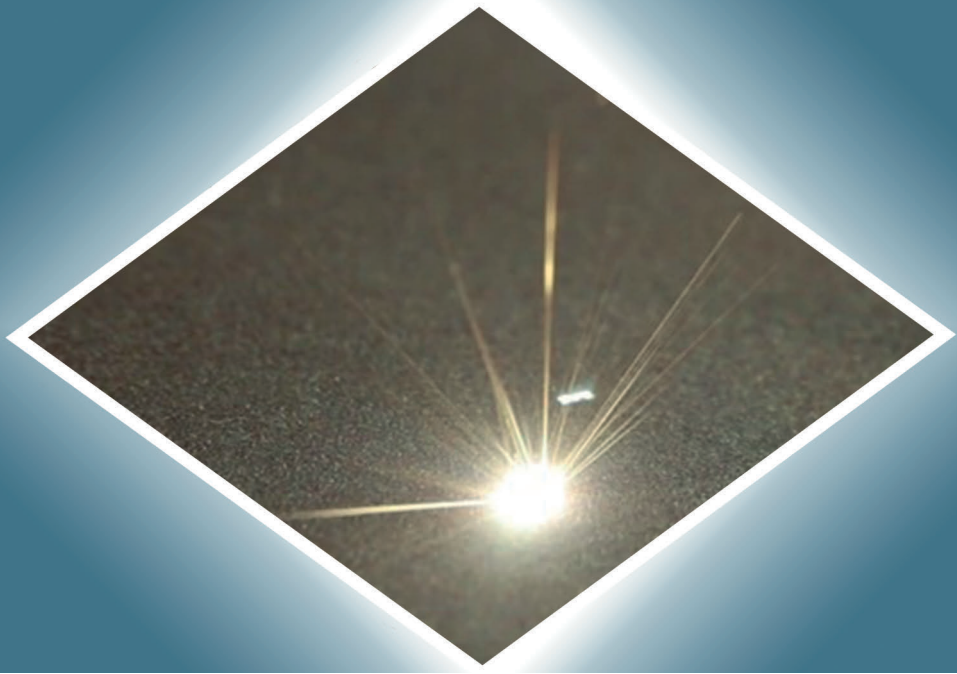




FAU Studien aus dem Maschinenbau 420

Thomas Stoll

Laser Powder Bed Fusion von Kupfer auf Aluminiumoxid-Keramiken

Thomas Stoll

Laser Powder Bed Fusion von Kupfer auf Aluminiumoxid-Keramiken

FAU Studien aus dem Maschinenbau

Band 420

Herausgeber/-innen:

Prof. Dr.-Ing. Jörg Franke

Prof. Dr.-Ing. Nico Hanenkamp

Prof. Dr.-Ing. habil. Tino Hausotte

Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein

Prof. Dr.-Ing. Sebastian Müller

Prof. Dr.-Ing. Michael Schmidt

Prof. Dr.-Ing. Sandro Wartzack

Thomas Stoll

Laser Powder Bed Fusion von Kupfer auf Aluminiumoxid- Keramiken

Dissertation aus dem Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und
Produktionssystematik (FAPS)

Prof. Dr.-Ing. Jörg Franke

Erlangen

FAU University Press

2023

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.

Autoren-Kontaktinformation: Thomas Stoll, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg , Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik, thomas.stoll@faps.fau.de, ORCID 0000-0002-5182-4363

Bitte zitieren als

Stoll, Thomas. 2023. *Laser Powder Bed Fusion von Kupfer auf Aluminiumoxid-Keramiken*. FAU Studien aus dem Maschinenbau Band 420. Erlangen: FAU University Press. DOI: 10.25593/978-3-96147-632-9.

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: 978-3-96147-631-2 (Druckausgabe)
eISBN: 978-3-96147-632-9 (Online-Ausgabe)
ISSN: 2625-9974
DOI: 10.25593/978-3-96147-632-9

**Laser Powder Bed Fusion
von Kupfer auf Aluminiumoxid-Keramiken**

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

zur
Erlangung des Doktorgrades Dr.-Ing.

vorgelegt von

Dipl. Wirtsch.-Ing. (FH) Thomas Stoll, M. Sc.

aus München

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

Tag der mündlichen

Prüfung: 24.10.2022

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Jörg Franke
Prof. Dr.-Ing. Peter Hoffmann

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 (FAU).

Mein besonderer Dank gilt dem Lehrstuhlinhaber Herrn Prof. Dr.-Ing. Jörg Franke für die Förderung meiner Forschungsarbeit, den mir gewährten wissenschaftlichen Freiraum sowie mich lehrende fachliche Diskussionen. Des Weiteren danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Peter Hoffmann für die Übernahme des Koreferats sowie Herrn Prof. Dr. Nahum Travitzky für die Beteiligung als weiteres Mitglied des Prüfungskollegiums. Frau Prof. Dr.-Ing. Julia Mergheim gilt mein Dank für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes.

Einen großen Dank richte ich darüber hinaus an alle Mitarbeiterinnen und Mitarbeiter am Lehrstuhl FAPS. Besondere Anerkennung verdienen die Kollegen und Freunde aus dem Forschungsbereich Elektronikproduktion sowie Elektromaschinenbau, insbesondere Alexander Hensel, Martin Müller, Philipp Bräuer, Felix Häußler, Markus Ankenbrand, Dr.-Ing. Thomas Kuhn, Dr.-Ing. Thomas Reitberger, Dr.-Ing. Christopher Kästle, Dr.-Ing. Aarief Syed-Khaja, Thomas Braun, Mohd Khairulamzari Hamjah, Christoph Hecht, Reinhardt Seidel, Nils Thielen, Mario Sprenger, Daniel Utsch, Konstantin Schmidt, Christian Voigt, Marcel Sippel, Gerald Gion, Denis Kozic, Horst Schuster, Matthias Petersen, Dr.-Ing. Andreas Reinhardt, Michael Masuch, Dr.-Ing. Nikolaus Urban, Dr.-Ing. Alexander Kühl, Annika Höft und Stefan Buortes.

Mein herzlicher Dank gilt ferner meinen Eltern, Carmen und Manfred, die mich auf meinem Bildungsweg fortwährend unterstützt haben sowie meiner Partnerin Anna-Lena für den Rückhalt, Geduld und Unterstützung während der Anfertigung dieser Dissertation. Darüber hinaus möchte ich mich bei meinen engen Freunden aus meiner Heimat für die fortwährende treue Freundschaft, trotz meiner oftmaligen Abwesenheit durch mein Studium in Erlangen sowie meiner Zeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter in Nürnberg, herzlich bedanken.

Kempton, im Oktober 2022

Thomas Stoll

Inhaltsverzeichnis

Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis	ix
Bildverzeichnis	xvii
Tabellenverzeichnis.....	xxvii
1 Einleitung	1
1.1 Motivation und Hintergrund	1
1.2 Zielsetzung und Vorgehensweise	2
2 Stand der Technik und Forschung	5
2.1 Aufbau leistungselektronischer Module	5
2.2 Konventionelle Verfahren zur Schaltungsträgerherstellung in der Leistungselektronik.....	7
2.2.1 Direct Copper Bonded (DCB)	7
2.2.2 Active Metal Brazing (AMB)	11
2.2.3 Dickschichttechnik	13
2.2.4 Zusammenfassung konventionelle Substrattechnologien	15
2.3 Additive Fertigungstechnologien zur Schaltungsträgerherstellung für Hochtemperaturanwendungen	16
2.3.1 Thermisches Spritzen	16
2.3.2 Gedruckte Elektronik	18
2.3.3 Laserbasierte Metallisierungsmethoden.....	20
2.3.4 Zusammenfassung additiver Metallisierungsmethoden	25
2.4 Licht-Materie-Wechselwirkungen	26
2.4.1 Atomare und molekulare Oszillatoren	29
2.4.2 Metalle	31
2.5 Grundlagen des Laser Powder Bed Fusions.....	35
2.6 Grundlagen der Laserbearbeitung von Keramiken.....	49
2.7 Zusammenfassung des Standes der Technik und Forschung.....	52
3 Konzeptionierung der Versuchsumgebung.....	55
3.1 Angepasste Concept Laser Mlab Cusing R®	56
3.2 Relevante Prozessparameter	60
3.3 Verwendete Materialien	63
3.3.1 Werkstoff Kupfer	63
3.3.2 Aluminiumoxid Al ₂ O ₃	68

4	Laser Powder Bed Fusion von Kupfer ohne keramisches Substratmaterial	73
4.1	Theoretische Überlegungen und Einzelspuranalysen zum Laserstrahlschmelzen von Kupfer	74
4.2	Ermittlung eines geeigneten Prozessfensters	77
4.3	Analyse verschiedener Einflussfaktoren auf das Schmelzverhalten sowie die Prozessstabilität	80
4.3.1	Einfluss der Lasergeschwindigkeit und des Fokusspots	81
4.3.2	Einfluss des Hatchabstandes	86
4.3.3	Einfluss der Schichtstärke	89
4.3.4	Einfluss des vorliegenden Temperaturniveaus und der Belichtungsfläche	92
4.3.5	Entstehende Prozessfehler	99
4.3.6	Plasmabildung während des Prozesses	100
4.3.7	Zusammenfassung und Zusammenhänge der Schmelzanalyse	103
4.4	Analyse des entstehenden Gefüges	105
4.5	Qualifizierung der physikalischen Materialeigenschaften	107
4.5.1	Mechanische Eigenschaften	108
4.5.2	Elektrische und thermische Eigenschaften	110
4.6	Zusammenfassung	112
5	Laser Powder Bed Fusion auf Aluminiumoxid	115
5.1	Laserstrahl-Keramik-Wechselwirkungen im Dauerstrichbetrieb	115
5.2	Prozessanalysen von Kupfer-Metallisierungen auf Al_2O_3	123
5.2.1	Einzelspuranalysen von Kupfer-Keramik-Verbunden	125
5.2.2	Parameterentwicklung mit der Zielgröße der Haftfestigkeit sowie Dichte der Kupfer-Metallisierung auf Aluminiumoxid	126
5.3	Qualifizierung relevanter Metallisierungseigenschaften	139
5.3.1	Haftmechanismus im Metall-Keramik-Interface	140
5.3.2	Elektrische Eigenschaften der Metallisierung	143
5.3.3	Temperaturwechselbeständigkeit	144
5.3.4	Teilentladungsfestigkeit	147
5.4	Kupfer-Bismut-Legierung als alternative Metallisierung	150
5.4.1	Haftfestigkeit, elektrische Leitfähigkeit und Metallisierungsdichte	151
5.4.2	Temperaturwechselbeständigkeit und Teilentladungsfestigkeit	152
5.5	Zusammenfassung und Potential räumlicher Metallisierungen	154

6	Zusammenfassung und Ausblick.....	157
7	Summary and outlook.....	163
	Literaturverzeichnis.....	169
	Verzeichnis promotionsbezogener, eigener Publikationen	196
	Verzeichnis promotionsbezogener, studentischer Arbeiten	198
	Anhang.....	201

Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis

Formelzeichen

Symbol	Einheit	Beschreibung
A	%, mm ²	Absorption, Querschnittsfläche
a	m ² /s	Temperaturleitfähigkeit
c	m/s, J/KgK	Vakuumlichtgeschwindigkeit, spezifische Wärmekapazität
∇c_c	m ⁻³ m ⁻¹	Konzentrationsgradient
D	m ² /s	Diffusionskoeffizient
d	mm	Durchmesser
d_F	μm	Fokusbrennweite
d_R	mm	Rohstrahldurchmesser
z_R	mm	Rayleighlänge
d_S	μm	Einzelschichtstärke
e	As	Elektrische Ladung
E	J, GPa	Energie, E-Modul
E_1	eV	energetischer Anfangszustand
E_2	eV	energetischer Endzustand
E_S	J/mm	Streckenenergiedichte
E_V	J/mm ³	Volumenenergiedichte
f'	mm	Brennweite
f	mm, Hz	Kollimationsbrennweite, Frequenz
h	Js	Plancksches Wirkungsquantum
h_S	μm	Hatchabstand
H_V	J	Verdampfungsenthalpie
i	-	imaginäre Einheit
I	W/cm ²	Intensität
I_L	W/cm ²	Laserintensität

j	$\text{m}^{-2}\text{s}^{-1}$	Materialflussdichte
k	W/mK , m^{-1}	Wärmeleitfähigkeit, Wellenvektor
k_B	J/K	Boltzmann-Konstante
K_S	N	Rückstellkraft
k_y	-	Anzahl an Gleitsystemen
L	$\text{W}\Omega/\text{K}^2$	Lorenz-Zahl
l	mm	Länge
L_k	μm	Korngröße
M^2	-	Beugungsmaßzahl
m_0	Kg	Elektronenmasse
m_N	Kg	Kernmasse
N	-	Anzahl Leitungselektronen
n	-, -, m^{-3}	Brechungsindex, Photonenanzahl, Anzahl Leitungselektronen pro Volumeneinheit
n'	-	komplexer Brechungsindex
P	%	Propagation
P_L	W	Laserleistung
Δp_{SD}	Pa	Änderung des Sättigungsdampfdruckes
P_V	W	Verlustleistung
$\dot{q}$	W/m^2	Wärmestromdichte
R	%, K	Reflexion, Thermoschockgütewert erster Ordnung
R_m	MPa	Zugfestigkeit
R_p	MPa	Streckgrenze
R_{th}	K/W	thermischer Widerstand
T	K, %	Temperatur, Transmission
t	s	Zeit
ΔT	K	Temperaturdifferenz/Temperaturänderung

∂T	K	partielle Temperaturdifferenz/Temperaturänderung
Δt	s	Zeitintervall
ΔT_c	K	max. ertragbare Temperaturdifferenz/Temperaturänderung
∇T	K/m	Temperaturgradient
T_s	K	Schmelztemperatur
T_v	K	Verdampfungstemperatur
v	m/s	Geschwindigkeit des Lichts in Medium
v_D	m ³	spezifisches Volumen in der Dampfphase
v_F	m/s	Elektronengeschwindigkeit
v_K	Mm ³	spezifisches Volumen in der kondensierten Phase
v_L	mm/s	Lasergeschwindigkeit
V_{Th}	mm ³ /min	theoretische Aufbaurate
x	mm	Strecke
X_0	-	Elektronenamplitude
z	mm, m	Optische Eindringtiefe, Propagationsrichtung
α	mm ⁻¹ , K ⁻¹	Absorptionskoeffizient, thermischer Ausdehnungskoeffizient
γ	Kg/s	Dämpfungsrate
$\partial\gamma_{LV}$	Pa	partielle Änderung der Oberflächenspannung des flüssig/dampfartigen Kontaktbereichs
δ_W	mm	Wärmeeindringtiefe
e	-	Eulersche Zahl
$\mathcal{E}$	V/m	Elektrische Feldstärke
$\mathcal{E}_0$	-	Amplitude elektromagnetische Welle
ϵ_0	As/Vm	Dielektrizitätskonstante
ϵ_r	-	komplexe relative Permittivität

ε_1	-	Realteil komplexe relative Permittivität
ε_2	-	Imaginärteil komplexe relative Permittivität
η	Pas	Viskosität der Schmelze
κ	-	Extinktionskoeffizient
Λ	m	mittlere freie Weglänge Elektronen
λ	nm	Wellenlänge
μ	Kg	Atommasse
ν	-, Hz	Poissonzahl, Frequenz
ρ	Kg/m ³	Dichte
σ	MS/m	elektrische Leitfähigkeit
σ_0	MPa	Startspannung für Versetzungen
σ_c	MPa	max. ertragbare mechanische Spannung
σ_{LV}	J/mm ²	Oberflächenenergie flüssig/gasförmig
σ_{SL}	J/mm ²	Oberflächenenergie fest/flüssig
σ_{SV}	J/mm ²	Oberflächenenergie fest/gasförmig
τ	s	mittlere freie Flugzeit Elektronen
θ	°	Benetzungswinkel
ω	s ⁻¹	Kreisfrequenz
ω_0	s ⁻¹	Resonanzfrequenz

Abkürzungen

Abkürzung	Beschreibung
$4H$	vier hexagonal
Ag	Silber
Al	Aluminium
AlN	Aluminiumnitrid
Al_2O_3	Aluminiumoxid

AMB	Active Metal Brazing
Au	Gold
AVT	Aufbau- und Verbindungstechnik
B	Breite
BeO	Berylliumoxid
BJ	Binder Jetting
Ca	Calcium
CAD	Computer-Aided Design
C45E	Stahlsorte
CK45	Stahlsorte
CO ₂	Kohlenstoffdioxid
Cr	Chrom
Cu	Kupfer
Cu-ETP	Klassifizierung eines sauerstoffhaltigen Kupfers
CuO	Kupfer(II)-oxid
Cu ₂ O	Kupfer(I)-oxid
Cu-OFE	Klassifizierung eines sauerstofffreien Kupfers
CTE	Coefficient of Thermal Expansion
CVD	Chemical Vapor Deposition
cw	continuous wave
DCB	Direct Copper Bonded
DED	Direct Energy Deposition
DoE	Design of Experiment

EBM	Electron Beam Melting
EBS	Electron Backscatter Diffraction
EDX	Energy Dispersive X-ray Spectroscopy
FIR	far Infrared
fps	frames per second
GaN	Galliumnitrid
Ge	Germanium
H	Höhe/height
HAZ	Heat affected Zone
HIP	heiß isostatisches Pressen
HTCC	High Temperature Cofired Ceramic
IACS	International Annealed Copper Standard
IGBT	Insulated Gate Bipolar Transistor
Kr	Krypton
L	Länge/length
LAD	Laser-Assisted Deposition
Laser	Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation
LCP	Liquid Crystal Polymer
LDS	Laser Direct Structuring, Laserdirektstrukturierung
LDV	Leistungsdichteverteilung
LED	Light Emitting Diode

LMD	Laser Metal Deposition
LPBF	Laser Powder Bed Fusion
LTCC	Low Temperature Cofired Ceramic
MID	Molded Interconnect Device
Mo	Molybdän
MOSFET	Metal Oxide Semiconductor Field- Effect Transistor
Na	Natrium
Nd	Neodym
Ni	Nickel
NIR	near Infrared
O	Sauerstoff
OLED	Organic Light Emitting Diode
Pa	Palladium
PBF	Powder Bed Fusion
PDIV	Partial Discharge Inception Volt- age
PID	proportional-integral-derivative
PHEDP	Pulsed High Energy Density Plasma
Pt	Platin
PVD	Physical Vapor Deposition
RFID	Radio-Frequency Identification
SAC	Zinn-Silber-Kupfer
Si	Silizium

SiC	Siliziumcarbid
Sn	Zinn
SMD	Surface Mount Device
SLM	Selective Laser Melting
SEBM	Selective Electron Beam Melting
Ta	Tantal
TCB	Thermocompression Bonding
TEM	Transverse Electromagnetic Mode
Ti	Titan
TiC	Titancarbid
TiN	Titannitrid
TPC	Thick Printed Copper
TWB	Temperaturwechselbeständigkeit
UKP-Laser	Ultrakurzpulslaser
UV	ultraviolett
W	width
WB	Wärmebehandlung
WBG	Wide-Bandgap
wt.-%	Gewichtsprozent
XRD	X-Ray Diffraction
YAG	Yttrium-Aluminium-Granat
Yb	Ytterbium
YSZ	Yttriumstabilisiertes Zirkonium

Bildverzeichnis

Bild 1:	Graphische Zusammenfassung der Vorgehensweise der Versuchsdurchführung.....	4
Bild 2:	Schematische Darstellung eines konventionellen Aufbaus eines Leistungsmoduls, in Anlehnung an [12].....	5
Bild 3:	Schematische Darstellung des DCB-Verfahrens, in Anlehnung an [14]	8
Bild 4:	Ausschnitt des binären Cu-O-Phasendiagramms mit Eutektikum, in Anlehnung an [22].....	9
Bild 5:	Schematische Darstellung des AMB-Verfahrens.....	12
Bild 6:	Schematische Darstellung des thermischen Spritzens	17
Bild 7:	Schematische Darstellung der Druckverfahren Drop on Demand und Jetting	19
Bild 8:	Schematische Darstellung laserbasierter Metallisierungsmethoden mit a) LAD/LDS, b) LMD, c) LPBF und d) lasergestütztes Schmelzen pastöser Metallisierungsschichten.....	21
Bild 9:	Exemplarischer Verlauf einer dielektrischen Funktion in Abhängigkeit der Kreisfrequenz in Anlehnung an [95]	28
Bild 10:	Atomare (links) und molekulare (rechts) Schwingungen in Anlehnung an [95]	29
Bild 11:	Absorptionsverhalten eines 3 mm dicken Saphirkristalls in Anlehnung an [94]	30
Bild 12:	Reflexionsgrad eines ungedämpften Elektronengases in Abhängigkeit der Frequenz [94]	32
Bild 13:	Schematische Darstellung einer Interbandabsorption eines Photons in Anlehnung an [94] [96]	33
Bild 14:	Reflexionsgrad eines Kupfertargets in Abhängigkeit der Laserintensität bei einem Nd:YAG-Laser und einer Pulsdauer von ca. 10^{-7} s, in Anlehnung an [98]	34
Bild 15:	Schematische Darstellung des LPBF-Verfahrens	35

Bild 16:	Schematische Darstellung der beim LPBF auftretenden physikalischen Effekte	37
Bild 17:	Absorption von Licht im Pulverbett [S3], in Anlehnung an [116]	39
Bild 18:	Prozessfenster sowie Prozessfehler in Abhängigkeit des Energieeintrages (eigene Darstellung resultierend aus [117] [121] [130] [131] [132] [P9])	40
Bild 19:	Gefügeausprägung in Abhängigkeit von Erstarrungsgeschwindigkeit und Temperaturgradient, in Anlehnung an [147]	43
Bild 20:	Absorptionsmessungen von Kupfer in verschiedenen Zuständen bei 515 nm und 1064 nm, in Anlehnung an [104]	44
Bild 21:	Temperaturabhängige Absorption ausgewählter Metalle bei einer Wellenlänge von 1 µm; Werte aus [156]	45
Bild 22:	Schematische Darstellung Schmelzabtrag (links), Sublimationsabtrag (Mitte) und Ablation (rechts), in Anlehnung an [98] und [186]	50
Bild 23:	Temperaturabhängige Absorption von Al ₂ O ₃ , in Anlehnung an [189]	52
Bild 24:	Ursache-Wirkungsdiagramm des LPBF-Prozesses von Kupfer ..	55
Bild 25:	Angepasste CONCEPT LASER Mlab Cusing R mit Aufbau der optischen Elemente	57
Bild 26:	Simulationsbasierte Werte des Fokussshiftes (Werte von QIOPTIQ PHOTONICS)	59
Bild 27:	Links: Dokumentation der Ist- und Solltemperatur der Keramikoberfläche und des Controllers; rechts: Temperaturmessung der Oberfläche der integrierten beheizbaren Bauplattform mit exemplarischer Wärmebildaufnahme bei ca. 505 °C; Daten und Bilder aus [S4] [P10]	60
Bild 28:	Schematische Darstellung relevanter Belichtungsstrategien	62
Bild 29:	Wärmeleitfähigkeit sowie spezifische Wärmekapazität von hochreinem Kupfer in Abhängigkeit von der Temperatur; Werte aus [194] und [195]	64

Bild 30:	Exemplarische Darstellung der Partikelgrößenverteilung des verwendeten Kupferpulvers, Werte von ECKA GRANULES.....	65
Bild 31:	Vergleich der Pulverformen in geliefertem Zustand (links) und nach sechsmonatiger Lagerung (rechts)	66
Bild 32:	Ramanspektroskopie der Pulver im gelieferten Zustand und nach sechsmonatiger Lagerung, verglichen mit Cu_2O Daten aus https://rruff.info/	67
Bild 33:	Reflexionsmessungen mit integrierter Ulbrichtkugel bei 8° Lichteinfall von Cu-Lieferzustand, Cu-gelagert und sandgestrahltem Cu-OFE-Blech.....	68
Bild 34:	REM-Detailaufnahmen der Al_2O_3 -Keramik mit 3490-facher Vergrößerung (links) und 34900-facher Vergrößerung (rechts)	69
Bild 35:	Reflexionsspektrum von Al_2O_3 bei einem Lichteinfall von 8° , sowie Transmissionsspektrum bei einem Lichteinfall von 0°	70
Bild 36:	Aus Transmission und Reflexion errechnetes Absorptionsspektrum von Al_2O_3	71
Bild 37:	Temperaturentwicklung mit der Schmelztemperatur T_s und Verdampfungstemperatur T_v von Kupfer in Abhängigkeit von P_L und d_F bei Absorption in Schmelze (links) und in Pulver (rechts) bei $k=396 \text{ W/mK}$, gemäß Gleichung (30)	75
Bild 38:	REM-Aufnahmen der Einschweißtiefen auf sandgestrahltem Cu-ETP-Blech bei $P_L=500 \text{ W}$ und $v_L=100 \text{ mm/s}$	76
Bild 39:	Foto eines Baujobs mit Cu-Würfeln der Maße $5*5*5,5 \text{ mm}^3$; Bild aus [S6]	77
Bild 40:	Prozesskarten mit dem Zielwert Dichte, aufgetragen über P_L , h_s und v_L ; konstante Parameter können Tabelle 7 entnommen werden; Anmerkungen: $h_s=22$ und $33 \mu\text{m}$ sowie $P_L=100-300 \text{ W}$ bei $d_F=25 \mu\text{m}$ hergestellt, sofern möglich (Prozessfehler); ab $h_s=44 \mu\text{m}$ bei $d_F=35 \mu\text{m}$ alle Leistungsstufen; Daten aus [S6] [S7].....	78
Bild 41:	Dichtewerte aufgetragen über P_L und E_v (links) sowie P_L und v_L mit Dichtewerten über 95 % (rechts); Parameterkombinationen nach Tabelle 7; Daten aus [S6] [S7]	79

Bild 42: Vergleich zweier Schliffbilder bei $d_F=35\text{ }\mu\text{m}$ und $d_S=30\text{ }\mu\text{m}$ mit einer Dichte $>99,5\text{ }\%$; Bilder aus [P9] [S6] [S7]	80
Bild 43: Pareto-Diagramm der standardisierten Effekte mit einem Signifikanzniveau α von 0,05 des in Tabelle 7 dargestellten Versuchsplans	81
Bild 44: Vergleich des Verhaltens der Schweißspuren auf sandgestrahltem Cu-OFE bei $P_L=500\text{ W}$, $v_L=100\text{ mm/s}$ und 600 mm/s bei $d_F=35\text{ }\mu\text{m}$	82
Bild 45: Vergleich des Verhaltens der Schweißspuren auf sandgestrahltem Cu-OFE bei $P_L=500\text{ W}$, $v_L=100\text{ mm/s}$, 600 mm/s und $d_F=75\text{ }\mu\text{m}$	83
Bild 46: Hochgeschwindigkeitsaufnahmen eines Meltblowouts bei $P_L=500\text{ W}$, $v_L=100\text{ mm/s}$ und $d_F=35\text{ }\mu\text{m}$ auf einem sandgestrahlten Cu-OFE-Blech unter N_2 -Atmosphäre bei $<50\text{ ppm}$ Restsauerstoffgehalt.....	84
Bild 47: Vergleich des Verhaltens der Schweißspuren in Abhängigkeit von d_F bei einem Bauteil der Maße $5*5*20\text{ mm}^3$ ($L*B*H$) mit $P_L=500\text{ W}$, $v_L=600\text{ mm/s}$, $d_S=20\text{ }\mu\text{m}$	85
Bild 48: Abhängigkeit der Porosität des Bauteiles ($5*5*20\text{ mm}^3$, $L*B*H$) von d_F und h_S bei $P_L=500\text{ W}$, $v_L=600\text{ mm/s}$ und $d_S=20\text{ }\mu\text{m}$	86
Bild 49: Qualitativer Vergleich der Temperaturverläufe von $h_S=25\text{ }\mu\text{m}$ und $110\text{ }\mu\text{m}$ bei $P_L=500\text{ W}$, $v_L=600\text{ mm/s}$ und $d_F=35\text{ }\mu\text{m}$ zu Beginn des Prozesses bei $T_{\text{absolut}}=31\text{ }^\circ\text{C}$ (links) und $T_{\text{absolut}}=35\text{ }^\circ\text{C}$ (rechts) mit $d_S=30\text{ }\mu\text{m}$ und Wechselbelichtung	87
Bild 50: Vergleich des Spurüberlapps zweier Hatchabstände $h_S=25\text{ }\mu\text{m}$ und $h_S=110\text{ }\mu\text{m}$ bei $P_L=500\text{ W}$, $v_L=600\text{ mm/s}$, $d_F=35\text{ }\mu\text{m}$ und $d_S=30\text{ }\mu\text{m}$	88
Bild 51: Unterschiedliche Ausprägung der Schmelzspuren bei variierender Einzelschichtstärke d_S und $P_L=500\text{ W}$, $v_L=600\text{ mm/s}$, $h_S=110\text{ }\mu\text{m}$ und $d_F=45\text{ }\mu\text{m}$ bei einer Bauteilhöhe von 20 mm	90
Bild 52: Abhängigkeit der Porosität des Bauteiles ($5*5*20\text{ mm}^3$, $L*B*H$) von der Einzelschichtstärke d_S bei $P_L=500\text{ W}$, $v_L=600\text{ mm/s}$ und $d_F=45\text{ }\mu\text{m}$	91

- Bild 53: Schmelzspuren bei einer Bauteilhöhe von ca. 5 mm, einer Belichtungsfläche von $5 \times 5 \text{ mm}^2$, $P_L = 500 \text{ W}$, $v_L = 600 \text{ mm/s}$, $h_s = 25 \text{ }\mu\text{m}$, $d_s = 30 \text{ }\mu\text{m}$, $d_F = 35 \text{ }\mu\text{m}$. Links: Überblick bei Belichtungsstart unten, rechts: Detailaufnahme aus oberem Bereich mit nur teilweise geschmolzenem Material 92
- Bild 54: Schliffbilder bei einer Bauteilhöhe von 15 mm, einer Belichtungsfläche von $5 \times 5 \text{ mm}^2$, $P_L = 500 \text{ W}$, $v_L = 600 \text{ mm/s}$, $h_s = 110 \text{ }\mu\text{m}$ (links) $h_s = 25 \text{ }\mu\text{m}$ (rechts), $d_s = 30 \text{ }\mu\text{m}$, $d_F = 35 \text{ }\mu\text{m}$ mit Hervorhebungen in den Übergangsbereichen von dichtem zu porösem Material (Mitte) 93
- Bild 55: Schmelzspuren bei einer Bauteilhöhe von ca. 5 mm (links) und 20 mm (rechts), einer Belichtungsfläche von $5 \times 5 \text{ mm}^2$, $P_L = 500 \text{ W}$, $v_L = 600 \text{ mm/s}$, $h_s = 110 \text{ }\mu\text{m}$, $d_s = 30 \text{ }\mu\text{m}$, $d_F = 35 \text{ }\mu\text{m}$ 94
- Bild 56: Qualitativer Vergleich der Temperaturverläufe von $h_s = 110 \text{ }\mu\text{m}$ bei $P_L = 500 \text{ W}$, $v_L = 600 \text{ mm/s}$, $d_F = 35 \text{ }\mu\text{m}$, $d_s = 30 \text{ }\mu\text{m}$, einer Belichtungsfläche von $5 \times 5 \text{ mm}^2$ (Quadrat) sowie $20 \times 5 \text{ mm}^2$ (Rechteck) und Wechselbelichtung vor (rechts) und nach Abkühlung (links) des Bauteiles bei einer Bauteilhöhe von ca. 12,5 mm 95
- Bild 57: Wärmebildaufnahmen des Laserprozesses mit und ohne aktive Wasserkühlung der Bauplattform und Kupferplatte bei einer Belichtungsfläche von $20 \times 5 \text{ mm}^2$, einer Bauteilhöhe von 12,6 mm sowie konstanten Parametern $P_L = 500 \text{ W}$, $v_L = 600 \text{ mm/s}$ und $h_s = 110 \text{ }\mu\text{m}$ 97
- Bild 58: Vergleich der elektrischen Leitfähigkeit von oberen und unteren Teilen eines Bauteiles mit einem Gesamtmaß von $5 \times 5 \times 20 \text{ mm}^3$, ($L \times B \times H$) und eines exemplarischen Schliffbildes a) unterer Teil und b) oberer Teil bei Anwendung eines Vorbelichtungsparameters von $P_L = 150 \text{ W}$, $v_L = 600 \text{ mm/s}$, $h_s = 33 \text{ }\mu\text{m}$ und eines Schmelzparameters von $P_L = 500 \text{ W}$, $v_L = 600 \text{ mm/s}$, $h_s = 110 \text{ }\mu\text{m}$ bei $d_F = 35 \text{ }\mu\text{m}$ und $d_s = 20 \text{ }\mu\text{m}$; Daten und Bilder aus [S7] 98
- Bild 59: Auftretende Prozessfehler während des Prozesses mit verschiedenen Ursachen; Bilder aus [S6] [P9] 100

Bild 60: Exemplarische Darstellung des Prozessleuchtens, der entstehenden Schmelzspritze sowie der Plasmapbildung während des Prozesses bei $P_L = 500 \text{ W}$, $v_L = 600 \text{ mm/s}$ und $d_F = 35 \text{ }\mu\text{m}$ zu Beginn der Belichtung unter N_2 -Atmosphäre bei $< 50 \text{ ppm}$ Restsauerstoffgehalt	101
Bild 61: Plasmaspektroskopie mit Kupferpulver bei $P_L = 500 \text{ W}$, $v_L = 600 \text{ mm/s}$, $h_s = 110 \text{ }\mu\text{m}$ und $d_F = 35 \text{ }\mu\text{m}$ unter N_2 -Atmosphäre mit $< 50 \text{ ppm}$ Restsauerstoffgehalt; mögliche (zusätzliche) Detektierung von $^*\text{N}_2$, $^{**}\text{CuO}$, $^{***}\text{N}_2$ und CuO	103
Bild 62: Korngrößenverteilung vertikaler und horizontaler Proben, analysiert in der x-y- und x-z-Ebene	106
Bild 63: EBSD-Analysen vertikaler und horizontaler Proben, analysiert in der x-y- und x-z-Ebene	107
Bild 64: Darstellung spanend nachbearbeiteter Zugproben der Form $B_4 \times 20$ nach DIN 50125, gefertigt mittels LPBF	108
Bild 65: Exemplarische Darstellung zweier Baujobs mit vertikalen (links) und horizontalen Proben (rechts), gefertigt mit $P_L = 500 \text{ W}$, $v_L = 600 \text{ mm/s}$, $h_s = 110 \text{ }\mu\text{m}$ und $d_s = 20 \text{ }\mu\text{m}$	108
Bild 66: Maximale Zugfestigkeit R_m in Abhängigkeit der Aufbau- richtung und Belichtungsstrategie, gefertigt mit $P_L = 500 \text{ W}$, $v_L = 600 \text{ mm/s}$, $h_s = 110 \text{ }\mu\text{m}$, $d_s = 20 \text{ }\mu\text{m}$ und aktiver Kühlung der Bauplatte	109
Bild 67: Messwerte der elektrischen Leitfähigkeit (links) in Abhängigkeit der Aufbaurichtung sowie Belichtungsstrategie und errechnete Werte der Wärmeleitfähigkeit, gemäß Wiedemann-Franz'schem Gesetz der geprüften Proben im Zustand as printed und geschliffen, hergestellt mit $P_L = 500 \text{ W}$, $v_L = 600 \text{ mm/s}$, $h_s = 110 \text{ }\mu\text{m}$ und $d_s = 20 \text{ }\mu\text{m}$	111
Bild 68: Vergleich der Porosität von Proben der elektrischen Leitfähigkeit, gefertigt mit durchgängiger Belichtung (links) und Inselbelichtung (rechts) mit $P_L = 500 \text{ W}$, $v_L = 600 \text{ mm/s}$, $h_s = 110 \text{ }\mu\text{m}$ und $d_s = 20 \text{ }\mu\text{m}$	111
Bild 69: Exemplarische, repräsentative Darstellung des Verhaltens des Anfangs- und Endbereichs einer Laser- Al_2O_3 -Wechselwirkung bei durchgeführten Einzelspuranalysen	117

Bild 70: Vertiefungen sowie Erhöhungen im Start- (S) und Endbereich (E) in Abhängigkeit von E_s und T_K bei $P_L=50$ und 100 W	118
Bild 71: Vergleich der Schmelztiefen (Querschliffe) und HAZ bei Variation von P_L und v_L bei jeweils gleichbleibendem Streckenenergieeintrag in Abhängigkeit von T_K bei $d_F=35$ μm ; Bilder aus [S8]	119
Bild 72: Querschliff einer Laserspür bei $T_K=500$ $^{\circ}\text{C}$, $E_s=1,0$ J/mm und $d_F=35$ μm ; Bild aus [S8]	120
Bild 73: Längsschliffe entlang der Laserspuren bei verschiedenen Substrattemperaturen T_K , $P_L=120$ W, $v_L=120$ mm/s, $E_s=1,0$ J/mm und $d_F=35$ μm ; Bilder aus [S8]	121
Bild 74: Exemplarische Darstellung des Prozessleuchtens der Laser- Al_2O_3 -Wechselwirkung, entstehenden (herausgeschleuderten) Schmelzspritzern sowie der Bildung eines Plasmas und Dampfdruckes während des Prozesses bei $P_L=100$ W, $v_L=600$ mm/s, $d_F=35$ μm unter N_2 -Atmosphäre bei <50 ppm Restsauerstoffgehalt.....	122
Bild 75: Plasmaspektroskopie von Al_2O_3 bei $P_L=100$ W, $v_L=600$ mm/s, $h_s=330$ μm und $d_F=35$ μm unter N_2 -Atmosphäre bei <50 ppm Restsauerstoffgehalt; mögliche (zusätzliche) Detektierung von $^{*}\text{Ca I}$ und Na I , $^{**}\text{Ca I}$ und Si I	123
Bild 76: Schematische Darstellung der Herstellung des Kupfer-Keramik-Verbunds mittels LPBF	125
Bild 77: Einzelspuranalysen mit fünf Pulverschichten bei $d_s=30$ μm , $T_K=20$ $^{\circ}\text{C}$ und $d_F=35$ μm ; Bilder aus [S8]	126
Bild 78: Einfluss von d_F sowie T_K auf die Haftfestigkeit unter Verwendung einer Inselbelichtung bei einer Inselgröße von $1,5^{*}1,5$ mm^2 ; Werte aus [S9]	128
Bild 79: Haupteffektediagramm der Faktoren Laserparameterkombination (siehe Tabelle 8), d_F und T_K der Keramik bei einer Inselgröße von $1,5^{*}1,5$ mm^2 ; Werte aus [S9] [P11].....	129
Bild 80: Vergleich der Laserparameterkombinationen aus Tabelle 8 in Abhängigkeit von d_F bei $T_K=450$ $^{\circ}\text{C}$ und einer Inselgröße von $1,5^{*}1,5$ mm^2 ; Werte aus [S9] [P11].....	130

Bild 81:	Haftfestigkeiten und Dichtewerte bei $d_F=35\text{ }\mu\text{m}$, $T_K=450\text{ }^\circ\text{C}$, $d_S=30\text{ }\mu\text{m}$, einer Gesamtschichtdicke von ca. $600\text{ }\mu\text{m}$ und einer jeweiligen Erhöhung von P_L ab Schichtbereich 4 (Anhang 21); Werte aus [S4] [P10].....	131
Bild 82:	Typisch vorkommende Prozessfehler aufgrund von zu hohem Energieeintrag oder zu hoher Laserleistung (a-c) sowie Gutteil Cu auf Keramik (d); Bilder aus [S4] [P10].....	132
Bild 83:	Haftfestigkeiten und Dichtewerte bei $d_F=35\text{ }\mu\text{m}$, $T_K=450\text{ }^\circ\text{C}$, $d_S=30\text{ }\mu\text{m}$, einer Gesamtschichtdicke von ca. $600\text{ }\mu\text{m}$ und einer jeweiligen Erhöhung von P_L ab Schichtbereich 4 (Anhang 22); Werte aus [S4] [P10]	133
Bild 84:	Standardisierte Effekte und Haupteffektediagramme bei $d_F=35\text{ }\mu\text{m}$, $T_K=450\text{ }^\circ\text{C}$, $d_S=30\text{ }\mu\text{m}$, einer Gesamtschichtdicke von ca. $600\text{ }\mu\text{m}$ und einer jeweiligen Erhöhung von P_L ab Schichtbereich 4 (Anhang 22); Werte aus [S4] [P10].....	134
Bild 85:	Exemplarische Schliffbilder, hergestellt mit verschiedenen Leistungsklassen sowie Hervorhebung der Keramikschädigung (rechts unten) bei $d_F=35\text{ }\mu\text{m}$, $d_S=30\text{ }\mu\text{m}$ und $T_K=450\text{ }^\circ\text{C}$; Bilder aus [S4] [P10]	134
Bild 86:	Versuchsreihen zur Untersuchung der Verringerung der Keramikschädigung durch eine Erhöhung von v_L sowie Reduzierung von P_L mit den Zielgrößen der Haftfestigkeit und Dichte mit $h_S=35\text{ }\mu\text{m}$, $d_F=35\text{ }\mu\text{m}$, $d_S=30\text{ }\mu\text{m}$ und $T_K=450\text{ }^\circ\text{C}$ (Anhang 23); Werte aus [S4] [P10].....	135
Bild 87:	Detaillierte Untersuchungen von keramikschonenden Parameterkombinationen mit den Zielgrößen Haftfestigkeit und Dichte mit $d_F=35\text{ }\mu\text{m}$, $d_S=30\text{ }\mu\text{m}$ und $T_K=450\text{ }^\circ\text{C}$ (Anhang 24); Werte aus [S4] [P10]	136
Bild 88:	Untersuchungen der optimalen keramikschonenden Parameterkombinationen mit und ohne sechsstündiger Wärmebehandlung bei $T=1065\text{ }^\circ\text{C}$ mit den Zielgrößen Haftfestigkeit und Dichte mit $d_F=35\text{ }\mu\text{m}$, $d_S=30\text{ }\mu\text{m}$ und $T_K=450\text{ }^\circ\text{C}$ (Anhang 25); Werte aus [S4] [P10].....	137
Bild 89:	Schliffbilder optimaler keramikschonender Parameterkombinationen mit und ohne sechsstündige Wärmebehandlung bei $T=1065\text{ }^\circ\text{C}$ mit $d_F=35\text{ }\mu\text{m}$, $d_S=30\text{ }\mu\text{m}$ und $T_K=450\text{ }^\circ\text{C}$ (Anhang 25); Bilder aus [S4] [P10]	138

Bild 90: Exemplarische Darstellung der Bruchcodes (Kohäsionsbrüche) bei Scherversuchen; Bilder aus [S4]	138
Bild 91: Darstellung des Randbereichs großflächigerer Metallisierungen ($20,0 \times 3,0 \times 0,6 \text{ mm}^3$, $L \times B \times H$) ohne (links) und mit (rechts) Fase; Aufnahme unter 45° -Winkel	139
Bild 92: REM-Aufnahmen des Cu- Al_2O_3 -Interface as printed	140
Bild 93: REM-Aufnahmen des Cu- Al_2O_3 -Interface nach einer Wärmebehandlung bei ca. 50-80 ppm Restsauerstoffgehalt in N_2 -Atmosphäre, $T=1065^\circ\text{C}$ und verschiedenen Haltezeiten.....	142
Bild 94: Vergleich der elektrischen Leitfähigkeit von metallisierten Proben as printed und nach einer Wärmebehandlung bei ca. 1065°C mit einer Metallisierungsdicke von ca. $600 \mu\text{m}$ und einem Restsauerstoffgehalt von 50-80 ppm	143
Bild 95: Darstellung hergestellter Proben für die Prüfung der Temperaturwechselbeständigkeit as printed (links) und nach einer sechsstündigen Wärmebehandlung (rechts)	145
Bild 96: Exemplarische Delaminationserscheinungen der Proben bei der Temperaturwechselprüfung.....	146
Bild 97: Teilentladungen von Cu-metallisierten Al_2O_3 Substraten as printed und einem Metallisierungsmaß von $10,0 \times 10,0 \times 0,6 \text{ mm}^3$ ($L \times B \times H$) (links) und Al_2O_3 -Substrat ohne Metallisierung (rechts), geprüft mit einer Wechselspannung bis 10 kV, einer Frequenz von 50 Hz und einer Spannungserhöhung von 100 V/s	148
Bild 98: Teilentladungen von Cu-metallisierten Al_2O_3 Substraten wärmebehandelt bei ca. 1065°C und einem Metallisierungsmaß von $10,0 \times 10,0 \times 0,6 \text{ mm}^3$ ($L \times B \times H$), geprüft mit einer Wechselspannung bis 10 kV, einer Frequenz von 50 Hz und einer Spannungserhöhung von 100 V/s	149
Bild 99: Darstellung der Anbindung der CuBi ₁₂ -Metallisierung an das Al_2O_3 -Substrat	151
Bild 100: Haftfestigkeit, elektrische Leitfähigkeit (links) und Metallisierungsdichte (rechts) von CuBi ₁₂ auf Al_2O_3 as printed, gefertigt anhand von Parametern aus Schichtbereich 1-3 aus Anhang 25 mit $d_F=35 \mu\text{m}$ und $d_S=30 \mu\text{m}$	151

Bild 101: Bruchcode nach Schertest von CuBi12 auf Al ₂ O ₃ (Adhäsionsbruch in allen Fällen)	152
Bild 102: Teilentladungen von CuBi12-metallisierten Al ₂ O ₃ Substraten as printed und nach einer Wärmebehandlung mit einem Metallisierungsmaß von 10,0*10,0*0,6 mm ³ (L*B*H), geprüft mit einer Wechselspannung bis 10 kV, einer Frequenz von 50 Hz und einer Spannungserhöhung von 100 V/s	154
Bild 103: Darstellung von möglichen künftigen 3D-Cu-Metallisierungen auf Al ₂ O ₃ [P8]	156

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Eigenschaften ausgewählter leistungselektronischer Substrattechnologien.....	15
Tabelle 2: Überblick additiver Metallisierungsmethoden mit deren Stärken und Schwächen	26
Tabelle 3: Stand der Forschung LPBF von Kupfer	46
Tabelle 4: Kennwerte der verwendeten Anlagentechnik sowie beider verwendeter Strahlquellen mit zugehörigem optischen Aufbau	58
Tabelle 5: Eigenschaften Kupfer (>99,9 % Cu) Cu-ETP [32] [193]	63
Tabelle 6: Materialeigenschaften des verwendeten keramischen Substratmaterials Rubalit® 96 % Al ₂ O ₃	69
Tabelle 7: Angewandte konstante und variierte Parameter des vollfaktoriellen Versuchsplans	78
Tabelle 8: Zulässige Faktorkombinationen aus P _L und v _L , eingeteilt in drei Schichtbereiche bei h _s =55 µm und d _s =30 µm, durchgeführt mit der Anlagentechnik IPG-YLM-100-AC in Anlehnung an [S9] [P11]	127
Tabelle 9: Prozentuale (at.-%) Zusammensetzung der Reaktionsschicht (EDX-Analyse) [P11]	142
Tabelle 10: Ausfälle bei der Temperaturwechselbeständigkeitsprüfung bei einem Temperaturprofil von -30-150 °C und einer Haltedauer von 30 min	146
Tabelle 11: Gegenüberstellung der Teilentladungen verschiedener Substrattechnologien.....	150

1 Einleitung

1.1 Motivation und Hintergrund

Um den aktuellen Herausforderungen der zunehmenden Erderwärmung durch den Treibhauseffekt, maßgeblich verursacht durch CO_2 -Emissionen des Anthropozäns [1], gerecht zu werden, gilt die Elektrifizierung verschiedener industrieller Bereiche sowie der Ausbau regenerativer Energiequellen als ein Lösungsansatz, um Luftverschmutzungen zu reduzieren. Parallel dazu steigt neben der fortschreitenden Informations- sowie Kommunikationstechnologie der Strombedarf [2] der nach wie vor zunehmenden Weltbevölkerung [3]. Unter diesen aktuellen und künftigen Voraussetzungen nimmt Leistungselektronik in Form von sogenannten Stromrichtern (Umformen elektrischer Energie) im Hintergrund verschiedenster Technologien der Elektrotechnik einen entscheidenden Stellenwert ein. Typische umsatzstarke Branchen sowie Treiber für Leistungselektronik sind:

- Energietechnik (Windkraft, Solar)
- Elektromobilität
- Antriebe und Prozesstechnik
- Bahntechnik.

