeschaffenheit
- [134] DIN EN ISO 3274. 1998. Geometrische Produktspezifikationen (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren - Nenneigenschaften von Tastschnittgeräten
- [135] YAMAMOTO, K.; ROKUBUICHI, H.; NISHIMURA, T.; HIRAMATSU, S.; NAKAJIMA, D.; KITAI, K.; GOTO, Y.: Development of Heat Sink Integrated Transfer Molded Power Modules with Thermal Conductive Insulating Sheet. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 28th International Symposium on Power Semiconductor Devices and ICs (ISPSD), 2016, S. 471-474
- [136] Wieland-Werke AG: Strip for semiconductor packages. Ulm, 2015
- [137] SCHOLZ, U.; GIOUSOUF, M.; GRABEIN, A.: Untersuchungen zur Einsetzbarkeit der Ultraschall-Drahtbondtechnik zur Kontaktierung in miniaturisierten MID-Gehäusen für die Mikrosystemtechnik: Abschlussbericht, FV-NR.: 12417 N. Stuttgart, 2002
- [138] RITTNER, M.; GROSS, D.; GUYENOT, M.; GUENTHER, M.; HAAG, S.; KADEN, T.; REINOLD, M.; THOBEN, M.; STEGMEIER, S.; WEIDNER, K.; KOCK, M.: Robust Top Side Contact Technology on Power Semiconductors – Results from the Public Funded Project ‘ProPower’. In: VDE (Hrsg.): Proceedings of the 8th International Conference on Integrated Power Systems (CIPS), 2014
- [139] GROSS, D.; HAAG, S.; REINOLD, M.; SCHNEIDER-RAMELOW, M.; LANG, K.-D.: Correlation between Chip Metallization Properties and the Mechanical Stability of Heavy Cu Wire Bonds. In: Mesago PCIM GmbH (Hrsg.): Proceedings of the International Exhibition and Conference for Power Electronics, Intelligent Motion, Renewable Energy and Energy Management (PCIM). Berlin: VDE, 2015, S. 1312-1319
- [140] BEHRENS, T.; SUENNER, T.; GEINITZ, E.; SCHLETZ, A.; FREY, L.: Optimization of Copper Top-Side Metallization for High Performance SiC-Devices. In: Materials Science Forum 740-742 (2013), S. 801-804
- [141] BEHRENS, T.: Kupfer-Metallisierung für Siliciumcarbid-Leistungshalbleiter zur Steigerung der Lebensdauer. Dissertation. Aachen: Shaker, 2015

- [142] HAUMANN, S.; RUDZKI, J.; OSTERWALD, F.; BECKER, M.; EISELE, R.: Novel Bonding and Joining Technology for Power Electronics: Enabler for improved lifetime, reliability, cost and power density. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 28th Applied Power Electronics Conference and Exposition (APEC), 2013, S. 622–626
- [143] RUDZKI, J.; BECKER, M.; EISELE, R.; POECH, M.; OSTERWALD, F.: Power Modules with Increased Power Density and Reliability Using Cu Wire Bonds on Sintered Metal Buffer Layers. In: VDE (Hrsg.): Proceedings of the 8th International Conference on Integrated Power Systems (CIPS), 2014
- [144] LEE, N.-C.: Reflow Soldering Processes and Troubleshooting: SMT, BGA, CSP and flip chip Technologies. Boston: Newnes, 2002
- [145] MANYIKA, J.; CHUI, M.; BUGHIN, J.; DOBBS, R.; BISSON, P.; MARRS, A.: Disruptive technologies: Advances that will transform life, business, and the global economy. 2013
- [146] GIBSON, I.; ROSEN, D. W.; STUCKER, B.: Additive Manufacturing Technologies: Rapid Prototyping to Direct Digital Manufacturing. Boston: Springer, 2010
- [147] SCHRAMM, R.; FRANKE, J.: Electrical Functionalization of Thermoplastic Materials by Cold Active Atmospheric Plasma Technology. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 15th Electronics Packaging Technology Conference (EPTC), 2013, S. 108–113
- [148] SCHRAMM, R.; FRANKE, J.: Manufacturing of 3D Mechatronic Systems with Plasma Technology. In: GESSNER, T. (Hrsg.): Proceedings of the 8th International Conference & Exhibition on Integration Issues of Miniaturized Systems - MEMS, NEMS, ICs and Electronic Components - Smart System Integration (SSI): Apprimus, 2014, S. 117–123
- [149] KÄSTLE, C.; LOSCH, T.; FRANKE, J.: Evaluation of Influencing Factors on the Heavy Wire Bondability of Plasma Printed Copper Structures. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 17th Electronics Packaging and Technology Conference (EPTC), 2015
- [150] BECKER, D.: Selektives Laserschmelzen von Kupfer und Kupferlegierungen. Dissertation. Aachen: Apprimus, 2014
- [151] YOO, I. S.; BRAUN, T.; KÄSTLE, C.; SPAHR, M.; FRANKE, J.; KESTEL, P.; WARTZACK, S.; BROMBERGER, J.; FEIGE, E.: Model Factory for Additive Manufacturing of Mechatronic Products: Interconnecting World-class Technology Partnerships with Leading AM Players. In: CIRP (Hrsg.): Proceedings of the 6th Conference on Learning Factories, 2016 (54), S. 210–214