Der weltweite Markt für SiC (Siliziumcarbid)-Leistungsmodule betrug 2015 ca. 541 Millionen Dollar bei einem geschätzten jährlichen Marktwachstum von ca. 30 % bis zum Jahr 2025 auf 2,562 Milliarden Dollar [4]. Einhergehend mit einer steigenden Nachfrage nach flexiblen und produktspezifisch angepassten Lösungen leistungselektronischer Schaltungsträgerherstellung entwickelt sich eine stetige Leistungssteigerung elektronischer und elektrotechnischer Komponenten, um die Leistungsdichte zu erhöhen sowie dem steigenden Strombedarf Rechnung tragen zu können. Wide-Band-gap-Halbleiter (WBG-Halbleiter) wie SiC, GaN (Galliumnitrid) und künftig gar kohlenstoffbasierte (Graphen) [5] sowie topologische Materialien [6] [7] befähigen durch überlegene Materialeigenschaften wie der erhöhten Bandlücke, Durchschlagfestigkeit, Elektronendriftgeschwindigkeit sowie Wärmeleitfähigkeit [8] die Herstellung leistungstärkerer Einheiten/Module. Durch die Verwendung von WBG-Halbleitern können zusätzlich durch geringere Schaltverluste in gleichem Spannungsbereich (800 V) und einer Schaltfrequenz von 10 kHz im Vergleich zu Si-Halbleitern Leistungsverluste um ca. 50-56 % minimiert werden [9]. Die größere Bandlücke er-

möglichst deutlich höhere Betriebstemperaturen, was in einer einhergehenden Herausforderung der erhöhten Temperatur- sowie Wärmeentstehung im Bereich von ca. 2 % [10] der umgesetzten Energie resultiert. Anhand neuartiger Substrattechnologien besteht der Anspruch neuen Integrationsmöglichkeiten aktiver Bauelemente zu begegnen sowie die Aufbau- und Verbindungstechnik (AVT) diesbezüglich anzupassen. Um die flexible und anwendungsspezifische Herstellung leistungselektronischer Module bestmöglich adressieren zu können, ist der Einsatz generativer, im Gegensatz zu subtraktiven Verfahren, eine hervorragende Alternative. Gerade im Bereich mechanisch beanspruchbarer Komponenten sowie strömungsmechanischen Bauteilen hat sich das Verfahren des Laser Powder Bed Fusions (LPBF) etabliert [11]. Darüber hinaus weisen konventionelle Substrattechnologien, wie beispielsweise das DCB (Direct Copper Bonded)- und AMB (Active Metal Brazing)-Verfahren sowie die Dickschichttechnik (TPC, Thick Printed Copper), aufwändige (lange Prozessketten), unflexible (erforderliche Verwendung von Maskierungen und Schablonen) sowie kosten- und energieintensive Herstellungsverfahren auf, siehe Abschnitt 2.2. Um eine allmähliche Anwendung additiver Verfahren in der Elektronikindustrie bemüht sich derzeit die Branche der gedruckten Elektronik, wobei für leistungselektronische Anwendungen massiv und dick auftragende Metallisierungstechniken notwendig sind. Hier stellt das LPBF ein technologisch sinnvolles Verfahren dar. Um jedoch den industriellen qualitativen Anforderungen der Substrattechnik gerecht werden zu können, werden folgende Kernthemen in vorliegender Arbeit adressiert:

- Elektrische und mechanische Qualität des hergestellten Kupfers (Cu), der späteren Metallisierung auf dem keramischen Substrat
- Möglichkeit der Herstellung eines Verbundwerkstoffes zweier Materialien unterschiedlicher Werkstoffgruppen im Verfahren des LPBF sowie Eruiere des Haftmechanismus zwischen Metallisierung und keramischem Substrat
- Elektrische und mechanische Qualität des Verbundwerkstoffes
- Umwelt- sowie Langzeitstabilität des Verbundwerkstoffes

1.2 Zielsetzung und Vorgehensweise

Die Zielsetzung vorliegender Arbeit liegt darin, ein prozessseitiges sowie materialographisches Verständnis der Laserbehandlung und Verbindung von Kupfer mit Aluminiumoxid (Al_2O_3) zu erlangen. Um dieses Ziel zu er-

reichen, werden mit vorgelagerten Maschinenoptimierungen anhand statistischer Versuchspläne (Design of Experiment, DoE) verschiedene Laserparameterkombinationen anhand unterschiedlicher Zielgrößen qualifiziert. Da derzeit die Verarbeitung von Kupfer im Verfahren des LPBF noch Gegenstand der Forschung ist, gliedert sich der Aufbau der Arbeit, neben der Erläuterung des Standes der Technik und Forschung mit einhergehenden physikalischen Prinzipien sowie einer Vorstellung der verwendeten Anlagentechnik und Materialien (Kapitel 2 und Kapitel 3), in zwei folgende Hauptgruppen:

- LPBF von Kupfer ohne keramisches Substratmaterial (Kapitel 4). Zielgrößen: Dichte, elektrische Leitfähigkeit, Wärmeleitfähigkeit und maximale Zugfestigkeit
- LPBF auf Aluminiumoxid (Kapitel 5). Zielgrößen: maximaler Abtrag sowie Erhöhung von Al_2O_3 bei der Wechselwirkung mit Laserstrahlung im Dauerstrichbetrieb, Dichte, Haftfestigkeit, elektrische Leitfähigkeit, Temperaturwechselbeständigkeit sowie Teilentladungsfestigkeit der Metallisierung/des Verbundwerkstoffes

Aufgrund der Fülle zu qualifizierender Werkstoff- und Produkteigenschaften sowie diverser möglicher Laserparameter mit signifikanten Einflüssen auf das Ergebnis und entsprechend der Qualität der Proben werden in beiden Hauptgruppen Zielgrößen definiert, welche als Grundvoraussetzung maximiert werden, um bei weiteren Zielgrößen bestmögliche Ergebnisse erreichen zu können. In der Hauptgruppe des LPBF von Kupfer ohne keramisches Substratmaterial gilt ein maximaler Wert der Dichte als Ausgangspunkt für die Qualifizierung weiterer Eigenschaften. Die Hauptgruppe des LPBF auf Aluminiumoxid beinhaltet die Dichte sowie Haftfestigkeit der Metallisierung als primäre Zielgrößen. Um diese bestmöglich untersuchen zu können, werden neben einer Anpassung der Anlagentechnik (Kapitel 3) in den jeweiligen Unterkapiteln verschiedene Einflussfaktoren der Lasermaterialbearbeitung näher beleuchtet und daraus resultierend geeignete Prozessfenster identifiziert. Anschließend werden die sekundären Zielgrößen mittels gängiger Prüfmethoden quantifiziert/qualifiziert und ggf. mit dem bisherigen Stand der Forschung oder industriellen Anforderungen in Relation gesetzt. Eine graphische Zusammenfassung der Vorgehensweise ist in Bild 1 dargestellt.

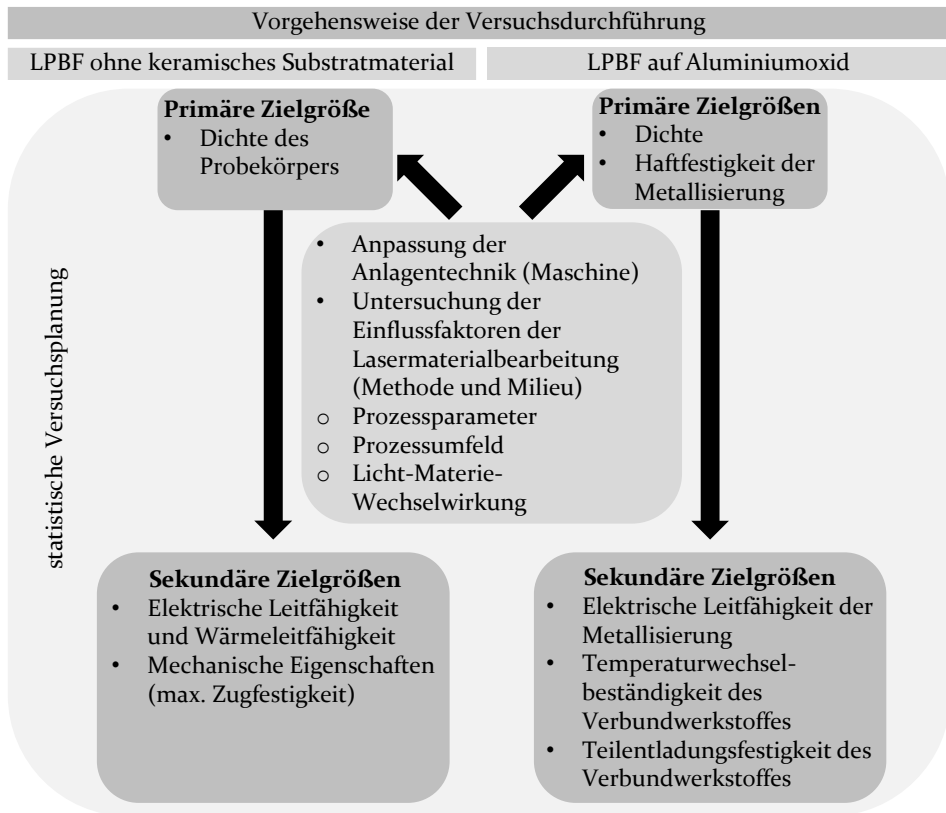


Bild 1: Graphische Zusammenfassung der Vorgehensweise der Versuchsdurchführung

2 Stand der Technik und Forschung

In den nachfolgenden Kapiteln wird neben einer kurzen Einführung in den konventionellen Aufbau eines Leistungsmoduls zunächst der aktuelle Stand der Technik der konventionellen Schaltungsträgerherstellung für die Leistungselektronik dargestellt. Darauf folgt die Erläuterung des Standes der Forschung neuartiger additiver Verfahren, bevor das Verfahren des LPBF, oftmals auch Selective Laser Melting (SLM) genannt, mit entsprechenden Grundlagen im Hinblick auf die Laserbearbeitung von Metallen sowie Keramiken detailliert beschrieben wird.

2.1 Aufbau leistungselektronischer Module

Die Wandlung elektrischer Energie erfolgt heutzutage fast ausschließlich unter der Verwendung von Leistungselektronik. Sogenannte Stromrichter mit beispielhaften Untergruppen der Wechselrichter, Gleichrichter und Umrichter kommen hier zum Einsatz. Eine Kombination des Leistungsteils mit einem Informations- bzw. Steuerungsteil bildet ein leistungselektronisches Modul. Steuernde und schaltende Funktionen werden durch die Anwendung von speziell dotierten Halbleiterelementen wie beispielsweise Dioden, IGBT (Insulated-Gate Bipolar Transistor), MOSFET (Metalloxide-Semiconductor Field-Effect Transistor) und Thyristoren durchgeführt. Ein klassischer Aufbau eines leistungselektronischen Moduls ist in Bild 2 dargestellt.

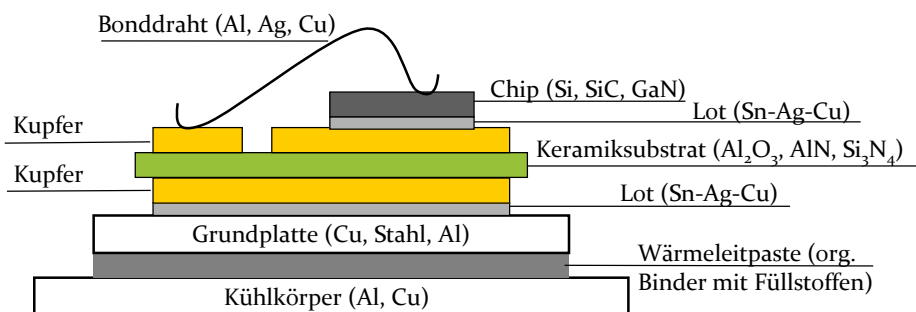


Bild 2: Schematische Darstellung eines konventionellen Aufbaus eines Leistungsmoduls, in Anlehnung an [12]

Der keramische Schaltungsträger, welcher nach dem aktuellen Stand der Technik vorwiegend beidseitig mit Kupfer oder auch seltener mit Aluminium metallisiert ist, hat maßgeblich folgende Funktionen:

- Mechanische Fixierung der Bauelemente
- Elektrische Stromführung
- Elektrische Isolation zur Grundplatte oder Kühlkörper
- Effektive Wärmeabfuhr

Durch die sich ständig erhöhende Leistungsdichte im Leistungsmodul bei möglichst minimiertem räumlichem Platzbedarf steigen die Betriebstemperaturen innerhalb des Moduls aufgrund auftretender Verluste, trotz eines Wirkungsgrades der Module von ca. 98 % [10], auf Werte im Bereich zwischen 100-150 °C, vereinzelt sogar 200 °C. Bei der Verwendung von WBG-Halbleitern sind wegen der größeren Bandlücke bei gleichen intrinsischen Ladungsdichten (erreicht durch Dotierung), wie bei beispielsweise Si oder Ge (Germanium), deutlich höhere Betriebstemperaturen möglich. Freie Ladungsträger können aufgrund der erhöhten Bandlücke von 3,25 eV bei SiC (4H) im Vergleich zu 1,1 eV bei Si aufgrund der erhöhten Temperaturen und der damit einhergehenden zusätzlichen Energiezufuhr nicht ins Leitungsband gelangen [13]. Die Aufbau- und Verbindungstechnik sowie die Substrattechnologien müssen dadurch weitere Merkmale/Anforderungen, wie folgt, erfüllen können:

- Hohe Wärmeleitfähigkeit und Temperaturbeständigkeit der verwendeten Materialien und Technologien zur effektiven Wärmeabfuhr sowie Einsatz bei erhöhter Betriebstemperatur
- Hohe Temperaturwechselbeständigkeit durch auftretende extreme Temperaturgradienten und unterschiedliche Temperatúrausdehnungskoeffizienten (Coefficient of Thermal Expansion, CTE) der verwendeten Materialien

Dementsprechend bestehen große Herausforderungen der Aufbau- und Verbindungstechnik im Bereich des thermischen Managements, welche durch verschiedene Materialkombinationen (Isolator, elektrischer Leiter, Halbleiter) verstärkt werden. Forschungsseitig gilt es somit die Summe aller thermischen Widerstände R_{th} zu reduzieren, wobei folgender Zusammenhang mit ΔT als Temperaturunterschied vor und nach dem Material, P_V als Verlustleistung, d dem Durchmesser und A dem Querschnitt sowie k der Wärmeleitfähigkeit des Materials, gilt:

$$R_{th} = \frac{\Delta T}{P_V} = \frac{d}{k * A} \quad (1)$$

[13]. Ein weiterer maßgeblich beschränkender Faktor bei Leistungsmodulen ist die Kombination verschiedener Materialien und deren Auswirkung auf die geometrischen Veränderungen bei thermischer Belastung. Eine möglichst genaue Anpassung der thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Materialien ist hierbei von Vorteil, um mechanische Spannungen zu reduzieren.

2.2 Konventionelle Verfahren zur Schaltungsträgerherstellung in der Leistungselektronik

Die industriell weit verbreiteten Technologien der Schaltungsträgerherstellung für Hochstromanwendungen sind das DCB-, AMB- und das TPC-Verfahren. Alle Herstellungsverfahren unterscheiden sich in ihrem Ablauf sowie in den spezifischen Anwendungsbereichen bei gleicher grundlegender Funktion. Für Nischenanwendungen werden auch die Verfahren der Low Temperature Cofired Ceramic (LTCC) und High Temperature Cofired Ceramic (HTCC), mit der Möglichkeit der mehrlagigen Herstellung der Schaltungsträger verwendet [14]. Alle Verfahren eint die Verwendung keramischer Substratmaterialien als Dielektrikum mit folgenden Vorteilen:

- Hohe Wärmeleitfähigkeit
- Geringer thermischer Ausdehnungskoeffizient, CTE, ähnlich dem von Silizium
- Hohes elektrisches Isolationsvermögen (Durchschlagfestigkeit)
- Geringe elektrische Kapazität

[15]. Genaue Werte der jeweiligen Werkstoffeigenschaften können Tabelle 1 entnommen werden.

2.2.1 Direct Copper Bonded (DCB)

Das Direct Copper Bonding, kurz DCB, ist ein Direct-Bonding-Verfahren unter Einsatz von Kupfer. Unter dem Begriff Direct Bonding werden bei Kupfer teils auch andere Verfahren, wie das Thermokompressionschweißen (Thermocompression Bonding, TCB), verstanden, bei welchem hohe Temperaturen und Druck gleichzeitig aufgebracht werden. [16] [17] Das direkte Bonden/Direct Bonding erhält seinen Namen durch die Abwesenheit von Zwischenschichten zwischen Keramik und Metall. Übergangsschichten wie Metalloxidbrücken bzw. Sauerstoffbrücken, werden jedoch nicht ausgeschlossen. Erste Untersuchungen hierzu hat das Unternehmen

General Electric unternommen und das Verfahren mit dem Titel „Direct Bonding of Metals with a Metal-Gas Eutectic“ 1973 patentiert [18] und 1975 erstmalig veröffentlicht [19]. Bild 3 zeigt den DCB-Prozess anhand einer schematischen Darstellung.

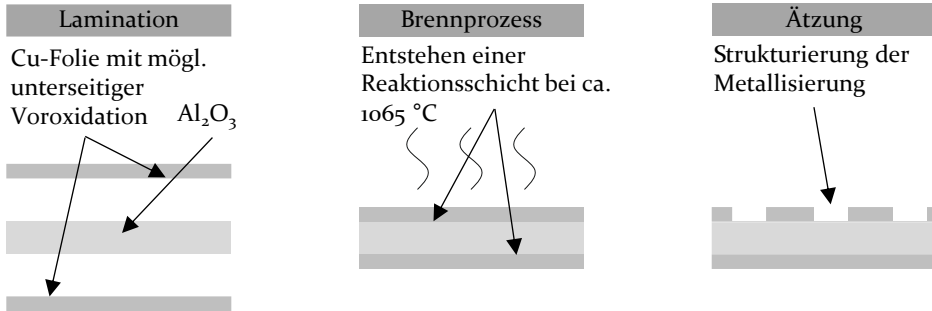


Bild 3: Schematische Darstellung des DCB-Verfahrens, in Anlehnung an [14]

Das Verfahren des eutektischen Bondens kann grundsätzlich für verschiedenste Materialkombinationen angewandt werden, siehe [14] [19]. Es basiert auf einer Schmelzpunktniedrigung eines Metalls durch das Zulegieren eines sekundären Elements wie beispielsweise Sauerstoff, Schwefel und Phosphor. Beim DCB-Prozess werden 0,15-0,65 mm dicke Kupferfolien [15] [20], vor oder während des Vorgangs an ihrer Unterseite oxidiert, in direktem Kontakt mit einer Al_2O_3 -Keramik gebracht und in einem Brennprozess bei einer Temperatur zwischen 1065°C und 1083°C miteinander gefügt [19]. Aufgebrachte Kupferfolien werden über eine dünne Übergangsschicht mittels Sauerstoffbrücken mit einer Keramik verbunden, indem sich ein Eutektikum aus Kupfer und Cu_2O vor Ort unterhalb des Kupferschmelzpunktes bildet. [21] Das vollständige Aufschmelzen des Metalls wird durch das Gas-Eutektikum-Verfahren vermieden, da der Brennprozess im Bereich der geringeren Schmelztemperatur des entstehenden Eutektikums abläuft. Hierzu wird Sauerstoff benötigt, welcher in Form von Voroxidation oder während des Verfahrens mit einer sauerstoff-angereicherten Inertgas Mischung oder unter Anwendung eines entsprechenden Sauerstoffpartialdrucks präsent sein kann. Wie auch aus dem Phasendiagramm in Bild 4 ersichtlich, wird zum Erreichen des Kupfer-Sauerstoff-Eutektikums ein Sauerstoffgehalt von 0,39 wt.-% und eine Temperatur von mindestens 1065°C benötigt. Das Eutektikum liegt damit 18°C unter dem Schmelzpunkt des Kupfers. Durch Erhitzung bilden sich die Kupferoxide Cu_2O und CuO auf der Oberfläche des Kupfers. Bei 1065°C beträgt die Löslichkeit des Sauerstoffs in Kupfer lediglich 0,39 wt.-%.

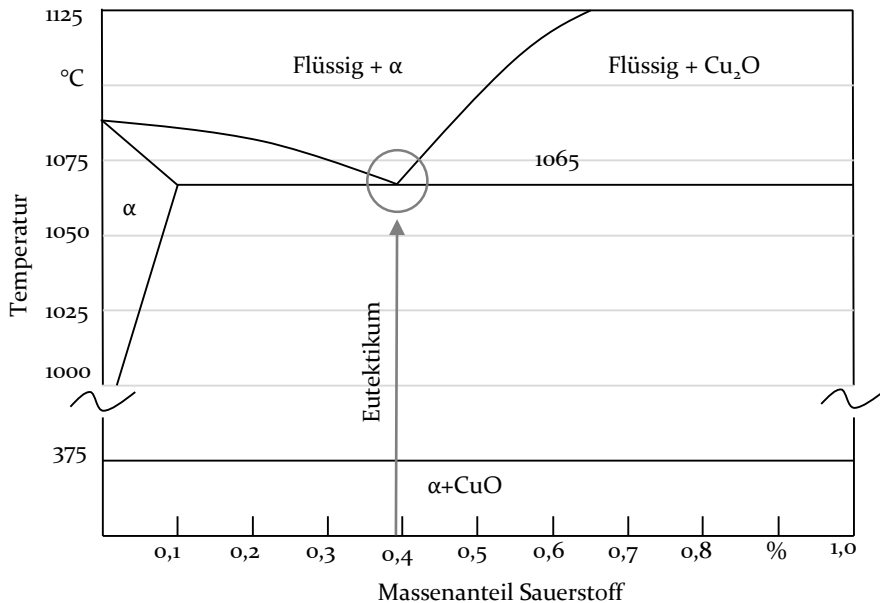


Bild 4: Ausschnitt des binären Cu-O-Phasendiagramms mit Eutektikum, in Anlehnung an [22]

Daher bildet sich zuerst in einer energetisch vorteilhaften Reaktion Cu_2O und im Anschluss CuO . Oberhalb von 1065°C bildet sich daraufhin eine eutektische Schmelze im Cu-O-System. [23] [19] [24] [25] Das Eutektikum hat somit eine Zusammensetzung von 95,32 % Cu und 4,68 % Cu_2O . Die Benetzung erfolgt durch eine Herabsetzung der Grenzflächenenergie und damit des Kontaktwinkels (Ermittlung anhand der Youngschen Gleichung) durch den geringen Sauerstoffanteil. Wird beim Abkühlen die eutektische Temperatur von 1065°C unterschritten, trennen sich die Phasen wieder in Cu und Cu_2O . [26] [25] Es wird beobachtet, dass sich die Kupferaluminatate CuAlO_2 , ein Delafossit und CuAl_2O_4 , ein Spinell, im Übergang bilden. [19] [27] [28] [29] Es handelt sich dabei um sogenannte polykristalline Zwischenschichten. Derartige Mischoxide entstehen durch die Reaktion eines Metalloxids mit der Keramik bei hohen Temperaturen. In der Literatur werden diverse unterschiedliche Reaktionsmöglichkeiten postuliert, um letztendlich die verbreitet detektierten Reaktionsschichten, bestehend aus CuAlO_2 und CuAl_2O_4 , zu erhalten. Bei 1075°C reagieren Al_2O_3 und Cu_2O zu CuAlO_2 . Bei höheren Sauerstoffkonzentrationen kann daraufhin CuAl_2O_4 gebildet werden. Die Bildung von CuAlO_2 und CuAl_2O_4 wird demnach durch die Sauerstofffreisetzung infolge der CuO-Reduktion ermöglicht. Neben Aluminiumoxid kann auch Aluminiumnitrid (AlN) sowie Beryllumoxid (BeO) als Grundwerkstoff für das Verfahren dienen. Diese sind

kommerziell als DCB-Substrat erhältlich. Der Ablauf beim eutektischen Bonden von Aluminiumnitrid erfolgt grundsätzlich analog zu Aluminiumoxid. Allerdings kommt es hier zuerst zur Bildung einer dünnen, oberflächlichen Schicht von Al_2O_3 durch Reaktion von AlN mit Cu_2O . Auf dieser Aluminiumoxidschicht erfolgt dann der Bondprozess identisch zu einer regulären Aluminiumoxid-Keramik. [14] [30]

Im Hinblick auf ein wichtiges Qualitätsmerkmal von leistungselektronischen Substraten, nämlich der Temperaturwechselbeständigkeit (TWB), können bereits erste Schwachstellen der DCB-Technologie identifiziert werden. Durch die unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der beiden Materialien Al_2O_3 (6,8 ppm/K [31]) und Kupfer (17,0 ppm/K [32]) entstehen nach dem Ausbilden der Reaktionsschicht zwischen beiden Materialien beim Abkühlen Spannungen, welche im Materialverbund dauerhaft präsent sind. Diese Spannungen erhöhen sich mit zunehmender Dicke der Kupferlamination. Entsprechend sind Muschelbrüche sowie Delaminationserscheinungen bei Temperaturwechselprüfungen ein häufiges Schaubild. In [33] werden beispielsweise bei einer Laminationsdicke von 0,6 mm maximal 80 Zyklen, bei einem Temperaturhub von 150 °C (-40-110 °C) und einer Zyklusdauer von 35 min bei Al_2O_3 -DCBs erreicht. In anderen Untersuchungen werden mit 90-140 Zyklen bis zum Ausfall der Al_2O_3 -DCB bei einem Temperaturhub von 210 °C (-30-180 °C) und einer Zyklusdauer von 30 min, jedoch bei einer Laminationsdicke von 0,3 mm, ähnliche Ergebnisse erzielt. Weiterhin wird die maßgebliche Verbesserung der Temperaturwechselbeständigkeit von DCBs durch die Implementierung sogenannter Dimples (kleinen spannungsreduzierenden Aussparungen an den Kanten der Cu-Metallisierung) betont. AlN -DCBs zeigen in den Untersuchungen noch geringere Temperaturwechselbeständigkeiten von maximal 40 Zyklen. [34] In [14] wird der CTE auf der Kupferoberfläche bei einer Laminationsdicke von 0,3 mm auf Al_2O_3 von 7,2-7,4 ppm/K angegeben. Dies entspricht einer Anpassung an den CTE von Silizium mit ca. 2,5-4,2 ppm/K und stellt somit einen großen Vorteil im Hinblick auf die thermischen Spannungen zwischen Halbleiter und Substrat dar. In Anbetracht des realen CTEs von Kupfer verdeutlicht dies jedoch die hohen Spannungen im DCB-Materialverbund (ca. 50 % geringere messbare Ausdehnung des Kupfers). Aufgrund der schlechten Verformbarkeit und Anpassung der Keramik an den CTE des Kupfers sind entsprechend dünne Kupferlaminationen hinsichtlich der Temperaturwechselbeständigkeit zu bevorzugen [35]. Dies hat zur Folge, dass nur Laminationen bis ca. 0,65 mm (bei grundsätzlich beidseitiger Cu-Lamination der Keramik, um Warpage-Effekten entgegen zu wirken) industriell eingesetzt

werden können. Anhang 2 zeigt eine Prozessdatenmatrix des DCB-Verfahrens aus verschiedenen Veröffentlichungen mit entsprechend angewandten Parameterkombinationen, Qualitätsmerkmalen sowie entstehenden Reaktionsschichten.

2.2.2 Active Metal Brazing (AMB)

Beim Prozess des Active-Metal-Brazings wird die Haftung der Metallisierung auf dem keramischen Substrat wie beim DCB-Verfahren durch chemische Bindungen erreicht. Jedoch werden hier die aufgrund der vorliegenden ionischen-/kovalenten Bindungen schwer mit Metallen benetzbaren keramischen Substrate anhand von Legierungszusammensetzungen mit aktiven Bestandteilen, früher oft im Refraktärmetallbereich, beschichtet [36]. Hierbei wird zwischen indirektem und direktem Brazing unterschieden [37]. Die Metallisierung beim indirekten Brazing wird zunächst mit einer Kombination von hochschmelzenden Metallen, wie Molybdän (Mo) oder Tantal (Ta), Manganoxid, einer Glasphase, Bindemittel und Lösemittel (bekannt als Moly-Manganese-Process) durchgeführt [38]. Aufgrund der nötigen sehr hohen Temperaturen, der schwierigen Kontrollierbarkeit des Prozesses und der hohen Kosten werden heutzutage Legierungen mit aktiven Elementen, hauptsächlich Titan (Ti) und Elementen aus der Titangruppe, verwendet. Beim indirekten Brazing wird die keramische Oberfläche mittels PVD, CVD, Sputtern oder vergleichbaren Verfahren metallisiert. Der nachträgliche metallische Fügeprozess erfolgt mit herkömmlichen Lötmaterialien [37] (Legierungselemente wie beispielsweise Silber (Ag), Kupfer, Aluminium und weiteren [38] [39] [40]). Beim direkten Brazing hingegen reagieren die zum konventionellen Lot legierten aktiven Elemente der Titangruppe mit der Keramik, woraus eine Reaktionsschicht mit metallischem Charakter (Mischoxidschicht) und hervorragender Benetzbarkeit auf keramischem Substrat gebildet wird. Das Verfahren des direkten Brazings ist in Bild 5 dargestellt. Wegen der chemisch veränderten Oberflächenstruktur der Keramik durch das Aktivlot wird die Oberflächenspannung und entsprechend die Grenzflächenenergie herabgesetzt, wodurch die Reaktionsschicht für das metallische, schmelzflüssige Lot benetzbar wird. Gewöhnlich werden Titan-Bestandteile von 2 – 10 wt.-% angewandt, um hohe Scherkräfte von 42 MPa [41] bis zu 180 MPa [42] zu erreichen. Durch das Zulegieren von Titan entstehen beim Brazing von Al_2O_3 -Keramiken, je nach Titanaktivität, verschiedene Magneli-Phasen wie Ti_3O_5 , Ti_4O_7 , TiO_2 [38] sowie $\text{Ti}_3\text{Al}[\text{O}]$ -Phasen [43]. Die Möglichkeit des Brazings von Nitridkeramiken, wie z.B. Si_3N_4 (Siliziumnitrid) [44] oder AlN ,

wird unter anderem in [45] untersucht, mit dem Ergebnis, dass das Benetzungsverhalten deutlich verbessert wird.

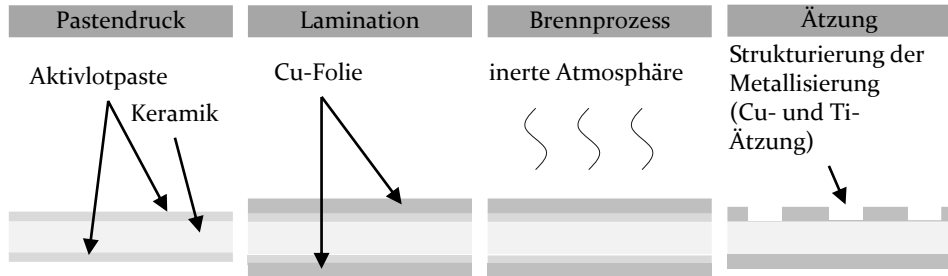


Bild 5: Schematische Darstellung des AMB-Verfahrens

Beim Aktivlöten von Nichtoxidkeramiken kommt es zur Ausbildung anderer Reaktionsprodukte. So sorgt Titan durch die Bildung von TiC mit Kohlenstoff und TiN bei Nitridkeramiken für eine Benetzbarkeit. [38] Die Einbringung der thermischen Energie erfolgt meist über Brennprozesse in Öfen, kann jedoch auch mittels Laser an der Fugestelle erfolgen, was eine deutlich flexiblere Variante darstellt [46]. Rohde et al. fügen mittels CO₂-Laser zwei Stahlsorten (100Cr6 und CK45) unter Verwendung einer Brazing-Folie (CB4, Ag70,5Cu26,5Ti3) des Herstellers SAXONIA mit Al₂O₃. Hier werden beide Fügepartner anhand einer Stoßanrichtung mit der Brazing-Folie dazwischen angeordnet. Der fokussierte und gezielte Lasereintrag auf die Folie schmilzt diese unter atmosphärischen Bedingungen auf, wodurch nach der Abkühlungsphase eine stoffschlüssige Verbindung entsteht. Diese kann eine Biegefestigkeit von bis zu ca. 80 MPa, ermittelt mittels Vier-Punkt-Biegeversuch, erreichen. [47] Eine derartige Stoßanordnung der Fügepartner während des Laserprozesses wird in den meisten Publikationen bei vergleichbaren Laser-Brazing-Untersuchungen angewandt [47] [48] [49]. Bei einem vergleichbaren Messaufbau wie Rohde et al. erreichen Börner et al. mittels Dioden-Laser und einer emittierenden Wellenlänge von 808-1010 nm Al₂O₃-Al₂O₃-Verbindungen mit einer Biegefestigkeit von bis zu 158 MPa (Vier-Punkt-Biegeversuch), unter Verwendung eines Glas-Füllmaterials [48]. Südmeyer et al. fügen in ihren Untersuchungen SiC-Nichtoxidkeramiken mittels CO₂-Laserstrahlung mit Stahl (1.1191, C45E). Als Verbindungsmedium werden hier verschiedene Zusammensetzungen von SnAgTi-Legierungen verwendet. Das Aufschmelzen des Verbindungsmediums erfolgt durch wiederholtes Verfahren der Laserstrahlung über das Stahlsubstrat, wobei die Fügepartner über einen definierten Anpressdruck in Kontakt gebracht werden. Scherwerte von bis zu 20 MPa und 24,5 MPa können ohne und mit laserbasierter Vorbehandlung

der SiC-Keramik (Erhöhung der Rauheit) erreicht werden [50]. Held et al. schmelzen beispielsweise mittels NIR (near infrared)-Laserstrahlung und Stickstoff-Prozessgas vorgefertigte Bronze ($\text{Cu}_{89}\text{Sn}_{11}$) Preforms, zugeführt über eine mit dem Laser verfahrbare Düse, auf mit Silber metallisierten LTCCs. Durch den direkten Metall-Metall-Kontakt sind hier keine aktiven Legierungsbestandteile notwendig. [51].

Die Vorteile der AMB-Technologie im Vergleich zu den weit verbreiteten DCB-Substraten sind in erster Linie die erhöhten mechanischen Eigenschaften bei verwendeten Si_3N_4 -Keramiken (siehe Tabelle 1). Diese spiegeln sich maßgeblich in der Temperaturwechselbeständigkeit wider. Cu-Laminationen mit 0,17 mm, gefügt im AMB-Verfahren des Herstellers CURAMIK, delaminieren erst nach 600 Zyklen bei einem Temperaturprofil von -55-250 °C und einer Zyklusdauer von 60 min, wobei vergleichbare Al_2O_3 -DCBs bereits bei weniger als 100 Zyklen Delaminationserscheinungen vorweisen [52]. In [53] und [54] werden bei Si_3N_4 -AMBs sogar Zyklenzahlen über 1000 bei einem Temperaturprofil von -40-240 °C, jedoch mit deutlicher Erhöhung der Rauheit der Cu-Layer, erzielt. Ein weiterer Vorteil von AMB-Substraten gegenüber DCB-Substraten ist die Möglichkeit der Verwendung von dickeren Cu-Laminaten (bis zu 0,8 mm, [31]) ohne Warpage-Erscheinungen, was extreme Hochstromanwendungen ermöglicht. Auch die Teilentladungsfestigkeit ist im Bereich von >4 kV aufgrund der gleichmäßigen und lückenlosen Benetzung der Keramik durch das Aktivlot im Vergleich zu DCBs gewährleistet [14]. Nachteilig kann jedoch der erhöhte Preis der AMB-Substrate durch die Verwendung teurerer Keramiken sowie des kostenintensiveren Prozesses nebst erhöhtem Ätzaufwand genannt werden. Anhang 3 zeigt eine Prozessdatenmatrix des AMB-Verfahrens aus verschiedenen Veröffentlichungen mit entsprechend angewandten Parameterkombinationen, Qualitätsmerkmalen sowie entstehenden Reaktionsschichten.

2.2.3 Dickschichttechnik

Mit der Dickschicht- oder Dickfilmtechnik werden, im Unterschied zur Dünnschichttechnik, Schichten mit mehr als 5 µm Dicke erzeugt und alternativ zu DCB- sowie AMB-Substraten eingesetzt. Das Verfahren wird besonders aufgrund der hohen thermischen und mechanischen Belastbarkeit der Substrate gewählt und hat eine große Bedeutung bei der Fertigung von Low Temperature Cofired Ceramics. Beim LTCC-Verfahren wird die Dickschichtpaste in der Regel in Druckverfahren wie Sieb- und Schablonen-

druck auf das Substrat appliziert und in mehreren Arbeits- und Brennschritten, abhängig von der Anzahl der Ebenen, verarbeitet. Mit der Dickschichttechnik lassen sich neben Leitern auch Kondensatoren, Widerstände und durch die Integration von SMD (Surface-Mount Device)-Bauteilen Hybridschaltungen realisieren. [55] An eine Dickschichtpaste werden hohe Anforderungen gestellt, da sie neben der Funktion des elektrischen Leiters auch eine Haftfestigkeit von mehr als 10 N/mm^2 aufweisen soll. Die Paste selbst besteht aus mehreren verschiedenen Bestandteilen. Neben dem Metallpulver, einem Edelmetall wie Kupfer, Gold (Au), Silber, Platin (Pt) oder Palladium (Pd) und Mischungen daraus finden sich darin auch Glasfritte, organische Binder, Lösungsmittel und ein Thixotropiemittel. [14] In der Dickfilmtechnik wird vor allem Al_2O_3 , aber auch AlN sowie Siliziumcarbid eingesetzt. [55] Der gesamte Brennprozess besteht aus Trocknen, Ausbrennen, Einbrennen und Abkühlen, wobei zumindest in der Trocknungs- und Einbrennphase eine Inertgasatmosphäre nötig ist. In der Trocknungsphase wird das Lösungsmittel durch Verdampfen ausgetrieben. Die Dauer und Temperatur hierfür sind pastenabhängig und liegen bei rund 5 – 15 Minuten unter 80 bis 150°C . Beim Ausbrennen müssen organische Rückstände von Lösungs- und Druckmitteln entfernt werden. Beim Einbrennen selbst werden die Metallpartikel im Bereich von 500 bis 1100°C gesintert und die Glasfritte wird in eine stabile Glasmatrix umgewandelt. Der Prozess wird in der Regel bei einer Haltezeit von 5 bis 15 Minuten bei der jeweiligen Brenntemperatur mit einer dabei entstehenden Bindung basierend auf chemischer Adhäsion sowie mechanischer Haftung durch Eindringen der Glasschmelze in halbporöse Strukturen der Keramik durchgeführt. In der Abkühlphase werden durch eine entsprechend gewählte Abkühlrate Eigenspannungen abgebaut und eine Oxidation vermieden. [14]

Die Vorteile der Dickschichttechnologie liegen maßgeblich in der Eliminierung von nachfolgenden Ätz- sowie Waschprozessen aufgrund der selektiven Metallisierung anhand von Schablonen sowie Sieben. Weiterhin sind durch die Verbindung der entstehenden Glasphase mit der Keramik hohe Temperaturwechselbeständigkeiten von über 2000 Zyklen bei einer Verwendung von Al_2O_3 -Keramiken und ca. 1800 Zyklen mit AlN bei einem Temperaturprofil von -40 - 150°C und einer Zyklusdauer von 15 min erreichbar [56]. Ein erheblicher Nachteil ist jedoch die deutlich reduzierte elektrische Leitfähigkeit derartiger TPC-Strukturen im Vergleich zu reinem Kupfer von ca. 33 MS/m bei einer Brenntemperatur von 1000°C unter Stickstoffatmosphäre [S1].

2.2.4 Zusammenfassung konventionelle Substrattechnologien

Im Folgenden werden die für elektronische Anwendungen relevanten Eigenschaften der vorgestellten Technologien, DCB, AMB und Dick-schichttechnik qualitativ tabellarisch dargestellt und verglichen.

Tabelle 1: Eigenschaften ausgewählter leistungselektronischer Substrattechnologien

Substrattechnologie	Al ₂ O ₃ -DCB	Al ₂ O ₃ -TPC	AlN-DCB	AlN-AMB	Si ₃ N ₄ -AMB
Thermischer Ausdehnungs-koeffizient	6,8 ppm/K [31]	6,8 ppm/K [31]	4,7 ppm/K [31]	4,7 ppm/K [31]	2,5 ppm/K [31]
Wärmeleitfähigkeit	24 W/mK [31]	24 W/mK [31]	170 W/mK [31]	170 W/mK [31]	90 W/mK [31]
Durchschlag-festigkeit	17-30 kV/mm [57]	17-30 kV/mm [57]	>15 kV/mm [58]	>15 kV/mm [58]	19 kV/mm [57]
Biegebruch-festigkeit bei 20 °C	300-470 MPa [57]	300-470 MPa [57]	>320 MPa [58]	>320 MPa [58]	850 MPa [57]
CTE-Unterschied zu Si (2,5-4,2 ppm/K) [59]	94 %	94 %	34 %	34 %	29 %
CTE-Unterschied zu SiC (4,0-5,8 ppm/K) [59]	39 %	39 %	4 %	4 %	49 %
Temperaturwechsel-beständigkeit	(o) [35] [34] [52]	(+) [56]	(-) [34]	(-) [60] [61]	(+) [52] [53] [54]
Anwendungsbereich in der Leistungs-elektronik	Mittlerer bis kleiner Leistungs-bereich	Geringer Leistungs-bereich bei hohen Zuverlässigkeitsanfor-derungen	Mittlerer bis hoher Leistungs-bereich bei hoher ther-mischer Beanspru-chung	Hoher Leistungs-bereich bei hoher ther-mischer Beanspru-chung	Hoher Leistungs-bereich bei hohen Zuver-lässigkeits-anfor-derungen
schlechte Eigenschaften (-) mittlere Eigenschaften (o) sehr gute Eigenschaften (+)					

Entsprechend werden für die verschiedensten Anwendungsbereiche wie Automotive, Energietechnik, Bahnantriebe, Luft- und Raumfahrt und wei-tere angepasste Substrattechnologien entworfen, welche derzeit auch im Kontext der sich allmählich durchsetzenden WBG-Halbleiter und einher-gehender Notwendigkeit leistungsstärkerer Anbindungstechnologien wei-terentwickelt werden. Nachteilig bei den vorgestellten konventionellen Verfahren ist jedoch die Einschränkung, nur horizontal Bauelemente

integrieren zu können. Eine räumliche und vertikale Nutzung der bisherigen Schaltungsträger ist nicht realisierbar, jedoch im Zuge der allgegenwärtigen Steigerung der Leistungsdichte verwendeter Leistungsmodule bei begrenztem Raum durchaus sinnvoll. [P1]

2.3 Additive Fertigungstechnologien zur Schaltungsträgerherstellung für Hochtemperaturanwendungen

Um den subtraktiven Herstellungsverfahren eine ressourcenschonende, flexible Alternative bieten zu können, wird intensiv an additiven Technologien zur Metallisierung von dielektrischen Substraten oder auch Halbleitern geforscht. Nachfolgend werden verschiedene additive Verfahren dargestellt, welche im Bereich der Herstellung leistungselektronischer Schaltungsträger sinnvoll mit entsprechenden Stärken und Schwächen eingesetzt werden können. Anhand der Vielzahl der am Markt verfügbaren unterschiedlichen additiven Verfahren sind entsprechend verschiedenste Kombinationsmöglichkeiten denkbar, um Substrate unterschiedlicher Materialzusammensetzungen zu metallisieren. Aufgezeigter Stand der Forschung bezieht sich ausschließlich auf Metallisierungsmethoden, die bisher auf keramischen Substratmaterialien angewandt werden. Aufgrund des Schwerpunkts vorliegender Dissertation, nämlich der Erforschung eines alternativen additiven Verfahrens zur individuellen und dreidimensionalen Metallisierung hoher Schichtstärken, stehen elektrische Leitfähigkeiten sowie Haftfestigkeiten der Metallisierungsschicht im Hinblick auf Hochstrom-Anwendungen im Vordergrund.

2.3.1 Thermisches Spritzen

Das Thermische Spritzen nach DIN EN ISO 14917 stellt eine Alternative dar, additiv Metallschichten auf Substraten abscheiden zu können. Dieses Verfahren wird vorwiegend im Bereich der Beschichtungsanwendungen (Verschleißschutz- und Funktionsschichten) im Automotive- sowie Luft- und Raumfahrtbereich angewandt [62]. Hier werden maßgeblich metallische Schichten auf metallischen Oberflächen abgeschieden. Auch für elektronische Anwendungen kann dieses Verfahren angewandt werden, indem vorzugsweise Kupfer auf dielektrischen Substraten abgeschieden wird. [62] [63] [64] [65] [66] [P2] [P3] Das Verfahren ist schematisch in Bild 6 dargestellt. Im Prozess des Plasmaspritzens, einem untergeordneten Verfahren

des Thermischen Spritzens, werden in der Regel Metallpartikel in ein Plasmagas befördert und bis zum Auftreffen auf die Substratoberfläche beschleunigt.

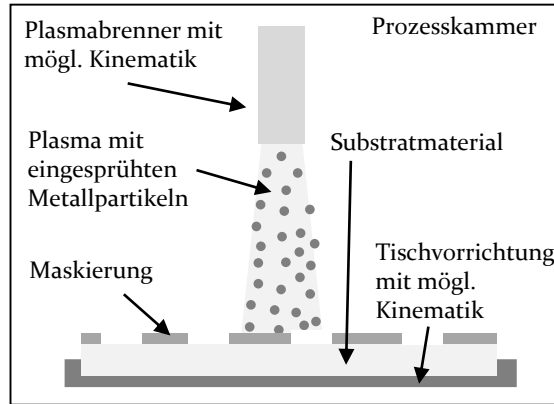


Bild 6: Schematische Darstellung des thermischen Spritzens

Beim Zustand des Plasmas wird zwischen einem Gleichgewichts- und Nichtgleichgewichtsplasma (Niedertemperaturplasma mit nur lokalen thermodynamischen Gleichgewichterscheinungen) unterschieden, wobei nur letzteres mit lokalen Temperaturen von ca. 12.000-15.000 K ingenieurstechnische Relevanz hat [62]. Die Ionisierung des Gases kann anhand von verschiedenen Energieübertragungsverfahren, jedoch meist mit elektrischer Energie erzielt werden. Im Folgenden wird auf Ergebnisse des Thermischen Spritzens im Bereich der Beschichtung von dielektrischen Substraten mit Relevanz für die Leistungselektronik eingegangen.

Schiller et al. [67] beschichten bereits 1980 keramische Komponenten anhand eines Magnetron-Plasmatrons mit verschiedenen Metallen, wie beispielsweise Nickel-Chrom (Ni-Cr), Aluminium, Titan und Kupfer für elektronische Anwendungen mit Haftfestigkeiten von 14-23 MPa. Rong et al. berichten von der Entstehung eines CuAl_2O_4 -Spinells durch das Beschichten von Al_2O_3 mit Kupferpartikeln mittels eines Pulsed High Energy Density Plasmas (PHEDP). Einhergehende Haftfestigkeiten des Metall-Keramik-Verbunds werden nicht genannt. [68]

In [P2] werden Al_2O_3 -Keramiken in einem Plasmaspritzverfahren mit Partikeltemperaturen von 1200-1600 °C bei Vorheiztemperaturen von 245-260 °C während des Prozesses mit Cu metallisiert und thermischen Post-Prozessen bei Temperaturen des Cu_2O -Eutektikums mit 1065 °C unterzogen. Erzielte Haftfestigkeiten, ermittelt mit einer Scherprüfung nach

DIN EN 15340, erreichen ohne thermische Nachbehandlung Werte von maximal 6 MPa, wobei mit thermischer Nachbehandlung Werte von bis zu 22.5 MPa erzielt werden können.

Andere Untersuchungen beim Verfahren des Kaltgasspritzens bei einer resultierenden Gastemperatur von ca. 150 °C [69] erzielen Haftfestigkeiten von ca. 9 MPa der aufgetragenen Metallisierungsschicht und ca. 25 MPa nach einer thermischen Nachbehandlung bei 900 °C (ermittelt durch Schertests). Die Haftfestigkeit wird maßgeblich durch den mechanischen Aufprall und Verkrallung der Partikel (kinetische Energie der Partikel wird in Verformung und Umschließen der mikroskopischen Oberflächenstruktur umgewandelt) auf dem Substrat mit entsprechender Verdichtung erzielt. Die maximale elektrische Leitfähigkeit des aufgetragenen Kupfers beträgt ca. 10 MS/m. [66]

Der große Vorteil des Thermischen Spritzens besteht in der hohen Geschwindigkeit (150-250 mm/s) des Beschichtungsprozesses, welche durch flächiges Auftragen von Material gewährleistet werden kann. Durch das Auftragen mehrerer Lagen können verschiedene Schichtdicken erzielt werden. Nachteilig wirkt sich jedoch die nötige Maskierung der Substrate aufgrund des bestehenden Oversprays aus, um letztendlich ein strukturiertes Leiterbild zu erhalten. Des Weiteren sind nach dem aktuellen Stand der Forschung noch thermische Nachbehandlungen nötig, um in den Bereich der industriell geforderten mechanischen und elektrischen Qualitätsmerkmale vorzudringen. Zusätzlich können räumliche Metallisierungen nicht abgebildet werden, sodass nur horizontale Integrationsmöglichkeiten von elektronischen Bauelementen realisierbar sind.

2.3.2 Gedruckte Elektronik

Der Bereich der gedruckten Elektronik beschäftigt sich maßgeblich mit der additiven Metallisierung von Polymer-Substraten für Anwendungen der Signalverarbeitung/Sensorik, Hochfrequenztechnik, OLEDs (Organic Light Emitting Diode) sowie Solartechnik [70] [71]. Einschlägige Verfahren sind hier der Aerosol-Jet®- und der Inkjet-Druck sowie das Dispensieren (Drop on Demand). Beim Aerosol-Jet®-Druck sind es nieder- bis normalviskose Tinten mit Feststoffpartikelgrößen im Nanobereich von ca. 50 nm, welche durch pneumatische Zerstäubung und einem inerten Trägergas auf das Substrat beschleunigt werden. Durch die Verwendung eines zerstäubten Aerosols sind sehr feine Strukturen von bis zu 10 µm Leiterbahnbreite möglich. Beim Inkjet-Druck werden bei einer minimalen Leiterbahnbreite von 50-150 µm vorwiegend niederviskose Tinten verarbeitet. Das Auftragen

der Paste in Form von Tropfen (Drop on Demand) wird meist anhand eines Piezo-Druckkopfes über die Kontraktion der Piezokeramik ermöglicht. Die Aushärtung der Tinten/Pasten auf den jeweiligen Substraten erfolgt meist in Öfen, kann jedoch auch mittels selektiver photonischer Technologien erfolgen. [69] Die beiden grundsätzlichen Methoden sind in Bild 7 schematisch dargestellt.

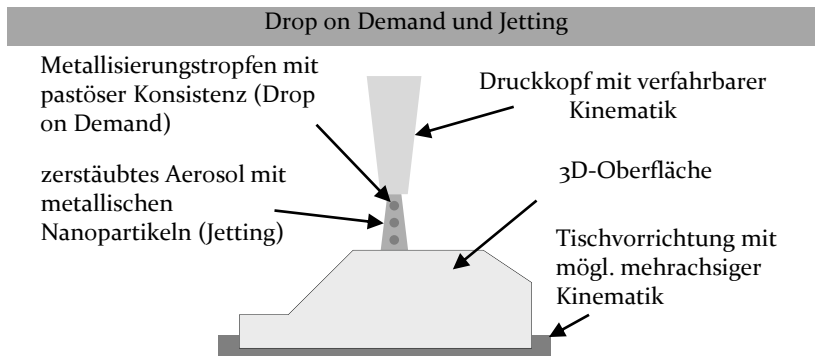


Bild 7: Schematische Darstellung der Druckverfahren Drop on Demand und Jetting

Neben kunststoffbasierten Substraten werden in aktuellen Forschungsaktivitäten auch keramische Werkstoffe anhand vorgestellter Verfahren metallisiert. Chen et al. verarbeiten beispielsweise silberbasierte Tinten auf Al_2O_3 -Substraten mit Hilfe eines Inkjet-Drucks und nachträglicher Verstärkung durch außenstromlose, nasschemische Cu-Abscheidung. Der Inkjet-Druck dient hierbei als Aktivator für die nachfolgende chemische Abscheidung. Eine Prüfung der elektrischen Leitfähigkeit ergibt Werte von ca. 41 MS/m (70 % IACS, International Annealed Copper Standard). Die Ermittlung der Haftfestigkeit der Metallisierung auf dem keramischen Substrat wird anhand eines Tape-Tests durchgeführt, wobei die metallischen Strukturen nicht abgezogen werden können und somit eine exzellente Haftfestigkeit postuliert wird. Als Demonstratoren werden RFID (Radio-Frequency Identification)-Antennen sowie ein Modul mit 5-W-LEDs (Light Emitting Diode) hergestellt. [70]

Stoll et al. untersuchen das Dispensieren von Aktivlotlegierungen auf Al_2O_3 -Keramiken für elektronische Hochtemperaturanwendungen. Durch die Bestätigung der hervorragenden Haftfestigkeiten von Aktivlotzusammensetzungen (siehe Abschnitt 2.2.2) auf keramischen Substraten werden diese unter anderem auf deren elektrische Eigenschaften untersucht. Es werden unter Verwendung der 4-Punkt-Messmethode elektrische Leitfähigkeiten von maximal 10 MS/m (15 % IACS) bei Haftfestigkeiten von ca. 38 MPa, ermittelt durch Schertests, erzielt. [P4] [S1] [S2]

Kirtania et al. bedrucken mit dem Inkjet-Druck-Verfahren ein flexibles keramisches Substrat mit der Bezeichnung Thin E-Strate®, einem Ytterbium-stabilisiertem Zirkoniumoxid (3YSZ) mit einer Dicke von 40 µm, für Anwendungen im Bereich der Sensorik und Hochfrequenztechnik im Hochtemperaturbereich. Maximal erzielte Haftfestigkeiten unter Verwendung einer Silber-Nanopartikelintinte betragen bei einer Sintertemperatur von 300 °C ca. 30 MS/m bei einer für adäquat eingeschätzten Haftfestigkeit nach einem Tape-Test. [72]

Kosmala et al. verwenden verschiedene LTCC-Substrate sowie Al₂O₃ und bedrucken diese mittels Inkjet-Drucks mit einer Silber-Nanopartikelintinte. Auch hier werden maximale elektrische Leitfähigkeiten von ca. 30 MS/m bei einer Sintertemperatur von 350 °C erreicht. [73]

Aufgrund der Möglichkeit der kontaktlosen Verarbeitung von Metallisierungen auf Substraten können anhand der Verfahren der gedruckten Elektronik dreidimensionale, räumliche Schaltungsträger gehandhabt werden. Dies ist ein großer Vorteil im Vergleich zu alternativen Verfahren. Daher sind derartig industriell gefertigte Produkte bereits auf dem Markt erhältlich [74]. Bisherige Anwendungen finden sich auch auf keramischen Substraten im Bereich der Sensorik sowie der Antennen-Technik [75]. Derartig metallisierte keramische Substrate werden vermehrt im Hochtemperaturbereich bei besagten Applikationen angewandt. Geringe elektrische Leitfähigkeiten von maximal 30 MS/m sowie fehlende Untersuchungen im Bereich der Zuverlässigkeit (Temperaturwechselbeständigkeit, Haftfestigkeit) lassen eine Anwendung in der Leistungselektronik bisher nicht zu.

2.3.3 Laserbasierte Metallisierungsmethoden

Der Stand der Forschung bei laserbasierten Metallisierungsmethoden keramischer Substratmaterialien kann grundsätzlich in zwei Kategorien eingeteilt werden:

- Lasergestützte Strukturierung der Substrate mit möglicher nachträglicher nasschemischer Metallisierung (Beschichten aus dem ionisierten Zustand nach DIN 8580)
- Direktes Fügen aufgetragener Metallisierungsschicht(en) mit einem Substratmaterial (Beschichten durch Schweißen sowie Urformen durch Additive Fertigung nach DIN 8580)

Bild 8 zeigt die verschiedenen laserbasierten Metallisierungsmethoden schematisch. Bereits 1986 werden mittels Kr^+ (Krypton)-Laser im UV-Bereich (ultraviolett) ferroelektrische keramische Substratmaterialien bearbeitet, wodurch anhand von Ionisationsvorgängen elektrisch leitende Metallstreifen freigesetzt werden. Mit Laserleistungen im hundert Milliwattbereich und unter Wasserstoffatmosphäre werden elektrische Leitfähigkeiten im Bereich von ca. 1 MS/m erzielt. [76]

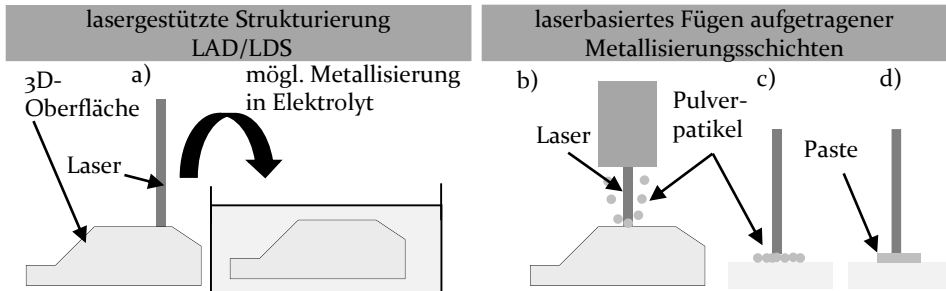


Bild 8: Schematische Darstellung laserbasierter Metallisierungsmethoden mit a) LAD/LDS, b) LMD, c) LPBF und d) laserassistiertes Schmelzen pastöser Metallisierungsschichten

In den 90er Jahren werden erste Keramiken nach einer Laserstrukturierung mittels gepulstem Excimer-Laser in nasschemischen Bädern mit Cu bei Haftfestigkeiten der Metallisierung von maximal 2,75 N/mm im Laser-Assisted Deposition (LAD) Verfahren [77] und Ni [78] metallisiert. In den Folgejahren werden verschiedenste Veröffentlichungen mit unterschiedlichen Keramiken wie Al_2O_3 [79] [80], AlN [81] [82], LTCC [83], sowie mit verschiedenen Elementen dotierte Al_2O_3 -Keramiken [84] [85] publiziert, welche alle mit dem Verfahren der Laseraktivierung des Substrates mit nachträglicher nasschemischer Metallisierung arbeiten. Ein verbreitetes Verfahren stellt hierbei das LDS-Verfahren (Laser Direct Structuring) dar, welches vorrangig bei spritzgegossenen thermoplastischen Materialien, sogenannten MIDs (Molded Interconnect Device), mit verschiedenen Metall-Oxid-Dotierungen im Material angewandt wird [86].

Unter der Verwendung unterschiedlichster Wellenlängen von Excimer-Lasern (152–351 nm) über sichtbares Licht bei 532 nm bis hin zu NIR-Strahlung bei beispielsweise 1064 nm werden die keramischen Substrate aktiviert, worunter meist eine Aufspaltung der ionokovalenten Bindungen gemeint ist. Dabei entstehen Ionen und Radikale für die nachträgliche chemische Abscheidung [80]. Erzielte Haftfestigkeiten erreichen von 2,4 MPa [81] bis zu ca. 30 MPa für gewöhnlicherweise abgeschiedene Cu-Ni-Au-Schichten bei einer Leiterbahnbreite von ca. 55 μm , einer Dicke von ca. 10 μm und einem minimalen Pitch von ca. 90 μm [80]. Da in den genannten Publikationen

keine genauen Angaben zur elektrischen Leitfähigkeit gemacht werden, können als Orientierung Werte der elektrischen Leitfähigkeit aus Bräuer et al. für die nasschemische Metallisierung von LCP (Liquid Crystal Polymer) von ca. 35 MS/m im Mittel dienen, da Keramiken in vergleichbaren kupferbasierten Metallisierungsbädern beschichtet werden [87]. Aufgrund der sehr feinen Metallisierungszüge auf den Substraten und der zu geringen elektrischen Leitfähigkeit werden Verfahren mit nasschemischer Abscheidung im Bereich der Niederstromanwendungen, wie beispielsweise Sensorik und Antennen- sowie Hochfrequenztechnik, angewandt.

Nachfolgend wird auf die zweite Kategorie laserbasierter Metallisierungsmethoden, dem direkten Fügen einer zuvor aufgetragenen Metallisierungsschicht mittels Laser, eingegangen. Hier werden nach aktuellem Stand der Forschung die Verfahren des Schmelzauftragsschweißens in Form des Laserauftragsschweißens oder auch Laser Metal Deposition (LMD) genannt als Beschichtungsverfahren sowie additiven Verfahren, dem Materialauftrag mit gerichteter Energieeinbringung (Direct Energy Deposition, DED), bekannt durch den Begriff des Laserauftragsschweißens und dem pulverbettbasierten Schmelzen (PBF) nach DIN 8580, angewandt.

Shepeleva et al. beschreiben das Laserauftragsschweißen von Cu-Pulver, gemäß Bild 8 aus einer separaten Düse, auf einer 96 % reinen Al_2O_3 -Keramik bei Partikelgrößen von 100 μm im Mittel und einer CO_2 -Laserstrahlquelle (10,6 μm) mit einer maximalen Leistung von 3 kW. Der angewandte Laserfokus liegt bei 2 mm, wobei die Laserleistung zwischen 200-800 W sowie die Scangeschwindigkeit von 6,6-40 mm/s variiert wird. Um den thermischen Schock des keramischen Substrates zu minimieren, wird dieses auf 400 °C vorgeheizt. Versuche in atmosphärischer Umgebung liefern eine Agglomeration des Pulvers an den Seiten des Laserstrahls bei geringer Haftfestigkeit und ohne Entstehung etwaiger Reaktionsschichten im Metall-Keramik-Interface. Nach thermischen Nachbehandlungen der Proben bei 900-1000 °C in atmosphärischer Umgebung für 6-24 h verteilt sich das ursprünglich seitlich abgelagerte Kupfer auf dem Substrat mit angemessenem Benetzungswinkel und einer Entstehung des Delafossits CuAlO_2 (ca. 80 μm Schichtstärke), ermittelt mittels EDX-Analyse (energiedisper-sive Röntgenspektroskopie). Es wird argumentiert, dass die Bildung jenes Delafossits während des Laserprozesses nicht möglich ist, da eine Oxidhaut geschmolzenes Kupfer benetzt und somit eine Reaktion zu CuAlO_2 hemmt. Gleiche Versuche werden unter Argonatmosphäre durchgeführt, wobei zwei Zonen geschmolzenes Kupfer und geschmolzenes Aluminiumoxid bei der Ausbildung eines Spinells CuAl_2O_4 mit einer Dicke von 12-14 μm , wie-

derum mittels EDX-Analyse, detektiert werden können. Schliffbilder beider Versuchsreihen zeigen starke Rissbildungen in der 30 mm dicken Al_2O_3 -Keramik. Den Autoren zufolge entsteht eine Reaktion zu CuAl_2O_4 . [88]

Auch Menecier et al. verwenden das Verfahren des Laserauftragsschweißens zum Fügen von 99,5 % reinem Kupfer mit mittleren Partikelgrößen von 5, 50 und 100 μm , verarbeitet in einem organischen Binder und 99,7 % reinen Al_2O_3 -Keramiken mit einer Dicke von 4 mm. Unter Verwendung eines Nd:YAG-Lasers mit einer maximalen Leistung von 100 W bei einer Wellenlänge von 1070 nm werden verschiedene Parameter, wie beispielsweise Laserleistung, Scangeschwindigkeit, Laserstrahldurchmesser, Partikelgröße, Spurüberlapp sowie die Vorheiztemperatur des keramischen Substrates variiert. Im Rahmen der Versuche werden grundsätzlich nur qualitative Tendenzen angegeben, wobei bei einer Laserleistung von 60 W, einer Scangeschwindigkeit von 20 mm/s, einem Laserstrahldurchmesser von 1 mm, einem Spurüberlapp von 0 % und einer Vorheiztemperatur von 400 °C eine anhand der mikroskopisch ermittelten Geometrie geschätzte elektrische Leitfähigkeit von 0,06 MS/m erzielt wird. Die Haftfestigkeit wird anhand eines Kratztests bei hoher Laserleistung, größerem Strahldurchmesser sowie hohen Vorheiztemperaturen als gegeben qualifiziert, wobei starke Rissbildungen des keramischen Substrates detektiert werden. [89] Weitere Untersuchungen des Forscherteams um Menecier zeigen, dass mit dem Verfahren des Laserauftragsschweißens von Cu auf Al_2O_3 elektrische Leitfähigkeiten von ca. 5 MS/m mit einer Entstehung des Delafossits CuAlO_2 bei Durchführung des Prozesses unter atmosphärischen Bedingungen möglich sind. Die geringe elektrische Leitfähigkeit von ca. 9 % IACS ist laut Autoren auf die Entstehung von für die Haftfestigkeit essentiell Cu_2O (Cuprit) sowie CuO während des Prozesses zurückzuführen. Auch hier werden keine quantitativen Werte für erzielte Haftfestigkeiten angegeben. [90]

Zhao et al. wenden ein Verfahren ähnlich dem Laserbrazing keramischer Substrate mittels Aktivlot an. Hier wird eine pulverförmige Ti-Si-Legierung auf eine Si_3N_4 -Keramik aufgetragen und nachträglich unter Argonatmosphäre und beheiztem Substrat von 300 °C mittels gepulster Nd:YAG-Strahlung verarbeitet. XRD-Analysen (X-Ray-Diffraction) zeigen die Entstehung von Ti_5Si_3 -Phasen sowie TiN mit der Begründung, dass geschmolzene Ti_5Si_3 -Phasen in die poröse Keramik vordringen und entsprechend der Reaktivität von Titan derartige Verbindungen gebildet werden. Solche Reaktionen sind aus dem AMB-Prozess bekannt und können offensichtlich auch mittels eines selektiven Schmelzprozesses hervorgerufen werden. Die

aufgebrachte Metallisierungsschicht, welche hier als benetzbare Zwischenschicht dient, wird in den Untersuchungen nachträglich mit einem eutektischen AgCu-Hartlot anhand eines Tropfenverfahrens bedruckt und in einem Brennprozess bei ca. 880 °C verarbeitet. Vorliegendes Verfahren dient als Fügeverfahren, weswegen eine Betrachtung der elektrischen Eigenschaften nicht durchgeführt wird. Auch entstandene Haftfestigkeiten werden in der Veröffentlichung weder qualifiziert noch quantifiziert. [91]

Syed-Khaja et al. führen in verschiedenen Untersuchungen das LPBF mit Bronze- ($\text{Cu}_{90}\text{Sn}_{10}$) und Kupferpulver auf Al_2O_3 -Keramiken erstmalig durch. Verwendet wird eine Yb:YAG-Strahlquelle des Herstellers IPG PHOTONICS mit einer emittierenden Wellenlänge von 1070 nm bei einer maximalen Laserleistung von 100 W und einem Fokusbereich von ca. 50 µm. Zusammenfassend kann das verwendete Bronzepulver CL80Cu von CONCEPT LASER im Vergleich zu reinem Cu-ETP des Herstellers ECKA GRANULES aufgrund der weniger reflektierenden Legierungselemente des Zinns besser geschmolzen und somit zu einer höheren Metallisierungsdichte verarbeitet werden [P5]. Wegen des besseren Schmelzverhaltens der $\text{Cu}_{90}\text{Sn}_{10}$ -Legierung sind erhöhte Spannungen innerhalb des Materials und somit geringere Haftfestigkeiten der Metallisierung auf dem Substrat zu erwarten. Maximale Haftfestigkeiten der Bronze-Legierung liegen bei ca. 17 MPa, wobei Stoll et al. mit Cu-Metallisierungen bei geringeren Delaminationserscheinungen Werte von bis zu 35 MPa erzielen [P6]. Durch die Möglichkeit der Aufbringung spannungsarmer, poröser Metallisierungsschichten, sind hohe Schichtstärken von 15 µm und mehr bei entsprechend verminderter elektrischer Leitfähigkeit problemlos realisierbar. [92] Durch die Porosität der Metallisierungsschichten sind geringere elektrische Leitfähigkeiten bei Stromtragfähigkeitstests erkennbar. Substrattemperaturen von 100 °C und ein Metallisierungsquerschnitt von ca. 0,9 mm² machen Stromtragfähigkeiten von maximal 21 A bei Bronze und 25 A bei Kupfer möglich [P5]. Gemäß IPC 2152, einer in der Industrie zur Stromtragfähigkeitsmessung angewandten Richtlinie, sollten Stromstärken von 20-25 A bei einem Metallisierungsquerschnitt von ca. 0,17-0,23 mm² und einer Temperatur von 100 °C erreichbar sein. Zusätzlich kann gezeigt werden, dass beispielsweise eine Verarbeitung der geschmolzenen/verdichteten Strukturen mittels konventioneller AVT mit SAC-Lot (Zinn, Silber, Kupfer) bei sehr guter Benetzbarkeit möglich ist [P7]. Weiterführende Untersuchungen von Stoll et al. können auftretende Delaminationserscheinungen durch Heizen des keramischen Substrates auf Temperaturen von

ca. 250 °C während des Prozesses minimieren sowie die durch hohe Temperaturen entstehenden Oxidationen anhand einer zusätzlichen Inertgas-einspeisung eliminieren [P8].

Zusammenfassend können laserbasierte additive Verfahren zur Metallisierung von Keramiken bisher nur für Anwendungen in der Sensorik und Signalübertragung bei extremen Temperaturbedingungen zielführend eingesetzt und allmählich um den Bereich der Hochfrequenztechnik erweitert werden. Hierunter fallen insbesondere vorgelagerte Laserbehandlungen des Substrates mit nachträglicher nasschemischer Abscheidung metallischer Schichten. Es können insbesondere feine Strukturgrößen im Mikrometerbereich erzielt werden, was einen Einsatz in genannten Gebieten bevorzugt, jedoch Hochstromapplikationen ausschließt. Alternativ können anhand von Verfahren des direkten Fügens aufgebracht Materialien mittels Laser großflächige und dicke Aufbauten gefertigt werden (siehe Bild 8 b-d) und sind somit für Hochstromanwendungen besser geeignet.

2.3.4 Zusammenfassung additiver Metallisierungsmethoden

Grundsätzlich kann eine anwendungsorientierte Einteilung der vorgestellten Verfahren in

- Niederstromanwendungen (Sensorik, Signalverarbeitung, Antennentechnik) und
- Hochstromanwendungen (Leistungselektronik)

vorgenommen werden.

Einen geeigneten Überblick über das Spektrum unterschiedlicher additiver Metallisierungsmethoden mit entsprechenden Vor- und Nachteilen sowie (potentiellen) Anwendungsbereichen gibt Tabelle 2.

Aufgrund des großen Potentials im Bereich von Hochstromanwendungen und der Möglichkeit einer räumlichen Funktionalisierung mit hohen Schichtstärken sowie hoher Detailauflösung ist die grundlegende Erforschung des LPBF von Kupfer auf keramischen Substraten das Ziel vorliegender Dissertation (Kapitel 5). Die Herstellung einer räumlichen Metallisierung durch ein schichtweises Verschmelzen des aufgetragenen Materials bzw. Metalls anhand eintreffender Laserstrahlung wird in Abschnitt 2.5 sowie Abschnitt 5.5 näher beschrieben.

Tabelle 2: Überblick additiver Metallisierungsmethoden mit deren Stärken und Schwächen

Fertigungsverfahren	Metallisierungsstärke	Detailauflösung	Räumliche Strukturen realisieren	Metallisierung räumlicher Oberflächen	Prozessgeschwindigkeit	Elektrische Leitfähigkeit	Haftfestigkeit der Metallisierung	Anwendung
Thermisches Spritzen	++	o	-	o	--	o	o	Hochstrom
Gedruckte Elektronik	o	+	--	+	+	-	--	Niederstrom
LDS mit chem. Metallisierung	-	++	--	++	-	-	-	Niederstrom
LMD	++	o	+	++	+	-	o	Hochstrom
LPBF	++	+	++	--	-	+	+	Hochstrom

2.4 Licht-Materie-Wechselwirkungen

Die Licht-Materie-Wechselwirkung stellt die Grundlage der Lasermaterialbearbeitung dar. Nachfolgend werden durch grundlegende mathematische Beschreibungen die auftretenden physikalischen Phänomene erläutert. Zunächst kann angenommen werden, dass sich die gesamte auf das Werkstück eingetragene Strahlung zwischen den Phänomenen der Propagation (P), Transmission (T) und Reflexion (R) aufteilt.

$$P + T + R = 1 \quad (2)$$

Bei der Bearbeitung von Metallen beispielsweise kann die Transmission vernachlässigt werden, da sich diese aufgrund der Dichte des Materials im Nanometerbereich befindet. Bei der Propagation von Licht durch das Medium tritt neben der Brechung, beschrieben durch das snelliussche Brechungsgesetz, auch Absorption durch die resonante Schwingung mit den Übergangsfrequenzen der Atome, beschrieben durch das Lambert-Beer'sche Gesetz, auf. Bei auftretender Absorption wird der propagierende Strahl durch das Medium anhand des Einflusses des Absorptionskoeffizienten α mit z als optischer Eindringtiefe geschwächt

$$\frac{dI(z)}{dz} = -\alpha I(z) \quad (3)$$

[93]. Grundsätzlich können folgende Mechanismen für die Absorption elektromagnetischer Strahlung genannt werden:

- Fundamentale Absorptionskante, bestimmt durch die Bandlücke (des Isolators)
- Oszillation gebundener Elektronen (atomare Dipoloszillation)
- Molekül- und Gitterschwingungen (molekulare Dipoloszillation)
- Oszillation freier Elektronen (Metalle).

Die Mechanismen können anhand des Bändermodells mit Inter- und Intradbandübergängen beschrieben werden. Bei Interbandübergängen wird von optischen Übergängen der Elektronen zwischen den Bändern, basierend auf der quantenmechanischen Betrachtung des photoelektrischen Effekts und Intradbandübergängen von energetischen Übergängen der Elektronen (bspw. Beschleunigung von Leitungselektronen durch das elektrische Feld bei Metallen und Halbleitern) innerhalb eines Bandes, gesprochen. Schwingungen oder Oszillationen von Elektronen (gebunden oder nicht gebunden) sowie Molekülen können anhand der Wellentheorie (Wellengleichung), ermittelt aus den Maxwell'schen Gleichungen, beschrieben werden. Absorption und Brechung in einem Medium werden mit der Größe des komplexen Brechungsindex n' beschrieben.

$$n' = n + i\kappa \quad (4)$$

mit

$$n = \frac{c}{v} \quad (5)$$

und c als Vakuumlichtgeschwindigkeit und v , der Geschwindigkeit des Lichts im entsprechenden Medium. Der Extinktionskoeffizient κ ist definiert als

$$\kappa = \frac{\alpha c}{2\omega} = \frac{\alpha \lambda}{4\pi} \quad (6)$$

mit λ als Vakuumwellenlänge und ω als Kreisfrequenz des Lichts. Der Zusammenhang des komplexen Brechungsindex mit der komplexen relativen Permittivität ϵ_r eines Materials, dem Widerstand zur Ausbreitung eines elektromagnetischen Feldes im Material anhand entstehender Polarisationen, macht den Sachverhalt des Zusammenwirkens von n und κ greifbarer. Folgende Beziehungen gelten bei schwach absorbierenden Materialien:

$$\epsilon_r = \epsilon_1 + i\epsilon_2 \quad (7)$$

$$\varepsilon_1 = n^2 \quad (8)$$

$$\varepsilon_2 = 2n\kappa \quad (9)$$

mit ε_1 dem Realteil (Brechung des Lichts) und ε_2 dem komplexen Teil der Permittivität, siehe Bild 9. Der für die Absorption verantwortliche Teil ε_2 , mit κ im Term, erreicht bei der Resonanzfrequenz des Materials seinen höchsten Wert und entspricht somit der höchsten Absorption im Material [94].

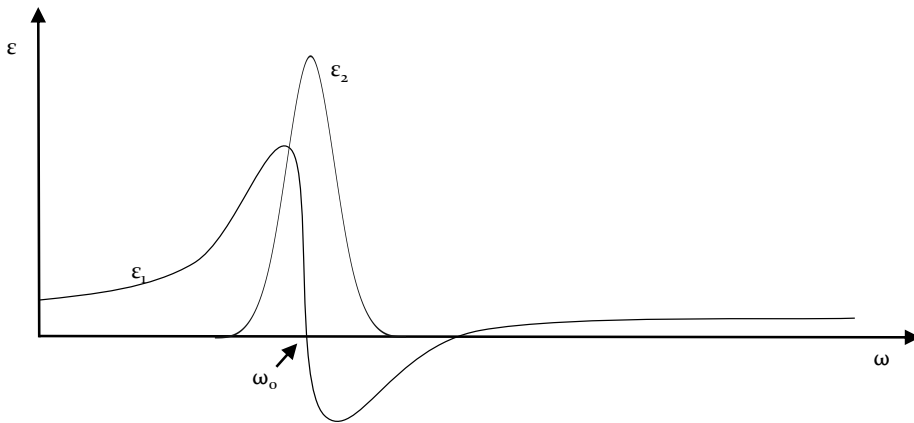


Bild 9: Exemplarischer Verlauf einer dielektrischen Funktion in Abhängigkeit der Kreisfrequenz in Anlehnung an [95]

Die Wechselwirkung zwischen einer Lichtwelle und einem Atom wird annähernd anhand des Lorentz-Oszillators modelliert. Das elektrische Feld des Lichtes mit einer entsprechenden Kreisfrequenz induziert Kräfte auf Elektronen, wodurch atomare Dipole entstehen. Anhand von Gleichung (10) können die schwingenden Bewegungen der Elektronen (Annahme, dass Elektronenmasse m_0 deutlich geringer ist als Kernmasse) beschrieben werden:

$$m_0 \frac{d^2x}{dt^2} + m_0 \gamma \frac{dx}{dt} + m_0 \omega_0^2 x = -e \varepsilon_0 e^{i(kz - \omega t)} \quad (10)$$

Dabei ist γ die Dämpfungsrate, ω_0 die Resonanzfrequenz der gebundenen Elektronen, e die elektrische Ladung, ε_0 die Amplitude der elektromagnetischen Welle, e die Eulersche Zahl, z die Propagationsrichtung, k der Wellenvektor und ω die Kreisfrequenz des elektrischen Feldes. Der Term $m_0 \frac{d^2x}{dt^2}$ repräsentiert die Beschleunigung des Elektrons, $m_0 \gamma \frac{dx}{dt}$ die Dämpfung und $m_0 \omega_0^2 x$ die Rückstellkraft. Nachdem die Elektronen mit dem

elektrischen Feld des Lichtes wechselwirken, gilt für die Elektronenoszillation

$$x(t) = X_0 e^{-i\omega t} \quad (11)$$

Nach einsetzen von (11) in (10) und Lösen der Gleichung, kann die Amplitude der Elektronen mit

$$X_0 = \frac{-e\mathcal{E}_0/m_0}{\omega_0^2 - \omega^2 - i\gamma\omega} \quad (12)$$

beschrieben werden. [94] Anlässlich der Betrachtung kristalliner Materialien (bspw. Keramiken) sowie Metallen in vorliegender Arbeit, werden die jeweils vorkommenden Phänomene noch etwas detaillierter behandelt.

2.4.1 Atomare und molekulare Oszillatoren

Bei molekularen Materialien beispielsweise rührt der Beitrag der Absorption von elektromagnetischer Strahlung durch gebundene Elektronen der Atome sowie der Molekülschwingungen im Bereich der jeweiligen Resonanzfrequenzen. Hauptaugenmerk zum Verständnis dieser Absorptionsmechanismen sollte auf den Zusammenhang von

$$\omega_0 = \sqrt{\frac{K_S}{\mu}} \quad (13)$$

mit

$$\frac{1}{\mu} = \frac{1}{m_0} + \frac{1}{m_N} \quad (14)$$

und K_S als Rückstellkraft, modelliert durch eine Federkonstante, gelegt werden.

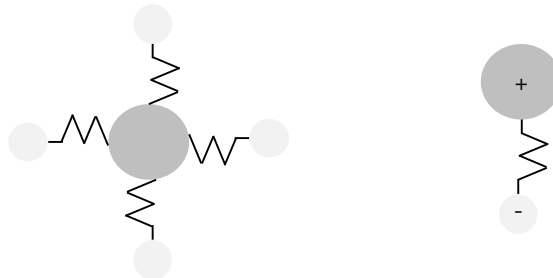


Bild 10: Atomare (links) und molekulare (rechts) Schwingungen in Anlehnung an [95]

Der maßgebliche Unterschied atomarer und molekularer Oszillatoren liegt in der betrachteten Masse μ . Bei atomaren Oszillationen kann die Masse des Kerns (m_N) vernachlässigt werden, wodurch $\mu = m_0$ gilt. Bei molekularen Gitterschwingungen darf die Kernmasse nicht vernachlässigt werden. Bild 10 zeigt eine schematische Darstellung atomarer und molekularer Schwingungen. [94] Dipolmomente und Schwingungen von Molekülen treten daher bei niedrigeren Frequenzen im Bereich des Infrarots (10^{12} bis 10^{13} Hz) auf, wobei sich Oszillationen gebundener Elektronen bei sichtbaren und ultravioletten Frequenzen (10^{14} bis 10^{15} Hz) befinden.

Bei kristallinen Isolatoren mit starken kovalenten Bindungen, wie dem in vorliegender Arbeit verwendeten Aluminiumoxid, kommen maßgeblich zwei Absorptionsmechanismen zum Tragen:

- Vibrationsabsorption durch angeregte Phononenmoden im Infrarotbereich (molekulare Gitterabsorption)
- Absorption durch fundamentale Absorptionskante

Atomare Schwingungen werden eher bei gasförmigen sowie organischen Molekülen angeregt. Phononen werden als vibratonische Anregung der Atome im Kristallgitter mit Resonanzfrequenzen im infraroten Spektrum definiert. Ein elektromagnetisches Feld im Infrarotbereich verursacht das Auslenken der Moleküle aus deren Gleichgewichtslagen. Somit erfahren diese eine Rückstellkraft, siehe (13), und beginnen mit charakteristischen Frequenzen zu vibrieren. Bild 11 zeigt das Absorptionsverhalten eines 3 mm dicken Saphirkristalls (Al_2O_3).

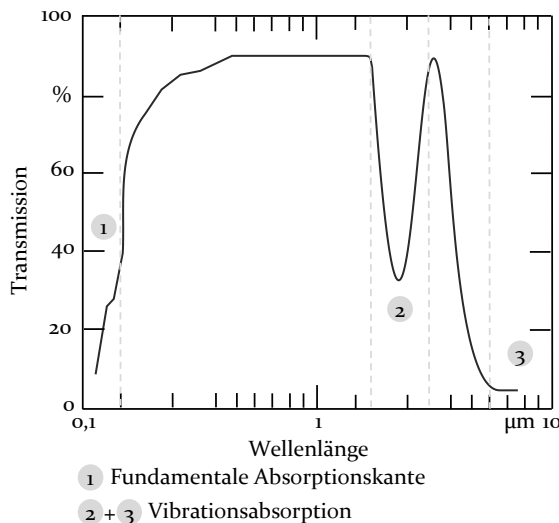


Bild 11: Absorptionsverhalten eines 3 mm dicken Saphirkristalls in Anlehnung an [94]

Anhand des Saphir-Kristalls sind die genannten Absorptionsmechanismen klar sichtbar. Aufgrund von Beimischungen bei technischen Keramiken im Al_2O_3 -Kristall treten Elektron-Phonon-Wechselwirkungen auf, welche die Transparenz im sichtbaren Bereich stark beeinflussen. [94] Derartige Effekte werden in Abschnitt 3.3.2 näher diskutiert und analysiert.

2.4.2 Metalle

Auch bei Metallen gibt es verschiedene Absorptionsmechanismen, auf welche im Folgenden detaillierter eingegangen wird. Es handelt sich maßgeblich um drei Phänomene:

- Absorption durch Plasmaresonanzschwingungen des Elektronengases
- Interbandübergänge in Metallen
- Nichtlineare Prozesse

Im Drude-Lorentz-Modell der freien Elektronen wird wiederum die klassische Absorption über die Bewegungsgleichung (12) beschrieben, mit dem Unterschied, dass keine rücktreibende Kraft modelliert wird, da es sich um freie Elektronen handelt. Über Umwandlungen der Gleichung (12) und unter Einbezug der elektrischen Verschiebung (Polarisation des Elektronengases) kann die komplexe relative Permittivität mit

$$\varepsilon_r(\omega) = 1 - \frac{\omega_p^2}{\omega^2 + i\gamma\omega} \quad (15)$$

beschrieben werden, wobei

$$\omega_p = \sqrt{\frac{Ne^2}{\varepsilon_0 m_0}} \quad (16)$$

mit N als Anzahl der Leitungselektronen pro Volumeneinheit, ε_0 der Dielektrizitätskonstante und e der elektrischen Ladung des Elektrons, als Plasmafrequenz des freien Elektronengases bezeichnet wird. Somit können die Plasmafrequenzen und dementsprechend Wellenlängen verschiedenster Metalle ermittelt werden. Bei zu vernachlässigender Dämpfung der beschleunigten Elektronen kann man $\gamma = 0$ setzen und entsprechend

$$\varepsilon_r(\omega) = 1 - \frac{\omega_p^2}{\omega^2} \quad (17)$$

annehmen. Es ist ersichtlich, dass aus einer Frequenz des anregenden elektromagnetischen Feldes (ω) kleiner als die Plasmafrequenz (ω_p) imaginäre (negative) Werte für $\varepsilon_r(\omega)$ resultieren, was einer hohen Dämpfung der Elektronen und somit einer hohen Reflexion entspricht. Frequenzen von $\omega \geq \omega_p$ liefern positive Werte für $\varepsilon_r(\omega)$, was einer hohen Absorption entspricht und in entsprechenden Resonanzschwingungen des Elektronengases resultiert. Bild 12 zeigt exemplarisch das Reflexionsverhalten von Metallen im Bereich deren Plasmafrequenz. [94]

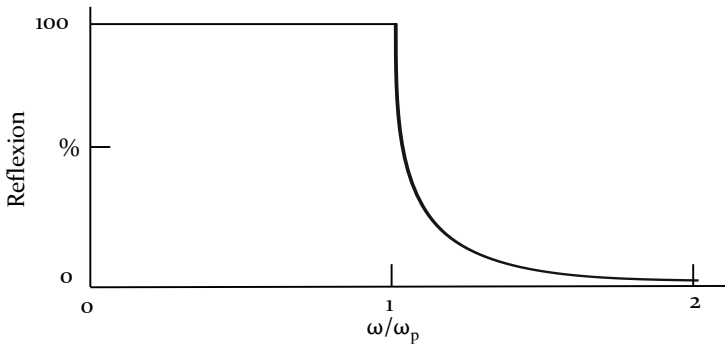


Bild 12: Reflexionsgrad eines ungedämpften Elektronengases in Abhängigkeit der Frequenz [94]

Ein weiterer Mechanismus sind Interbandübergänge in Metallen. Hier ist das Bändermodell von Festkörpern von essenzieller Bedeutung. Durch die Absorption eines Photons durch ein Elektron kann dieses beispielsweise auf ein höheres Energieniveau gehoben werden und durch strahlende oder nichtstrahlende (Energieübertragung an Kristallgitter) Relaxation wieder in den Grundzustand zurückfallen. Anhand der Einsteinschen Gleichung

$$E = h\nu = \frac{hc}{\lambda} \quad (18)$$

mit h als Plancksches Wirkungsquantum und ν der Frequenz des Lichtes kann die Photonenenergie und anhand der Energiedifferenz zweier verschiedener Bänder (meist Valenz- und Leitungsband) eine mögliche Absorption des Photons berechnet werden. Wichtig hierbei ist, dass $h\nu \geq E_2 - E_1$ gelten muss. Bei Überschreiten eines gewissen Schwellwertes der Energie eines Photons (abhängig vom jeweiligen Atom oder Molekül), der sogenannten Ionisationsenergie, findet ein Ionisationsvorgang statt, bei welchem das Elektron aus der Elektronenhülle herausgeschlagen wird (photoelektrischer Effekt). [96] Bild 13 verdeutlicht den Prozess der Interbandabsorption eines Photons durch ein Elektron mit entsprechender

Beförderung in einen angeregten Zustand. Folglich gilt in Anbetracht von Bild 13 folgende Gleichung:

$$E_2 = E_1 + h\nu \quad (19)$$

Da bei Metallen das Valenz- und Leitungsband oftmals überlagert sind, kann anders als beim klassischen Halbleiter oder Isolator nicht von einer scharfen Absorptionskante beider Bänder gesprochen werden, jedoch von Absorptionen innerhalb unterschiedlicher Orbitalkonfigurationen.

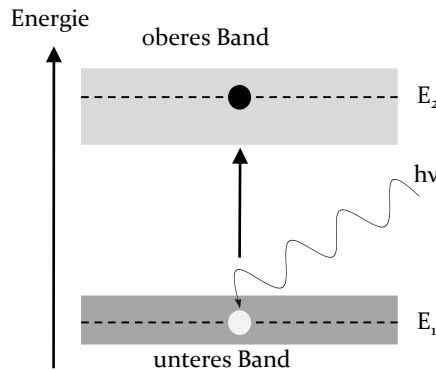


Bild 13: Schematische Darstellung einer Interbandabsorption eines Photons in Anlehnung an [94] [96]

Auch hier finden optische Übergänge statt. Wichtig hierbei ist jedoch, dass das höhere Energieniveau immer Leerstellen vorweisen muss, um dem Pauli-Prinzip [96] Rechnung tragen zu können. Ein klassisches Beispiel hierzu ist der Werkstoff Kupfer, bei welchem ein Übergang vom 3d-Band in unbesetzte Niveaus im 4s-Band mit einer Übergangsenergie von 2,2 eV möglich ist. Nach (18) entspricht diese Energie einer Wellenlänge von 560 nm (grünes Licht). Entsprechend fällt der Reflexionsgrad von Kupfer im sichtbaren Wellenlängenbereich rapide ab, obwohl sich die Plasmaresonanzfrequenz nach (16) bei 115 nm befindet [94].

Zuletzt können bei der Laserbearbeitung von Materialien mit hohen Intensitäten noch nichtlineare optische Prozesse stattfinden, wobei die Laserintensität nach

$$I_L = \frac{P_L}{A} \quad (20)$$

definiert ist, mit P_L als Laserleistung und A der einhergehenden Fläche (Fokusspot). Da die optische Leistung eines Lichtstrahls proportional zu $\mathcal{E}^2$ ist,

ist ε_r auch abhängig von der optischen Leistung des Lichts, was bekanntlich einen Einfluss auf den Absorptionskoeffizienten α hat. Die Bindungsstärke des elektrischen Feldes eines Elektrons an ein Atom liegt bei ca. 10^{10} - 10^{11} V/m [97], woraus die für Ionisationsvorgänge nötige elektrische Feldstärke und somit Intensität des Lichtstrahls nach

$$I_L = \frac{\varepsilon_0 * c}{2} * \mathcal{E}^2 \quad (21)$$

mit $\mathcal{E}$ als elektrische Feldstärke abgeschätzt werden kann. Diese liegt rechnerisch im Bereich von ca. 10^{15} - 10^{16} W/cm², kann jedoch durch die phasengleiche Kombination der enormen Anzahl an nichtlinearen Effekten der beteiligten Atome deutlich herabgesetzt werden. Hier werden Intensitäten von ca. $2 \cdot 10^6$ W/cm² genannt. [98] Durch Ionisationsvorgänge des zu bearbeitenden Materials entsteht eine Plasmawolke, in welcher die Laserstrahlung vollständig absorbiert wird und die Energie teilweise auf das Werkstück überträgt. Hohe Intensitäten, größer als 10^7 W/cm², heizen das Plasma so stark auf, dass sich dieses wegen der resultierenden Beschleunigung vom Werkstück löst und somit keine Wärmeübertragung auf selbiges möglich ist [98]. Bild 14 zeigt den Reflexionsgrad eines Kupfertargets in Abhängigkeit der Laserintensität bei einem Nd:YAG-Laser und einer Pulsdauer von ca. 10^{-7} s.