- [152] SYED-KHAJA, A.; SCHWARZ, D.; FRANKE, J.: Advanced Substrate and Packaging Concepts for Compact System Integration with Additive Manufacturing Technologies for High Temperature Applications. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the CPMT Symposium Japan (ICSJ), 2016, S. 156–159
- [153] KÄSTLE, C.; SYED-KHAJA, A.; FRANKE, J.: Investigations on Wire Bonding Capability of Selective Laser Melted Structures. In: IMAPS (Hrsg.): Proceedings of the 49th International Symposium on Microelectronics, 2016, S. 209–213
- [154] SCHRAMM, R.: Strukturierte additive Metallisierung durch kaltaktives Atmosphärendruckplasma. Dissertation. Bamberg: Meisenbach, 2015
- [155] EACOCK, F.; UNGER, A.; EICHWALD, P.; GRYDIN, O.; HENGSBACH, F.; ALTHOFF, S.; SCHAPER, M.; GUTH, K.: Effect of different oxide layers on the ultrasonic copper wire bond process. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 66th Electronic Components and Technology Conference (ECTC), 2016, S. 2111–2118
- [156] ALTHOFF, S.; UNGER, A.; SEXTRO, W.; EACOCK, F.: Improving the cleaning process in copper wire bonding by adapting bonding parameters. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 17th Electronics Packaging and Technology Conference (EPTC), 2015
- [157] LEE, S.-K.; HSU, H.-C.; TUAN, W.-H.: Oxidation Behavior of Copper at a Temperature below 300 °C and the Methodology for Passivation. In: Materials Research 19 (2016), Nr. 1, S. 51–56
- [158] DAVIS, J. R.: Copper and Copper Alloys: ASM Specialty Handbook. Ohio: ASM International, 2001
- [159] GROSS, D.; HAAG, S.; REINOLD, M.; SCHNEIDER-RAMELOW, M.; LANG, K.-D.: Aluminum-Capped Copper Bond Pads for Ultrasonic Heavy Copper Wire-Bonding on Power Devices. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the International Interconnect Technology Conference (IITC) Materials for Advanced Metallization Conference (MAM), 2015, S. 233–236
- [160] MIRIC, A.; DIETRICH, P.; KLEIN, A. S.; HINRICH, A.; OSTERWALD, F.: Innovative Material Packaging Solutions for superior Power Electronics Devices. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 6rd International Electric Drives Production Conference (EDPC), 2016
- [161] BRÖKELMANN, M.; SIEPE, D.; HUNSTIG, M.; GUTH, K.; SCHNIETZ, M.: Wear optimized consumables for copper wire bonding in industrial mass production. In: VDE (Hrsg.): Proceedings of the 9th International Conference on Integrated Power Systems (CIPS), 2016

- [162] EICHWALD, P.; UNGER, A.; EACOCK, F.; ALTHOFF, S.; SEXTRO, W.; GUTH, K.; BRÖCKELMANN, M.; HUNSTIG, M.: Micro wear modeling in copper wire wedge bonding. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the CPMT Symposium Japan (ICSJ), 2016, S. 21–24
- [163] EICHWALD, P.; SEXTRO, W.; ALTHOFF, S.; EACOCK, F.; SCHNIETZ, M.; GUTH, K.; BRÖCKELMANN, M.: Influences of Bonding Parameters on the Tool Wear for Copper Wire Bonding. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 15th Electronics Packaging Technology Conference (EPTC), 2013, S. 669–672
- [164] ALTHOFF, S.; MEYER, T.; UNGER, A.; SEXTRO, W.; EACOCK, F.: Shape-Dependent Transmittable Tangential Force of Wire Bond Tools. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 66th Electronic Components and Technology Conference (ECTC), 2016, S. 2103–2110
- [165] MIDDENDORF, A.; GRAMS, A.; LANG, K.-D.; SCHMITZ, S.; WITTLER, O.: Laser Cuts Increase the Reliability of Heavy-Wire Bonds and Enables On-Line Process Control with Thermography. In: Mesago PCIM GmbH (Hrsg.): Proceedings of the International Exhibition and Conference for Power Electronics, Intelligent Motion, Renewable Energy and Energy Management (PCIM). Berlin: VDE, 2015, S. 1327–1334
- [166] GRAMS, A.; EHRHARDT, C.; JÄSCHKE, J.; MIDDENDORF, A.; WITTLER, O.; LANG, K.-D.: Simulation of the Lifetime of Wire Bonds Modified through Wedge Trenches for Higher Reliability. In: VDE (Hrsg.): Proceedings of the 9th International Conference on Integrated Power Systems (CIPS), 2016
- [167] FARASSAT, F.: *Control System*. F & K Delvotec Bondtechnik GmbH. Anmeldenr. 92309080.7, DE. 1993-05-05. Veröffentlichungsnr. EP o 540 189 B1
- [168] HAGENKOTTER, S.; BRÖCKELMANN, M.; HESSE, H.-J.: PiQC - A Process integrated Quality Control for Nondestructive Evaluation of Ultrasonic Wire Bonds. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the International Ultrasonics Symposium (IUS), 2008, S. 402–405
- [169] SEPPÄNEN, H.; KURPPA, R.; MERILÄINEN, A.; HÄGGSTRÖM, E.: Real time contact resistance measurement to determine when microwelds start to form during ultrasonic wire bonding. In: *Microelectronic Engineering* 104 (2013), S. 114–119