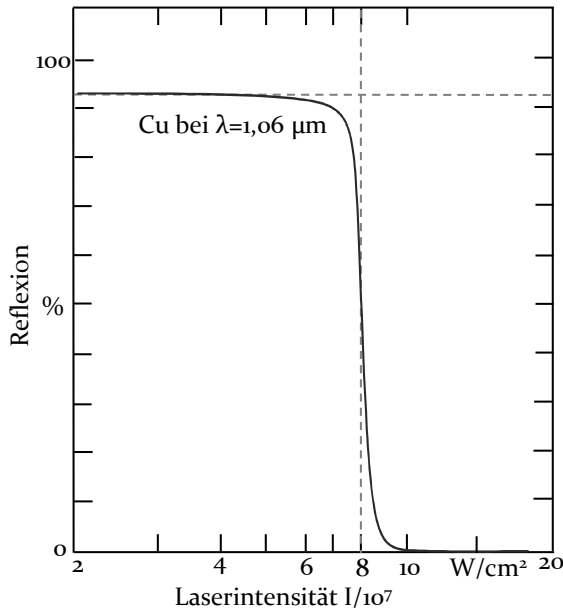


Bild 14: Reflexionsgrad eines Kupfertargets in Abhängigkeit der Laserintensität bei einem Nd:YAG-Laser und einer Pulsdauer von ca. 10^{-7} s, in Anlehnung an [98]

Es ist ersichtlich, dass die Reflexion im Bereich von ca. $8 \cdot 10^7 \text{ W/cm}^2$ auf null abfällt und die komplette Energie im entstandenen Plasma absorbiert wird.

2.5 Grundlagen des Laser Powder Bed Fusions

Innerhalb der Einteilung der Fertigungsverfahren nach DIN 8580 befindet sich das Verfahren des Laser Powder Bed Fusions im Bereich des Urformens durch Additive Fertigung, wiederum beschrieben in DIN EN ISO/ASTM 52900:2017 als pulverbettbasiertes Schmelzen. Aufgrund der Energieeinbringung in vorliegendem Verfahren anhand eines Lasers wird dieses im gängigen Gebrauch als Laser Powder Bed Fusion bezeichnet. Der Begriff des selektiven Laserschmelzens ist auch weit verbreitet, wird jedoch auf Grundlage der beschriebenen Normung im Weiteren nicht verwendet. Nach einer Recherche von Bourell et al. [99] hat Ciraud schon 1971 einen pulverbasierten Prozess vorgestellt, welcher den heutigen PBF-Verfahren sehr ähnelt [100] [101]. Spätestens als Housholder 1979 die erste Beschreibung eines pulverbettbasierten Lasersinter-Prozess veröffentlicht [102], wird das Verfahren des LPBF (und weitere verwandte Verfahren) öffentlich zugänglich gemacht [99]. Nennenswerte Institute sowie Unternehmen wie beispielsweise das Fraunhofer Institut für Lasertechnik (ILT), EOS und weitere haben das Verfahren entscheidend weiterentwickelt.

Bild 15 zeigt schematisch das Verfahren des LPBF.

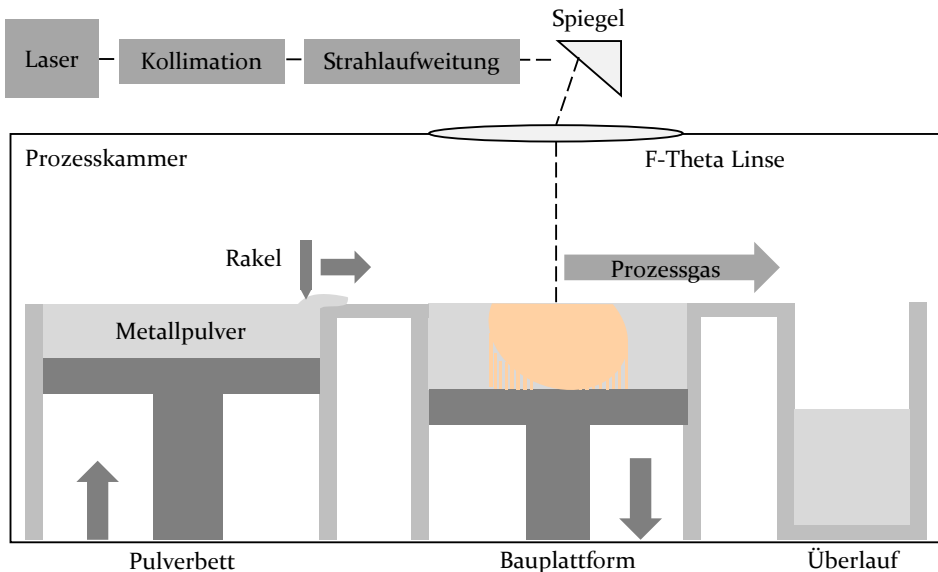


Bild 15: Schematische Darstellung des LPBF-Verfahrens

Mittels einer Rakel, welche meist mit einer Gummi- oder Silikonlippe bestückt ist, wird das Metallpulver durch eine lineare horizontale Bewegung auf die Bauplattform befördert, wobei überschüssiges Pulver im Überlauf zur Wiederverwendung (nach möglicher Aufbereitung wie bspw. Sieben) landet. Je nach Verfahrensweg der Pulverkammer nach oben kann die Pulvermenge dosiert werden, wobei der Verfahrensweg der Bauplattform nach unten die Schichtstärke bestimmt. Diese liegen üblicherweise im Bereich von 20-200 μm [11]. Vor dem Auftreffen eines über ein in zwei Achsen bewegliches Spiegelsystem geführten Laserstrahls auf die zu bearbeitende Pulverbettenebene passiert dieser eine Fokussierlinse. Dadurch können anhand von kleinen Fokusbereichen im Bereich von 20 μm -200 μm hohe Laserintensitäten am Brennpunkt mit einer genauen Detailauflösung erreicht werden. Als Pulvermaterialien kommen meist jene mit sphärischer Form (gasverdüst) zum Einsatz, um eine bessere Fließfähigkeit und Schütt- oder Packungsdichte im Pulverbett, bei einer Korngröße d_{50} im Bereich von 50 μm , zu erreichen [103]. Die Materialpalette einer möglichen Verarbeitung beinhaltet alle schweißbaren Metalle [101].

Als Strahlquellen kommen meist Laser mit hoher Strahlqualität (Brillanz) zum Einsatz, um erforderliche kleine Fokusbereichen im Brennpunkt, nach der Fokussierung, erreichen zu können. Hierunter fallen insbesondere Faserlaser (Festkörperlaser) mit beispielsweise bekannten Vertretern des Nd:YAG (Neodym dotierter Yttrium-Aluminium-Granat-Kristall)- und Yb:YAG (Ytterbium dotierter Yttrium-Aluminium-Granat-Kristall)-Lasers mit einer emittierenden Wellenlänge von 1064 nm und 1070 nm. Scheibenlaser mit höheren Leistungen und schlechterer Strahlqualität sowie Fokussierbarkeit werden eher im Bereich des Laserschweißens eingesetzt. Gaslaser in Form von CO_2 -Lasern (10,6 μm Wellenlänge) wurden aufgrund der damals schlecht entwickelten Faserlaser (leistungsschwach) zu Beginn der LPBF-Technologie eingesetzt. Zusätzlich liegt eine deutlich schlechtere Brillanz als bei Faserlasern, mit zusätzlich hoher Reflektivität von elektromagnetischer Strahlung bei Metallen im FIR (far infrared), siehe Abschnitt 2.4.2 und 3.3.1, vor.

Die Charakteristik des sich wiederholenden Prozesses des schichtweisen Aufschmelzens und Verbindens eines Werkstoffes anhand eines zuvor eingespeisten CAD-Modells ermöglicht es, hochkomplexe und filigrane Werkstücke zu fertigen. Konventionell spanende Fertigungsverfahren können oftmals derartige Geometrien nicht an einem Stück herstellen, was eine Kombination verschiedener Verfahren mit nachfolgenden Montageschritten erfordert. Verfahrensparameter sowie eine detailliertere Betrachtung der verwendeten Anlagentechnik werden in Kapitel 3 behandelt.

Das LPBF ist ein hochdynamischer Prozess mit einer großen Anzahl an Wechselwirkungen, die sich gegenseitig beeinflussen. Unzählige Veröffentlichungen versuchen anhand wissenschaftlicher Analysen jene Wechselwirkungen, auch anhand möglichst detailgetreuer Simulationen, darzustellen. Im Folgenden werden die Haupteinflussfaktoren und physikalischen Phänomene mit aktuellen Erkenntnissen der Wissenschaft dargestellt. Eine mögliche sinnvolle Gliederung der Phänomene ist die folgende:

- Wärme- und Temperaturentwicklung
- Schmelzbadentstehung und Verdampfung
- Prozessfehler
- Gefügeentstehung

Bild 16 zeigt schematisch die während des Prozesses auftretenden und entstehenden Phänomene.

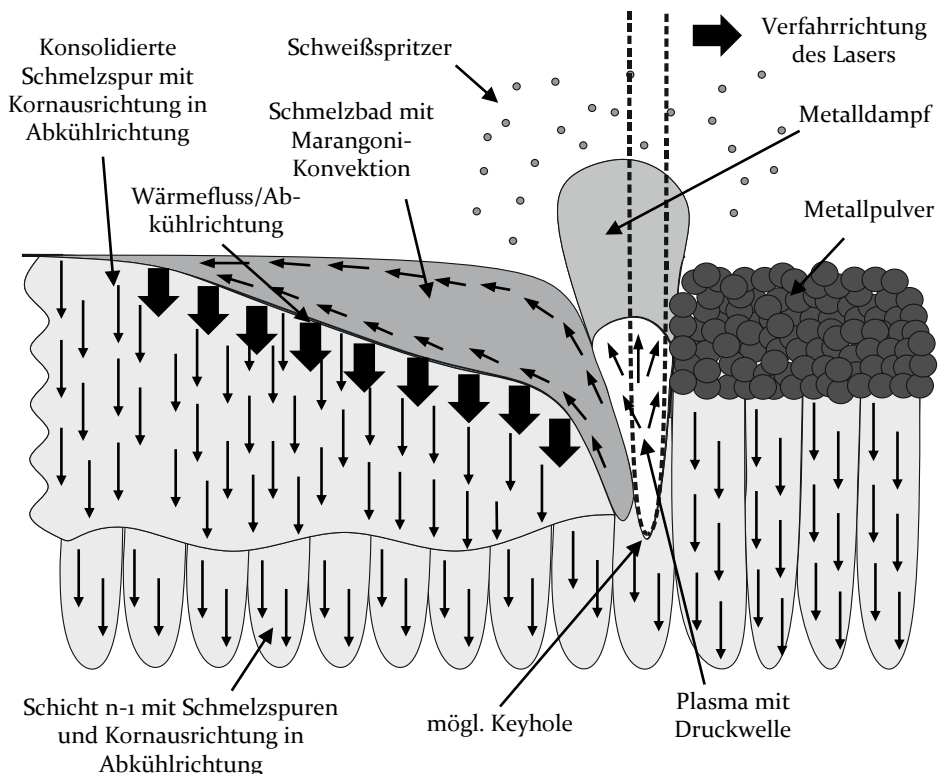


Bild 16: Schematische Darstellung der beim LPBF auftretenden physikalischen Effekte

Wärme- und Temperaturentwicklung

Die Wärme- und Temperaturentwicklung sowie Wärmeverteilung im bearbeiteten Werkstück gehören bei pulverbettbasierten Verfahren zu den komplexesten Sachverhalten. Dies liegt maßgeblich am Auftreten einer Kombination aller bekannter Aggregatzustände (reduziert um das Bose-Einstein-Kondensat), welche innerhalb sehr kurzer Zeitspannen von Laser-Material-Wechselwirkungen bei hoher Dynamik vorliegen. Dennoch können anhand mathematischer Modelle und Simulationen Annäherungen der entstehenden Wärme- sowie Temperaturverteilung unter vorausgesetzten Annahmen ermittelt werden. Wie in Abschnitt 2.4 bereits erwähnt, wird die Energie der Photonen in Bewegungsenergie von Atomen und Molekülen umgewandelt, was einer Entstehung von Wärme entspricht. Dabei entspricht die entstehende Temperatur einem Maß der vorliegenden Wärmeenergie. Grundlage hierfür ist die von einer Punktquelle ausgehende Wärmeleitung, wobei Wärmestrahlung sowie Konvektion oftmals vernachlässigt werden können [104] [105]. Als Grundlage thermischer Berechnungen und vor allem Simulationsmodellen [104] [106] [107] [108] [109] [110] dient die Wärmeleitgleichung in drei Dimensionen (basierend auf dem Fourierschen Gesetz)

$$\nabla * k \nabla T + \dot{q} = \rho c \frac{\partial T}{\partial t} \quad (22)$$

[111] mit k als Wärmeleitfähigkeit, $\dot{q}$ als Wärmestromdichte, ρ als Dichte des Materials und c als spezifische Wärmekapazität. Anhand gegebener Gleichung (22) kann die Komplexität der detailgetreuen Berechnung bei einer beispielsweise gaußförmigen Wärmequelle in Anwesenheit verschiedener Aggregatzustände abgeschätzt werden. Die Wärmeleitfähigkeit eines Materials hängt maßgeblich von dessen Temperatur ab. Sie steigt gewöhnlich bei Metallen mit Erhöhung der Temperatur und fällt am Übergang vom festen in den flüssigen Zustand stark ab [112] [113]. Nunes beispielsweise beschreibt ein theoretisches Model beim Schweißvorgang, welches Phasengänge berücksichtigt, worauf jedoch im Rahmen dieser Arbeit nicht detaillierter eingegangen wird [114].

Schmelzbadentstehung und Verdampfung

Die Wechselwirkung zwischen Laserlicht und Materie wird bereits in Abschnitt 2.4 detailliert beschrieben. Alle Grundlagen können auch auf die Wechselwirkung mit Pulvermaterialien, mit ein paar Sonderbetrachtungen, angewandt werden. Beim Laserstrahlschmelzen sind insbesondere die hohen Intensitäten von Bedeutung, da dadurch Aufheiz- sowie Abkühlraten im Bereich von 10^6 K/s erzielt werden [112] [115]. Im Pulverbett steigt die

Absorptionsrate verglichen zu beispielsweise glatten, kontinuierlichen Oberflächen. Dies liegt maßgeblich an Mehrfachreflexionen zwischen den Partikeln innerhalb des Schüttguts, siehe Bild 17. Weiterhin ist bekannt, dass die Absorption bei rauen und auch oxidierten Oberflächen steigt. [116] [117] [118] [119] Dadurch wird der Werkstoff innerhalb von Bruchteilen einer Sekunde auf die Schmelztemperatur und noch deutlich darüber (Verdampfung und Ionisierung) gebracht. Dadurch entsteht im Schmelzbad ein Dampfdruck (siehe Anhang 1), ausgeübt durch Verdampfungs- und Ionisationsprozesse (Plasmadruck), welcher für eine konstante und möglichst fehlerfreie Aufrechterhaltung des Prozesses dem Gegendruck des entstehenden Schmelzbades die Waage halten sollte.

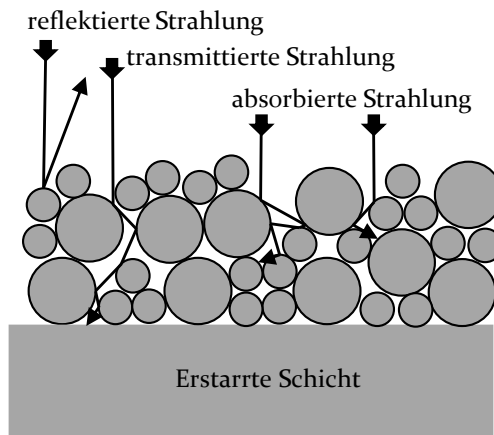


Bild 17: Absorption von Licht im Pulverbett [S3], in Anlehnung an [116]

Des Weiteren tritt in Gegenwart einer Schmelze die sogenannte Marangoni-Konvektion (siehe Anhang 1) auf. Dieses Phänomen basiert auf dem existierenden sehr hohen Temperaturgradienten von bis zu 10^6 K/m [120] [121] innerhalb der Schmelze und beschreibt somit die Bewegung der Schmelze von kalten Regionen zu heißen Regionen der Schmelze (nahe des Laserspots) und entsprechend von Bereichen niedriger Grenzflächenspannung in Bereiche hoher Grenzflächenspannung [122] [123].

Auf die Marangoni-Konvektion in Kombination mit einer geringeren Oberflächenspannung der Schmelze sind unter anderem auch gängig beobachtbare Schmelzspritzer zurückzuführen [123]. Im Hinblick auf den entstehenden Dampfdruck kann viel von der Keyholeentstehung und -stabilisierung beim Laserschweißen übernommen werden [124] [125] [126]. Entsprechend kann auch beim pulverbettbasierten Schweißen von Partikeln vom Wärmeleitschweißen und Tiefenschweißen (mit entstehendem Keyhole) gesprochen werden, wobei beim Tiefenschweißen durch entstehende

Schweißspritzer und Meltblowouts aufgrund von zu hohem Dampfdruck [127] vermehrt globulare Poren, welche Gaseinschlüsse repräsentieren, beobachtet werden können [116] [128] [129].

Prozessfehler

Aufgrund der stetigen Weiterentwicklung des LPBF-Prozesses durch die Verarbeitung neuer Materialien ist die Analyse auftretender Prozessfehler und Bauteildefekte von besonderer Bedeutung. Hier treten grundsätzlich bei allen bisher verarbeiteten Materialien die gleichen Fehlerbilder ein. Die Mechanismen, auf welchen auftretende Fehler basieren, sind in der Literatur jedoch oftmals nicht einheitlich beschrieben.

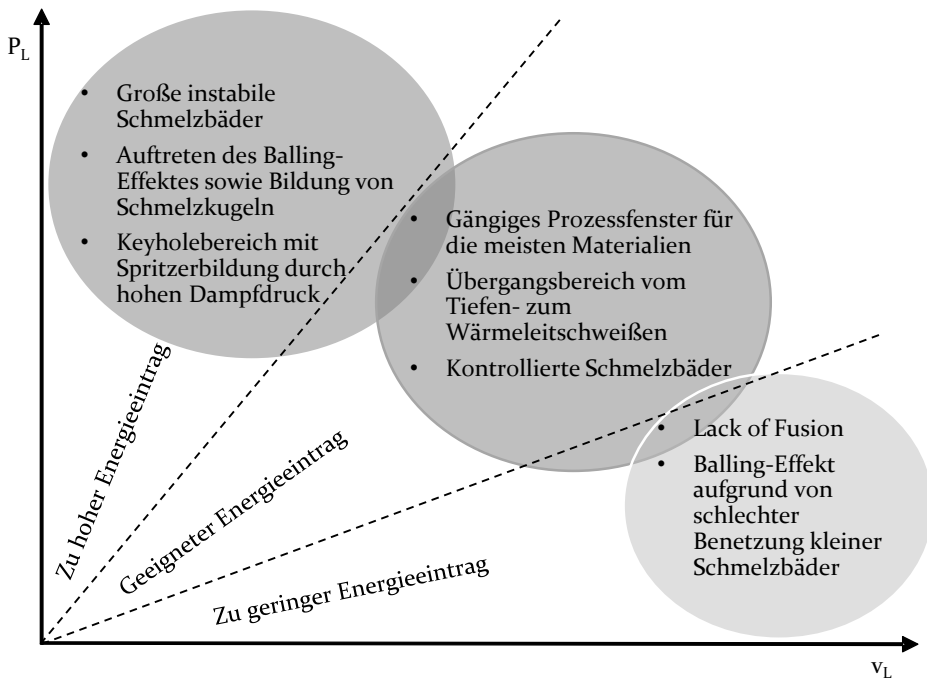


Bild 18: Prozessfenster sowie Prozessfehler in Abhängigkeit des Energieeintrages (eigene Darstellung resultierend aus [117] [121] [130] [131] [132] [P9])

Dies liegt hauptsächlich an der Verarbeitung verschiedener Werkstoffe mit unterschiedlichen charakteristischen Eigenschaften wie Absorption und Wärmeleitfähigkeit im pulvern sowie festen Zustand. Die auftretenden Fehlerbilder lassen sich dennoch mit materialspezifischen Erklärungsansätzen kategorisieren. Eine gängige und sinnvolle Einteilung anhand der Literatur [117] [121] [130] [131] [132] [P9] und in dieser Arbeit gewonnenen Erkenntnissen erfolgt nach dem in das Material eingebrachten Energieein-

trag, dargestellt in Bild 18. Der Prozessfehler des sogenannten Balling-Effektes (Kugelbildung) gilt in den meisten Fällen als Abbruchkriterium des Prozesses, da durch Kugelbildung der Schmelze, aufgrund des physikalischen Bestrebens der Minimierung der freien Oberflächenenergie im schmelzflüssigen Zustand, ein weiterer Schichtauftrag nicht mehr einwandfrei möglich ist. Das Entstehen des Balling-Effektes kann auf zwei grundsätzliche Phänomene zurückgeführt werden:

- Schlechtes Benetzungsverhalten kleiner Schmelzbäder aufgrund hoher Verfahrensgeschwindigkeit des Lasers (verbreitet beobachteter Effekt [130] [133] [134] [135] [136])
- Instabilität großer Schmelzbäder aufgrund hoher Leistungen und geringer Vorschubgeschwindigkeit des Lasers [P4] [117] [130]

Beide Fehlerbilder sind auf das Phänomen der Kugelbildung, einer Minimierung der freien Oberflächenenergie bei Erhaltung des gleichen Volumens, zurückzuführen. Das Benetzungsverhalten von Flüssigkeiten unter Einbezug der Kontaktwinkel wird grundsätzlich über die Youngsche Gleichung bestimmt (siehe Anhang 1). Die Kugelbildung kann jedoch über die Plateau-Rayleigh-Instabilität beschrieben werden. Hier spielt das Längen-Durchmesser-Verhältnis des Schmelzbades eine entscheidende Rolle, wobei nach Chandrasekhar [137] eine Stabilität bei

$$\frac{\pi d}{l} > 1 \quad (23)$$

vorliegt, wobei d den Durchmesser des halbzylindrischen Schmelzbades und l die Länge darstellt. Demzufolge wird der Zustand bei einer verhältnismäßigen Überschreitung der Länge des Schmelzbades instabil und kolliert in Form einer Kugelbildung bei Erhaltung des Volumens. Beim Verfahren des LPBF wird eine Verlängerung des Schmelzbades ausschließlich durch eine Erhöhung der Lasergeschwindigkeit erzielt. Dies wird in Gusev et al. [135] [136] sowie Yadroitsev et al. [138] anhand von Modellierungen und experimentell veranschaulicht. Der Balling-Effekt bei hohen Lasergeschwindigkeiten ist entsprechend die vorwiegende Ausprägung der beobachteten Erscheinungen von Kugelbildungen beim LPBF. Weiterhin gilt der drastische Übergang zwischen den Werten der Wärmeleitfähigkeit des Feststoffes und Pulvers [127] [139] [140] als oftmalige Fehlerquelle während des Prozesses (Aufstellen der Kanten des Bauteiles, elevated edges) [141] [142].

Stoll et al. [P9], Becker [117] sowie Kruth et al. [130] beobachten jedoch auch bei langsamen Lasergeschwindigkeiten und entsprechend hohen Laserleistungen Prozessfehler der Kugelbildung. Hier ist jedoch nicht das Abreißen der Schmelzspur in Kombination mit schlechtem Benetzungsverhalten, wie vorherig dargestellt, verantwortlich, sondern eine Instabilität des großen Schmelzbades. Sobald die Oberfläche des Schmelzbades jene einer Kugel bei gleichem Volumen überschreitet, tritt ohne die Betrachtung weiterer Einflussfaktoren physikalisch eine Kugelbildung ein. Dieser Effekt tritt verstärkt am Rand des Bauteiles auf, wo durch die schlechtere Wärmeleitfähigkeit des Pulvers die höchsten Temperaturen und entsprechend größten Schmelzbäder entstehen. Kruth et al. beweisen dies rechnerisch und experimentell, wobei ein Längen-Durchmesser-Verhältnis des Schmelzbades größer als 2,1 als kritisch und instabil betrachtet wird [130].

Weitere nennenswerte Prozessfehler sind die explosionsartige Verdampfung, welche möglicherweise zum Prozessabbruch führt, jedoch sicher im Gefüge anhand von sphärischen Poren ersichtlich ist sowie das Lack of Fusion-Schaubild einer unzureichenden Verbindung der aufeinanderliegenden Schichten. Beide Fehlerbilder sind klar voneinander trennbar und liegen an den jeweiligen Enden des optimalen Prozessfensters, respektive Energieeintrages (Bild 18). Die explosionsartige Verdampfung wird durch das Auswerfen von Schmelze aus dem Schmelzbad bei einer Entstehung eines Keyholes mit entsprechendem Plasmadruck beschrieben. Bereits beim Laserstrahlschweißen treten derartige Fehlerbilder auf und werden über den eingebrachten Energieeintrag geregelt, sodass entstehender Plasmadruck anhand der Verdampfung und Ionisation von Material im Gleichgewicht mit dem ausübenden Druck des Schmelzbades liegen soll [143]. Das Schaubild des Lack of Fusions tritt meist bei Materialien mit geringen Absorptionsraten des Laserlichts sowie hohen Wärmeleiteigenschaften auf. Es werden die aufeinanderliegenden Schichten entsprechend nicht ausreichend miteinander verbunden.

Gegensätzlich hierzu steht der sich wiederholende Prozess der Entstehung von Schmelze, gefolgt von einer Konsolidierung. Durch die Diskrepanz der Temperaturendeckungsfaktoren sowie Volumenunterschiede von Festkörper und Schmelze entstehen innere Spannungen im Bauteil. Dies ist grundsätzlich auch bei konventionellen Verfahren wie beispielsweise dem Gießverfahren bekannt. Der sich wiederholende schichtweise Prozess verstärkt dieses Phänomen drastisch und beaufschlagt LPBF-gefertigte Teile mit verhältnismäßig großen Eigenspannungen bis hin zum Verzug und zu schichtweisen Delaminationen [130] [144] [145]. Entstehende hohe Temperaturgradienten (∇T) sind der treibende Faktor für derartig verbleibende

Spannungen im Material, was durch verschiedene Prozesstechniken und -optimierungen, wie beispielsweise Anpassung der Scanvektorstrecken, thermischen Nachbehandlungen und Mehrfachbelichtungen eines Layers, beeinflusst werden kann [130] [146]. Ein geeignetes Prozessfenster liegt somit zwischen den Extrema der Verfahrgeschwindigkeit des Lasers bei möglichst hohen Laserleistungen, um wirtschaftliche Aufbauraten zu erreichen.

Gefügeentstehung

Aufgrund der beim LPBF auftretenden hohen Temperaturgradienten im Bereich von ca. 10^3 K/mm sowie Erstarrungsgeschwindigkeiten von ca. 2000 mm/s resultieren Abkühlgeschwindigkeiten im Bereich von $2 \cdot 10^6$ K/s [120].

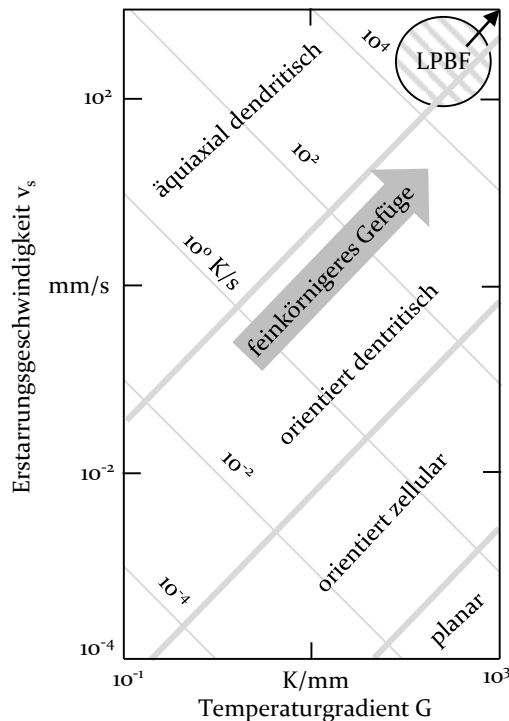


Bild 19: Gefügeausprägung in Abhängigkeit von Erstarrungsgeschwindigkeit und Temperaturgradient, in Anlehnung an [147]

Bild 19, erstellt in Anlehnung an [147] und [148], zeigt anhand genannter Kennwerte Tendenzen entstehender Gefügestrukturen. Die Neigung der Entstehung eines vorwiegend dendritischen, anisotropischen Gefüges bei verschiedensten Materialien und Legierungen bestätigen Gefüge- und

EBSD (Electron Backscatter Diffraction)-Analysen verschiedener Publikationen in Aufbau- und entsprechend Abkühlrichtung [109] [115] [149] [150] [151] [152] [153]. Eine weitere Charakteristik ist die Entstehung eines feinkörnigen Gefüges durch hohe Abkühlgeschwindigkeiten [147] [154], dargestellt durch diagonale parallele Linien in Bild 19. Anhand des vorliegenden Gefüges lassen sich direkte Korrelationen zu mechanischen Kennwerten des Werkstoffes ziehen. Das beim LPBF entstehende feinkörnige Gefüge beispielsweise weist aufgrund der Menge an auftretenden Korngrenzen vermehrt Hindernisse für bestehende Abgleitebenen auf, was in einer erhöhten Streckgrenze R_p und Härte (Feinkornhärtung) resultiert, beschrieben in der Hall-Petch-Beziehung (siehe Anhang 1). Auch dieses Verhalten ist anhand verschiedenster Publikationen bestätigt [115] [149] [153].

Laser Powder Bed Fusion von Kupfer

Wie in den Abschnitten 2.4.2 sowie 3.3.1 beschrieben, weist der pulverförmige Werkstoff Kupfer im NIR-Bereich und darüber hinaus sehr hohe Reflexionsraten auf. Auch Becker [117] hat entsprechende Absorptionsmessungen von Kupfer bei den Wellenlängen von 515 nm und 1064 nm mit unterschiedlichen Zuständen (Blech entoxidiert, Blech entoxidiert mit zehntägiger Lagerung an Luft, standgestrahlt, Schmelze und Pulver) durchgeführt, siehe Bild 20.

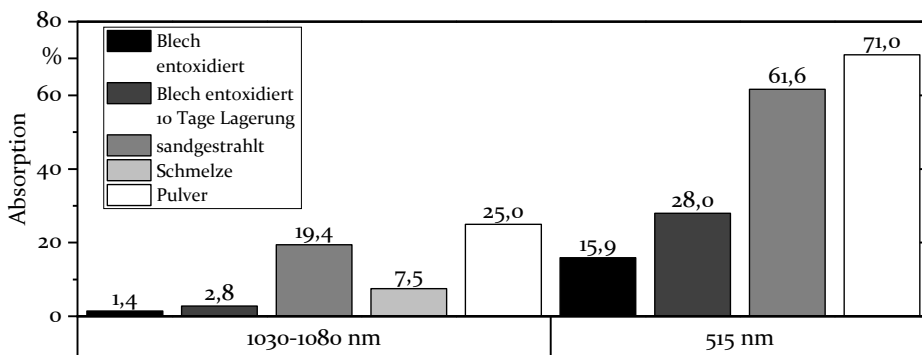


Bild 20: Absorptionsmessungen von Kupfer in verschiedenen Zuständen bei 515 nm und 1064 nm, in Anlehnung an [104]

Neben der bereits erwähnten höheren Absorption bei der grünen Wellenlänge hat auch der Zustand der Oberfläche des Materials einen erheblichen Einfluss auf die optischen Eigenschaften des Materials. Die durch das Sandstrahlen erzielte größere Rauheit bewirkt ähnlich wie im Pulverbett eine diffuse Reflexion des Lichts, wobei hier innerhalb des Rauheitsprofils wiederum Absorption entsteht. Sehr glatte Oberflächen weisen aufgrund einer

annähernd spiegelnden und gerichteten Reflexion deutlich geringere Absorptionsraten von ca. 1,4 %, im Gegensatz zu ca. 25 % im Pulverbett bei 1064 nm auf. Neben hohen Reflexionswerten sind die Diskrepanzen der Absorption zwischen den verschiedenen Material- und Aggregatzuständen beim LPBF (Pulver, Feststoff, Schmelze, Plasma) eine große Herausforderung. Dementsprechend ist nicht nur ein vollkommenes Aufschmelzen des Materials, sondern auch die Prozessstabilität ein zu erforschendes Kriterium, insbesondere bei der industriell gängigen Wellenlänge von ca. 1 μm . Auch das Laserschweißen von Kupfer und Kupferlegierungen adressiert vergleichbare Problemstellungen, welche zusammenfassend mit der Verwendung einer grünen Strahlquelle oder mit Erhöhung der Laserleistung im Bereich mehrerer kW bei hohen Verfahrensgeschwindigkeiten von ca. 6 m/s sowie zeitlicher und örtlicher (Wobbling) Leistungsmodulation zur Stabilisierung des Schmelzbades gelöst werden [126] [143] [155]. Unter Temperatureinfluss steigt die Absorption von hoch reflektiven Metallen, beschrieben durch das Drude-Modell [156], dargestellt in Bild 21.

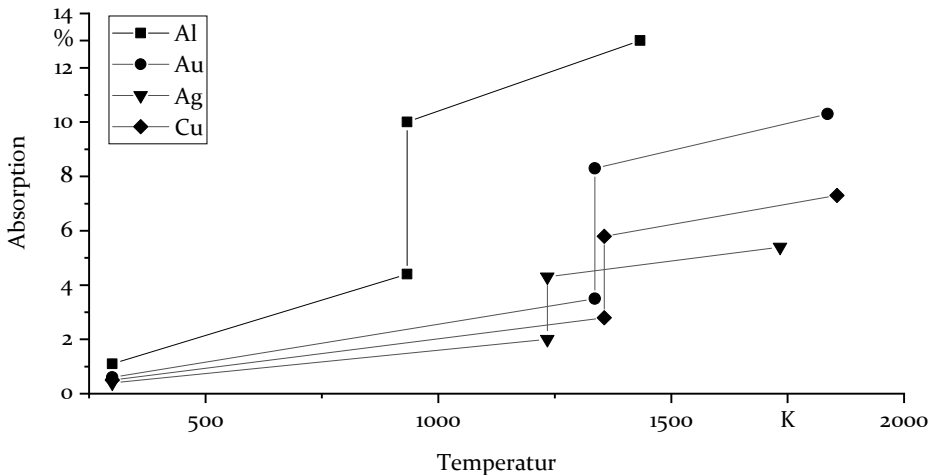


Bild 21: Temperaturabhängige Absorption ausgewählter Metalle bei einer Wellenlänge von 1 μm ; Werte aus [156]

Im Vergleich zur Absorption von Kupfer von ca. 1,4 % bei Raumtemperatur in Bild 20, liegt im Drude-Modell eine Absorption von 0,5 % vor, da hier ausschließlich die Absorption des Lichtes über die freien Elektronen im Modell ohne jegliche Oberflächenmodifikationen berücksichtigt wird. Grundsätzlich kann man anhand des Modells jedoch davon ausgehen, dass die Absorption bei erhöhter Temperatur steigt.

Der Stand der Forschung des LPBF von Kupfer wird in Tabelle 3 zusammenfassend mit den jeweils erzielten Qualitätsmerkmalen dargestellt.

Tabelle 3: Stand der Forschung LPBF von Kupfer

Laser Powder Bed Fusion									
Autor	Cu-Gehalt	Wellenlänge	P _L	v _L	d _F	Dichte	mech. Kennwerte	el. Kennwerte	therm. Kennwerte
Becker, 2014 [117]	>99,9 %	1080 nm	940 W	10-300 mm/s	ca. 120 µm	95,9 %	-	-	-
Lykov et al., 2016 [157]	k.A.	10,6 µm	200 W cw	100 mm/s	35 µm	88,1 %	R _m =149 MPa	-	-
Kaden et al., 2017 [158]	99,0 %	1030 nm	20 W p	100 mm/s	35 µm	-	-	-	-
Masuno et al., 2017 [159]	k.A.	450 nm	100 W cw	50 mm/s	200 µm	-	-	-	-
Colopi et al., 2018 [160]	99,9 %	1070 nm	600 W cw	1000 mm/s	78 nm	97,8 %	-	-	-
Ikeshoji et al., 2018 [161]	99,9 %	Ca. 1 µm	800 W cw	300 mm/s	100 µm	96,6 %	-	-	-
Colopi et al., 2019 [162]	99,9 %	1070 nm	600-1000 W cw	1000-3000 mm/s	78 µm	99,1 %	-	-	-
Jadhav et al., 2019 [163]	99,95 %	1080 nm	800 W cw	400 mm/s	40 µm	ca. 98 %	-	51 MS/m (88% I-ACS)	-
Kaden et al., 2019 [164]	>99 %	515 nm	20 W p	k.A.	30 µm	64 %	-	6 MS/m (10% I-ACS)	43 W/mK
Shibata et al., 2019 [165]	k.A.	450 nm	100 W cw	5 mm/s	100 µm	97,8 %	-	-	-
Constantin et al., 2020 [166]	99,5 %	1070 nm	400 W cw	400 mm/s	70 µm	95 %	-	57 MS/m* (98% IACS)	368 W/mK**
Wagenblast et al., 2020 [167]	99,9 %	515 nm	bis zu 1kW	k.A.	200 µm	99,8 %	R _m =241,8 MPa (0°), 233,5 MPa (90°) R _{p0,2} =161,0 MPa (0°), 162,0 MPa (90°) E=123,5 GPa (0°), 133,5 GPa (90°)	58 MS/m (100% I-ACS)	-
Stoll et al., 2020 [Pg]	99,9 %	1070 nm	500 W	600 mm/s	35 µm	99,8 %	-	57 MS/m (98 % I-ACS)	-

*Messung nicht genau nachvollziehbar, **Messwerte errechnet anhand Wiedemann-Franz'schem Gesetz, siehe Anhang 1

Gängige Kupferlegierungen mit Legierungselementen wie beispielsweise Cr, Zr, Ni, Si, Sn sind bereits verarbeitbar und teilweise im Hinblick auf erreichbare mechanische, elektrische und thermische Materialkennwerte

erforscht [117] [168] [169] [170] [171] [172]. Auch Kohlenstoff-Beimischungen [173], Cr- [174] Sn- [175] [176], Ni-Ummantelungen [176] sowie eine Oxidation der Oberfläche [177] einzelner Kupferpartikel werden angewandt, um die Absorption und entsprechend die resultierende Materialdichte zu erhöhen. Dadurch entstehen jedoch erhebliche Verluste im Hinblick auf die elektrische Leitfähigkeit. Werte von 88,8 % [177], 80,0 % [175], 48,8 % [171], 39,2 % [173], 29 % [171], 24 % [174] und 20 % [172] IACS im gefertigten Zustand können maximal erreicht werden. Der zu Grunde liegende Zusammenhang zwischen Legierungselementen im Kupfergefüge und dem Einfluss auf die elektrische Leitfähigkeit des Materials kann Anhang 4 entnommen werden.

Der Stand der Forschung des LBPF von Kupfer weist vorwiegend drei Problemstellungen auf:

- Unzureichende Dichtewerte
- Prozessstabilität noch nicht gewährleistet
- Zu wenig quantitative Messwerte im Hinblick auf die Werkstoffeigenschaften

Trotz der bereits bestätigten Möglichkeit der Herstellung von Proben mit einer Dichte >99,5 % unter der Verwendung eines grünen Lasers (515 nm) [167] und NIR-Lasers (1070 nm) [P9] besteht aufgrund der in den Publikationen verwendeten einfachen Würfelgeometrien noch erheblicher Forschungsbedarf im Hinblick auf die geometrieflexible Fertigung von Bauteilen. Insbesondere bei Werkstoffen mit hoher Reflektivität und Wärmeleitfähigkeit ist ein engeres Prozessfenster zu erwarten [133], was in Abschnitt 4.3 detaillierter behandelt wird.

Auch durch eine Verwendung von blauen Dioden-Lasern mit noch höherer Absorption im Werkstoff sind bisher keine qualitativ hochwertigen Proben fertigbar [159] [165], was maßgeblich an der begrenzten Leistungsfähigkeit der Laser und der beim Dioden-Laser einhergehenden schlechteren Strahlqualität und somit Fokussierbarkeit liegt [178]. Hier ist die Bauteilqualität maßgeblich von der Weiterentwicklung besagter Dioden-Laser abhängig.

Unter Verwendung von FIR-Strahlung ist die Absorption zu gering, um auch mit hohen Laserleistungen dichte Bauteile generieren zu können. Eine theoretische Möglichkeit bestünde in der Verwendung derart hoher Laserleistungen, um, wie in Bild 14 dargestellt, im Bereich der Plasmaabsorption arbeiten zu können, wobei hier von einer immensen Prozessinstabilität ausgegangen werden muss.

Die NIR-Strahlung bildet somit den Übergang von sichtbarer Wellenlänge mit sehr guter Verarbeitbarkeit bis hin zum FIR-Bereich mit sehr schlechter Verarbeitbarkeit des Kupfers. Deshalb beschäftigt sich ein Großteil der in Tabelle 3 genannten Publikationen mit der industriell verbreitet angewandten Wellenlänge im Bereich von $1\text{ }\mu\text{m}$. Die Hauptproblematiken sind hierbei zusammenfassend eine zu geringe Laserleistung oder ein zu großer Laserspot in der Bearbeitungsebene, weswegen keine durchgängig dichten Proben hergestellt werden können und das Phänomen des Lack of Fusions auftritt. Oftmals wird deshalb versucht über geringe Verfahrensgeschwindigkeiten des Lasers den nötigen Energieeintrag in das Material einzubringen, was konsequent zu Prozessfehlern, wie der Entstehung von Schmelzkugeln, Delaminationen und Überhitzungen, führt [117].

Auch die Verwendung gepulster Strahlquellen mündet nicht in einer Realisierung kontinuierlicher Schmelzbäder und ausreichend hoher Dichtewerte [158] [164]. Da die Prozessentwicklung im Vordergrund steht und eine Evaluierung von Materialkennwerten bei schlechter Bauteilqualität noch nicht zielführend ist, sind nur vereinzelt und stichprobenartig, mechanische, elektrische und thermische Eigenschaften des Materials genannt, siehe Tabelle 3. Auch hier besteht dementsprechend noch erheblicher Forschungsbedarf.

Alternative Verfahren

Alternativ kann Kupfer auch mit anderen additiven Verfahren verarbeitet werden. Hier ist insbesondere das dem LPBF sehr ähnliche Verfahren des EBM (Electron Beam Melting) oder SEBM (Selective Electron Beam Melting) zu nennen, welches anhand eines Elektronenstrahls Material im Pulverbett aufschmilzt. Dadurch wird der beschränkende Faktor der Reflexionen eliminiert, weswegen eine Verarbeitung des Kupfers zu Dichtewerten nahezu 100 % möglich ist. Des Weiteren werden Werkstoffkennwerte mit einer elektrischen Leitfähigkeit von über 58 MS/m ($>100\text{ }\%$ IACS), Härtegrade von 55 HVo,05 und 46 HV5, eine Zugfestigkeit R_m von ca. $177,0\text{ MPa}$ sowie Wärmeleitfähigkeiten von $386\text{--}412\text{ W/mK}$ erzielt. [179] [180] Ein weiteres additives Verfahren mit welchem Kupfer verarbeitet wird, stellt das Binder-Jetting (BJ) dar. Hier können Dichtewerte von bis zu $94,34\text{ }\%$ in gesintertem und bis zu $99,78\text{ }\%$ in heiß isostatisch gepresstem (HIP) Zustand erreicht werden [181]. Eine geeignete Zusammenfassung additiver Kupferverarbeitender Verfahren haben Tran et al. im Rahmen eines Papers verfasst, welches ergänzend zu vorliegender Arbeit dienen kann [182].

2.6 Grundlagen der Laserbearbeitung von Keramiken

Im Hinblick auf das LPBF von Metallpulver auf keramischem Substratmaterial ist aufgrund der durch das Pulverbett durchdringenden Strahlung sowie Mehrfachreflexionen die Laser-Keramik-Wechselwirkung von besonderer Bedeutung. In Anbetracht von laserbasierten abtragenden Verfahren wie beispielsweise dem Bohren, Schneiden oder Gravieren von Keramiken hat maßgeblich die Dauer der Wechselwirkung einen Einfluss auf die Qualität und das Schaubild des Endproduktes. Aufgrund der Unbeständigkeit keramischer Materialien gegen sprunghafte Temperaturänderungen (thermischer Schock) werden bei der Keramikbearbeitung grundsätzlich gepulste Strahlquellen angewandt. Pulsdauern im Bereich von Femtosekunden (10^{-15} Sekunden) sind heutzutage Stand der Technik [93]. Durch den kurzen gepulsten Energieeintrag des Lasers werden vorzugsweise Elektronen ohne phononische Schwingungen, übermittelt durch Stöße der Elektronen mit den Atomrümpfen, angeregt und in Schwingung versetzt. Bei ausreichender Intensität des Lasers und einer einhergehenden elektrischen Feldstärke kann dadurch Material mit einer Entstehung des plasmaförmigen Zustands sublimiert (direkte Überführung des Werkstoffes vom festen in den gasförmigen Zustand) werden. Plasma entsteht hierbei durch Auftreffen der Laserstrahlung in den entstandenen Materialdampf, wodurch dieser Ionisationsprozessen ausgesetzt sein kann [98]. Der Ablationsprozess kann in drei Kategorien eingeteilt werden:

- Thermischer Prozess (Wechselwirkung deutlich länger als die Relaxationszeit von Vibrationen des Kristallgitters oder Elektronenstößen)
- Photochemischer Prozess (Wechselwirkung kürzer oder gleich der mittleren freien Flugzeit τ der Elektronen)
- Photophysikalischer Prozess (Überlagerung des thermischen und photochemischen Prozesses)

[93]. Eine detaillierte Beschreibung der verschiedenen Prozesse ist im Rahmen vorliegender Arbeit nicht notwendig, jedoch eine Abgrenzung der jeweiligen Phänomene essenziell. Haupteinflussfaktor ist, wie bereits erwähnt, die zeitliche Wechselwirkung zwischen Laser und Material. Daher kann man auch den genannten drei Kategorien Tendenzen verschiedener Pulsdauern zuordnen. Im Bereich von Nanosekunden-Lasern liegen vorwiegend thermische Prozesse vor, was mit der Entstehung von Schmelze, Verdampfung und Plasma einhergeht. Bei Ultrakurzpuls-Lasern (UKP-La-

ser) im Bereich von Femtosekunden sind photochemische Prozesse zu erwarten [93]. Diesbezüglich findet man bei Nichtmetallen anhand der Coulomb-Explosion [183] und bei Metallen anhand des Two-Temperature-Models [184] detailliertere Beschreibungen der Phänomene sowie entsprechend diverse Anwendungen im Bereich der Materialbearbeitung [93]. Anhand der Definition der Wärmeleitfähigkeit nach

$$k = \frac{\pi^2 n k_B^2 T \tau}{3 m_0} \quad [95] \quad (24)$$

mit $n = \frac{N}{V}$ (Leitungselektronen pro Volumen), k_B der Boltzmann-Konstante des Festkörpers, T der Temperatur, m_0 der Elektronenmasse, lässt sich der Zusammenhang der resultierenden Wärmeleitfähigkeit in Abhängigkeit der materialspezifischen mittleren freien Flugzeit τ der Elektronen und der Einwirkzeit des Lasers erklären.

Anhand der schematischen Darstellung in Bild 22 wird eine Abgrenzung des photochemischen und photophysikalischen Abtragprozesses verdeutlicht. Bei ingenieurwissenschaftlichen Anwendungen wird oftmals zwischen Schmelz- und Sublimationsabtrag [185] sowie Ablation unterschieden [98] [186].