- [170] MEYER, T.; UNGER, A.; ALTHOFF, S.; SEXTRO, W.; BOKELMANN, M.; HUNSTIG, M.; GUTH, K.: Reliable Manufacturing of Heavy Copper Wire Bonds Using Online Parameter Adaptation. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 66th Electronic Components and Technology Conference (ECTC), 2016, S. 622–628
- [171] WILDE, J.; ZUKOWSKI, E.: Einsatz der Simulation zur Qualifizierung zuverlässiger Produkte. In: SCHEEL, W.; WITTKE, K.; NOWOTTNICK, M. (Hrsg.): Methoden zur Zuverlässigkeitsqualifizierung neuer Technologien in der Aufbau- und Verbindungstechnik: Herausforderungen und Möglichkeiten. Templin: Detert, 2006 (Buchreihe Aufbau- und Verbindungstechnik in der Elektronik - aktuelle Berichte, Bd. 3), S. 55–82
- [172] GOTH, C.: Analyse und Optimierung der Entwicklung und Zuverlässigkeit räumlicher Schaltungsträger (3D-MID). Dissertation. Bamberg: Meisenbach, 2013
- [173] DIN EN ISO 60068-2-14. 2010. Umgebungseinflüsse - Teil 2-14: Prüfverfahren - Prüfung N: Temperaturwechsel
- [174] DIN EN 60749-25. 2004. Halbleiterbauelemente - Mechanische und klimatische Prüfverfahren - Teil 25: Zyklische Temperaturwechsel
- [175] DIN EN 60068-2-67. 1996. Umweltprüfungen - Teil 2: Prüfungen; Prüfung Cy: Feuchte Wärme, konstant, beschleunigte Prüfung, vorzugsweise für Bauelemente
- [176] DIN EN 60068-2-11. 2000. Umweltprüfungen - Teil 2: Prüfungen; Prüfung Ka: Salznebel
- [177] DIN EN 60749-13. 2003. Halbleiterbauelemente - Mechanische und klimatische Prüfverfahren - Teil 13: Salzatmosphäre
- [178] ELZE, J.: Spannungsreihe der Metalle im praktischen Korrosionsmittel. In: Werkstoffe und Korrosion 10 (1959), Nr. 12, S. 737–738
- [179] HELD, M.; JACOB, P.; NICOLETTI, G.; SCACCO, P.; POECH, M.-H.: Fast Power Cycling Test of IGBT Modules in Traction Application. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 2nd International Conference on Power Electronics and Drive Systems, 1997, S. 425–430
- [180] BAYERER, R.; HERRMANN, T.; LICHT, T.; LUTZ, J.; FELLER, M.: Model for Power Cycling lifetime of IGBT Modules – various factors influencing lifetime. In: VDE (Hrsg.): Proceedings of the 5th International Conference on Integrated Power Electronics System (CIPS), 2008

- [181] SCHULER, S.; SCHEUERMANN, U.: Impact of Test Control Strategy on Power Cycling Lifetime. In: Mesago PCIM GmbH (Hrsg.): Proceedings of the International Exhibition & Conference for Power Electronics Intelligent Motion Power Quality (PCIM). Berlin: VDE, 2010, S. 355–360
- [182] LOH, E.: Physical Analysis of Data on Fused-Open Bond Wires. In: IEEE Transactions on Components, Hybrids, and Manufacturing Technology 6 (1983), Nr. 2, S. 209–217
- [183] HARMAN, G. G.: Semiconductor Measurement Technology: Microelectronic Ultrasonic Bonding. NBS Special Publication 400-2. 1974
- [184] NOBAUER, G. T.; MOSER, H.: Analytical Approach to Temperature Evaluation in Bonding Wires and Calculation of Allowable Current. In: IEEE Transactions on Advanced Packaging 23 (2000), Nr. 3, S. 426–435
- [185] GERLACH, A.; MAROLT, D.; SCHEIBLE, J.: Der Bond-Rechner: Ein Werkzeug zur Dimensionierung von Bonddrähten. In: VDE (Hrsg.): Proceedings zur 6. GMM/GI/ITG-Fachtagung Zuverlässigkeit und Entwurf. Berlin: VDE, 2012 (GMM-Fachbericht, 73), S. 35–38
- [186] Material Properties Database: JAHM Software, Inc., 2017. URL <http://jahm.com/> – Überprüfungsdatum 30.06.2017
- [187] KROEGER, F. R.; SWENSON, C. A.: Absolute linear thermal-expansion measurements on copper and aluminum from 5 to 320 K. In: Journal of Applied Physics 48 (1977), Nr. 3, S. 853–864
- [188] DUDEK, R.; DOERING, R.; RZEPKA, S.; STEGMEIER, S.; EHRHARDT, C.; RITTNER, M.; RUDZKI, J.: Coupled Electro-Thermo-Mechanical Analyses on Power Cycling Induced Loadings in Sintered Silver IGBT-Modules with and without Overmolding. In: VDE (Hrsg.): Proceedings of the 9th International Conference on Integrated Power Systems (CIPS), 2016
- [189] STEVANOVIC, L. D.; BEAUPRE, R. A.; GOWDA, A. V.; PAUTSCH, A. G.; SOLOVITZ, S. A.: Integral Micro-Channel Liquid Cooling for Power Electronics. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 25th Applied Power Electronics Conference and Exposition (APEC), 2010, S. 1591–1597
- [190] CHINTHAVALI, M.; AYERS, C.; CAMPBELL, S.; WILES, R.; OZPINECI, B.: A 10-kW SiC Inverter with A Novel Printed Metal Power Module With Integrated Cooling Using Additive Manufacturing. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the Workshop on Wide Bandgap Power Devices and Applications (WiPDA), 2014, S. 48–54

- [191] SYED-KHAJA, A.; FREIRE, A. P.; KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: Feasibility Investigations on Selective Laser Melting for the Development of Microchannel Cooling in Power Electronics. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 67th Electronic Components and Technology Conference (ECTC), 2017, 1491-1496
- [192] SYED-KHAJA, A.; FRANKE, J.: Selective Laser Melting for Additive Manufacturing of High-Temperature Ceramic Circuit Carriers. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 66th Electronic Components and Technology Conference (ECTC), 2016, S. 837-842
- [193] SYED-KHAJA, A.; KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: Feasibility Studies on Selective Laser Melting of Copper Powders for the Development of High-temperature Circuit Carriers. In: IMAPS (Hrsg.): Proceedings of the 49th International Symposium on Microelectronics, 2016, S. 517-522
- [194] SYED-KHAJA, A.; STECHER, J.; ESFANDYARI, A.; KREITLEIN, S.; FRANKE, J.: Energy Efficient Manufacturing of Power Electronics Substrates through Selective Laser Melting Technology. In: Applied Mechanics and Materials 856 (2016), S. 188-194
- [195] KE, H.; MORGAN, A.; AMAN, R.; HOPKINS, D. C.: Investigation of Rapid-Prototyping Methods for 3D Printed Power Electronic Module Development. In: IMAPS (Hrsg.): Proceedings of the 47th International Symposium on Microelectronics, 2014, S. 887-892
- [196] BRAUN, T.; GREINER, S.; FRANKE, J.; DRUMMER, D.: Additive Plasma Metallization of Spatial Ceramic Injection Molded Components. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 12th International Congress Molded Interconnect Devices (MID), 2016, S. 62-67

Studentische Arbeiten im Rahmen der vorgestellten Themenfelder

Die Erstellung von Aufbauten, Auswertungen, Recherchen und Versuchen erfolgte durch Aufgabenstellungen und unter fachlicher Anleitung des Autors mit Unterstützung der folgenden studentischen Arbeiten:

- BACH, L.; KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: *Evaluierung von Methoden und Möglichkeiten zur sensitiven Top-Level-Kontaktierung von Halbleiterbauelementen der Leistungselektronik*. Erlangen, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik: Projektarbeit. 2015-11-20
- BRAUN, C.; KÄSTLE, C.; MÜLLER, M. FRANKE, J.: *Einfluss- und Zuverlässigkeitsanalyse innovativer 1st und 2nd level interconnect Technologien für die Leistungselektronik*. Erlangen, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik: Masterarbeit. 2013-07-29
- DIETRICH, J.; KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: *Untersuchung innovativer top-level-interconnect Technologien für höchste Stromtragfähigkeit im Bereich der Leistungselektronik*. Erlangen, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik: Masterarbeit. 2014-08-28
- HILLEBRAND, S.; KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: *Prozessfensteranalyse und Qualitätsbeurteilung von Top-Level-Interconnect-Verbindungen auf Chip-Level für die Leistungselektronik*. Erlangen, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik: Projektarbeit. 2015-07-13
- JIANG, Y.; KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: *Erweiterte Evaluierung der Kupfer-Bondbarkeit additiv gefertigter Plasmadust-Strukturen*. Erlangen, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik: Projektarbeit. 2016-01-15
- KLEPPICH, F.; KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: *Vergleich des Prozess- und Einsatzfensters von aluminium- und kupferbasierten Top-Level-Interconnect-Technologien für die Leistungselektronik*. Erlangen, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik: Bachelorarbeit. 2014-06-30
- LINGEN, C.; KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: *Elektrische und thermische Simulation der Einsatzgrenzen von Drahtbondverbindungen in der Leistungselektronik*. Erlangen, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik: Bachelorarbeit. 2016-11-30

- LOSCH, T.; KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: *Evaluierung der Bondbarkeit von additiv gefertigten Plasmaduststrukturen*. Erlangen, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik: Projektarbeit. 2015-04-30
- MICHELS, P.; KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: *Modellierung von Drahtbondkontakten der Leistungselektronik mittels FEM-Simulationen*. Erlangen, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik: Masterarbeit. 2016-07-13
- MICHELS, T.; KÄSTLE, C.; SYED-KHAJA, A.; FRANKE, J.: *Aufbau und Prüfung zuverlässiger Verbindungstechnologien für die Leistungselektronik: Diffusionslöten und Kupfer-Dickdrahtbonden*. Erlangen, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik: Masterarbeit. 2014-07-31
- SIPPEL, M.; KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: *Analyse der Zuverlässigkeit kupferbasierter Top-Level-Interconnect-Verbindungen auf Basis von FEM- und Umweltuntersuchungen*. Erlangen, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik: Bachelorarbeit. 2016-11-30
- WALK, M.; KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: *Möglichkeiten der Kombination additiver und sequenzieller Top-Level-Interconnect-Verfahren für diskrete Leistungsmodule*. Erlangen, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik: Projektarbeit. 2016-01-07

Verzeichnis wissenschaftlicher eigener Publikationen

- [P1] KÄSTLE, C.; SYED-KHAJA, A.; REINHARDT, A.; FRANKE, J.: Investigations on Ultrasonic Copper Wire Wedge Bonding for Power Electronics. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 36th International Spring Seminar on Electronics Technology (ISSE), 2013, S. 79–84
- [P2] SYED-KHAJA, A.; KÄSTLE, C.; REINHARDT, A.; FRANKE, J.: Optimized Thin-Film Diffusion Soldering for Power-Electronics Production. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 36th International Spring Seminar on Electronics Technology (ISSE), 2013, S. 11–16
- [P3] SYED-KHAJA, A.; KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: Reliable Packaging Technologies for Power Electronics: Diffusion Soldering and Heavy Copper Wire Bonding. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 3rd International Electric Drives Production Conference (EDPC), 2013, S. 498–503
- [P4] FRANKE, J.; KÄSTLE, C.: Wirtschaftlichkeit. In: Feldmann, K.; Schöppner, V.; Spur, G. (Hrsg.): Handbuch Fügen, Handhaben, Montieren. München: Carl Hanser, 2014 (Handbuch der Fertigungstechnik), S. 876–888
- [P5] KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: Comparative Analysis of the Process Window of Aluminum and Copper Wire Bonding for Power Electronics Applications. In: IEEE (Hrsg.): Proceeding of the 2014 International Conference on Electronics Packaging (ICEP), 2014, S. 335–340
- [P6] SYED-KHAJA, A.; KÄSTLE, C.; MÜLLER, M.; FRANKE, J.: A Comprehensive Study on the Automation Potentials and Complexities of Advanced and Alternative Die-Attach Technologies for Power Electronic Applications. In: Applied Mechanics and Materials (2015), Nr. 794, S. 320–327
- [P7] KÄSTLE, C.; HÖRBER, J.; ÖCHSNER, F.; FRANKE, J.: Prospects of wire bonding as an approach for contacting additive manufactured Aerosol Jet printed structures. In: IMAPS (Hrsg.): Proceedings of the 20th European Microelectronics Packaging Conference (EMPC), 2015
- [P8] KÄSTLE, C.; LOSCH, T.; FRANKE, J.: Evaluation of Influencing Factors on the Heavy Wire Bondability of Plasma Printed Copper Structures. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 17th Electronics Packaging and Technology Conference (EPTC), 2015
- [P9] KÄSTLE, C.; BLANK, T.; SEDLMAIR, J.; WEBER, M.; FRANKE, J.: Optimierung der Anlagen- und Prozessparameter für die zuverlässige Fertigung kupferbasierter sequentieller Chip-Verbindungen in der Leistungselektronik. In: DVS/ GMM (Hrsg.): Elektronische Baugruppen und Leiterplatten - EBL, 2016, S. 52–58