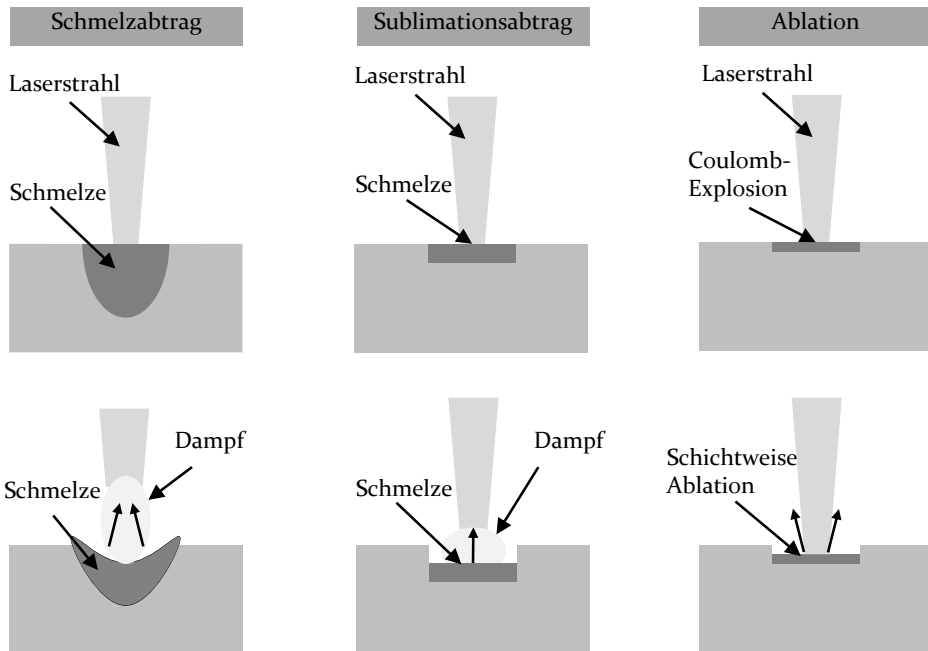


Bild 22: Schematische Darstellung Schmelzabtrag (links), Sublimationsabtrag (Mitte) und Ablation (rechts), in Anlehnung an [98] und [186]

Beim Schmelz- und Sublimationsabtrag wird anhand der gängigen Literatur nur zwischen der Menge der entstehenden Schmelze unterschieden, wobei beim Sublimationsabtrag weniger Schmelze entsteht und somit die Abtragsgeometrie genauer und schärfer ist [98] [186]. Ablationsanwendungen entsprechen annähernd dem photochemischen Prozess ohne jegliche Wärmeleitung, wobei jene Verfahren sich nicht nur durch die Dauer der Licht-Materie-Wechselwirkung, sondern auch durch die vorhandenen Materialeigenschaften unterscheiden lassen [186]. Im Zusammenhang mit dem Schmelzen und Fügen von Metallpartikeln auf dem keramischen Substrat mittels Laser entsteht ein Konflikt anhand der bisher beschriebenen Phänomene: Aufgrund der Voraussetzung einer möglichst geringen Schädigung des keramischen Substrates ist eine Verwendung einer gepulsten Strahlquelle zielführend. Andererseits gilt es die aufgetragenen Metallschichten zu einem möglichst dichten Gefüge zu verschmelzen, was eine kontinuierliche Strahlemission erfordert. Um Bauteilschädigungen durch thermisch induzierte mechanische Spannungen abschätzen zu können, dient die Gleichung für die Wärmeeindringtiefe

$$\delta_w = 2\sqrt{at} \quad (25)$$

mit a als Temperaturleitfähigkeit des Materials und t der Wechselwirkungszeit [98]. Die maximale ertragbare Temperaturdifferenz ΔT_c kann durch den Thermoschockgütewert R

$$R = \frac{\sigma_c(1 - \nu)}{E * \alpha} = \Delta T_c \quad (26)$$

mit σ_c als maximal ertragbare mechanische Belastung, ν der Poissonzahl, E dem E-Modul und α des thermischen Ausdehnungskoeffizienten des Materials beschrieben werden [187] [188]. Um eine Abschätzung der im Werkstoff absorbierten Energie tätigen zu können, sind Absorptionsmessungen aus Abschnitt 3.3.2 notwendig sowie eine entsprechende Temperaturabhängigkeit des Materials, siehe Bild 23. Es ist ersichtlich, dass die Absorption einer Al_2O_3 -Keramik bei Strahlung im Bereich von $1\text{ }\mu\text{m}$ bis unter den Verdampfungsbereich bei ca. $3000\text{ }^\circ\text{C}$ kontinuierlich steigt. In diesem Zustand wird die Strahlung fast vollständig im Material absorbiert. Reflexionswerte von ca. 80 % bei Raumtemperatur und einer Wellenlänge von $1\text{ }\mu\text{m}$ können analog Bild 35 entnommen werden. Insbesondere bei keramikschonenden Anwendungen wie Fügeverfahren hat dieses Verhalten einen großen Einfluss auf die letztendliche Qualität des Bauteiles. Dadurch muss, wie bereits beschrieben, die Laserleistung sowie -geschwindigkeit angepasst werden, um wärmeleitende Effekte eingrenzen zu können, siehe Abschnitt 5.1 und 5.2.2.

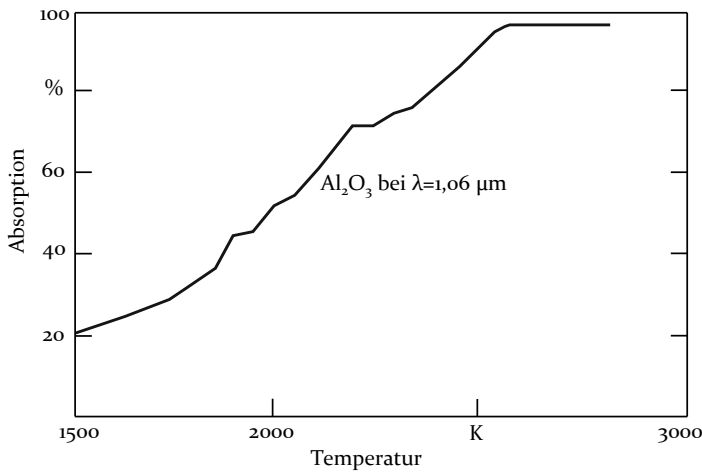


Bild 23: Temperaturabhängige Absorption von Al_2O_3 , in Anlehnung an [189]

2.7 Zusammenfassung des Standes der Technik und Forschung

Anhand des dargestellten Standes der Technik und Forschung können neben den konventionellen Herstellungstechniken für leistungselektronische Substrate verschiedene additive Verfahren mit einhergehenden Stärken und Schwächen identifiziert werden. Aufgrund einer steigenden Nachfrage nach Hochtemperaturanwendungen mit hervorragenden Zuverlässigkeiten gelangen die beiden Nichtoxidkeramiken AlN und Si_3N_4 in Kombination mit einem AMB-Prozess immer mehr in den Vordergrund, wobei DCB-Substrate nach wie vor den größten Marktanteil einnehmen.

Bisher angewandte additive Verfahren zur Schaltungsträgerherstellung auf Keramiken lassen sich grundsätzlich in Hochstrom- und Niederstromanwendungen einteilen, wobei Metallisierungen, hergestellt mittels gedruckter Elektronik, vorwiegend in den Niederstrombereich fallen und das Thermische Spritzen sowie laserbasierte Metallisierungsmethoden meist auf Hochstromanwendungen abzielen. Additive Verfahren haben grundsätzlich den Vorteil der Einsparung von Werkzeugen, erhöhen die Flexibilität in der Fertigung und eröffnen neue Wege der räumlichen Schaltungsträgerherstellung. Als nachteilig sind hier jedoch noch die Qualität der Metallisierungen sowie erhebliche Einschränkungen im Hinblick auf Produktions- sowie Durchlaufzeiten zu nennen. Dreidimensionale Metallisierungen sind jedoch bisher mit konventionellen und additiven Verfahren nicht

möglich, was eine detaillierte Erforschung des LPBF-Prozesses auf keramischen Substratmaterialien erfordert.

Die Herausforderung des Kupferschmelzens mittels Laser kann entweder mit einer Anpassung der Wellenlänge im sichtbaren Bereich oder anhand der Verwendung höherer Laserleistungen im niederen kW-Bereich mit brillanten Strahlquellen und entsprechender guten Fokussierbarkeit, um eine gewisse Schwellintensität zu überschreiten (siehe Bild 14), erreicht werden. Detaillierte Untersuchungen und Lösungsansätze sind, unter Verwendung einer Laserstrahlung mit einer Wellenlänge von 1070 nm, in Kapitel 4 dargestellt.

Gegensätzlich dazu steht die Laserbearbeitung von keramischen Substraten unter der Nutzung von gepulsten Strahlquellen, bei welchen thermische Effekte vermieden werden, um Rissbildungen und Schädigungen des Substrates vorzubeugen. Die Herausforderung der Herstellung einer keramikschonenden Kupfer-Metallisierung im Pulverbett mittels Laser gilt es mit angepassten Prozessparametern und erlangtem Know-how anhand der dargestellten Forschungsarbeiten sowie einem Verständnis der unterschiedlichen Licht-Materie-Wechselwirkung von Metallen und Keramiken zu lösen, dargestellt in Kapitel 5.

3 Konzeptionierung der Versuchsumgebung

Die Strukturierung nachfolgender Kapitel und Abschnitte erfolgt anhand des in Bild 24 dargestellten Ursache-Wirkungs-Diagramms, einer Auswahl beobachteter, relevanter Einflussfaktoren auf den Prozess des LPBF von Kupfer, ermittelt in vorliegender Grundlagenforschung.

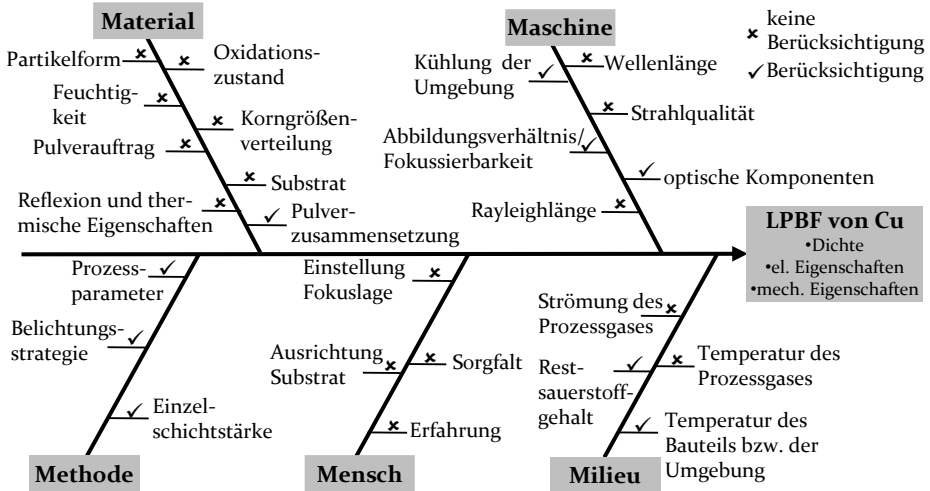


Bild 24: Ursache-Wirkungsdiagramm des LPBF-Prozesses von Kupfer

Um den in Abschnitt 2.5 erläuterten Herausforderungen bei der Verarbeitung von Kupfer und Aluminiumoxid im LPBF-Verfahren zu begegnen, ist eine entsprechende Anlagentechnik erforderlich, um qualitativ hochwertige Proben herstellen zu können. Zunächst muss gewährleistet werden, dass der Werkstoff Kupfer unter einer ausreichend inerten Atmosphäre möglichst oxidfrei in den schmelzflüssigen Zustand überführt werden kann. Zusätzlich sind gemäß dem Stand der Forschung aus den Abschnitten 2.4.2 und 2.5 hohe Laserintensitäten erforderlich, um den hochreflektierenden Werkstoff Kupfer mit hervorragender Wärmeleitfähigkeit zu verarbeiten. Darüber hinaus sind in Anbetracht einer Verbindung von Kupfer und Aluminiumoxid während des Prozesses erhöhte Temperaturen des keramischen Substratmaterials notwendig, um unter anderem Diffusionsprozesse zu ermöglichen. Durchgeführte Maschinenmodifikationen können Abschnitt 3.1 entnommen werden.

Die Materialien Kupfer und Aluminiumoxid werden in Abschnitt 3.3 hinsichtlich ihrer physikalischen Eigenschaften mit dem Schwerpunkt des optischen Verhaltens beider Werkstoffe sowie einer Partikelanalyse des Kupfers näher beleuchtet. Gewonnene Erkenntnisse tragen maßgeblich zum gesamten Prozessverständnis des Fügens beider Werkstoffe mittels Laserstrahlung bei.

Eine detaillierte Untersuchung der Methode sowie Milieu mit den einhergehenden Einflussfaktoren ist Abschnitt 4.3 zu entnehmen. Mittels statistischer Versuchspläne unter Berücksichtigung verschiedener Prozessparameter wie beispielsweise der Laserleistung, der Lasergeschwindigkeit, des Spurabstands (hatching distance), der Einzelschichtstärke, der Belichtungsstrategie, der Temperatur des Bauteils sowie der Prozessumgebung und des Restsauerstoffgehalts kann ein umfangreiches Prozessverständnis erreicht werden.

Die Einflussgröße Mensch in Form eines Werkers oder Anlagenbedieners wird im Verlauf der Arbeit nur beobachtet, jedoch nicht anhand statistischer Versuchsplanung näher beleuchtet.

3.1 Angepasste Concept Laser Mlab Cusing R®

Die verwendete Anlagentechnik ist eine an verschiedenen Stellen angepasste Mlab Cusing R® des Herstellers CONCEPT LASER (Baujahr 2014). Im Hinblick auf die Verarbeitung von Kupfer sowie Kupfer-Metallisierungen auf Al_2O_3 werden folgende Anpassungen durchgeführt:

- Erweiterung um beheizbare Bauplattform mit einer maximalen Vorheiztemperatur von ca. 650 °C
- Erweiterung um Wärmebildkamera OPRTIS PI 160 mit 160*120 Bildpunkten bei einer Aufnahmefrequenz von 120 Hz im Spektralbereich von 7,5-13 μm
- Erweiterung um zusätzliche Gaseinspeisung mit manuell verstellbarem Ventil
- Erweiterung um Restsauerstoffmessgerät ORBmax des Herstellers ORBITALUM TOOLS zur Messung des Restsauerstoffgehalts im ppm-Bereich

Zusätzlich werden im Verlauf der Forschungsarbeiten folgende weitere Anpassungen durchgeführt:

- Erhöhung der Laserleistung von 100 auf 500 W: Substitution des ursprünglich verbauten IPG-YLM-100-AC- durch einen IPG-YLR-500-AC-Laser
- Eliminierung eines bei hohen Laserleistungen auftretenden Fokus-shifts (thermal lensing [190]) durch auftretende Absorption der Laserstrahlung in der Linse mit einhergehender Erwärmung: Substitution der ursprünglichen F-Theta-Linse aus Flintglas und einer Brennweite von 160 mm durch eine F-Theta-Linse aus Quarzglas mit einer Brennweite von 163,3 mm (beide QIOPTIQ PHOTONICS)
- Erweiterung um Laser-Schutzglas (Quarz) des Herstellers SCHOTT zwischen F-Theta-Linse und Prozesskammer
- Erweiterung um Strahlaufweiter des Herstellers SILL OPTICS S6EXZ5311/328 mit einem möglichen Vergrößerungsfaktors des Rohstrahls von 1,0-3,0

Bild 25 zeigt die verwendete Anlagentechnik mit detailliertem Aufbau der optischen Elemente.

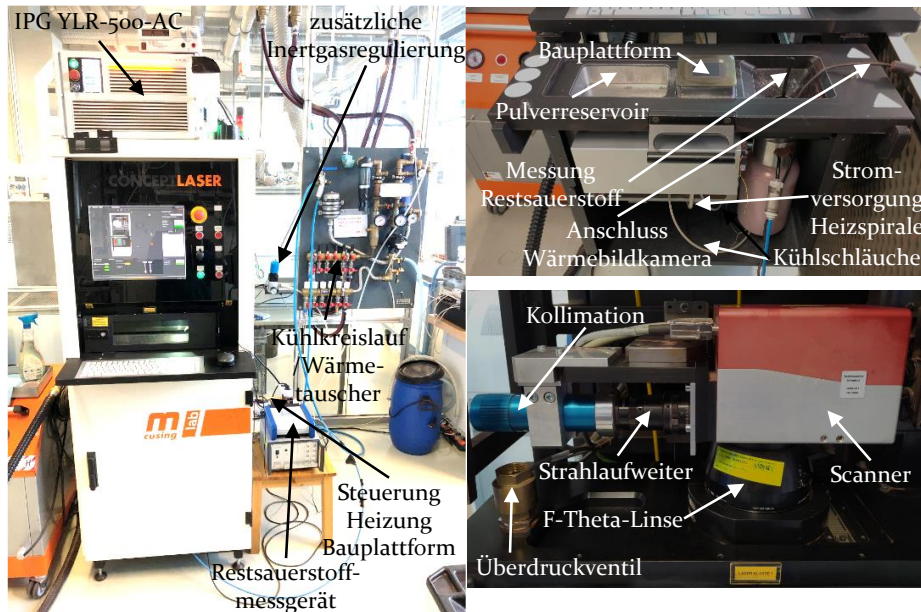


Bild 25: Angepasste CONCEPT LASER Mlab Cusing R mit Aufbau der optischen Elemente

Durch die Verwendung eines single-mode Faserlasers (ca. 10 μm Kern-durchmesser der Faser mit ausschließlicher Ausbreitung der Grundmode

TEM₀₀) bei brillanter Strahlqualität, der Implementierung eines Strahlaufweiters unter Ausnutzung der maximalen Apertur der verwendeten Scaneinheit (RAYLASE Superscan S2) von 15 mm sowie der Verwendung einer F-Theta-Linse mit einer Brennweite von 163,3 mm ist eine Fokussierung des Laserstrahls nach

$$d_F = \frac{\lambda * f' * APO * M^2}{d_R} \quad (27)$$

mit λ der Wellenlänge, f' der Brennweite der F-Theta-Linse, M^2 der Beugungsmaßzahl des Lasers und d_R dem Rohstrahldurchmesser auf bis zu ca. 25 μm möglich. $AP0$ entspricht dem Apodisationsfaktor (ca. 1,25) gemäß der Beschneidung des Strahls durch Aperturen sowie ausgesetzten Beugungseffekten [191]. Eine Übersicht der technischen Konfigurationen kann Tabelle 4 entnommen werden.

Tabelle 4: Kennwerte der verwendeten Anlagentechnik sowie beider verwendeter Strahlquellen mit zugehörigem optischen Aufbau

Technische Daten	IPG-YLR-500-AC (eigener Umbau)	IPG-YLM-100-AC
Max. Laserleistung P_L	500 W	100 W
Wellenlänge λ (Yb:YAG-Kristall)	1070 nm	1070 nm
Beugungsmaßzahl M^2	1,09	ca. 1,1
Brennweite f'	163,3 mm	160 mm
Kollimationsbrennweite f	50-70 mm	50 mm
Strahlparameterprodukt SPP	0,36 mm*mrad	0,36 mm*mrad
Rohstrahldurchmesser d_R ($1/e^2$)	7-10 mm	5 mm
Max. Apertur Scaneinheit	15 mm	15 mm
Min. Fokusspot d_F ($1/e^2$)	ca. 25 μm	ca. 50 μm
Leistungsdichteverteilung (LDV)	Gauß	Gauß
Max. Scangeschwindigkeit v_L	7000 mm/s	7000 mm/s
Max. Vorheiztemperatur	ca. 650 °C	ca. 650 °C
Min. Restsauerstoffgehalt	0-50 ppm	0-50 ppm

Eine Darstellung der Strahlkaustik des Rohstrahls kann Anhang 5 entnommen werden. Um die maximal mögliche Laserintensität gemäß Gleichung (20) in der Bearbeitungsebene durchgängig gewährleisten zu können, wird die F-Theta-Linse substituiert, was den Effekt des Fokusschiftes durch eine starke Erwärmung der Linse eliminiert. Bild 26 zeigt simulationsbasierte Werte des Fokusschiftes der ursprünglich verbauten Flintglas- und neuen Quarzglas-F-Theta-Linse. Dadurch kann im Rahmen der maximalen Laserleistung von 500 W ein konstanter Fokusspot angenommen werden.

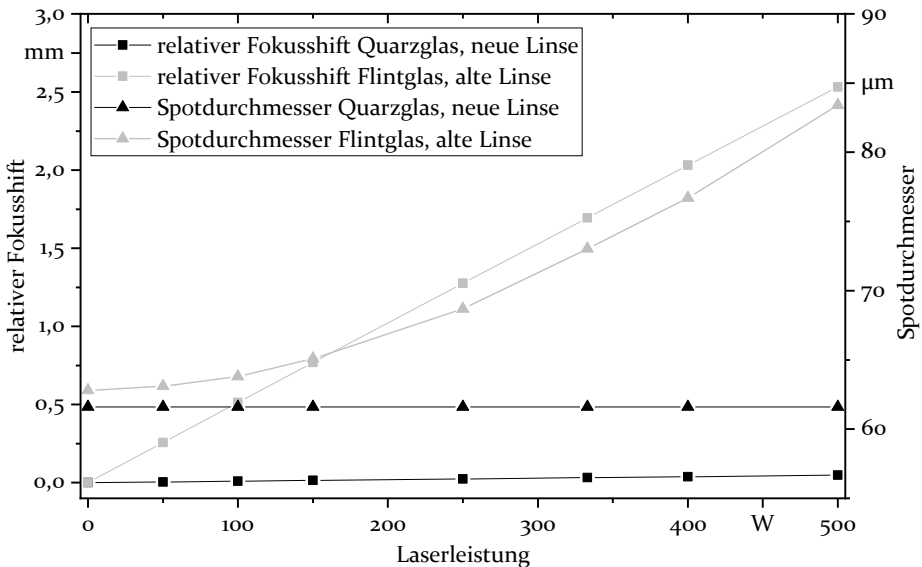
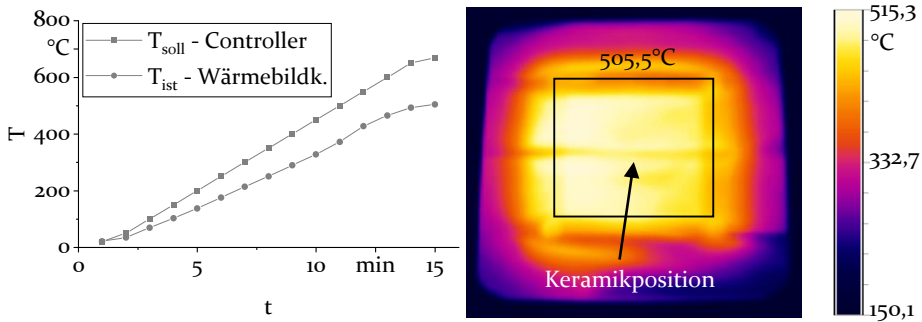


Bild 26: Simulationsbasierte Werte des Fokusschiftes (Werte von QIOPTIQ PHOTONICS)

Um den in Abschnitt 2.6 beschriebenen thermischen Schock des keramischen Substrates zu reduzieren, Diffusionsprozesse des geschmolzenen Kupfers auf der Keramik zu begünstigen sowie auftretende Abkühlraten und spannungsbedingte Delaminationen und Verzug zu minimieren, wird eine beheizbare Bauplattform (geregelt mittels PID-Regler) mit aktiver Wasserkühlung des Gehäuses implementiert. Die verbaute Bauplattform sowie eine Wärmebildaufnahme der Vorrichtung mit eingelegter Aluminiumoxid-Keramik bei ca. 505 °C ist in Bild 27 dargestellt. Eine detailliertere konstruktive Beschreibung der Bauplattform kann Anhang 6 entnommen werden.



Anwendung eines Emissionssprays mit einem Emissionskoeffizienten von 0,97

Bild 27: Links: Dokumentation der Ist- und Solltemperatur der Keramikoberfläche und des Controllers; rechts: Temperaturmessung der Oberfläche der integrierten beheizbaren Bauplattform mit exemplarischer Wärmebildaufnahme bei ca. 505 °C; Daten und Bilder aus [S4] [P10]

3.2 Relevante Prozessparameter

In diesem Kapitel wird ein Überblick über die in dieser Arbeit relevanten Prozessparameter gegeben:

- Volumenenergiedichte E_V
- Laserintensität I_L
- Belichtungsstrategie

Die Volumenenergiedichte E_V ist der Quotient aus dem Parameter der Laserleistung P_L und der theoretischen Aufbaurate V_{Th} . Diese beinhaltet die Faktoren Scangeschwindigkeit v_L des Laserstrahls, Einzelschichtstärke d_S sowie Spurabstand h_S (Hatchabstand). Anhand nachfolgender Gleichung kann der Zusammenhang nachvollzogen werden.

$$E_V = \frac{P_L}{V_{Th}} = \frac{P_L}{d_S * v_L * h_S} \quad (28)$$

Bei E_V handelt es sich entsprechend um einen Energieeintrag pro Volumen [J/mm^3], welcher beim LPBF oftmals als Richtwert der verwendeten Parameterkombinationen angewandt wird. Eine weitere aussagekräftige Kenngröße ist die Laserintensität I_L , unter Einbezug des Fokusspots d_F .

$$I_L = \frac{P_L}{A} = \frac{4 * P_L}{\pi * d_F^2} \quad (29)$$

Die Intensität wird grundsätzlich mit den Einheiten $[W/cm^2]$ angegeben und sollte bei der Angabe der Volumenenergiedichte E_V immer berücksichtigt werden, da in dieser der ausschlaggebende Faktor Fokusspot nicht einbezogen wird. Zusätzlich werden weitere Faktoren wie Vorheiztemperatur, LDV und Scanvektorklängen in den Gleichungen nicht berücksichtigt, weswegen anhand der Werte nur eine Abschätzung erfolgen kann. Insbesondere bei der Verarbeitung von Materialien mit hoher Wärmeleitfähigkeit steigt der Einfluss von I_L sowie der Scanvektorklänge, was in Kapitel 4 näher beschrieben wird.

Mit verschiedenen Belichtungsstrategien ist nun durch unterschiedliche Scanmethoden ein gezielter Energieeintrag mittels Laser möglich. Nachfolgend werden die in dieser Arbeit relevanten Scanstrategien, welche im Rahmen der verwendeten Software CL WRX Control möglich sind, dargestellt:

- Durchgängige Belichtung
- Inselbelichtung

Beide Strategien lassen sich sowohl mit einer uni- und bidirektionalen (alternierende gegensätzliche Richtung der Scanvektoren in einer Schicht) als auch Meanderbelichtung kombinieren. Zusätzlich besteht die Möglichkeit der Wahl einer Wechselbelichtung, welche den Belichtungswinkel schichtweise immer um 90° hin und her (zwei Möglichkeiten) alternieren lässt. Entsprechend wird dadurch bei einer durchgängigen Belichtung einmal (Schicht n) in x - und einmal (Schicht $n+1$) in y -Richtung belichtet, was einer anisotropischen Spannungsverteilung entgegenwirkt [146]. Bei einer Inselbelichtung wird das Bauteil in randomisierte Felder einer fest definierten Größe eingeteilt und in zufälliger Reihenfolge schichtweise belichtet. Bei einer Wechselbelichtung werden die Inseln innerhalb einer Schicht alternierend um 90° gedreht. Dadurch stehen die Scanvektoren der Inseln innerhalb eines Layers senkrecht aufeinander. Bild 28 können die verschiedenen Kombinationsmöglichkeiten schematisch entnommen werden.

Grundsätzlich werden Bauteile im LPBF-Verfahren anhand einer durchgängigen Belichtung gefertigt. Eine etwaige Wechselbelichtung ermöglicht hier eine Reduzierung auftretender lokaler Temperaturspitzen, da wie bereits in Abschnitt 2.5 beschrieben, am Rand des Bauteiles beispielsweise in unmittelbarer Umgebung des Pulvers, höhere Temperaturen herrschen.

Trotzdem entstehen wegen des durchgängigen Energieeintrages des Lasers höhere Temperaturen als bei einem Belichtungssystem, welches ähnlich eines Schachbrettmusters randomisiert kleinere Bereiche hintereinander belichtet und schmilzt.

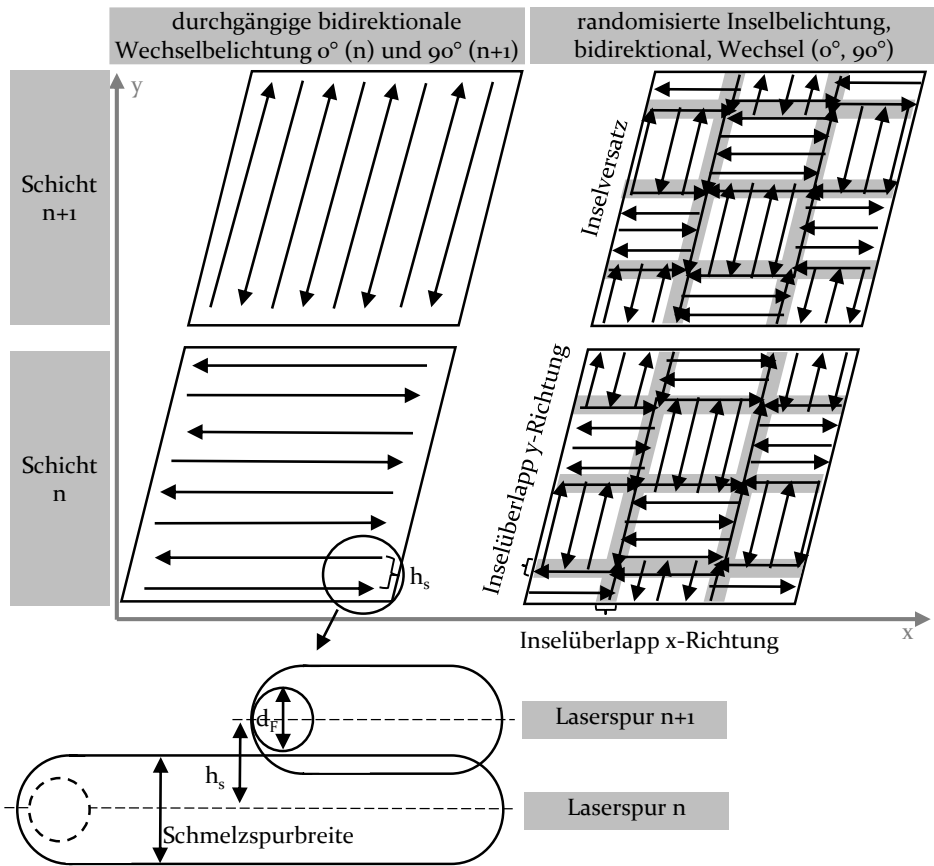


Bild 28: Schematische Darstellung relevanter Belichtungsstrategien

Eine geringere Temperaturentwicklung über das ganze Bauteil entsteht aufgrund der Annahme, dass geringere Temperaturgradienten [130] [146] und eine schnellere Abkühlung [192] durch einen nacheinander folgenden und verteilten Energieeintrag über der Fläche vorliegt (Inselbelichtung). Dadurch werden, im Vergleich zur durchgängigen Belichtung, entstehende thermisch bedingte mechanische Spannungen über das gesamte Bauteil gleichmäßiger verteilt.

Im Gegensatz dazu steht bei der Anwendung einer Inselbelichtung das Auftreten kürzerer Scanvektoren, was grundsätzlich lokale Temperaturerhöhung mit sich bringt [108] [130]. Der Temperaturgradient über einer größeren Fläche (ganzes Bauteil) ist jedoch durch den kontinuierlichen Energieeintrag bei einer durchgängigen Belichtung mit einhergehenden Spannungen im Material größer. Auch das Auftreten von Prozessfehlern wie dem Balling-Effekt wird durch eine randomisierte Inselbelichtung und

der beschriebenen physikalischen Phänomene minimiert, da Überhitzungserscheinungen reduziert werden können.

3.3 Verwendete Materialien

In diesem Kapitel werden die beiden verwendeten Materialien Kupfer (Cu AK des Herstellers ECKA GRANULES) und Aluminiumoxid (Rubalit® 96 % Al_2O_3 des Herstellers CERAMTEC) vorgestellt.

3.3.1 Werkstoff Kupfer

Der Werkstoff Kupfer wird vom Deutschen Kupfer-Institut e.V. in verschiedene unlegierte Kupfersorten eingeteilt. Darunter fallen sauerstoffhaltige, sauerstofffreie und sauerstofffreie desoxidierte Kupferwerkstoffe. Die in der konventionellen Elektrotechnik und Elektronik verwendete Kupfersorte ist Cu-ETP, welche in den Bereich des sauerstoffhaltigen Kupfers mit einem maximalen Sauerstoffgehalt von 0,04 % in Form von Cu_2O und einem minimalen Kupfergehalt von 99,9 % fällt. Sauerstofffreies Kupfer (Cu-OFE) wird vorwiegend in Bereichen wie beispielsweise Raumfahrt und bei Linearbeschleunigern verwendet und ist aufgrund seiner kompletten Sauerstofffreiheit kostspielig beim Herstellungsprozess, insbesondere in Pulverform. Ein Auszug ausgewählter physikalischen Eigenschaften des Cu-ETPs ist in Tabelle 5 dargestellt.

Tabelle 5: Eigenschaften Kupfer (>99,9 % Cu) Cu-ETP [32] [193]

Schmelzpunkt	Siedepunkt	Spez. elektrische Leitfähigkeit bei 20 °C	Wärmeleitfähigkeit bei 20 °C	Zugfestigkeit R_m weichgeglüht	Zugfestigkeit R_m kaltverfestigt	Härte	Längenausdehnungskoeffizient (20-100 °C)
1083,4 °C	2595 °C	55-57 MS/m	394 W/mK	200 MPa	360 MPa	40-120 HB	$16,8 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$

Aufgrund der erheblichen Verschlechterung der physikalischen Eigenschaften des Materials im Hinblick auf Zulegerungen, wie beispielsweise der elektrischen und thermischen Leitfähigkeit, ist besonders auf die Reinheit des verwendeten Materials zu achten, siehe Anhang 4. Hier ist der Einfluss verschiedener Elemente in Abhängigkeit ihrer Konzentration auf die elektrische Leitfähigkeit von Kupfer bei konstanter Temperatur von 300 K

dargestellt. Aufgrund des Zusammenhangs der elektrischen und thermischen Eigenschaften von Metallen, beschrieben durch das Wiedemann-Franzsche Gesetz, sind analog gleiche Veränderungen in Abhängigkeit der Elemente bei der Wärmeleitfähigkeit anzunehmen. Bild 29 zeigt die Wärmeleitfähigkeit von hochreinem Kupfer nach [194] sowie die spezifische Wärmekapazität nach [195]. Es ist ersichtlich, dass die Wärmeleitfähigkeit mit steigender Temperatur abfällt und im Bereich der Raumtemperatur einen ungefähren Wert von ca. 400 W/mK einnimmt. Beim Phasenübergang von fest zu flüssig fällt die Wärmeleitfähigkeit rapide von ca. 328 W/mK auf 166 W/mK ab. Im Gegensatz dazu steht die spezifische Wärmekapazität, welche bis zum Phasenübergang von fest zu flüssig stetig bis zu einem Wert von ca. 500 J/KgK steigt, wobei bei Raumtemperatur ein Wert von ca. 383 J/KgK angenommen werden kann.

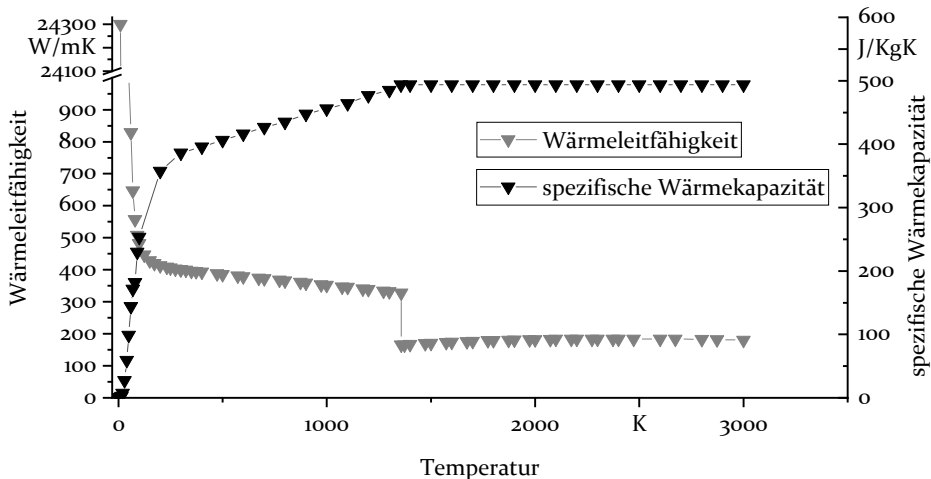


Bild 29: Wärmeleitfähigkeit sowie spezifische Wärmekapazität von hochreinem Kupfer in Abhängigkeit von der Temperatur; Werte aus [194] und [195]

Pulververteilung

Um in pulverbettbasierten Verfahren einen homogenen Pulverauftrag mittels Rakel (gängige Methode beim LPBF) und möglichst hoher Packungsdichte der Partikel gewährleisten zu können, werden sphärische Partikel, hergestellt mittels Gas- oder Wasserverdüsung, verwendet. Die runde Form der Partikel mit einer entsprechenden Partikelgrößenverteilung ermöglicht durch eine erhöhte Fließfähigkeit (weniger mechanische Verhakungen) sowie erhöhten Schüttdichte [196] einen geeigneten Pulverauftrag. Spratzige Partikel, oftmals hergestellt durch mechanische Zerkleinerung, werden vorzugsweise bei pressenden Verfahren verwendet. [197] Die möglichst gleichmäßige, schichtweise Pulververteilung auf den zu fertigenden

Bauteilen nimmt einen hohen Stellenwert im Hinblick auf die defektfreie Herstellung der Proben ein. Bild 30 zeigt ein exemplarisches Beispiel der mittels Laserbeugung ermittelten Pulververteilung des anhand von Gasverdüsung (Sauerstoff) hergestellten Pulvers mit $d_{10}=11,60\text{ }\mu\text{m}$, $d_{50}=26,30\text{ }\mu\text{m}$ und $d_{90}=42,85\text{ }\mu\text{m}$. Die verwendete Partikelgrößenverteilung entspricht ungefähr dem Standard beim LPBF, um eine hohe Detailauflösung bei angemessener Aufbaurrate zu erzielen. Bei der Verarbeitung von Kupfer macht es jedoch im Hinblick auf die Herausforderung des Umschmelzens des Werkstoffes Sinn, kleinere Partikelgrößenverteilungen, beispielsweise $<36\text{ }\mu\text{m}$, zu verwenden [117].

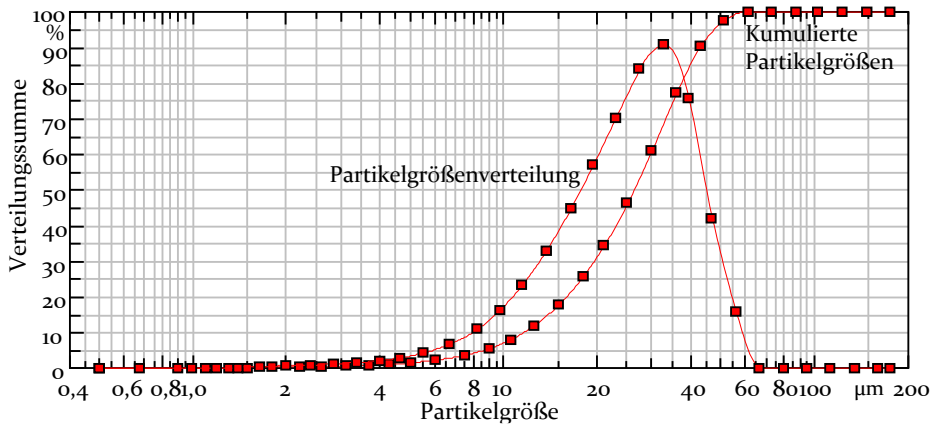


Bild 30: Exemplarische Darstellung der Partikelgrößenverteilung des verwendeten Kupferpulvers, Werte von ECKA GRANULES

Eine beliebige Verringerung der Partikelgrößenverteilung ist aufgrund der deutlichen Verminderung der Fließfähigkeit, unter anderem sichtbar durch entstehende Agglomerate, nicht zielführend. Mit abnehmender Teilchengröße und spezifischer großer Oberfläche nimmt die Reibung der Partikel untereinander zu, was das Fließverhalten negativ beeinflusst. Außerdem neigen feinere Pulver durch zunehmende Oberflächenkräfte zu Brückenbildungen (Agglomerate), was den Teilchenfluss blockiert. Verschiedene Teilchengrößenzusammensetzungen aus Fein- und Grobanteil weisen ein optimales Fließverhalten auf. [197] Die grundlegenden Mechanismen der Bildung von Agglomeraten metallischer Pulver können durch drei Oberflächen- und Feldkräfte beschrieben werden. Darunter fallen Van-der-Waals-Kräfte sowie elektrostatische und magnetische Kräfte zwischen den Pulverpartikeln [198].

Pulverform und Oxidationszustand

Um die genaue Pulverform und eventuelle (chemische) Veränderungen bestimmen zu können, werden REM (Rasterelektronenmikroskop)-Aufnahmen von unmittelbar geliefertem und ca. sechs Monate gelagertem Pulver gemacht und verglichen. Bild 31 zeigt jene Pulver, wobei ein konkreter Unterschied der Pulverformen nicht identifiziert werden kann. Beide Zustände weisen teilweise Oxidbildung in Form einer Ausbildung einer Oxidhaut vor. Aufgrund des Herstellungsverfahrens des Pulvers, dem Verdüsen mit Sauerstoff, ist die Bildung einer Oxidschicht unvermeidbar.

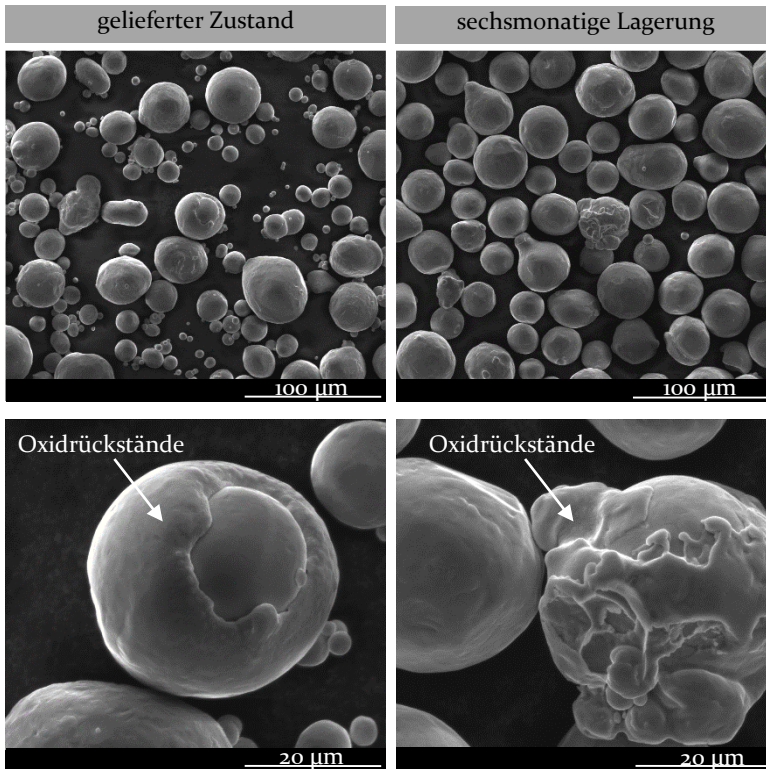


Bild 31: Vergleich der Pulverformen in geliefertem Zustand (links) und nach sechsmonatiger Lagerung (rechts)

Dies könnte beispielsweise durch Stickstoffverdüsung behoben werden, was jedoch in erheblich höheren Kosten bei nur geringfügig besseren Materialeigenschaften resultiert. Anhand der Untersuchung des Pulvers mittels Raman-Spektroskopie, siehe Bild 32, ist bei beiden Zuständen des Pulvers (Lieferzustand und sechs Monate Lagerung) ein fast identischer Verlauf des Raman-Shifts mit diesem von Cu_2O (extrahiert aus <https://rruff.info/>) zu erkennen. Die Übereinstimmung der detektierten

gestreuten Frequenzen deutet auf die gleiche Kristallstruktur hin, wobei die Ausprägung der Intensität für vorliegende Analyse keine relevante Aussage hat. Der Restsauerstoffgehalt des Pulvers beträgt im Lieferzustand 0,23 % und im sechswöchig gelagerten Zustand 0,30 %, gemessen mittels Heißgas-Extraktion beim Hersteller ECKA GRANULES. Folglich entspricht das verwendete Pulver nicht dem Cu-ETP-Standard mit einem maximalen Sauerstoffgehalt von 0,04 %.

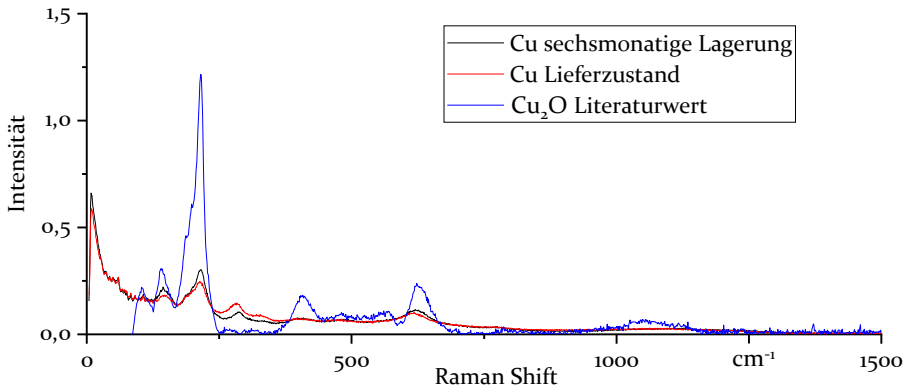


Bild 32: Ramanspektroskopie der Pulver im gelieferten Zustand und nach sechsmontatiger Lagerung, verglichen mit Cu_2O Daten aus <https://rruff.info/>

Optische Eigenschaften

Aufgrund der kenntlich geringen Absorption oder Propagation von Licht außerhalb des Bereichs der Plasmafrequenz oder elektronischen Übergängen wird die spektrale optische Wechselwirkung des verwendeten Pulvers näher untersucht, siehe Bild 33. Das Kupferpulver wird auf einem transparenten Klebefilm, welcher um ein Cu-Blech befestigt ist, aufgetragen und überschüssiges Pulver abgesaugt. Aufnahmen beider Messobjekte können Anhang 7 entnommen werden. Die Messungen werden an einem PERKIN ELMER Lambda 900 Spektrometer mit integrierter Ulbrichtkugel PELA-1000 bei einem Lichteinfall von 8° , einem Messfleck von $24 \times 15 \text{ mm}^2$ und einer Schrittweite von 5 nm durchgeführt.

Des Weiteren wird eine Messung des verwendeten Substratmaterials und einem sandgestrahlten Cu-OFE-Blech vollzogen, um einen Vergleich des Pulvers und des Blechs zu erhalten. Die Stärke des Bleches beträgt 2 mm, ist aber aufgrund der zu vernachlässigenden Transmission bei Metallen mit derartigen Stärken nicht von Relevanz. Analog zum Stand der Forschung existiert ein elektronischer Übergang von Kupfer bei ca. 560 nm (2,2 eV), siehe Abschnitt 2.4.2, wodurch das Reflexionsverhalten außerhalb des sichtbaren Bereichs steigt. Im Bereich der verwendeten Laserwellenlänge

von 1070 nm liegt ein Reflexionswert von ca. 67-75% und, entsprechend der Literatur [199], bei tendenziell höheren Oxidgehalten im Material ein niedrigerer Reflexionswert vor.

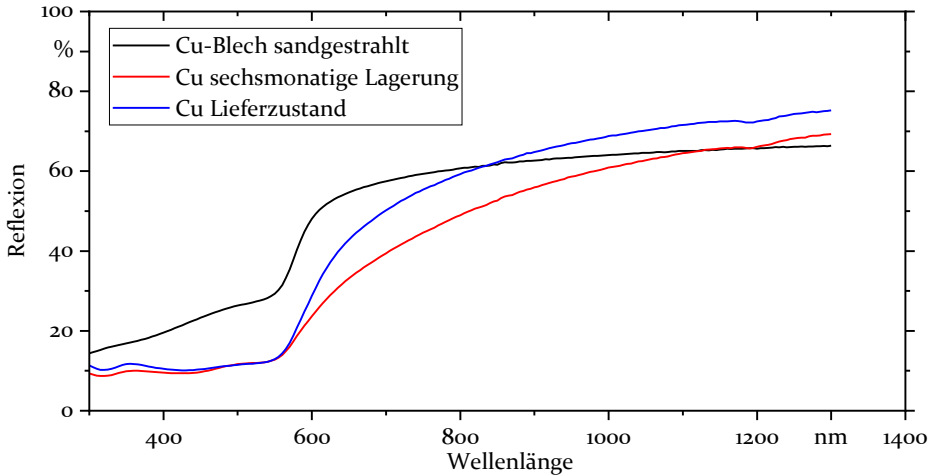


Bild 33: Reflexionsmessungen mit integrierter Ulbrichtkugel bei 8° Lichteinfall von Cu-Lieferzustand, Cu-gelagert und sandgestrahltem Cu-OFE-Blech

Zusätzlich kann vorliegender Messung bei einem Rauheitswert von $R_z \approx 55 \mu\text{m}$ und $R_a \approx 6 \mu\text{m}$ des Cu-ETP-Blechs ein vergleichbarer Reflexionswert des gelagerten Pulvers bei einer Wellenlänge von ca. 1100 nm entnommen werden. Somit liegt im pulverförmigen Zustand ein Absorptionswert bei 1100 nm von ca. 25 % vor.

3.3.2 Aluminiumoxid Al_2O_3

Als Substratmaterial in Kapitel 5 werden Aluminiumoxid-Keramiken des Herstellers CERAMTEC mit der Bezeichnung Rubalit® 96 % Al_2O_3 verwendet. Die Materialeigenschaften können Tabelle 6 entnommen werden. Die Verunreinigungen werden in [200] mit SiO_2 angegeben. Weitere Bestandteile des verwendeten Aluminiumoxids sind nach Herstellerangaben MgO, Ca und Na im Bereich von unter einem Prozent. Am Markt sind auch Reinheiten von bis zu 99,8% verfügbar [200], werden aber aus ökonomischen Gründen für Grundlagenuntersuchungen in vorliegender Arbeit nicht eingesetzt. Die Keramik liegt im Lieferzustand als $80 \times 80 \times 1 \text{ mm}^3$ (L*B*H) Substrat vor und wird an bereits vorgelaserten Stellen mechanisch zu $40 \times 40 \times 1 \text{ mm}^3$ Substraten gebrochen, um diese in der Anlage in der entsprechenden beheizten Vorrichtung platzieren zu können.

Tabelle 6: Materialeigenschaften des verwendeten keramischen Substratmaterials Rubalit® 96 % Al₂O₃

Schmelzpunkt	Siedepunkt	Durchschlagfestigkeit	Wärmeleitfähigkeit bei 20 °C	Biegefestigkeit	CTE (100-300 °C)	E-Modul	Druckfestigkeit	Poissonzahl
2050 °C [187]	2977 °C	15 kV/mm [201]	22 W/mK [201]	450 MPa [201]	6-8*10 ⁻⁶ K ⁻¹ [201]	350 GPa	2500 MPa	0,23

Der gemessene Rauheitswert R_a beträgt in geliefertem Zustand ca. 0,3 µm. REM-Aufnahmen der Oberfläche des Al₂O₃-Substrats aus Bild 34 können die einzelnen Körner sowie die Kornstruktur mit einhergehender Mikrorauheit entnommen werden.

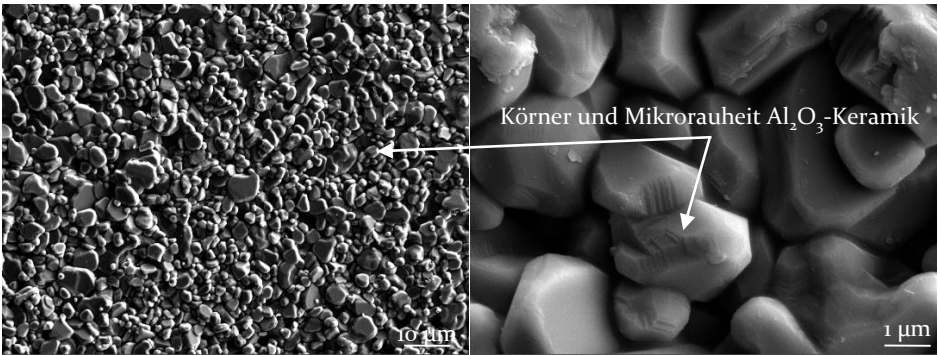


Bild 34: REM-Detailaufnahmen der Al₂O₃-Keramik mit 3490-facher Vergrößerung (links) und 34900-facher Vergrößerung (rechts)

Optische Eigenschaften

Wie in den Grundlagen bereits beschrieben (Abschnitt 2.4.1), ist bei vorliegendem Al₂O₃ aufgrund der Verunreinigungen ein anderes optisches Verhalten zu erwarten als bei reinem Al₂O₃ (Saphir). Mit der gleichen Mess-technik wie bereits bei der Messung des Reflexionsspektrums des Kupferpulvers wird das Al₂O₃ in geliefertem Zustand sowie laserbehandelt mit einem Rauheitswert von ca. R_a 5 µm [S5] gemessen. Bild 35 zeigt das Reflexions- und Transmissionsspektrum. Im Gegensatz zu Bild 11 zeigt vorliegende technische Keramik ein völlig anderes Transmissionsverhalten. Ab einer Wellenlänge von ca. 400 nm weist der Werkstoff eine Transmission im Bereich von ca. 10-14 % auf. Die bereits laserstrukturierte Keramik hat einen deutlich geringeren Transmissionskoeffizienten und erreicht ihren maximalen Wert von ca. 6 % bei einer Wellenlänge von 1300 nm. Der größte Anteil der Strahlung wird beim Substrat ohne Laserstrukturierung

reflektiert. Dies liegt insbesondere in der Kristallgröße der Keramik begründet, die im Bereich der Größenordnung der Wellenlänge des sichtbaren und NIR-Lichtes liegt, was zu Streueffekten führt.

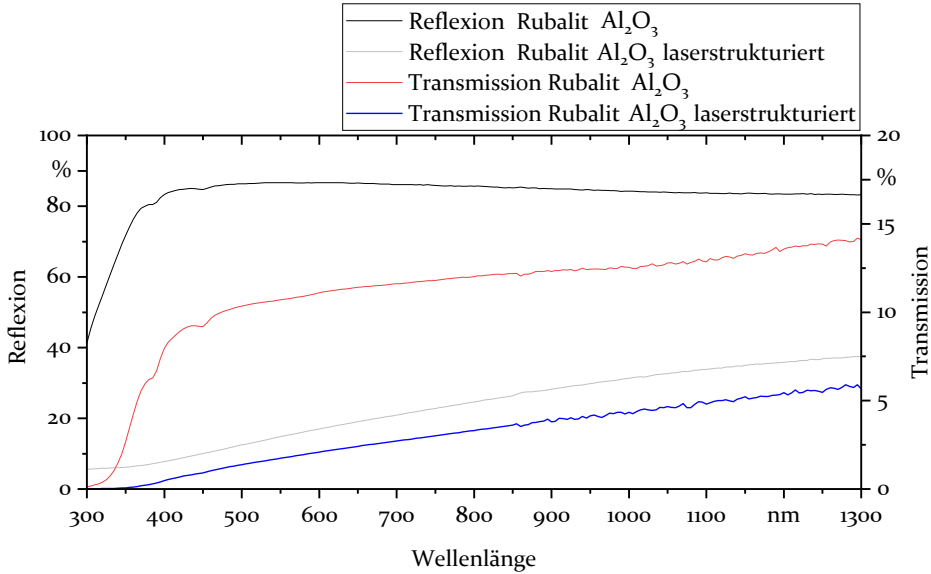


Bild 35: Reflexionsspektrum von Al_2O_3 bei einem Lichteinfall von 8° , sowie Transmissionspektrum bei einem Lichteinfall von 0°

Demzufolge liegt auch ein milchiger Glanz des Substrates wie bei beispielsweise Porzellan oder Gips vor. Zusätzlich wird dieses Verhalten durch die Existenz von Gitterdefekten und Porosität im Werkstoff begünstigt. [202]

Aus den beiden Spektren der Reflexion und Transmission kann das in Bild 36 dargestellte Absorptionsspektrum errechnet werden. Anhand des Absorptionsspektrums sind keine eindeutigen scharfen Absorptionskanten von elektronischen Übergängen durch die Verunreinigungen erkennbar. Ab ca. 400 nm wird jedoch die Photonenenergie der fundamentalen Absorptionskante erreicht (siehe Bild 11). Entsprechend der Reflexions- und Transmissionspektren liegt somit ab ca. 500 nm ein kontinuierlich niedriger Absorptionskoeffizient von ca. 3 % für die Keramik im Lieferzustand vor. Durch eine kristallographische Änderung (siehe Abschnitt 5.1) sowie deutlicher Erhöhung der Rauheit der Keramik nach der Laserstrukturierung, liegt somit ein grundsätzlich höherer Absorptionskoeffizient von ca. 95 % bei 300 nm bis schließlich ca. 60 % bei einer Wellenlänge von 1100 nm vor.

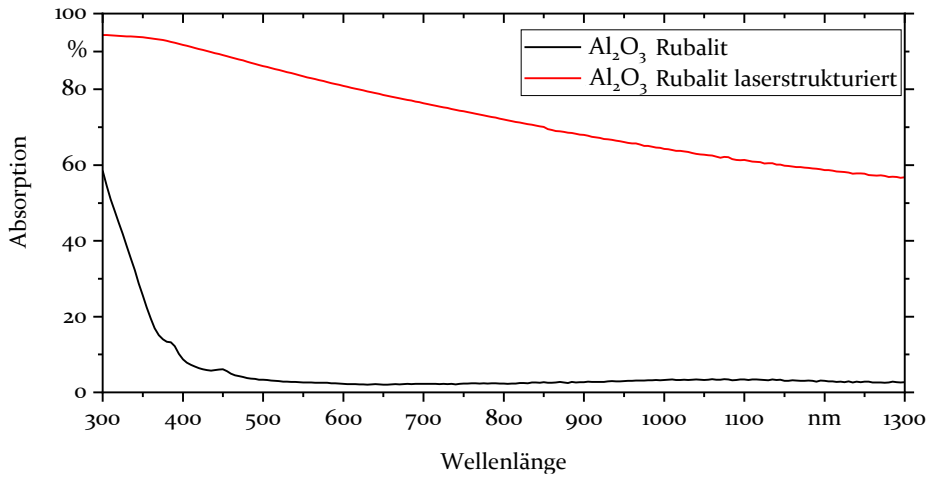


Bild 36: Aus Transmission und Reflexion errechnetes Absorptionsspektrum von Al₂O₃

4 Laser Powder Bed Fusion von Kupfer ohne keramisches Substratmaterial

Um den Einfluss des keramischen Substratmaterials in nachfolgenden Untersuchungen aus Kapitel 5 auf das Prozessverhalten des verwendeten Metallpulvers auszuschließen und dadurch ein möglichst detailliertes Prozessverständnis vom LPBF von Kupfer zu erhalten, werden einfache quadratische- oder rechteckige Geometrien auf Kupferblechen (Cu-OFE) gefertigt. Anschließend werden diese mechanisch mittels Handsäge vom Blech getrennt. Die verwendeten Blechstärken variieren von ca. 2-10 mm, da diese nach jedem abgeschlossenen Baujob plan gefräst und wieder verwendet werden. Eine Abhängigkeit der Bauteilqualität von der Blechstärke und somit der sich verändernden Wärmekapazität des Blechs wird in vorliegender Arbeit nicht berücksichtigt. Um zu starke Rückreflexionen zu Beginn jedes Baujobs zu vermeiden, werden die Bleche sandgestrahlt, wodurch eine Oberflächenrauheit von $R_z \approx 55 \mu\text{m}$ und $R_a \approx 6 \mu\text{m}$ entsteht und somit der Absorptionswert steigt (Bild 33). Gemäß der VDI-Richtlinie (VDI 3405 Blatt 2 Additive Fertigungsverfahren – Strahlschmelzen metallischer Bauteile – Qualifizierung, Qualitätssicherung und Nachbearbeitung) weisen Bauteile gefertigt durch Strahlschmelzen typischerweise mindestens eine Dichte von 99 % auf. Die Dichteprüfung kann mit archimedischen Verfahren sowie anhand quantitativer optischer Analyse metallographischer Schlibfbilder erfolgen, um die Gesamtporosität zu ermitteln. [203]

Alle Dichtewerte in vorliegender Arbeit werden anhand der optischen Analyse (Lichtbilder, erstellt mit einem LEICA DVM6) von Schlibfbildern durchgeführt, um neben der absoluten Porosität auch die Porenform und -größe sowie mögliche systematische Unregelmäßigkeiten feststellen zu können. Grundsätzlich werden die Proben parallel zur Aufbaurichtung (z-Richtung) eingebettet, um möglichst viele Schichten des Schichtaufbaus zu erkennen. Die Aufbereitung der Proben erfolgt bei Versuchen, um das Prozessfenster zu ermitteln (Abschnitt 4.2), durch Schleifen und Polieren auf eine Mindestoberflächenrauheit von $4 \mu\text{m}$ und einer Oberflächenrauheit von $1 \mu\text{m}$ bei Detailuntersuchungen (Abschnitt 4.3 und 4.4). Erhaltene lichtmikroskopische Aufnahmen werden anhand der digitalen Bildverarbeitungssoftware ImageJ ausgewertet. Hier werden die Lichtbilder binarisiert, wodurch jedes Pixel der Größe einer Pore entspricht. Dadurch kann der Gesamtporenanteil anhand der Integration der gemessenen Pixel über das Verhältnis des Flächenanteils ermittelt werden.

4.1 Theoretische Überlegungen und Einzelspuranalysen zum Laserstrahlschmelzen von Kupfer

Aufgrund der aufgezeigten hohen Reflexion von Licht jenseits des sichtbaren Bereichs sowie der hohen Wärmeleitfähigkeit des Kupfers werden nachfolgend theoretische Überlegungen zur Möglichkeit des Schmelzens des Materials mit vorhandener Anlagentechnik angestellt. Analog zu [204] und [205] kann anhand des eindimensionalen Zusammenhangs (basierend auf dem Fourierschen Gesetz)

$$\frac{P_L}{d_F} = \sqrt{\pi} * \frac{(T_1 - T_0) * k(T)}{A(T, \lambda)} * \sqrt{1,1} \quad (30)$$

mit P_L der Laserleistung, d_F dem Fokusbereich, T_1 der entstehenden Temperatur, T_0 der Ausgangstemperatur, $k(T)$ der Wärmeleitfähigkeit in Abhängigkeit der Temperatur und $A(T, \lambda)$ des Absorptionsgrades in Abhängigkeit der Temperatur und der Wellenlänge die nötige Laserintensität (Schwellwert) ermittelt werden, welche beispielsweise zum Schmelzen des Materials nötig ist. Es liegt somit eine vereinfachte Betrachtung der entstehenden Temperatur auf der mit Laserlicht beauftragten Werkstückoberfläche vor [205]. Gleichung (30) ist für $d_F * v_L \ll 1,1 * a$ mit v_L als Verfahrensgeschwindigkeit des Lasers und a der Temperaturleitfähigkeit gültig [204], was auf den hier vorliegenden Fall mit angewandten Verfahrensgeschwindigkeiten von $v_L=100-800$ mm/s und Fokusbereich von $d_F=25-75$ μ m zutrifft. Nach dem Drude-Modell [95] steigt die Absorptionsrate von Metallen mit steigender Temperatur (Bild 21) und könnte für den soliden Werkstoffzustand einfach berechnet werden. Nachdem der Werkstoff beim LPBF jedoch in einem überlagerten Wechselzustand pulverförmig, schmelzflüssig und fest vorliegt, sowie nichtlineare Effekte bei hohen Intensitäten zu erwarten sind (siehe Bild 14), kann kein festgelegter absoluter Absorptionswert definiert werden. Zu Beginn jeder Schmelzspur koppelt die Laserstrahlung vollständig im Pulverbett (ohne Betrachtung des entstehenden Überlapps der Schmelzspuren) mit Absorptionswerten von ca. 25 % (siehe Bild 33) ein, was unmittelbar anschließend in eine Wechselwirkung des Lasers mit entstehender Schmelze und einem Absorptionskoeffizienten von ca. 7,5 % (siehe Bild 20) mündet. Dieser Zustand liegt bis zum Ende der Schmelzspur vor, vorausgesetzt die Laserintensität I_L ist ausreichend hoch angesetzt, sodass der schmelzflüssige Zustand aufrechterhalten werden kann. Die Formung des Schmelzbades vor und nach dem Laserstrahl in Tropfenform (Orientierung in Richtung der Verfahrerrichtung des Lasers) kann [206] entnommen werden. Eine mögliche Einkopplung des Lasers in ein Keyhole und kurzzeitig entstehende Plasmawolke (siehe Bild 61) wird

hier nicht betrachtet. Um bei nachfolgenden Berechnungen der minimal erforderlichen Laserleistung P_L sowie des maximal möglichen Fokusspots d_F eine Unterdimensionierung auszuschließen, wird der Absorptionskoeffizient der Schmelze angenommen. Aus dem gleichen Grund wird auch bei der temperaturabhängigen Wärmeleitfähigkeit des Werkstoffes von einem Wert von 394 W/mK (siehe Tabelle 5) ausgegangen, obwohl die Wärmeleitfähigkeit bei steigender Temperatur und insbesondere beim Phasenübergang von fest zu flüssig sinkt (siehe Bild 29) und die des umschließenden pulverförmigen Materials bei ca. 0,2 W/mK liegt (Raumtemperatur) [207]. Zusätzlich wird davon ausgegangen, dass der Großteil der entstehenden Wärme nach unten in Richtung Substratplatte oder bereits geschmolzenem Material dissipiert [108]. Ein entstehender Wärmestau mit einhergehender erhöhter Temperatur am Rand des Bauteiles wird nicht betrachtet. Bild 37 zeigt eine Darstellung von P_L sowie d_F mit der resultierenden Temperaturentwicklung (T_1).

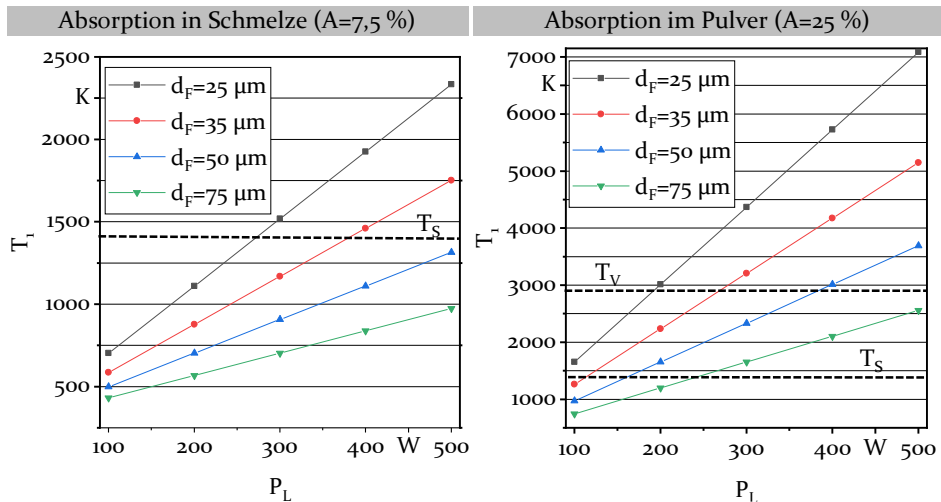


Bild 37: Temperaturentwicklung mit der Schmelztemperatur T_s und Verdampfungstemperatur T_v von Kupfer in Abhängigkeit von P_L und d_F bei Absorption in Schmelze (links) und in Pulver (rechts) bei $k=396$ W/mK, gemäß Gleichung (30)

Um bei einer Absorption der Laserstrahlung in der Schmelze die Schmelztemperatur aufrecht zu erhalten, ist demnach bei Anwendung der max. Laserleistung $P_L=500$ W (bei gegebener Anlagentechnik) mindestens ein Fokussdurchmesser von $d_F=50 \mu m$ notwendig. Anhand vorliegender Abschätzung der nötigen Laserintensität zum Aufschmelzen der Oberfläche von Kupfer können folgende Annahmen getroffen werden:

- Es liegt ein hochdynamischer Prozess vor, bei welchem zu Beginn jeder Laserspür kurzzeitig vollkommen im Pulverbett eingekoppelt wird (ohne Berücksichtigung des Schmelzspurüberlapps), wodurch Temperaturen deutlich über dem Verdampfungsbereich entstehen können (bis zu ca. 7000 K bei $P_L=500$ W und $d_F=25$ μm).
- Nach dem Einkoppeln der Laserstrahlung im Pulverbett liegt größtenteils eine Wechselwirkung mit erzeugter Schmelze vor.
- Um bei der Verwendung von $P_L=500$ W die erzeugte Schmelze kontinuierlich aufrecht zu erhalten, kann mit einem Laserfokus von max. $d_F=50$ μm gearbeitet werden.
- Vorliegend abgeschätzte Temperaturwerte sollten mindestens erreicht werden, da
 - konstant mit einer Wärmeleitfähigkeit von 396 W/mK gerechnet wird, obwohl die Wärmeleitung nach außen in das Pulverbett durch einen Wert von ca. 0,2 W/mK sehr gehemmt wird.
 - eine durchgängige Absorption in der Schmelze mit dem geringen Wert von ca. 7,5 % angenommen wird, obwohl auch eine teilweise überlagerte Absorption in Pulver und geschmolzener Oberfläche denkbar ist.

Untersuchungen von Laserspuren auf einem sandgestrahlten Cu-ETP-Blech und einer Rauheit von $R_z \approx 55$ μm und $R_a \approx 6$ μm mit verschiedenen Fokussdurchmessern bei $P_L=500$ W und $v_L=100$ mm/s zeigen deutlich erreichbare Einschweißstiefen von bis zu ca. 400 μm im Laserspot ($d_F=35$ μm).

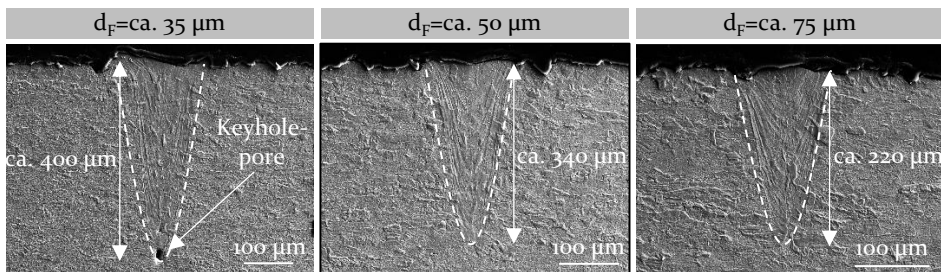


Bild 38: REM-Aufnahmen der Einschweißstiefen auf sandgestrahltem Cu-ETP-Blech bei $P_L=500$ W und $v_L=100$ mm/s

Basierend auf dargestellten Einschweißstiefen im Bereich von 220-400 μm bei einem z-Shift von 0-1,5 mm ($d_F=35-75$ μm) kann bei allen Konfiguri-

onen ein Tiefenschweißprozess mit ausreichender Verbindung der Pulverschichten gewährleistet werden. In Bild 38 links kann im Schliffbild sogar die Ausprägung des Keyholes in Form einer sphärischen Pore dokumentiert werden. Erzielte Einschweißstiefen sowie theoretische Überlegungen aus Bild 37 deuten auf einen überlagerten Zustand der Laser-Werkstoff-Wechselwirkung in der Schmelze und dem aufgerauten Blech hin.

4.2 Ermittlung eines geeigneten Prozessfensters

Zur Eingrenzung und Ermittlung geeigneter Prozessparameter, welche Dichtewerte im Bereich von 99 % liefern, werden Würfelgeometrien des Maßes $5 \times 5 \times 5,5$ (L*B*H) mm³ gefertigt. Nach dem mechanischen Entfernen der Proben steht somit eine Würfelhöhe von ca. 5 mm für die optische Auswertung nach [203] (siehe Anhang 8) zur Verfügung. Eine exemplarische Darstellung eines abgeschlossenen Baujobs kann Bild 39 entnommen werden.

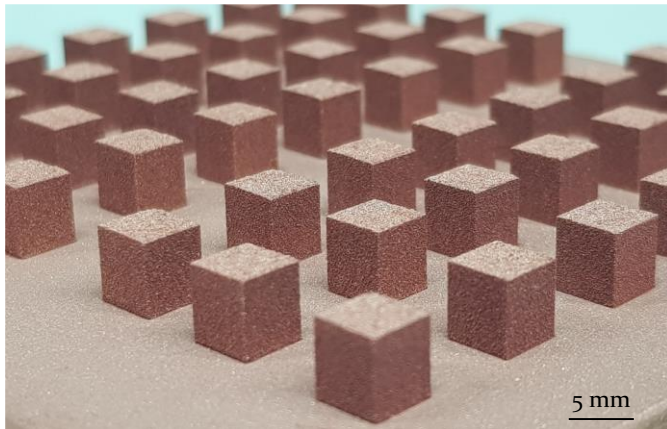


Bild 39: Foto eines Baujobs mit Cu-Würfeln der Maße $5 \times 5 \times 5,5$ mm³; Bild aus [S6]

Um bei der Eingrenzung geeigneter Prozessparameter einen möglichst breiten Überblick über die einhergehenden Wechselwirkungen der ausgewählten Parameterkombinationen mit der Zielgröße der Materialdichte zu erhalten, wird ein vollfaktorieller Versuchsplan angewandt. Dadurch werden alle Faktorstufen (n) und Faktoren (k) bei einer Gesamtprobenanzahl von n^k abgedeckt [208]. Durch die zweifache Replikation des Versuchsplans kann eine noch höhere Aussagekraft der erzielten Ergebnisse gewährleistet werden. Tabelle 7 können die angewandten konstanten und variierten Parameter entnommen werden.

Tabelle 7: Angewandte konstante und variierte Parameter des vollfaktoriellen Versuchsplans

Variierte Parameter					
Faktor	Intervall		Abstufung		Faktorstufen
P_L	100-500 W		100		5
v_L	100-1000 mm/s		100		10
h_s	22-220 μm		22, 33, 44, 88, 132, 176, 220		7
d_F	25-35 μm		10		2
Konstante Parameter					
Beschreibung	d_s	Belichtungsstrategie	Schutzgas	Restsauerstoffgehalt	Volumenstrom Schutzgas
Wert	30 μm	Durchgängig, bidirektional, Wechsel (0°, 90°)	N ₂	0-50 ppm	11 %

Erzielte Dichtewerte des Versuchsplans können Bild 40 entnommen werden.

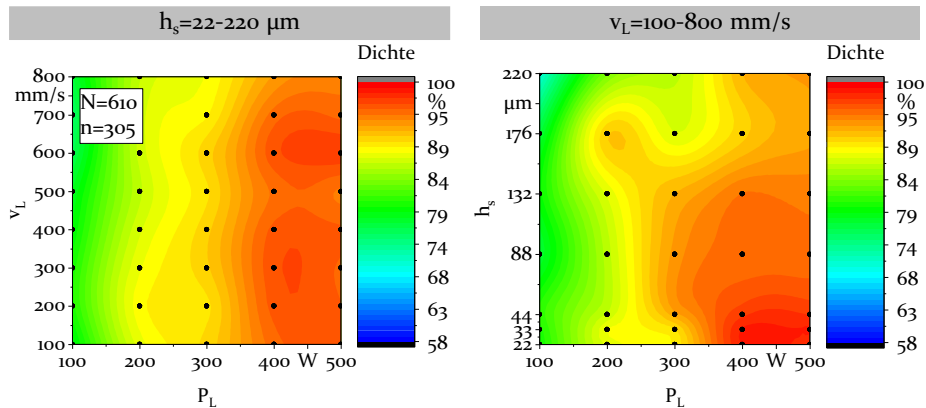


Bild 40: Prozesskarten mit dem Zielwert Dichte, aufgetragen über P_L , h_s und v_L ; konstante Parameter können Tabelle 7 entnommen werden; Anmerkungen: $h_s=22$ und $33 \mu\text{m}$ sowie $P_L=100-300 \text{ W}$ bei $d_F=25 \mu\text{m}$ hergestellt, sofern möglich (Prozessfehler); ab $h_s=44 \mu\text{m}$ bei $d_F=35 \mu\text{m}$ alle Leistungsstufen; Daten aus [S6] [S7]

Wie im Stand der Forschung bereits aufgezeigt, sind höhere Dichtewerte im Bereich von 99 % bei hohen Laserleistungen ab ca. 400 W zu erwarten. Aufgrund der hohen maximalen Laserintensität von $I_L=5,19 \cdot 10^7 \text{ W/cm}^2$ bei

$d_F=35\text{ }\mu\text{m}$ können Bauteile mit einer Dichte höher 99,5 % hergestellt werden. Bei einer zu hohen Laserintensität bei $d_F=25\text{ }\mu\text{m}$ und $P_L=400\text{--}500\text{ W}$ mit $I_L=8,14\cdot 10^7\text{--}1,01\cdot 10^8\text{ W/cm}^2$ kann kein stabiler Prozess aufgrund von gängigen Prozessfehlern (Abschnitt 4.3.5) aus Bild 59 gewährleistet werden. Erlangtes Prozessverständnis aus Bild 18 trifft beim durchgeführten Versuchsplan zu, da bei höheren sowie niedrigeren Verfahrensgeschwindigkeiten des Lasers vermehrt Prozessfehler auftreten:

- Zu hohe Lasergeschwindigkeiten (ab $v_L=700\text{ mm/s}$) liefern poröse Strukturen (Lack of Fusion) aufgrund von zu geringem Energieeintrag sowie Prozessfehler des Mikroballings, siehe Bild 59, bei hoher Laserleistung.
- Zu geringe Lasergeschwindigkeiten (ab $v_L=300\text{ mm/s}$) liefern vermehrt Prozessfehler wie Kantenabheben, Kugelbildung sowie Deformation des Bauteiles aufgrund zu großer Schmelzbäder sowie allmählicher Überhitzung des Bauteiles.

Bild 40 zeigt außerdem, dass nicht nur die von Meiners [116] vorgeschlagenen Hatchabstände im Bereich von $h_s=0,7\cdot d_F$ geeignete Ergebnisse mit hohen Dichtewerten liefern, sondern auch deutlich höhere Hatchabstände im Bereich von $h_s=3\cdot d_F$. Dies wird insbesondere in Abschnitt 4.3.2 näher untersucht.

Das geeignete Prozessfenster beinhaltet demnach mittlere Verfahrensgeschwindigkeiten im Bereich von $v_L=600\text{ mm/s}$ bei hohen Laserleistungen $P_L=400\text{--}500\text{ W}$, um eine schlagartige Erhöhung der Temperatur des Pulvers auf die Schmelztemperatur erreichen zu können, siehe Bild 41 rechts.

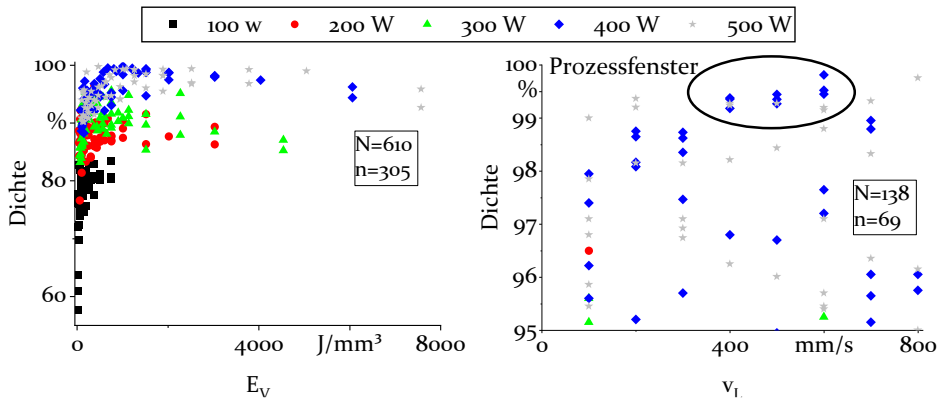


Bild 41: Dichtewerte aufgetragen über P_L und E_V (links) sowie P_L und v_L mit Dichtewerten über 95 % (rechts); Parameterkombinationen nach Tabelle 7; Daten aus [S6] [S7]

Entsprechend liefert ein möglichst hoher Energieeintrag bei hochreflektierenden sowie sehr gut wärmeleitenden Materialien wie Kupfer kein besseres Ergebnis (siehe Bild 41 links). Ausschlaggebend ist die bereits erwähnte kurzzeitige Überführung des Materials in den Schmelzbereich, um die erforderliche Prozessstabilität ohne Überhitzung des Materials mit einhergehenden Prozessfehlern gewährleisten zu können. Ein geeignetes Prozessfenster mit überwiegend Dichtewerten von $>99\%$ befindet sich im Bereich von $E_V=500-2000\text{ J/mm}^3$. In Anbetracht des Standes der Forschung ist jedoch auch hier zu bemerken, dass eine Angabe von E_V d_F nicht beinhaltet und somit der Wert E_V nicht ausschließlich als hinreichendes Kriterium zur Auswahl geeigneter Parameter dienen kann. Eine exemplarische Darstellung entstandener Dichtewerte $>99,5\%$ bei verschiedenen Parameterkombinationen zeigt Bild 42.

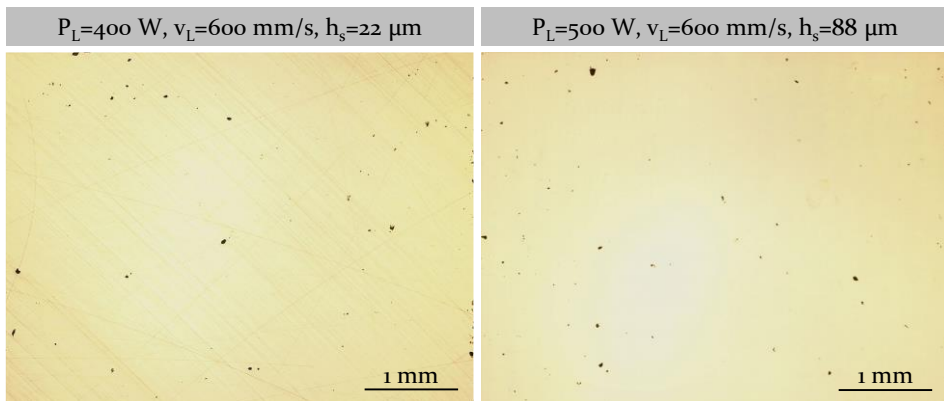


Bild 42: Vergleich zweier Schlifffbilder bei $d_F=35\text{ }\mu\text{m}$ und $d_S=30\text{ }\mu\text{m}$ mit einer Dichte $>99,5\%$; Bilder aus [P9] [S6] [S7]

Durch die Anwendung eines deutlich breiteren Spurabstandes als der angewandte Fokussdurchmesser selbst entsteht aufgrund der hohen Laserintensität die Ausbildung eines breiteren Schmelzbades um den Laserspot mit ausreichend Überlapp, um ein dichtes Gefüge herstellen zu können. Dies hat insbesondere auf die Prozesszeit einen ausschlaggebenden Einfluss und wird in den nachfolgenden Kapiteln detaillierter untersucht.

4.3 Analyse verschiedener Einflussfaktoren auf das Schmelzverhalten sowie die Prozessstabilität

Aufgrund der bekannten verschiedenen Haupteinflussfaktoren auf das Schmelzverhalten sowie die Prozessstabilität wie bspw. P_L , v_L , h_s , d_F und d_S wird nachfolgend detaillierter auf die jeweiligen Parameter mit deren

spezifischen Auswirkungen eingegangen. Bild 43 zeigt ein Pareto-Diagramm der standardisierten Effekte des in Abschnitt 4.2 durchgeführten Versuchsplans (Tabelle 7).

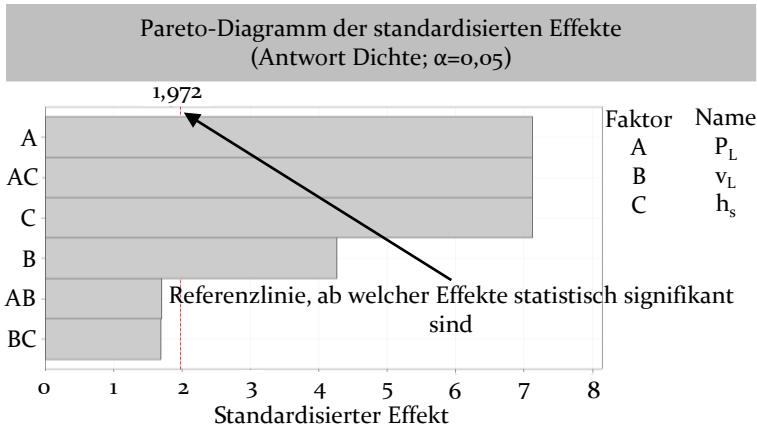


Bild 43: Pareto-Diagramm der standardisierten Effekte mit einem Signifikanzniveau α von 0,05 des in Tabelle 7 dargestellten Versuchsplans

Erwartungsgemäß haben alle Faktoren P_L , v_L , h_s einen signifikanten Einfluss auf die Ausprägung der Dichte sowie zusätzlich die Wechselwirkung von P_L und h_s . Die Wechselwirkungen aus P_L und v_L sowie v_L und h_s haben keinen signifikanten Einfluss auf die Zielgröße Dichte. Nachfolgende Analysen sollen ein besseres Prozessverständnis im Hinblick auf verschiedene (signifikante) Einflussfaktoren im Bereich des LPBF von Kupfer geben. Analytierte Schmelzspuren werden mit einem Lichtmikroskop LEICA DVM6 aufgenommen.

4.3.1 Einfluss der Lasergeschwindigkeit und des Fokusspots

Untersuchungen aus Abschnitt 4.2 haben gezeigt, dass die Anwendung einer Laserleistung von mindestens 400 W bei einem Fokusdurchmesser von ca. 35 μm notwendig ist, um dichte Proben >99% fertigen zu können. Nachfolgend wird der Einfluss der Schweißspur in Abhängigkeit von P_L sowie d_F anhand von Einzelspuruntersuchungen auf sandgestrahlten Cu-OFE-Blechen sowie im Pulverbett untersucht. Absorptionsmessungen aus Abschnitt 3.3.1 zeigen, dass das verwendete sandgestrahlte Cu-OFE-Blech ähnliche Absorptionswerte wie das verwendete Pulver hat, was eine direkte Vergleichbarkeit ermöglicht. Bild 44 zeigt einen Vergleich des Verhaltens der Schweißspuren bei $P_L=500$ W, $v_L=100$ und 600 mm/s und $d_F=35$ μm .

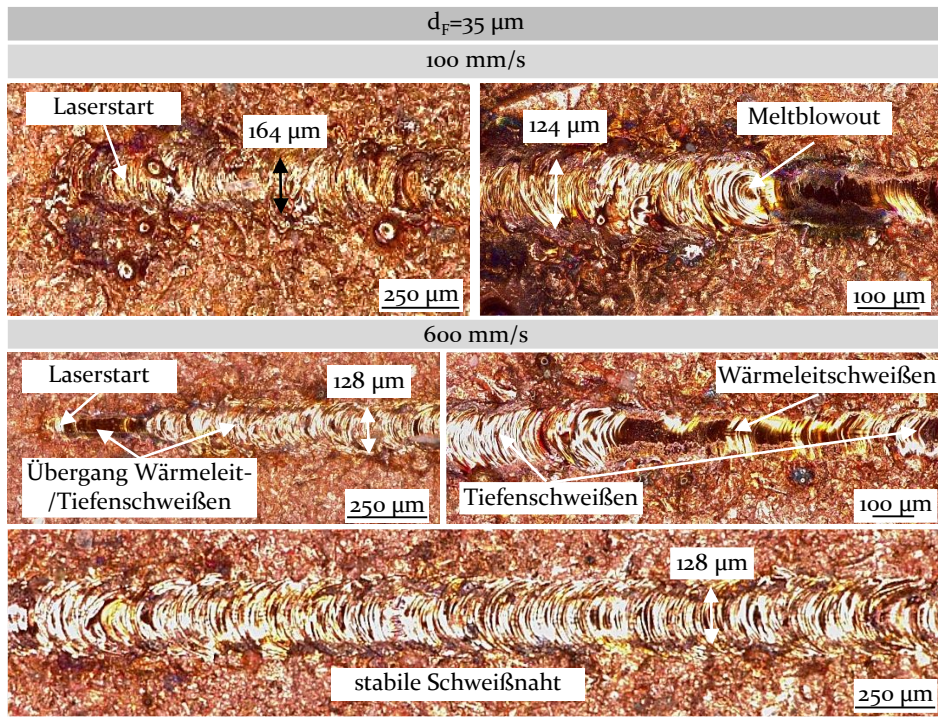


Bild 44: Vergleich des Verhaltens der Schweißspuren auf sandgestrahltem Cu-OFE bei $P_L=500 \text{ W}$, $v_L=100 \text{ mm/s}$ und 600 mm/s bei $d_F=35 \mu\text{m}$

Schweißspuren bei geringerer Lasergeschwindigkeit von 100 mm/s haben tendenziell eine breitere Schmelzspur mit jedoch vermehrt auftretenden Prozessfehlern durch sogenannte Meltblowouts (siehe Bild 46). Zu geringe Lasergeschwindigkeiten ($v_L=100 \text{ mm/s}$) tendieren aufgrund des höheren Energieeintrags zu einer übermäßig großen Ausbildung des Keyholes mit entsprechend erhöhtem Dampfdruck, welchem die entstehende Schmelze nicht mehr Stand halten kann. Das Resultat sind beobachtbare Meltblowouts (Spritzerbildung), beschrieben in Abschnitt 2.5 und Bild 18. Dies spiegelt sich auch in den geringeren Dichtewerten aus Abschnitt 4.2 wider. Auch bei Lasergeschwindigkeiten von 600 mm/s sind Meltblowouts mit einhergehenden Übergängen vom Tiefenschweißen zum Wärmeleitschweißen bei jedoch deutlich geringerer Häufigkeit zu erkennen. Eine stabile Schweißspur, wie in Bild 44 unten dargestellt, ist das gängige Schaubild bei der Parameterkombination aus $P_L=500 \text{ W}$, $v_L=600 \text{ mm/s}$ und $d_F=35 \mu\text{m}$ bei Schweißspurbreiten im Bereich von ca. $110\text{--}130 \mu\text{m}$. Beim Laserstart bei $v_L=600 \text{ mm/s}$ ist deutlich zu erkennen, dass zunächst ein Aufwärmen des Materials von Nöten ist (Zustand des Wärmeleitschweißens), um dann in den Zustand des Tiefenschweißens zu gelangen, wie auch in

[143] beschrieben. Die Anwendung von $d_F=75\text{ }\mu\text{m}$ zeigt grundsätzlich das gleiche Schaubild, wobei die Schweißspuren tendenziell schmaler sind als mit $d_F=35\text{ }\mu\text{m}$, siehe Bild 45.

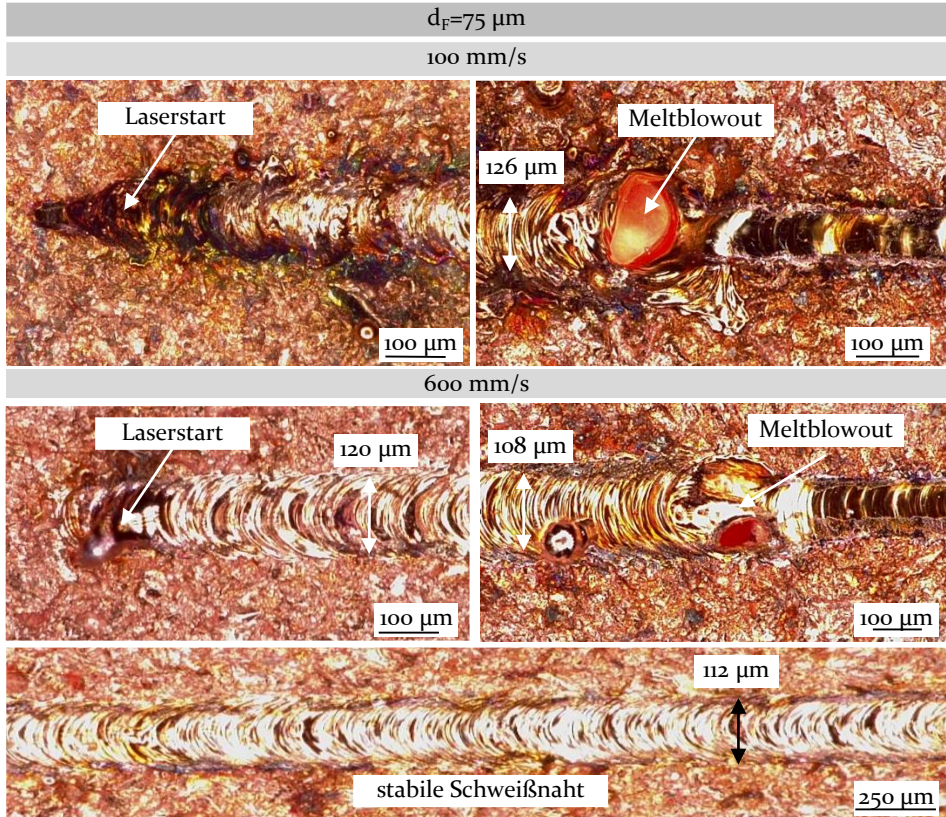


Bild 45: Vergleich des Verhaltens der Schweißspuren auf sandgestrahltem Cu-OFE bei $P_L=500\text{ W}$, $v_L=100\text{ mm/s}$, 600 mm/s und $d_F=75\text{ }\mu\text{m}$

Hochgeschwindigkeitsaufnahmen mit einem Keyence VW-9000-Kamerasystem¹ und einer maximalen Aufnahme rate von 230.000 fps (frames per second) zeigen den Austritt der Schmelze während des Prozesses bei $P_L=500\text{ W}$, $v_L=100\text{ mm/s}$ und $d_F=35\text{ }\mu\text{m}$ auf einem sandgestrahlten Cu-OFE-Blech innerhalb von $840\text{ }\mu\text{s}$, dargestellt in Bild 46. Neben dem Entstehen einer Plasmadruckwelle ist das Austreten der Schmelze ab ca. $60\text{ }\mu\text{s}$ mit

¹ Herzlichen Dank an den Lehrstuhl für Ressourcen- und Energieeffiziente Produktionsmaschinen (REP) der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU) für das Bereitstellen der Hochgeschwindigkeitskamera.

einem Herausschleudern des Materials im Verlauf der Aufnahmen deutlich erkennbar.