- [P10] BOGNER, E.; KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: Enhanced organizational ambidexterity in electronics manufacturing through the automation of production-related processes. In: IEOM (Hrsg.): Proceedings of the International Conference on Industrial Engineering and Operations Management, 2016, S. 1642–1648
- [P11] SCHOLZ, M.; KOLB, S.; KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: Operation-oriented One-piece-flow Manufacturing: Autonomous and Smart Systems as Enabler for a Full-meshed Production Network. In: CIRP (Hrsg.): Proceedings of the 49th CIRP Conference on Manufacturing Systems (CMS), 2016 (57), S. 722–727
- [P12] YOO, I. S.; BRAUN, T.; KÄSTLE, C.; SPAHR, M.; FRANKE, J.; KESTEL, P.; WARTZACK, S.; BROMBERGER, J.; FEIGE, E.: Model Factory for Additive Manufacturing of Mechatronic Products: Interconnecting World-class Technology Partnerships with Leading AM Players. In: CIRP (Hrsg.): Proceedings of the 6th Conference on Learning Factories, 2016 (54), S. 210–214
- [P13] KÄSTLE, C.; SYED-KHAJA, A.; FRANKE, J.: Investigations on Wire Bonding Capability of Selective Laser Melted Structures. In: IMAPS (Hrsg.): Proceedings of the 49th International Symposium on Microelectronics, 2016, S. 209–213
- [P14] SYED-KHAJA, A.; KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: Feasibility Studies on Selective Laser Melting of Copper Powders for the Development of High-temperature Circuit Carriers. In: IMAPS (Hrsg.): Proceedings of the 49th International Symposium on Microelectronics, 2016, S. 517–522
- [P15] KÄSTLE, C.; BLANK, T.; SEDLMAIR, J.; WEBER, M.; FRANKE, J.: Optimierung der Anlagen- und Prozessparameter für die zuverlässige Auslegung kupferbasierter sequenzieller Chip-Verbindungen in der Leistungselektronik. In: DVS (Hrsg.): Jahrbuch Mikroverbindungstechnik 2016/2017. Düsseldorf: DVS Media, 2016 (Jahrbücher, 2016/2017), S. 65–81
- [P16] KÄSTLE, C.; FLEISCHMANN, H.; SCHOLZ, M.; HÄRTER, S.; FRANKE, J.: Cyber-Physical Electronics Production. In: Jeschke, S.; Brecher, C.; Song, H.; Rawat, D. B. (Hrsg.): Industrial Internet of Things: Cybermanufacturing Systems. Cham: Springer, 2017 (Springer Series in Wireless Technology), S. 47–78
- [P17] BOGNER, E.; KÄSTLE, C.; BEITINGER, G.; FRANKE, J.: Intelligent vernetzte Elektronikproduktion. In: Reinhart, G. (Hrsg.): Handbuch Industrie 4.0: Geschäftsmodelle, Prozesse, Technik. München: Carl Hanser, 2017, S. 653–690

- [P18] SYED-KHAJA, A.; FREIRE, A. P.; KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: Feasibility Investigations on Selective Laser Melting for the Development of Microchannel Cooling in Power Electronics. In: IEEE (Hrsg.): Proceedings of the 67th Electronic Components and Technology Conference (ECTC), 2017, S. 1491–1496
- [P19] KAESTLE, C.; SYED-KHAJA, A.; FRANKE, J.: Investigations on the Additive Manufacturing and Heavy Wire Bonding Capability of Selective Laser-Melted Circuit Carriers. In: Journal of Microelectronics and Electronic Packaging 14 (2017), Nr. 2, S. 63–69
- [P20] NIEMANN, J.; HÄRTER, S.; KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: Challenges of the Miniaturization in the Electronics Production on the example of 01005 Components. In: Schüppstuhl, T.; Franke, J.; Tracht, K. (Hrsg.): Tagungsband des 2. Kongresses Montage Handhabung Industrieroboter. Berlin: Springer, 2017, S. 113–123

Verzeichnis promotionsbezogener studentischer Arbeiten*

Die Erstellung von Aufbauten, Auswertungen, Recherchen und Versuchen erfolgte durch Aufgabenstellungen und unter fachlicher Anleitung des Autors mit Unterstützung der folgenden studentischen Arbeiten:

- [S1] BACH, L.; KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: Evaluierung von Methoden und Möglichkeiten zur sensitiven Top-Level-Kontaktierung von Halbleiterbauelementen der Leistungselektronik. Erlangen, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik: Projektarbeit. 2015-11-20
- [S2] BRAUN, C.; KÄSTLE, C.; MÜLLER, M. FRANKE, J.: Einfluss- und Zuverlässigkeitsanalyse innovativer 1st und 2nd level interconnect Technologien für die Leistungselektronik. Erlangen, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik: Masterarbeit. 2013-07-29
- [S3] DIETRICH, J.; KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: Untersuchung innovativer top-level-interconnect Technologien für höchste Stromtragfähigkeit im Bereich der Leistungselektronik. Erlangen, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik: Masterarbeit. 2014-08-28
- [S4] HILLEBRAND, S.; KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: Prozessfensteranalyse und Qualitätsbeurteilung von Top-Level-Interconnect-Verbindungen auf Chip-Level für die Leistungselektronik. Erlangen, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik: Projektarbeit. 2015-07-13
- [S5] JIANG, Y.; KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: Erweiterte Evaluierung der Kupfer-Bondbarkeit additiv gefertigter Plasmadust-Strukturen. Erlangen, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik: Projektarbeit. 2016-01-15
- [S6] KLEPPICH, F.; KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: Vergleich des Prozess- und Einsatzfensters von aluminium- und kupferbasierten Top-Level-Interconnect-Technologien für die Leistungselektronik. Erlangen, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik: Bachelorarbeit. 2014-06-30
- [S7] LINGEN, C.; KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: Elektrische und thermische Simulation der Einsatzgrenzen von Drahtbondverbindungen in der Leistungselektronik. Erlangen, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik: Bachelorarbeit. 2016-11-30

- [S8] LOSCH, T.; KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: Evaluierung der Bondbarkeit von additiv gefertigten Plasmaduststrukturen. Erlangen, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik: Projektarbeit. 2015-04-30
- [S9] MICHELS, P.; KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: Modellierung von Drahtbondkontakten der Leistungselektronik mittels FEM-Simulationen. Erlangen, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik: Masterarbeit. 2016-07-13
- [S10] MICHELS, T.; KÄSTLE, C.; SYED-KHAJA, A.; FRANKE, J.: Aufbau und Prüfung zuverlässiger Verbindungstechnologien für die Leistungselektronik: Diffusionslöten und Kupfer-Dickdrahtbonden. Erlangen, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik: Masterarbeit. 2014-07-31
- [S11] SIPPEL, M.; KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: Analyse der Zuverlässigkeit kupferbasierter Top-Level-Interconnect-Verbindungen auf Basis von FEM- und Umweltuntersuchungen. Erlangen, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik: Bachelorarbeit. 2016-11-30
- [S12] WALK, M.; KÄSTLE, C.; FRANKE, J.: Möglichkeiten der Kombination additiver und sequenzieller Top-Level-Interconnect-Verfahren für diskrete Leistungsmodule. Erlangen, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik: Projektarbeit. 2016-01-07

* Der Autor an zweiter (und ggf. dritter) Stelle bezeichnet den Betreuer der studentischen Arbeiten und an letztgenannter Stelle den/die Lehrstuhlinhaber/in.

Reihenübersicht

Koordination der Reihe (Stand 10/2018):

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
LFT	Lehrstuhl für Fertigungstechnologie
LPT	Lehrstuhl für Photonische Technologien

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 Bearbeitungsquali-
tät im Fertigungssystem Laserstrahl-
schneiden
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
Schraubtechnik
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 flexib-
len 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
Zweistrahlschweißtechnik
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 Programmoptimierung
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 umformtechnischen
Prozessen
LFT, 99 Seiten, 46 Bilder, 6 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-105-9.

Band 81: Stefan Schubert
Regelung der Fokuslage 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
Oberflächenausbildung und tribologische Eigenschaften excimerlaserstrahlbearbeiteter 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-Bauelemente
LFT, 147 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab. 2000.
ISBN 3-87525-131-8.

Band 100: Bernd Falk
Simulationsbasierte
Lebensdauervorhersage 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 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 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 Teliagnose 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-
Punktschweißen in der Elektronikpro-
duktion
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 Eßer
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 Anschlußkontak-
ten 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 Ein-
satz 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 - Verfahrensin-
tegration durch Innenhochdruck-Umfor-
men, 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 produktbezoge-
ner 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 Magnesiumlegie-
rungen 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 Produkt-
strukturen 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 Diodenlaserstrah-
lung 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
Regelsysteme 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 Kleinst-
teile 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 trockenschmier-
stoffbeschichteter Aluminiumbleche im
Presswerk Grundlegende Untersuchun-
gen zur Tribologie, zum Umformverhal-
ten 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 - Prozessana-
lyse 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 Leichtbauverbundstruk-
turen mit Aluminiumschaumkern
LFT, 143 Seiten, 60 Bilder, 16 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-228-4.