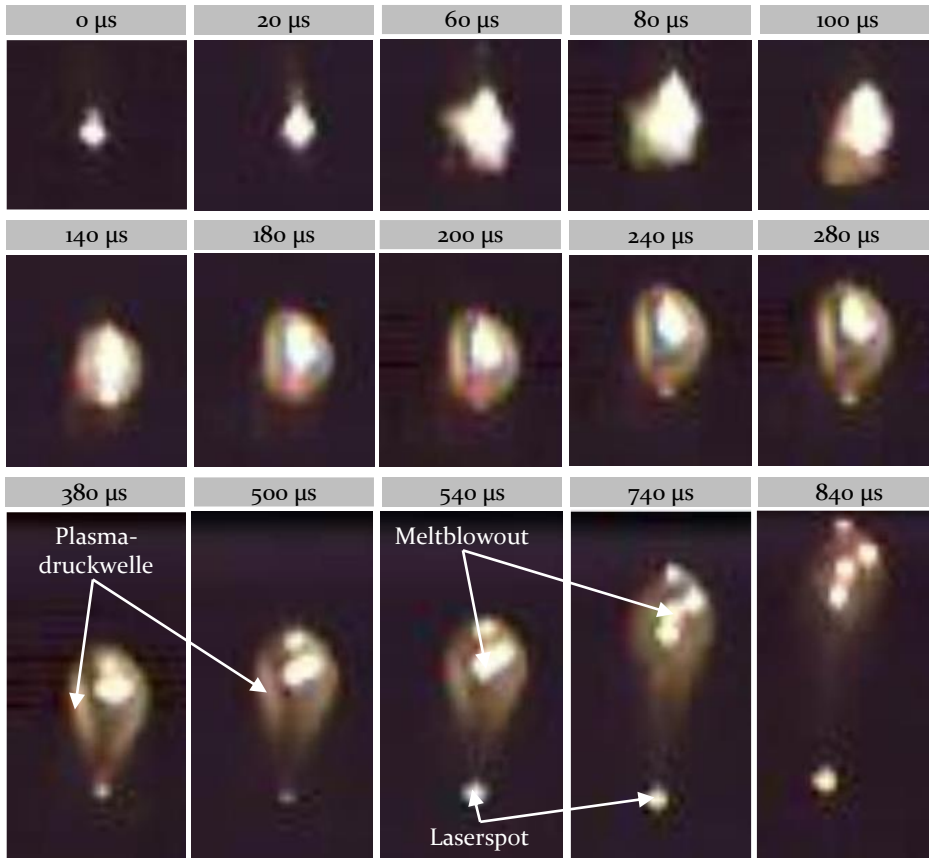


Bild 46: Hochgeschwindigkeitsaufnahmen eines Meltblowouts bei $P_L=500$ W, $v_L=100$ mm/s und $d_F=35$ μ m auf einem sandgestrahlten Cu-OFE-Blech unter N_2 -Atmosphäre bei <50 ppm Restsauerstoffgehalt

Ein derartiges explosionsartiges Austreten von Schmelze durch einen erhöhten Druck im Keyhole durch expandierenden Metalldampf bzw. expandierendes (strahlendes) Plasma stellt Prozessfehler dar, welche sich im Gefüge bei materialographischen Analysen und in dargestellten Einzelspuranalysen zeigen. Eine Anwendung schnellerer Lasergeschwindigkeiten ist somit zwingend notwendig, um eine erhöhte Prozessstabilität gewährleisten zu können.

Untersuchungen im Pulverbett bei einer Einzelschichtstärke $d_S=20$ μ m zeigen, dass Fokusspots zwischen $d_F=35$ und 45 μ m ein deutlich regelmäßigeres Schaubild an Schmelzspuren erzeugen als ein Fokusspot von $d_F=25$ μ m.

Hier entsteht aufgrund der hohen Intensität zu viel Wärme mit einhergehenden unregelmäßigen Schmelzspuren sowie stark oxidierten Bereichen (schwarze Färbung), siehe Bild 47.

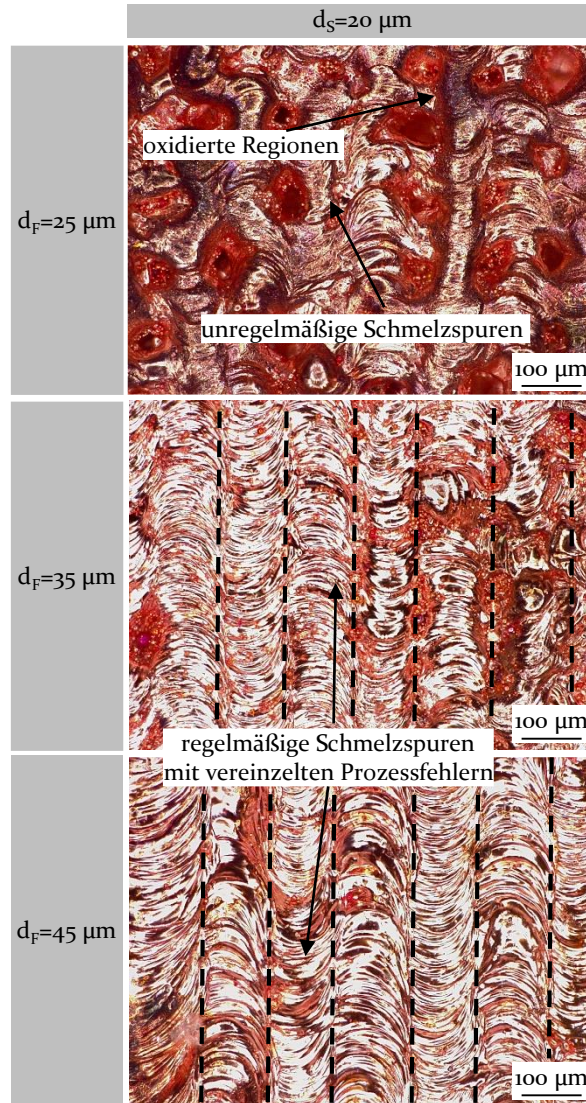


Bild 47: Vergleich des Verhaltens der Schweißspuren in Abhängigkeit von d_F bei einem Bauteil der Maße $5 \times 5 \times 20 \text{ mm}^3$ ($L \times B \times H$) mit $P_L = 500 \text{ W}$, $v_L = 600 \text{ mm/s}$, $d_S = 20 \mu\text{m}$

Analog dazu sind in Bild 48 Schliffbilder bei einer Einzelschicht von $d_S = 20 \mu\text{m}$ mit $P_L = 500 \text{ W}$ und $v_L = 600 \text{ mm/s}$ in Abhängigkeit verschiedener Fokusbereichs und Hatchabstände dargestellt, welche erhöhte Dichtewerte bei $d_F = 35\text{--}45 \mu\text{m}$ und einem geeigneten Hatchabstand von $h_S = 110 \mu\text{m}$

zeigen. Neben der sichtbaren Porosität in den Schliffbildern ist eine zusätzliche Angabe der elektrischen Leitfähigkeit der Probe, jeweils links oben im Bild, ein Indiz für die Dichte des Bauteiles.

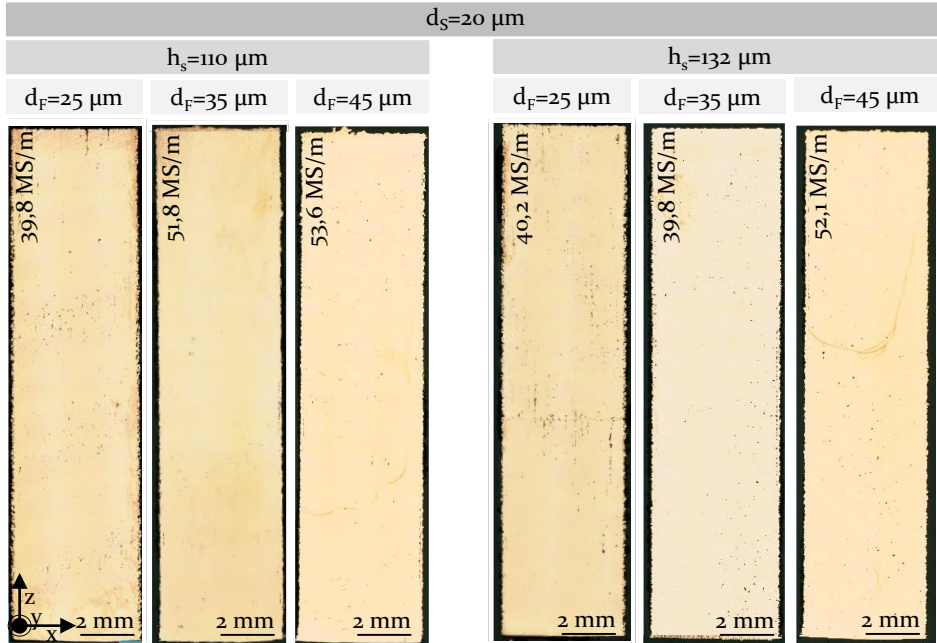


Bild 48: Abhängigkeit der Porosität des Bauteiles ($5 \times 5 \times 20 \text{ mm}^3$, $L \times B \times H$) von d_F und h_s bei $P_L=500 \text{ W}$, $v_L=600 \text{ mm/s}$ und $d_s=20 \mu\text{m}$

Auf die noch existierende Restporosität in den Proben wird in den anschließenden Abschnitten detaillierter eingegangen.

4.3.2 Einfluss des Hatchabstandes

Um neben einer maximalen Effizienz des Prozesses auch möglichst homogenes Schmelzverhalten gewährleisten zu können, ist eine optimale Anwendung des Hatchabstandes h_s von großer Bedeutung. Bild 49 zeigt eine qualitative Betrachtung der Temperaturentstehung zweier verschiedener Hatchabstände bei zwei verschiedenen Belichtungsflächen und konstant gewähltem Emissionskoeffizienten von 0,4. Der Vergleich mit einer zweiten, größeren Belichtungsfläche dient der Darstellung der Übertragbarkeit erzielter Erkenntnisse auf verschiedene Bauteilgrößen. Dieser wird so gewählt, dass die Starttemperatur vor der Belichtung des Pulverbettes der realen, absoluten Temperatur entspricht. Der Messaufbau kann Anhang 9 entnommen werden. Aufgrund folgender Faktoren können anhand der

Messungen, aufgenommen mit einem Messsystem OPTRIS PI 160 (siehe Anhang 10), nur qualitative Schlüsse gezogen werden:

- Aufheiz- und Abkühlraten von 10^6 K/s (siehe Abschnitt 2.5) sind mit einer Abtastrate von max. 120 Hz nicht auflösbar, wodurch Abso- luttemperaturen hier nicht messbar sind.
- Aufgrund der vorliegenden unterschiedlichen Materialzustände (Pulver, Schmelze, Materialdampf, Plasma und konsolidierter Fest- stoff mit variierenden Rauheitswerten) im Prozess und den einher- gehenden unterschiedlichen Emissionskoeffizienten, sind absolute Aussagen im Hinblick auf den Verlauf der Temperaturentstehung nahezu nicht realisierbar.
- Für eine Messung der absoluten Temperatur bei Strahlungsmaxima im sichtbaren bis NIR-Bereich ist der Messbereich von 7-14 μm mit einer höheren Fehlerrate versehen.

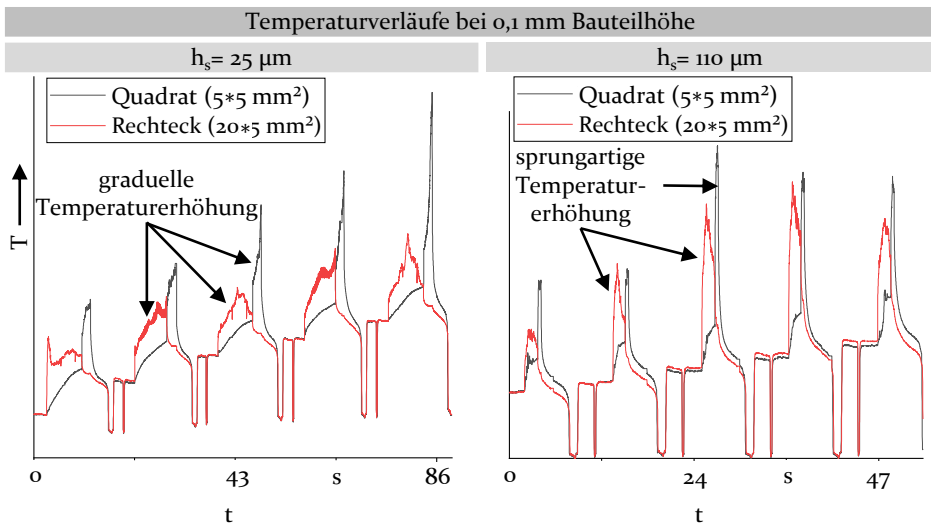


Bild 49: Qualitativer Vergleich der Temperaturverläufe von $h_s = 25 \mu\text{m}$ und $110 \mu\text{m}$ bei $P_L = 500 \text{ W}$, $v_L = 600 \text{ mm/s}$ und $d_F = 35 \mu\text{m}$ zu Beginn des Prozesses bei $T_{\text{absolut}} = 31^\circ \text{C}$ (links) und $T_{\text{absolut}} = 35^\circ \text{C}$ (rechts) mit $d_s = 30 \mu\text{m}$ und Wechselbelichtung

Folgende Aspekte können beim Vergleich aus Bild 49 genannt werden:

- Aufgrund der kleineren Geometrie des Quadrates heizt sich dieser bei beiden Parametern mehr auf als beim großen Rechteck, wobei dieser Effekt bei $h_s = 25 \mu\text{m}$ durch die betragslich größere einge- brachte Energiemenge extremer ist.

- Bei $h_s=25\text{ }\mu\text{m}$ erfolgt nach einem sprunghaften Temperaturanstieg zu Beginn der Belichtung eine graduelle Temperaturerhöhung bis zum erreichten Maximum. Gegensätzlich dazu verhält sich $h_s=110\text{ }\mu\text{m}$, bei welchem der sprunghafte Temperaturanstieg deutlich steiler sowie höher ausfällt und das Temperaturmaximum der Belichtung unmittelbar nach dem Belichtungsstart erreicht wird.
- Ein engerer Hatchabstand (mit entsprechend längerer Belichtungsdauer) resultiert in einer drastischeren Aufheizung des Bauteiles, was anhand der jeweiligen Startpunkte vor der Belichtung bei beiden Parametern entnommen werden kann.

Meiners ermittelt einen optimalen Hatchabstand von ca. $h_s=0,7 \cdot d_F$ [116]. Folgende Untersuchungen zeigen jedoch, dass der optimale Hatchabstand materialbedingt anhand der resultierenden Schmelzspur ermittelt werden sollte, um eine möglichst konstante Breite der Schmelzspuren pro Schicht gewährleisten zu können. Bild 50 zeigt den Vergleich zweier Hatchabstände bei einer Bauteilhöhe von ca. $100\text{ }\mu\text{m}$ und einer Einzelschichtstärke von $d_s=30\text{ }\mu\text{m}$.

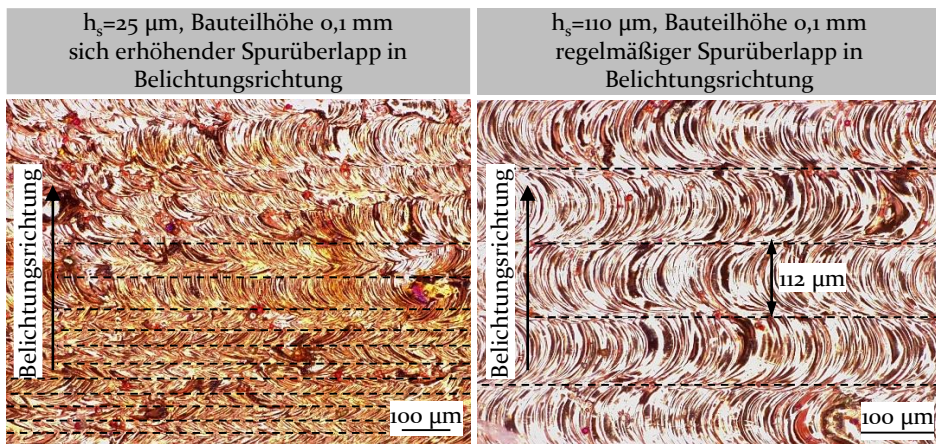


Bild 50: Vergleich des Spurüberlapps zweier Hatchabstände $h_s=25\text{ }\mu\text{m}$ und $h_s=110\text{ }\mu\text{m}$ bei $P_L=500\text{ W}$, $v_L=600\text{ mm/s}$, $d_F=35\text{ }\mu\text{m}$ und $d_s=30\text{ }\mu\text{m}$

Bei $h_s=25\text{ }\mu\text{m}$ ($0,7 \cdot d_F$) ist deutlich erkennbar, dass die Schmelzspuren zu Beginn der Belichtung (unterer Teil in Bild 50 links) einen sehr hohen Überlapp vorweisen und in weiterer Verfahrrichtung immer größer werden. Aufgrund des großen Überlapps der Laserspuren koppelt die Strahlung größtenteils in bereits geschmolzenem Material mit geringerem Absorptionskoeffizienten ein, was die Reflexion erhöht und somit in Verfahrrichtung vermehrt im Pulvermaterial eingekoppelt wird. Dadurch erhöht

sich die Breite der sichtbaren Schmelzspuren. Trotz steigender Absorption bei höherer Temperatur [199] im Verlauf der Belichtung sowie nur geringen Temperaturerhöhungen von Scanner und Linse während des Prozesses (siehe Anhang 11), um Defokussierungen sowie Intensitätsverluste ausschließen zu können, werden bereits aufgeschmolzene Regionen aufgrund der höheren Reflexion schlechter wieder aufgeschmolzen. Der Grund, weshalb dieses Verhalten nur zu Beginn der Belichtung möglich ist, kann auf eine Kombination aus Erstimpuls (siehe Anhang 12) im Pulverbett mit hoher Absorption, schlechterer Wärmeleitfähigkeit im Randbereich sowie allmählicher Erhitzung des Bauteiles im Verlauf der fortschreitenden Scanvektoren zurückzuführen sein. Ein Umschmelzen von bereits aufgeheiztem Pulver (trotz der höheren Absorption) stellt sich als diffiziler heraus, siehe Abschnitt 4.3.4, weswegen der Effekt des vollkommenen Umschmelzens des Materials bei hohem Schmelzspurüberlapp nur zu Beginn des Prozesses im kalten Pulverbett beobachtet werden kann. Bei einer geeigneten Wahl des Hatchabstandes, angepasst an die Schmelzspurbreite, können konstante Schmelzspuren über der ganzen Belichtungsfläche mit einer variierenden Schmelzspurbreite zwischen ca. 116-174 μm generiert werden (siehe Bild 50 rechts sowie Anhang 13), woran sich der eingestellte Hatchabstand orientieren soll.

4.3.3 Einfluss der Schichtstärke

Grundsätzlich steigt der absorbierte Anteil an Laserstrahlung bei größerer Schichtstärke. Durch vorherrschende Mehrfachreflexionen im pulverförmigen Material kann bei größerer Schichtstärke entsprechend mehr propagierendes Licht eingefangen werden, bevor es an einer vergleichsweise glatten Oberfläche (bereits geschmolzenes Material) des gleichen Werkstoffes reflektiert wird. Andererseits ist jedoch ein gewisser Energiebetrag pro Masse notwendig, um das Material um beispielsweise 1 K zu erhitzen (spezifische Wärmekapazität). [118] Unabhängig davon, dass es aus energetischer Sicht günstiger ist, Partikel im Mikro- oder Nanobereich in den schmelzflüssigen Zustand (bei niedrigerem Schmelzpunkt bei Metallen [209]) zu überführen, wird durch größere Schichtstärken mehr Energie für das Umschmelzen des absoluten Volumens benötigt. Bild 51 zeigt die unterschiedliche Ausprägung der Schmelzspuren bei verschiedenen Einzelschichtstärken bei $d_F=45 \mu\text{m}$. Entsprechend der höheren Absorption bei $d_S=50 \mu\text{m}$ sind breitere Schmelzspuren zu beobachten, wodurch der Überlapp erhöht wird.

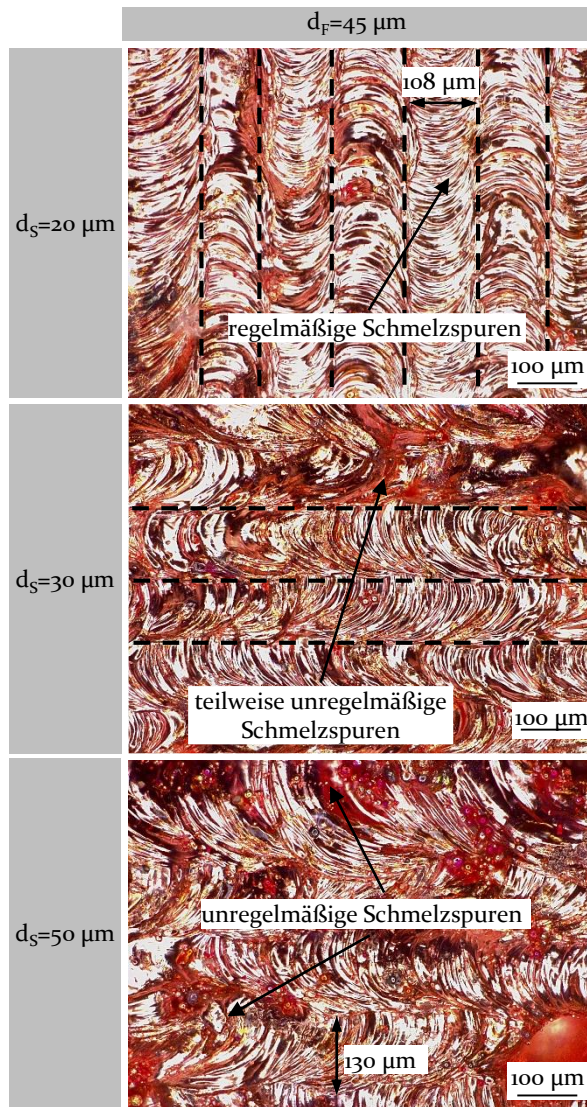


Bild 51: Unterschiedliche Ausprägung der Schmelzspuren bei variierender Einzelschichtstärke d_s und $P_L = 500 \text{ W}$, $v_L = 600 \text{ mm/s}$, $h_s = 110 \mu\text{m}$ und $d_f = 45 \mu\text{m}$ bei einer Bauteilhöhe von 20 mm

Dennoch ist zu erkennen, dass die Schmelzspuren mit steigender Einzelschichtstärke unregelmäßiger werden und teilweise ungeschmolzene Partikel nach der Laserüberfahrt zurückbleiben. Dies spiegelt sich dann im Gesamtschliffbild anhand einer erhöhten Porosität (vermehrte Fehlstellen) wider, siehe Bild 52. Trotzdem ist selbst bei einer Einzelschichtstärke von

$d_s=50\text{ }\mu\text{m}$ keine regelmäßige Schichtporosität zu erkennen, was ein typisches Erscheinungsbild im Zusammenhang mit einem deutlich zu geringen Schmelzverhalten (Lack of Fusion) ist, siehe Bild 52. Die dadurch entstehende Notwendigkeit der Minimierung der Einzelschichtstärke ist neben einer geringfügigen Erhöhung der Laserleistung eine Möglichkeit, bei angemessener Prozessgeschwindigkeit entstehende Porosität zu verringern. Prozessseitig ist die maximale Laserleistung mit gegebener Anlagentechnik jedoch auf 500 W begrenzt. Eine Verringerung der Einzelschichtstärke auf $20\text{ }\mu\text{m}$ zeigt bei Schmelzspuranalysen das konstanteste Erscheinungsbild, was man auch anhand der Gesamtdichte des Bauteiles erkennen kann, siehe Bild 52. Dennoch kommt es durch den sich wiederholenden schichtweisen Prozess zwangsläufig zu inkonstantem Verhalten bzw. Voraussetzungen im Hinblick auf die bereits geschmolzene Oberfläche, Pulverauftrag und Wechselwirkung zwischen Laser und Pulverbett [116] [136], was das Risiko von Prozessfehlern wie Lunkerbildung erhöht.

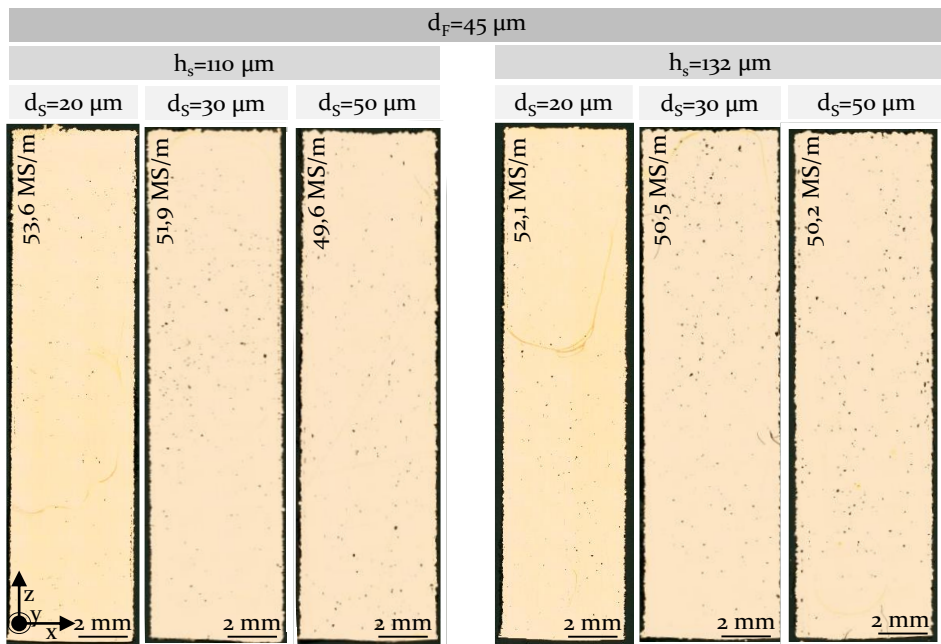


Bild 52: Abhängigkeit der Porosität des Bauteiles ($5*5*20\text{ mm}^3$, $L*B*H$) von der Einzelschichtstärke d_s bei $P_L=500\text{ W}$, $v_L=600\text{ mm/s}$ und $d_F=45\text{ }\mu\text{m}$

Die Anwendung einer Einzelschichtstärke von $d_s=20\text{ }\mu\text{m}$ kann auftretende Effekte sichtbar besser kompensieren als $d_s=50\text{ }\mu\text{m}$, bei welcher ein unregelmäßiger Pulverauftrag in teilweise übermäßig hoher Laserabsorption

mit instabilem Prozessverlauf resultiert und nachfolgende Schichten erheblich davon beeinflusst werden. Neben der optisch erkenntlichen Porosität der Bauteile (in nur einer Ebene) ist eine Abschätzung der Dichte durch eine zusätzliche Bestimmung der elektrischen Leitfähigkeit (siehe Anhang 14) eine weitere geeignete Maßnahme die Bauteilqualität hinsichtlich der erreichten Dichte zu untersuchen. Es ist zu erkennen, dass im Allgemeinen das Material bei geringerer Porosität eine höhere elektrische Leitfähigkeit aufweist. Weiterhin stellt ein Schliffbild ausschließlich eine Ebene des Bauteiles dar, wobei die Messung der elektrischen Leitfähigkeit die Eigenschaften der kompletten Probe abbildet.

4.3.4 Einfluss des vorliegenden Temperaturniveaus und der Belichtungsfläche

Aufgrund der extremen Wärmeentstehung bei der Verarbeitung von Kupfer durch die Anwendung hoher Intensitäten steigt das Temperaturniveau im Verlauf des Prozesses. Dieses wird in den nachfolgenden Untersuchungen hinsichtlich des Einflusses auf das Schmelzverhalten des Kupferpulvers näher betrachtet.

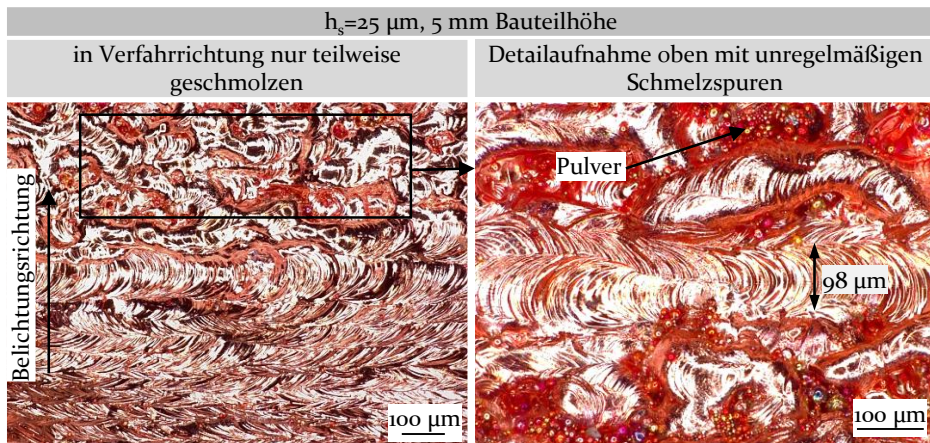


Bild 53: Schmelzspuren bei einer Bauteilhöhe von ca. 5 mm, einer Belichtungsfläche von $5 \times 5\ \text{mm}^2$, $P_L = 500\ \text{W}$, $v_L = 600\ \text{mm/s}$, $h_s = 25\ \mu\text{m}$, $d_s = 30\ \mu\text{m}$, $d_f = 35\ \mu\text{m}$. Links: Überblick bei Belichtungsstart unten, rechts: Detailaufnahme aus oberem Bereich mit nur teilweise geschmolzenem Material

Für die weitere Betrachtung und Interpretation der Ergebnisse werden (weiterhin) folgende Annahmen getroffen:

- Die Absorption der Laserstrahlung steigt minimal bei erhöhter Temperatur, siehe Bild 21.

- Die relative Wärmeabfuhr sinkt bei steigender Bauteilhöhe durch die vermehrte Umgebung von Pulvermaterial sowie größerem Abstand zur massiven Cu-OFE-Grundplatte.
- Die Wärmeleitfähigkeit des Materials sinkt bei steigender Temperatur, siehe Bild 29.

Bild 53 zeigt Schmelzspuren bei einer Bauteilhöhe von ca. 5 mm, einer Belichtungsfläche von $5 \times 5 \text{ mm}^2$ und einem Hatchabstand von $h_s = 25 \text{ }\mu\text{m}$.

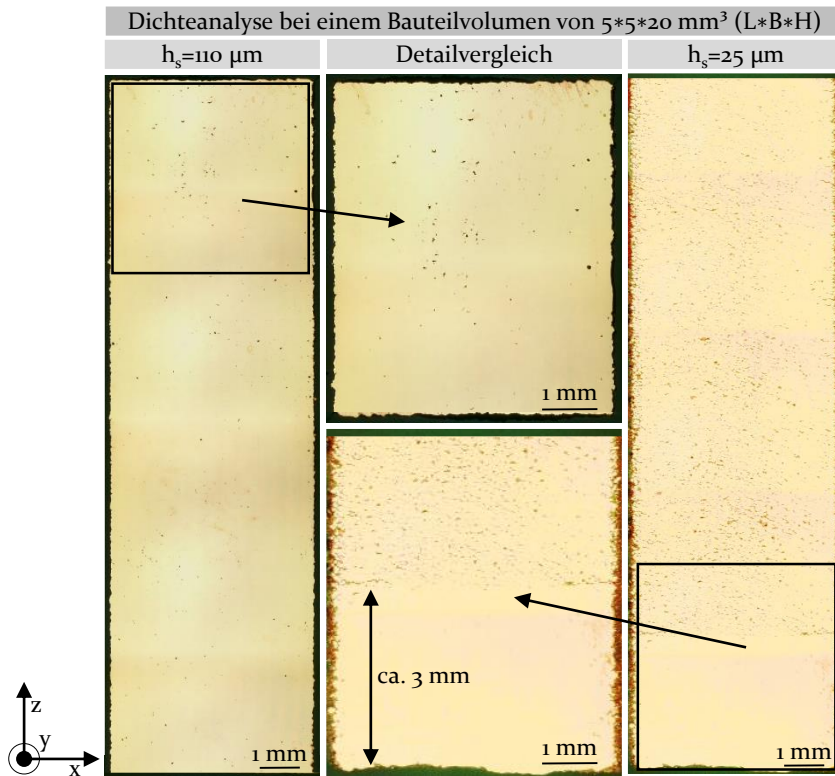


Bild 54: Schliffbilder bei einer Bauteilhöhe von 15 mm, einer Belichtungsfläche von $5 \times 5 \text{ mm}^2$, $P_L = 500 \text{ W}$, $v_L = 600 \text{ mm/s}$, $h_s = 110 \text{ }\mu\text{m}$ (links) $h_s = 25 \text{ }\mu\text{m}$ (rechts), $d_s = 30 \text{ }\mu\text{m}$, $d_F = 35 \text{ }\mu\text{m}$ mit Hervorhebungen in den Übergangsbereichen von dichtem zu porösem Material (Mitte)

Ähnlich wie in Bild 50 sind keine konstanten Schmelzspuren in Verfahrungsrichtung des Lasers zu erkennen. Bei erhöhter Bauteiltemperatur ist ein regelmäßiges Aufschmelzen der jeweiligen Schichten nicht mehr möglich, obwohl die zu Beginn dieses Abschnitts getroffenen Annahmen ein besseres Aufschmelzen in z-Richtung ermöglichen sollten. Dies geht auch deutlich aus Schliffbildern hervor, siehe Bild 54.

Beim Vergleich von $h_s=25\text{ }\mu\text{m}$ und $h_s=110\text{ }\mu\text{m}$ kann ein klarer Unterschied im Verlauf der Bauteildichte in z-Richtung wahrgenommen werden. Eine durchgängig erhöhte Porosität bei $h_s=25\text{ }\mu\text{m}$ liegt bereits nach ein paar Millimetern Aufbauhöhe vor. Gegensätzlich dazu steht ein erhöhter Hatchabstand von $h_s=110\text{ }\mu\text{m}$ mit einer weitestgehend kontinuierlichen Dichteverteilung mit geringfügig höherer Porosität in z-Richtung. Jedoch auch bei einem den Schmelzspuren angepassten Hatchabstand von $h_s=110\text{ }\mu\text{m}$ kann tendenziell eine höhere Porosität in z-Richtung festgestellt werden (Bild 54), obwohl die Schmelzspuren über die ganze Bauteilhöhe ein konstantes Verhalten aufweisen, siehe Bild 55.

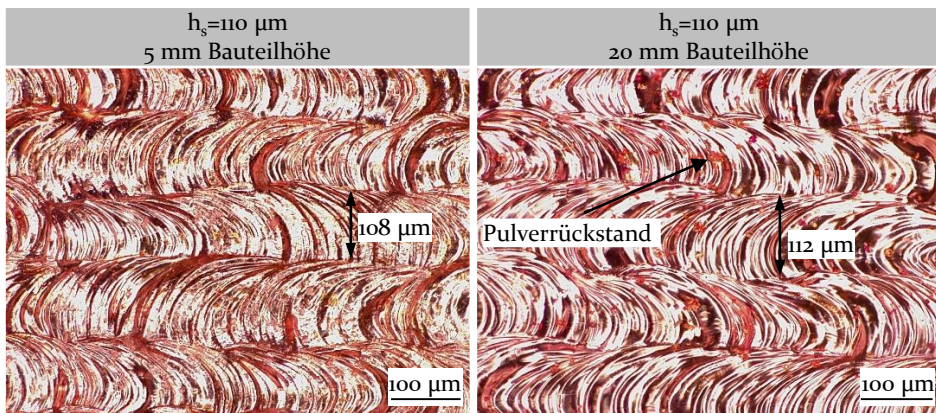


Bild 55: Schmelzspuren bei einer Bauteilhöhe von ca. 5 mm (links) und 20 mm (rechts), einer Belichtungsfläche von $5 \times 5\text{ mm}^2$, $P_L=500\text{ W}$, $v_L=600\text{ mm/s}$, $h_s=110\text{ }\mu\text{m}$, $d_s=30\text{ }\mu\text{m}$, $d_F=35\text{ }\mu\text{m}$

Insbesondere bei einer höheren Anzahl an Bauteilen im Prozess und einem einhergehenden höheren Temperaturniveau im Bauraum, Pulverbett sowie Bauteiloberfläche erhöht sich die Porosität der Bauteile. Es kann sogar eine Abhängigkeit der entstehenden Porosität von der Belichtungsreihenfolge ermittelt werden, wobei zu Beginn belichtete Bauteile eine geringere Porosität aufweisen als jene, die am Ende der jeweiligen Schicht belichtet werden. Dies deutet klar auf einen Zusammenhang des Umschmelzens des Materials in Abhängigkeit des vorherrschenden Temperaturniveaus hin.

Bild 56 zeigt einen qualitativen Vergleich der Temperaturverläufe bei $h_s=110\text{ }\mu\text{m}$ und einer Bauteilhöhe von ca. 12,5 mm, mit und ohne Kühlung der Bauplattform auf ca. $20\text{ }^\circ\text{C}$ (siehe Anhang 6). Zunächst ist erkennbar, dass die quadratische Geometrie grundsätzlich höhere Temperaturen sowie eine höhere Absoluttemperatur als die Rechteckgeometrie vorweist.

Die Temperatur der Bauteiloberfläche bei jeweiligem Belichtungsbeginn ohne Kühlung beträgt ca. 60 °C (während des Prozesses), wohingegen das abgekühlte Pulverbett eine Temperatur zu Beginn des Laserprozesses von ca. 20 °C vorweist. Die grundsätzlich höhere Spitzentemperatur des Quadrates ist auf die deutlich geringere Belichtungsfläche (und somit wärmeabführende Fläche) im Vergleich zur rechteckigen Belichtungsfläche und einer einhergehenden geringeren Wärmeabfuhr zurückzuführen.

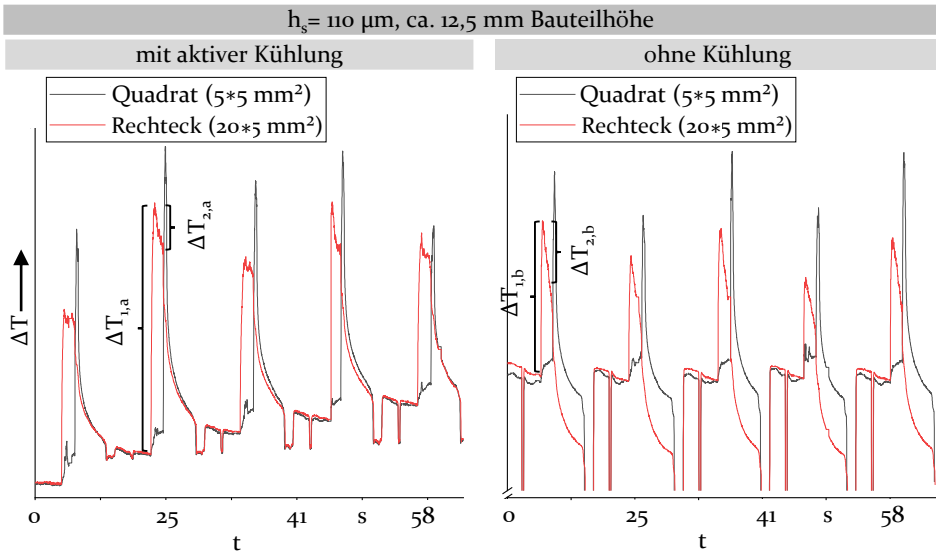


Bild 56: Qualitativer Vergleich der Temperaturverläufe von $h_s=110\text{ }\mu\text{m}$ bei $P_L=500\text{ W}$, $v_L=600\text{ mm/s}$, $d_F=35\text{ }\mu\text{m}$, $d_S=30\text{ }\mu\text{m}$, einer Belichtungsfläche von $5*5\text{ mm}^2$ (Quadrat) sowie $20*5\text{ mm}^2$ (Rechteck) und Wechselbelichtung vor (rechts) und nach Abkühlung (links) des Bauteiles bei einer Bauteilhöhe von ca. 12,5 mm

Des Weiteren sind zwei verschiedene ΔT (ΔT_1 und ΔT_2) hervorgehoben. ΔT_1 entspricht der Temperaturerhöhung zu Beginn der Belichtung und ΔT_2 der Temperaturverminderung während der Belichtung innerhalb von ca. 1,0 s Belichtungszeit. Es ist ein klarer Trend der höheren relativen Temperaturerhöhung zu Beginn der Belichtung im Vergleich zum unmittelbar zuvor vorherrschenden Temperaturniveau (ΔT_1) sowie einer geringeren Temperaturerniedrigung innerhalb von ΔT_2 im aktiv gekühlten Zustand im Vergleich zum Zustand ohne Kühlung erkennbar. Dies demonstriert eine generell niedrigere Temperaturentstehung sowie schlechterem Aufrechterhalten des erreichten Temperaturniveaus im Prozess ohne Kühlung. Beim Beobachten des Prozesses ohne Kühlung fällt insbesondere bei höheren Schichten und einem entsprechenden erhöhten Temperaturniveau des Pulverbetts auf, dass die jeweiligen Pulverschichten von $d_S=30\text{ }\mu\text{m}$ nach

dem Rakelauftrag vor der Belichtung nicht mehr als vollkommen isolierte pulverförmige Schicht angesehen werden können. Durch die erhöhte Temperatur des Bauteiles backen die Pulverpartikel der neu aufgetragenen Schicht mit der heißen Oberfläche des Bauteiles zusammen und ein deutlich geringeres Prozessleuchten sowie eine geringere Entstehung von Schmelzschmauch ist beobachtbar. Von folgenden Mechanismen beim Prozess ohne Kühlung vor der Belichtung ist auszugehen:

- Aufgrund der nicht mehr vollständig isolierten Pulverschicht auf dem Bauteil wird mehr Material mit der gleichen Energie des Lasers bearbeitet, was weniger Energie pro Volumen entspricht.
- Ein Zusammenbacken der aufgetragenen Schicht mit dem Bauteil ermöglicht eine bessere Wärmeabfuhr nach unten in das Bauteil.
- Eine Erhöhung der spezifischen Wärmekapazität (Bild 29) bei steigendem Temperaturniveau erfordert einen höheren Energiebetrag zum Schmelzen der gleichen Masse.

Um den negativen Einfluss des erhöhten Temperaturniveaus des Bauteiles sowie Bauraumes auf die resultierende Wärmeentstehung und das beobachtbare Prozessleuchten während des Lasereintrags zu verdeutlichen, zeigt Bild 57 einen Vergleich der entstehenden Wärmestrahlung bei der Belichtung der gleichen Geometrie bei gleicher Bauteilhöhe mit und ohne aktiver Kühlung der Bauplattform und des Kupfersubstrats, aufgenommen mit einer OPTRIS PI 160 Wärmebildkamera. Die angewandten Laserparameter sind identisch, wobei beim Bauteil ohne Kühlung eine Vorbelichtungsparameterkombination ($P_L=150\text{ W}$, $v_L=600\text{ mm/s}$, $h_s=33\text{ }\mu\text{m}$) bei jeder Schicht gewählt wird, um den Effekt der allmählich erhöhten Temperaturentstehung zu verdeutlichen. Auch hier werden aufgrund der verschiedenen Emissionsfaktoren des Pulvers, der Schmelze und des bereits aufgeschmolzen sowie konsolidierten Materials nur qualitative Analysen durchgeführt.

Neben der höheren Temperatur im Pulverbett ohne Kühlung ist zu beobachten, dass die Wechselwirkung des Lasers mit dem Kupferpulver, erkennbar in Form von Wärmestrahlung, an der jeweiligen Stelle des Lasers im Verlauf nachlässt. Zu Beginn des Prozesses ist bei beiden Gegenüberstellungen eine starke Wärmeentstehung ersichtlich, wobei das Einkoppeln im kalten Pulverbett deutlich mehr Schweißspritzer verursacht.

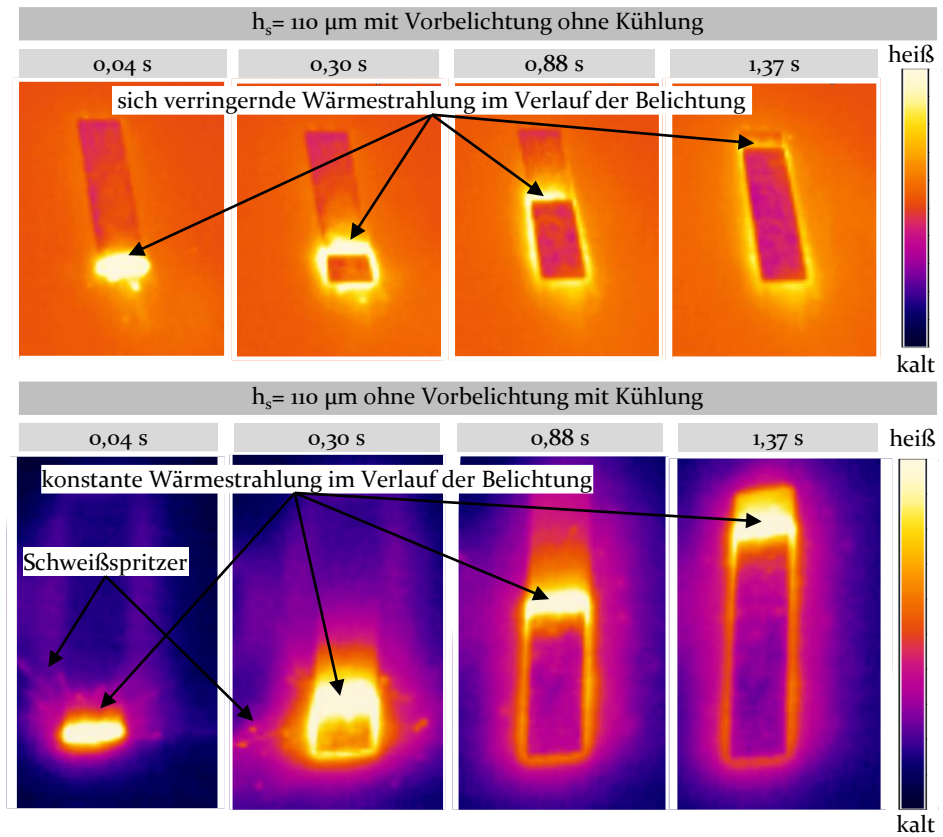


Bild 57: Wärmebildaufnahmen des Laserprozesses mit und ohne aktive Wasserkühlung der Bauplattform und Kupferplatte bei einer Belichtungsfläche von $20 \times 5 \text{ mm}^2$, einer Bauteilhöhe von 12,6 mm sowie konstanten Parametern $P_L = 500 \text{ W}$, $v_L = 600 \text{ mm/s}$ und $h_s = 110 \mu\text{m}$

Entsprechend ist hier von einer höheren absoluten Temperatur auszugehen als im ungekühlten Zustand. Gegen Ende der Belichtung ist im ungekühlten Zustand fast keine Wärmestrahlung mehr zu erkennen, wobei im gekühlten Zustand keine Veränderung der entstehenden Wärmestrahlung erkennbar ist. Eine grundsätzliche Erwärmung des Bauteiles sowie Pulverbettes verursacht ein sichtbar geringeres Prozessleuchten mit einer daraus resultierenden geringeren maximalen Temperaturentstehung. Dies wird im Verlauf der Belichtung der jeweiligen Schicht durch den aktuellen Energieeintrag des Lasers verstärkt, sodass das beobachtbare Prozessleuchten sowie die ermittelte Wärmestrahlung immer geringer werden.