Band 165: Gordana Michos
Mechatronische Ansätze zur Optimie-
rung 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 Prechtel
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 Laserdurchstrahlschweißen 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 Alloys 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 Kaltmassivumformwerkzeugen
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 spritzgegossener 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 wirkmedienbasierter 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 Werkzeug-
lebensdaueroptimierung und Präzisions-
fertigung 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-Bordnetzsysteme
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 Herstellungs-
verfahren und erweiterte Qualitätssiche-
rung von einsatzgerechten elektroni-
schen Baugruppen
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 Zuverlässigkeitsunter-
suchungen, Prüfabläufen und Nachar-
beitsprozessen in der Elektronikproduk-
tion
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 Laserstrahltiefschweißen
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
Laserdurchstrahlschweißen
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 Crashtaughigkeit 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 Lösun-
gen zur Robustheitssteigerung elektroni-
scher Systeme gegen die Einwirkung von
Betaung 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-prozessspezifi-
scher 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 Werkzeugoberflächen
LFT, 147 Seiten, 103 Bilder, 17 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-325-2.

Band 225: Martin Brandhuber
Verbesserung der Prognosegüte des Ver-
sagens 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 Umform-
werkzeuge. Prozessfenster, Prozesssimu-
lation 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 -reparaturlöten 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 Develop-
ment
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 Elektrofahrzeugen
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 Karosseriebauteile 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 Prozesssimulation von Biegeumform- und Falzverfahren
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 Mischverbindungen 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 Validierung 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 Laserstrahltiefschweißprozesses 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
Anlagenengineerings
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
Bestimmung von Grenzformänderungs-
kurven
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 beschichte-
ter Kaltmassivumformwerkzeuge
LFT, 164 Seiten, 55 Bilder, 11 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-393-1.

Band 271: Matthäus Brela
Untersuchung von Magnetfeld-Messme-
thoden zur ganzheitlichen Wertschöp-
fungsoptimierung 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 Zöller
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 disk-
ret 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 unter-
stützten Fertigungskette zur Herstellung
umgeformter Bauteile aus der höherfes-
ten 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,
Simulation 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
Werkstoffverhaltens 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, vi u. 166 Seiten, 90 Bilder, 6 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-133-1.

Band 309: Martin Müller
Untersuchung des kombinierten Trenn-
und Umformprozesses beim Fügen art-
ungleicher Werkstoffe mittels
Schneidclinchverfahren
LFT, xi u. 145 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. 164 Seiten, 70 Bilder, 18 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-145-4.

Entlang des elektrischen Energieflusses begleitet und ermöglicht die Leistungselektronik gesamtgesellschaftliche technologische Entwicklungen. Leistungselektronik hat dabei die Aufgabe, den Energiefluss von der Quelle zum Verbraucher effizient, zuverlässig, bedarfsorientiert und zeitoptimiert zu steuern. Von der Erzeugung der elektrischen Energie über die Verteilung und Speicherung bis hin zur Nutzung in mechatronischen Anwendungen sind leistungselektronische Schalter die Stellglieder globaler Megatrends. Als Engpass der heutigen Leistungselektronik ist die aktuelle Aufbau- und Verbindungstechnik den gestiegenen technologischen und wirtschaftlichen Anforderungen nicht gewachsen. Dies gilt insbesondere für die etablierten Aluminium-Drahtbondkontakte. Eine werkstoffseitige Anpassung des Drahtbondprozesses an das Material Kupfer bietet die Chance, das Einsatzspektrum der Drahtbondtechnologie durch die Realisierung eines Monomaterialsystems signifikant zu erweitern. So kann die durch den erhöhten Stromfluss entstehende Erwärmung auch bei gesteigerten Umgebungstemperaturen bewältigt werden. Eine aufeinander abgestimmte Materialmatrix reduziert zusätzlich thermomechanische Spannungen und erhöht so die Zuverlässigkeit des elektromechanischen Systems. Statistische Methoden und Modelle erlauben dabei das Aufstellen von Prozessfenstern, die Beurteilung des Einflusses des Prozesspartners und die Anpassung der Prozess- und Produktauslegung.

Gleichzeitig bietet der Kupfer-Bondprozess die Möglichkeit einer variablen Layout-Gestaltung. Als kosteneffiziente, robuste und flexible Fertigungstechnologie hat der Kupfer-Drahtbondprozess das Potenzial, ein wertvoller Partner für additive Fertigungsverfahren zu sein. Eine starre, rein zweidimensionale Design- und Fertigungsphilosophie wird so durch integrierte Leistungsmodule in flexiblen und individuellen Bauräumen und Modulen ersetzt. Als Brücke zwischen der Signal- und Leistungselektronik kann das Drahtbonds die notwendige Flexibilität zukünftiger Fertigungskonzepte sicherstellen. In diesem Kontext qualifiziert die vorliegende Arbeit die Kupfer-Drahtbondtechnologie für den Einsatz in integrierte Leistungsmodule sowie unter harschen Umgebungsbedingungen.

ISBN 978-3-96147-145-4