Trotz der zu Beginn des Abschnittes getroffenen physikalischen Annahmen, welche ein besseres Schmelzverhalten bei erhöhter Pulvertemperatur erwarten lassen, bewirkt ein Anbacken der aufgetragenen Pulverschicht

durch die erhöhte Bauteiltemperatur eine deutlich effizientere Wärmeabfuhr nach unten in das Bauteil. Eine aktive Kühlung der Bauplattform und des Kupfersubstrates ist demnach erforderlich, um eine möglichst konstante Bauteilqualität zu erhalten.

Beschriebenes Schmelzverhalten spiegelt sich auch in den Schliffbildern sowie Messungen der elektrischen Leitfähigkeit wider. Bei der Anwendung einer Vorbelichtung des Pulverbettes vor dem eigentlichen Schmelzvorgang ist die Verschlechterung der Bauteilqualität in Form von steigender Porosität in z-Richtung deutlich zu erkennen, wobei der untere Teil des Bauteiles (ca. 10 mm) eine sehr geringe Porosität vorweist. Durch die Vorbelichtung wird zusätzlich Wärme in den Prozess eingebracht, was eine allmählich entstehende Porosität verursacht. Dies ist in Bild 58 anhand von Schliffbildern (gesamtes Bauteil (a), unten (b) und oben (c)) sowie Messungen der elektrischen Leitfähigkeit des gesamten Bauteiles, des unteren sowie oberen Teils dargestellt.

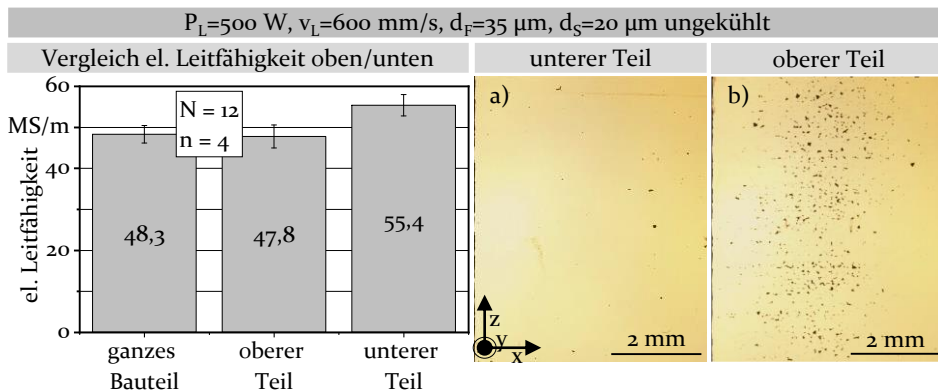


Bild 58: Vergleich der elektrischen Leitfähigkeit von oberen und unteren Teilen eines Bauteiles mit einem Gesamtmaß von $5*5*20 \text{ mm}^3$, ($L*B*H$) und eines exemplarischen Schliffbildes a) unterer Teil und b) oberer Teil bei Anwendung eines Vorbelichtungsparameters von $P_L=150 \text{ W}$, $v_L=600 \text{ mm/s}$, $h_s=33 \text{ }\mu\text{m}$ und eines Schmelzparameters von $P_L=500 \text{ W}$, $v_L=600 \text{ mm/s}$, $h_s=110 \text{ }\mu\text{m}$ bei $d_F=35 \text{ }\mu\text{m}$ und $d_S=20 \text{ }\mu\text{m}$; Daten und Bilder aus [S7]

Die elektrische Leitfähigkeit der unteren Teile weist bei allen vier Proben die höchsten Werte auf und liegt im Bereich von ca. 55 MS/m, was dem Bereich von Cu-ETP im kaltumgeformten Zustand entspricht [193]. Die oberen Teile (ca. 10 mm) der Proben erreichen jedoch Werte von maximal 50 MS/m und zeigen eine erhöhte Porosität im Schliffbild, exemplarisch in Bild 58 b) zu sehen. Im unteren Teil, in Bild 58 a) sind nur sehr vereinzelt Poren zu erkennen.

Zusammenfassend ist bei der Verarbeitung von Kupfer im Vergleich zu anderen bereits verarbeitbaren Materialien eine Anwendung sehr hoher Laserleistungen und Laserintensitäten bei der Verwendung von NIR-Strahlung notwendig. Durch die einhergehende Aufheizung des Bauraums, des Pulverbettes und des Bauteiles selbst ist eine aktive Kühlung des Substrates zu empfehlen, um einen drastischen Temperaturanstieg des Bauteiles zu vermeiden und konstant hochwertige Bauteileigenschaften herstellen zu können, siehe Abschnitt 4.5. Zusätzlich ist zu beachten, dass konstant große Belichtungsflächen des Bauteiles (oder durch die Summe einzelner Belichtungsflächen der Bauteile) eine erhöhte Temperatur im Pulverbett sowie Bauraum verursachen, was in einer verminderten Qualität der Proben resultiert. Hier gilt es die Kühlleistung anzupassen, um ein möglichst kühles Pulverbett über der gesamten Bauteilhöhe unabhängig von der schichtabhängigen Belichtungsfläche gewährleisten zu können.

4.3.5 Entstehende Prozessfehler

Die in Abschnitt 2.5 allgemein beschriebenen auftretenden Prozessfehler sind auch deutlich bei der Verarbeitung von Kupfer zu beobachten. Aufgrund der notwendigen hohen anzuwendenden Laserintensität mit entsprechender Anpassung des Volumenenergieeintrages sind Erscheinungsbilder der Überhitzung, Kugelbildung sowie des Abhebens von Kanten und Ecken am häufigsten zu beobachten, siehe Bild 59. Neben entstehendem Wärmestau an der Grenzfläche zum Pulverbett sowie der Erstpulscharakteristik des Lasers spielt die Scanvektorenlänge eine entscheidende Rolle beim Wärmemanagement innerhalb des belichteten Bauteiles. Dies hat Krauss [108] bereits anhand von geometrieabhängigen Längen der Scanvektoren mittels Wärmebildkamera untersucht. Zusammenfassend verursacht eine geometriebedingte kürzere Scanvektorenlänge lokale Temperaturspitzen. Als geeignetes Beispiel kann hier die Belichtung der Ecken einer rechteckigen Geometrie herangezogen werden. Bei Scanvektoren im 45° -Winkel (Scanvektoren von Ecke zu Ecke im 45° -Winkel in der x-y-Ebene des Bauteils) befindet sich der längste Scanvektor zwischen zwei gegenüberliegenden Ecken und der kürzeste in der Ecke selbst. Im Bereich der Ecke wird aufgrund der sich immer verkürzenden Scanvektorenlänge (sich verringernde Belichtungsfläche) in einhergehenden zeitlich kürzer werdenden Abschnitten bei geringer Wärmeabfuhr aufgrund des umgebenden Pulvermaterials zu viel Energie eingetragen.

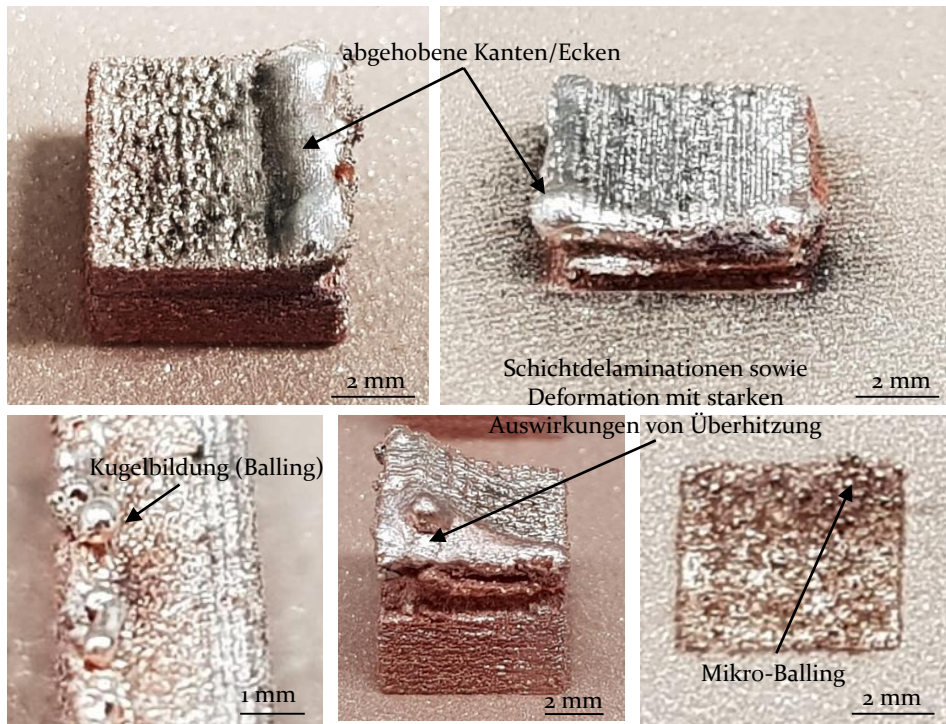


Bild 59: Auftretende Prozessfehler während des Prozesses mit verschiedenen Ursachen; Bilder aus [S6] [P9]

Dadurch sind Überhitzungserscheinungen in Form von zu großen Schmelzbädern in Bereichen geringer Belichtungsfläche mit viel umgebenen Pulvermaterial vermehrt zu beobachten. Bei einer Belichtung unter 0° oder 90° (siehe Bild 28) kann dieses Phänomen vermieden werden, wobei hier nur noch mögliche Überhitzungserscheinungen aufgrund des Erstim-pulses des Lasers sowie der schlechten Wärmeabfuhr des Pulverbettes (ca. $0,2 \text{ W/mK}$ [207]) auf einer Kante zu Beginn der Belichtung auftreten können. Daher wird eine alternierende Wechselbelichtung mit 0° und 90° bevorzugt.

4.3.6 Plasmabildung während des Prozesses

Durch die Beobachtung des Prozessleuchtens beim Schmelzvorgang sowie durchgeführten Berechnungen der theoretisch entstehenden Oberflächentemperatur in Abschnitt 4.1 ist von einer Plasmabildung während des Prozesses auszugehen. Weiterhin sind die parameterabhängigen starken Schmelzspritzer ein Indiz für verdampfendes Material mit einhergehender Entstehung eines Dampfdruckes, welcher die Schmelze austreibt. Bild 60

zeigt eine exemplarische Hochgeschwindigkeitsaufnahme unter Verwendung von $P_L=500$ W und $d_F=35$ μm mit dem Phänomen der kurzzeitigen Plasmaentstehung innerhalb der ersten ca. 25 μs mit der Entstehung eines Plasma- sowie Dampfdruckes.

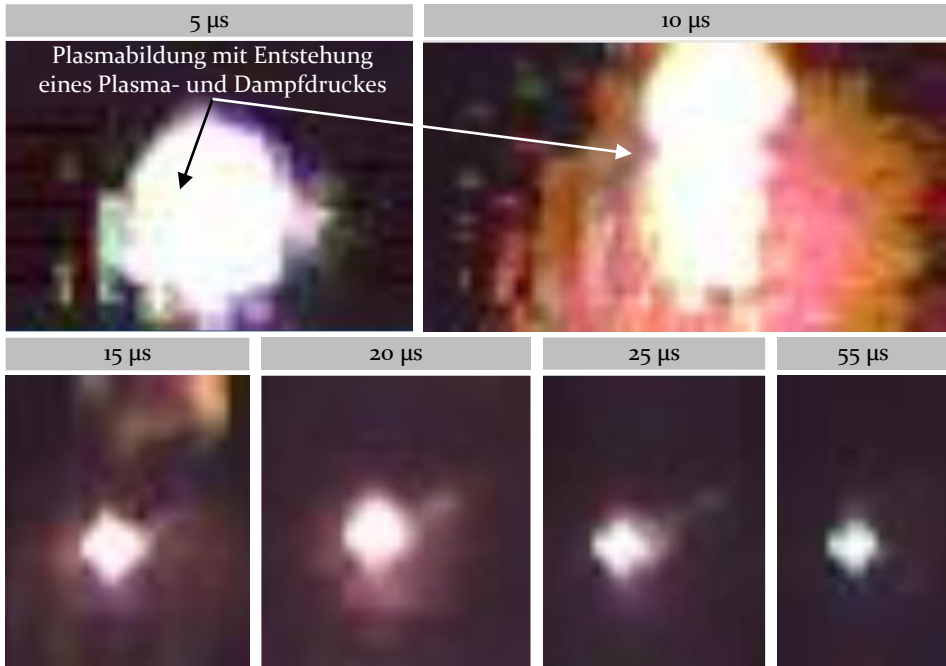


Bild 60: Exemplarische Darstellung des Prozessleuchtens, der entstehenden Schmelzspritzer sowie der Plasmabildung während des Prozesses bei $P_L=500$ W, $v_L=600$ mm/s und $d_F=35$ μm zu Beginn der Belichtung unter N_2 -Atmosphäre bei <50 ppm Restsauerstoffgehalt

Schon Meiners [116] beobachtet bei der Verarbeitung von Edelstahlpulvern eine starke Spritzerbildung und weist das Prozessleuchten anhand einer Plasmaspektroskopie eindeutig den verwendeten Legierungselementen zu. Er beobachtet jedoch bei der Verarbeitung von Aluminium deutlich weniger Spritzerbildung, was weniger verdampftem Material und somit niedrigeren Temperaturen entspricht. Dies ist auf das deutlich geringere Absorptionsverhalten von Aluminium, ähnlich diesem von Kupfer, zurückzuführen. Dementsprechend sind Messungen zur möglichen Plasmaentstehung durch auftretende angeregte Energieniveaus der Elektronenzustände im Atom sowie Molekül und der einhergehenden Emission von Photonen bei Relaxation (inverser Vorgang des in Bild 13 dargestellten Mechanismus) von Interesse. Dadurch werden atomspezifische Spektren abgebildet, welche anhand der Messtechnik dokumentiert werden können. Derartige,

angeregte Energieniveaus können durch ein erhöhtes Temperaturniveau jenseits der Verdampfungstemperatur und/oder durch Stöße mit bereits entstandenen freien Elektronen (Ionisation durch erhöhtes Temperaturniveau) entstehen. Eine Ionisation der Atome durch die Energie der Photonen der eintreffenden Laserstrahlung im sichtbaren Bereich kann gemäß Gleichung (18) ausgeschlossen werden, da die emittierten Photonen einer Energie von 1,16 eV entsprechen und durch die Quantisierung nur größere oder gleiche Energieniveaus bewegt werden können. Weitere Möglichkeiten der Ionisation sind eine Multiphotonenabsorption oder -ionisation (MPI) sowie ein Erreichen eines kritischen elektrischen Feldes durch die Laserstrahlung, um Elektronen aus ihrem gebundenen Zustand lösen zu können. Beide Möglichkeiten können aus folgenden Gründen ausgeschlossen werden:

- Entsprechend der von Maria Göppert-Mayer vorhergesagten MPI kann der in Abschnitt 2.4.2 erwähnte Zusammenhang der Einsteinschen Gleichung (18) zu $n \cdot h\nu \geq E_g$ erweitert werden, sofern das Zeitintervall im Bereich des Zusammenhangs der Heisenbergschen Unschärferelation $\Delta t \cdot \Delta E \geq h$ nicht überschritten wird. Dieses liegt typischerweise im Bereich von wenigen fs [97]. Entsprechend des Zusammenhangs $I_L = \frac{nh\nu}{\Delta t \cdot A}$, mit n als Anzahl der Photonen in einem Zeitintervall Δt pro Fläche A und einem Atomradius im Bereich von 0,1 nm treffen bei einer Anwendung von $P_L=500$ W, $d_F=25$ μ m und einer Wellenlänge von $\lambda=1070$ nm näherungsweise ca. $1,7 \cdot 10^{-4}$ Photonen innerhalb einer fs auf ein Atom. Bei einer nötigen Ionisationsenergie von ca. 7,7 eV bei Kupfer würden entsprechend mindestens sieben Photonen „gleichzeitig“ absorbiert werden müssen, um das Elektron aus seinem gebundenen Zustand herausschlagen zu können.
- Wie in Abschnitt 2.4.2 bereits erläutert, liegt die Bindungsstärke des elektrischen Feldes eines Elektrons an ein Atom im Bereich von 10^{10} - 10^{11} V/m, was nach Gleichung (21) einer Laserintensität im Bereich von 10^{15} - 10^{16} W/cm² entspricht und die maximal mögliche Intensität der verwendeten Anlagentechnik von 10^8 W/cm² um Größenordnungen überschreitet. Dennoch können anhand von beschriebenen nichtlinearen Effekten (Abschnitt 2.4.2) kurzzeitig Ionisationsvorgänge im Bereich von Nanosekunden vorkommen, was detektierte Plasmastrahlung sowie beobachtetes Prozessleuchten erklärt.

Bild 61 zeigt ein gemessenes Spektrum bei der Laserbehandlung von Kupferpulver unter Stickstoffatmosphäre. Es sind klare Peaks entsprechend dem Spektralbereich von Kupfer bei verschiedenen Wellenlängen (Energieniveaus) erkenn- und zuweisbar. Dadurch kann eine deutliche Abgrenzung zu einem kontinuierlichen Spektrum der Wärmestrahlung vorgenommen werden. Die Messungen werden mit einem EMICON MC Gerät des Herstellers PLASUS mit einer spektralen Auflösung von 1,5 nm durchgeführt. Bei den detektierten Spektren handelt es sich ausschließlich um neutrale Zustände, da nur vereinzelt sehr kurzzeitig von Ionisationsvorgängen ausgegangen wird, welche sich jedoch nicht als Peak spektroskopisch widerspiegeln. Der Ionisationsgrad des vorherrschenden Plasmas wird entsprechend als sehr gering eingeschätzt.

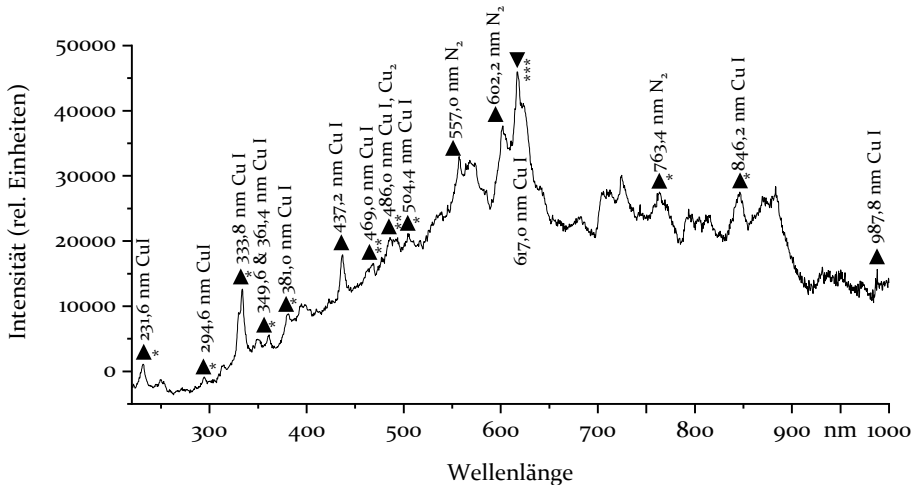


Bild 61: Plasmaspektroskopie mit Kupferpulver bei $P_L=500$ W, $v_L=600$ mm/s, $h_s=110$ μ m und $d_F=35$ μ m unter N_2 -Atmosphäre mit <50 ppm Restsauerstoffgehalt; mögliche (zusätzliche) Detektierung von * N_2 , **CuO, *** N_2 und CuO

Dadurch werden vermehrt elektronische Übergänge im Atom detektiert. Darüber hinaus sind weitere strahlende Anregungs- und/oder Ionisationsvorgänge bei der Wechselwirkung der Laserstrahlung mit entstehendem Metaldampf im gemessenen Spektrum zu erwarten, wie in Abschnitt 2.4.2 und auf Bild 60 dargestellt.

4.3.7 Zusammenfassung und Zusammenhänge der Schmelzanalyse

Zusammenfassend sind im Hinblick auf die untersuchten Einflussfaktoren folgende Zusammenhänge beim LPBF von Kupfer zu beachten:

- Eine Anwendung von Fokusbereichsdurchmessern im Bereich von $d_F=35\text{--}75\text{ }\mu\text{m}$ liefert ausreichende Einschweißstiefen von ca. 220-400 μm auf einem Cu-OFE-Blech mit einer Rauheit von $R_z\approx 55\text{ }\mu\text{m}$ und $R_a\approx 6\text{ }\mu\text{m}$.
- Langsamere Scangeschwindigkeiten im Bereich von $v_L=100\text{ mm/s}$ resultieren bei Laserleistungen von $P_L=500\text{ W}$ und Fokusbereichsdurchmessern von $d_F=35\text{--}75\text{ }\mu\text{m}$ vermehrt in Prozessfehlern wie Meltblow-outs durch zu hohe Energieeinträge und einhergehendem zu hohem Dampfdruck durch Keyholeeffekte.
- Scangeschwindigkeiten von 600 mm/s bei einer Laserleistung von 500 W erweisen sich als geeignet, um stabile Schweißnähte auf einer sandgestrahlten Kupferoberfläche abbilden zu können, siehe auch Abschnitt 2.5 und Bild 18.
- Hatchabstände im Bereich von $h_s\approx d_F$ liefern aufgrund von zu hohem Überlapp der Schweißspuren keine konstante Bauteilqualität entlang der Aufbauorientierung, da dadurch die Laserstrahlung größtenteils in bereits geschmolzenem Material mit einem höheren Reflexionskoeffizient einkoppelt; die Schweißspurbreite liegt bei $d_F=35\text{ }\mu\text{m}$ bei ca. $3 - 3,5 \cdot d_F$, woran sich der einzustellende Hatchabstand orientieren soll. Ähnliches Verhalten wird bspw. auch in [115] beobachtet.
- Eine Einzelschichtstärke von $d_s=20\text{ }\mu\text{m}$ liefert im Vergleich zu $d_s=30\text{ }\mu\text{m}$ sowie $d_s=50\text{ }\mu\text{m}$ die besten Ergebnisse im Hinblick auf die zu erreichende Dichte. Hier gilt der Zusammenhang der steigenden Dichte bei steigendem Volumenenergieeintrag E_V bei sinkender Einzelschichtstärke d_s .
- Aufgrund der notwendigen hohen Laserleistung und den einhergehenden hohen Energieeinträgen bei der Verarbeitung von Kupfer ist eine aktive Kühlung des Substrates zu empfehlen, um eine konstante Qualität über die komplette Aufbauhöhe erreichen zu können. Erhöhte Prozesstemperaturen verstärken den Einfluss des darunter liegenden und bereits geschmolzenen Materials durch erstes Anbacken der Pulverschicht. Dadurch wird mehr Energie in das bereits geschmolzene Bauteil abgeleitet.
- Prozessfehler wie der Balling Effekt, Überhitzung sowie das Aufstellen der Kanten können auch beim Werkstoff Kupfer bei zu hohen Energieeinträgen in Bereichen unmittelbar neben dem Pulverbett

beobachtet werden; eine Anpassung der Scanstrategie (Inselbelichtung und Belichtungswinkel) ist hierbei sinnvoll, um eine geometrisch bedingte Verkürzung der Scanvektorenlängen mit einhergehenden Hotspots zu vermeiden.

- Bei beobachtbarem Prozessleuchten handelt es sich um Plasmastrahlung des Kupfers und umgebendem Inertgas durch die kurzzeitige Entstehung von Temperaturen über dem Siedepunkt des Materials, einer Wechselwirkung der einfallenden Laserstrahlung mit entstehendem Materialdampf sowie Elektronenübergängen durch nichtlineare Effekte, verursacht durch Laserintensitäten im Bereich von ca. 10^8 W/cm^2 , siehe Bild 14.

Erwartungsgemäß stellt sich die Verarbeitung von Kupfer als sehr herausfordernd dar. Dennoch kann anhand von durchgeführten Anlagenoptimierungen sowie einem detaillierten Prozessverständnis ein Prozessfenster identifiziert werden, welches Bauteilqualitäten von konventionellem Kupfer, siehe Abschnitt 4.4 und 4.5, liefert. Wie schon beim konventionellen Lichtbogenschweißen ist die Verarbeitung von Werkstoffen mit hoher Wärmeleitfähigkeit technologisch anspruchsvoll, was sich auch nun bei einer neuern Technologie wie dem LPBF durch vorliegende Arbeit bestätigen lässt.

4.4 Analyse des entstehenden Gefüges

Eine geeignete und gängige Methode um die entstandene Gefügestruktur beim LPBF-Prozess zu untersuchen, ist die Durchführung von EBSD-Analysen. Ein Vergleich der x-y-Ebene und x-z-Ebene von vertikal und horizontal gefertigten Proben aus Abschnitt 4.5.2 liefert folgende Erkenntnisse: Beide Varianten weisen aufgrund vorliegender extremer Abkühlgeschwindigkeiten von ca. $2 \cdot 10^6 \text{ K/s}$ [120] ein feinkörniges Gefüge auf, siehe Bild 62, wobei die vertikale Probe größere Körner ($d_{50} \approx 3,3 \text{ }\mu\text{m}$) und die horizontale Probe einen Median von $d_{50} \approx 2,4 \text{ }\mu\text{m}$ aufweist. Insbesondere in der x-z-Ebene der vertikalen Probe sind größere Körner von $d_{97,5} \approx 38 \text{ }\mu\text{m}$ zu erkennen, was auf das in Abschnitt 4.3 dargestellte höhere Temperaturniveau mit langsamerer Abkühlung der quadratischen Belichtungsfläche zurückzuführen ist. 97,5 % der Körner der horizontalen Probe in der x-z-Ebene sind dagegen nicht größer als $d_{97,5} \approx 8 \text{ }\mu\text{m}$.

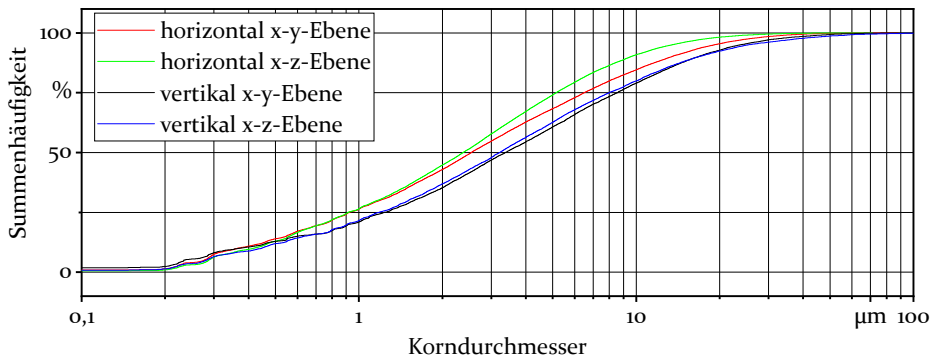


Bild 62: Korngrößenverteilung vertikaler und horizontaler Proben, analysiert in der x-y- und x-z-Ebene²

Darüber hinaus kann bei beiden Proben in beiden Ebenen eine gerichtete Kornausprägung in Richtung des höchsten Temperaturgradienten und Abkühlrichtung entnommen werden. Bei der vertikalen Probe in der x-z-Ebene ist diese Ausprägung in z-Richtung nach unten anhand der größeren Körner am besten zu erkennen. Die Breite der Körner entspricht der in Abschnitt 4.3.2 ermittelten Schmelzspurbreite im Bereich von 116-174 µm mit deutlich kleineren Körnern im Randbereich der Schmelzspuren aufgrund des dort vorliegenden höchsten Temperaturgradienten. In der x-y-Ebene entspricht die Kornausrichtung innerhalb einer Laserspurs einem Winkel von ca. 45° zur Verfahrrichtung des Lasers, siehe Bild 63. Dies ist auf die gerichtete Abkühlung nach außen der Laserspurs (höchster Temperaturgradient) zurückzuführen, wobei der Versatz von ca. 45° aus der Schmelzbadbewegung und -formung in Verfahrrichtung des Lasers resultiert. Die alternierende Ausrichtung nebeneinander liegender Spuren ist der bidirektionalen Belichtung geschuldet. Dies ist insbesondere bei der horizontalen Probe zu erkennen. Die vertikale Probe weist das gleiche Verhalten auf, wobei hier die angewandte Wechselbelichtung in Form eines Schachbrettmusters erkennbar ist. Auch in der x-y-Ebene entstehen klar feinere Körner im Randbereich der Schmelzspuren. Aufgrund der isotropen Ausprägung der räumlichen Kornausrichtungen (unterschiedliche Farben) werden diesbezüglich keine weiteren Analysen durchgeführt.

² Herzlichen Dank an den Lehrstuhl für Allgemeine Werkstoffwissenschaften der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU) für die Durchführung der EBSD- und Korngrößenmessungen.

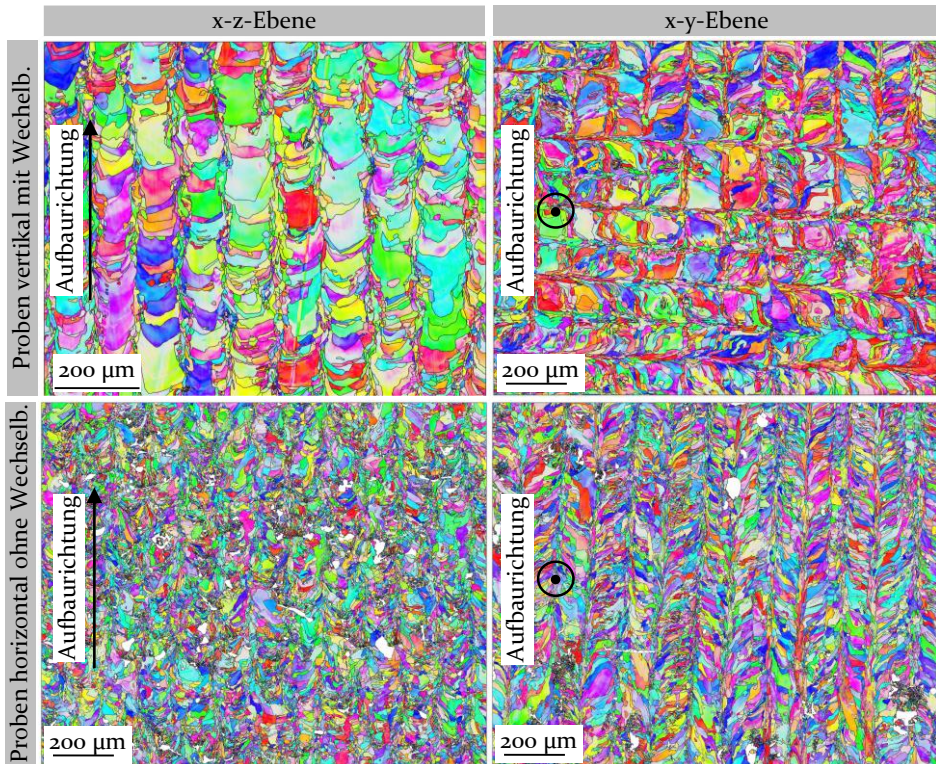


Bild 63: EBSD-Analysen vertikaler und horizontaler Proben, analysiert in der x-y- und x-z-Ebene

4.5 Qualifizierung der physikalischen Materialeigenschaften

Insbesondere bei Bauteilen, hergestellt mittels LPBF, ist eine Qualifizierung der Materialeigenschaften in Abhängigkeit der Aufbaurichtung sowie Platzierung innerhalb des Bauraumes notwendig. Aufgrund des schichtweisen Aufbaus und der unterschiedlichen Wärmeverteilungen innerhalb des Bauteiles während des Prozesses durch verschiedene Geometrien liegt generell eine Anisotropie des Gefüges und entsprechend auch der Materialeigenschaften vor. Es wird grundsätzlich eine Ausrichtung des Gefüges in Abkühlrichtung mit einhergehendem Verhalten des Materials bei der mechanischen Beanspruchung beobachtet. [109] [115] [149]

4.5.1 Mechanische Eigenschaften

Die Qualifizierung der mechanischen Eigenschaften erfolgt anhand von Zugversuchen nach DIN 50125 mit der Probengeometrie B4*20 zur Ermittlung der maximalen Zugfestigkeit R_m , siehe Bild 64.

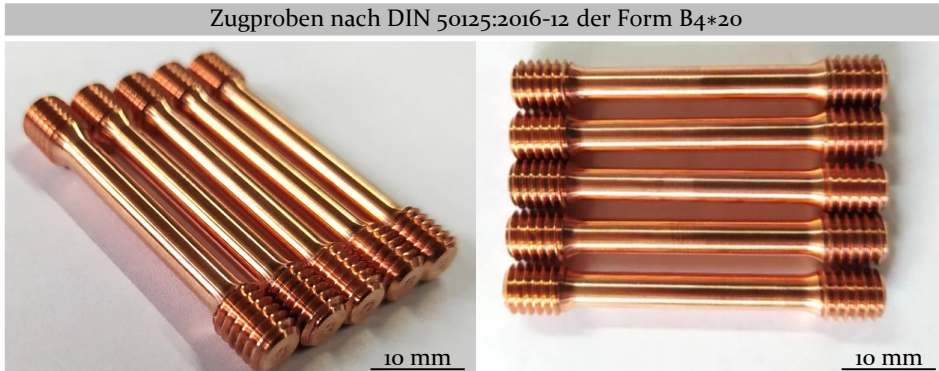


Bild 64: Darstellung spanend nachbearbeiteter Zugproben der Form B4*20 nach DIN 50125, gefertigt mittels LPBF

Als Halbzeug dienen LPBF-gefertigte Zylinder mit einem Maß von $43 \times \varnothing 7 \text{ mm}^2$ und verschiedenen Aufbaurichtungen (horizontal und vertikal) sowie unterschiedlichen Belichtungsstrategien, vgl. Bild 28. Eine Unterscheidung des Azimutwinkels wird nicht unternommen, wobei die horizontalen Proben senkrecht zur Verfahrrachse der Rakel platziert werden.

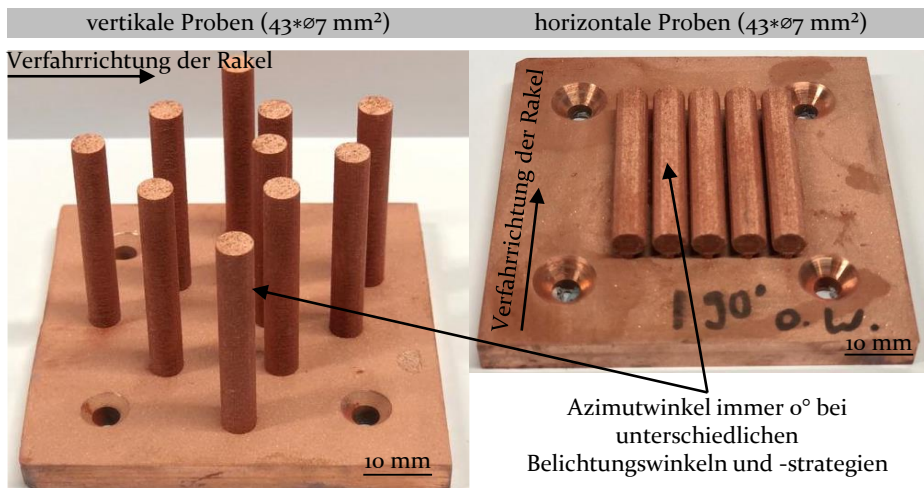


Bild 65: Exemplarische Darstellung zweier Baujobs mit vertikalen (links) und horizontalen Proben (rechts), gefertigt mit $P_L=500 \text{ W}$, $v_L=600 \text{ mm/s}$, $h_s=110 \text{ }\mu\text{m}$ und $d_s=20 \text{ }\mu\text{m}$

Bild 65 zeigt exemplarisch zwei Baujobs mit vertikalen und horizontalen Proben. In Anbetracht von Bild 66 ist eine klare Abhängigkeit der maximalen Zugfestigkeit von der Aufbaurichtung sowie Belichtungsstrategie zu erkennen. Wie bereits in Abschnitt 4.3 ermittelt, resultieren längere Scanvektoren (43 mm) in geringeren lokalen Temperaturerhöhungen und können kein ausreichendes Schmelzbad hervorrufen, was in einer erhöhten Porosität resultiert. Dies ist deutlich in den beiden rechten Balken („horizontal 0° lange Scanvektoren“ und horizontal 0° Wechselbelichtung) mit Zugfestigkeiten von unter 50 MPa zu erkennen. Kurze Scanvektoren, realisiert durch die Anwendung einer Inselbelichtung mit quadratischen Inselgrößen von 5*5 mm² und einer entsprechenden Scanvektorlänge von 5 mm bei horizontalen Proben sowie eine vertikale Aufbaurichtung mit einer maximalen Scanvektorlänge von 7 mm, resultieren in höheren Zugfestigkeiten. Vertikale Proben weisen aufgrund der Zugrichtung mit senkrechter Kraftbelastung zum Schichtaufbau geringere Werte auf, da verglichen zur horizontalen Aufbaurichtung eine deutlich höhere Schichtanzahl mit einhergehender statistischer Möglichkeit an Fehlstellen vorliegt. Dieses Verhalten wird auch in anderen Publikationen mit einer ebenfalls höheren Standardabweichung der stehend (vertikal) gefertigten Proben nachgewiesen [117] [152].

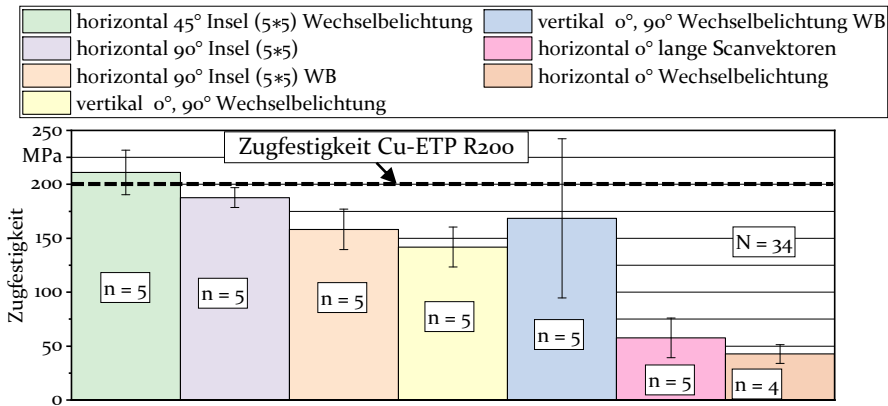


Bild 66: Maximale Zugfestigkeit R_m in Abhängigkeit der Aufbaurichtung und Belichtungsstrategie, gefertigt mit $P_L=500$ W, $v_L=600$ mm/s, $h_s=110$ µm, $d_s=20$ µm und aktiver Kühlung der Bauplatte³

Maximale Zugfestigkeiten von ca. 211 MPa im Mittel können in horizontaler Aufbaurichtung unter Anwendung der Inselbelichtung und einem Belichtungswinkel von 45° mit Wechselbelichtung erzielt werden. Dieser Wert

³ Messungen durchgeführt am Institut WW1 – Lehrstuhl für allgemeine Werkstoffwissenschaften der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU)

liegt über diesem von Cu-ETP R200, ist jedoch um ca. 12 % niedriger als Werte von Proben gefertigt mit grüner Laserstrahlung [167] und um ca. 16 % höher als Proben hergestellt mittels EBM [179].

Des Weiteren scheint eine Insel-Wechselbelichtung höhere Zugfestigkeiten zu liefern, wobei hier noch detailliertere Studien, auch im Hinblick auf den Einfluss des Belichtungswinkels, notwendig sind. Aufgrund des Einflusses verschieden ausgeprägter Porosität, abhängig von der verwendeten Belichtungsstrategie sowie Aufbaurichtungen, können keine zuverlässigen Aussagen über den Effekt der unterschiedlichen Gefügestrukturen aus Abschnitt 4.4 getroffen werden.

Der Einfluss einer Wärmebehandlung (WB) bei 200 °C (1 h) ist insbesondere bei den vertikalen Proben aufgrund der großen Standardabweichung von ca. 44 % schwer zu bewerten und benötigt weitere Untersuchungen, wobei wie bei den horizontalen Proben eine Verringerung der maximalen Zugfestigkeit durch die Wärmebehandlung (Spannungsarmglühen) zu erwarten ist.

4.5.2 Elektrische und thermische Eigenschaften

Wie bereits in den Abschnitten 2.4.2 und 2.5 erwähnt, kann anhand des Modells der freien Elektronen oder des Elektronengases auch die elektrische Leitfähigkeit von Metallen nach

$$\sigma = \frac{ne^2\tau}{m_0} \quad (31)$$

definiert werden [95]. Eine Überprüfung der elektrischen Leitfähigkeit hat hergestellte Proben schon zur Ermittlung der Bauteilqualität in Abschnitt 4.3 begleitet. Hier kann nur teilweise der Wert von ca. 55 MS/m für Cu-ETP aufgrund der Verschlechterung der Bauteilqualität über der Aufbaurichtung ohne Kühlung erzielt werden. Von besonderer Bedeutung ist nun die Abhängigkeit der elektrischen Leitfähigkeit von der Aufbaurichtung im Bauraum (horizontal und vertikal) sowie verschiedener Belichtungsstrategien (durchgängige und Inselbelichtung). Abschnitt 4.3 kann man bereits den erheblichen Einfluss der Temperaturentwicklung von der Bauteilgeometrie entnehmen (siehe Bild 49 und Bild 56). Kleinere Belichtungsflächen neigen zu einer größeren Temperaturentwicklung aufgrund der geringeren Wärmeabfuhr durch bereits geschmolzenes Material, kleinerem Abstand des Schmelzbades zum umgebenden Pulverbett sowie kürzeren Scanvektoren. Dieses Verhalten ist auch anhand der Messwerte der elektrischen Leitfähigkeit von Bauteilen der Maße 5*5*20 mm³ (L*B*H,

vertikal) und $5 \times 20 \times 5 \text{ mm}^3$ (L*B*H, horizontal) trotz aktiver Kühlung der Bauplattform zu erkennen. Eine Unterscheidung des Azimutwinkels wird nicht vorgenommen.

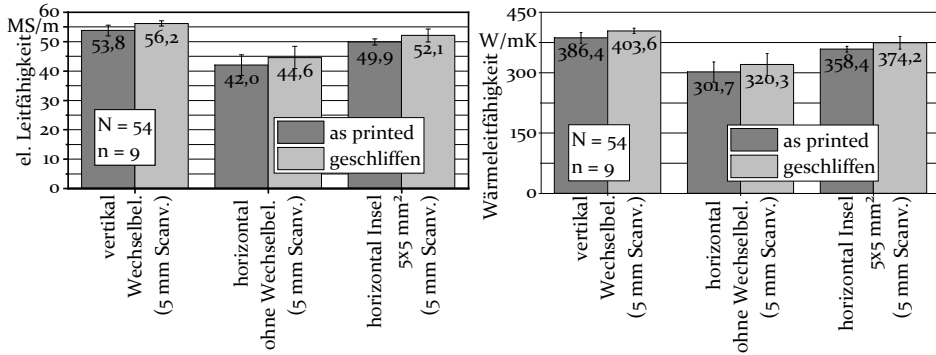


Bild 67: Messwerte der elektrischen Leitfähigkeit (links) in Abhängigkeit der Aufbaurichtung sowie Belichtungsstrategie und errechnete Werte der Wärmeleitfähigkeit, gemäß Wiedemann-Franz'schem Gesetz der geprüften Proben im Zustand as printed und geschliffen, hergestellt mit $P_L=500 \text{ W}$, $v_L=600 \text{ mm/s}$, $h_s=110 \text{ }\mu\text{m}$ und $d_s=20 \text{ }\mu\text{m}$

Bild 67 zeigt erreichte elektrische Leitfähigkeiten in gedrucktem (as printed) mit einer Oberflächenrauheit von $R_z \approx 55 \text{ }\mu\text{m}$ und $R_a \approx 6 \text{ }\mu\text{m}$ sowie geschliffenem Zustand, durchgeführt im Messaufbau aus Anhang 14. Eine Eliminierung der Rauheitsspitzen des gedruckten Zustands liefert eine um ca. 5 % bessere elektrische Leitfähigkeit im geschliffenen Zustand bei allen Proben.

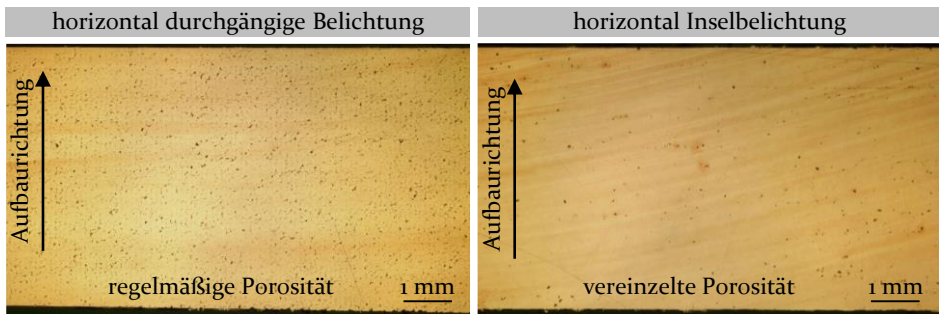


Bild 68: Vergleich der Porosität von Proben der elektrischen Leitfähigkeit, gefertigt mit durchgängiger Belichtung (links) und Inselbelichtung (rechts) mit $P_L=500 \text{ W}$, $v_L=600 \text{ mm/s}$, $h_s=110 \text{ }\mu\text{m}$ und $d_s=20 \text{ }\mu\text{m}$

Entsprechend erreichen horizontal gedruckte Proben (siehe Anhang 15) nicht ganz den Zielwert von ca. 55 MS/m aufgrund zu hoher Porosität im Bauteil, siehe Bild 68. Durch die Anwendung einer Inselbelichtung mit einer Inselgröße von $5 \times 5 \text{ mm}^2$ kann die elektrische Leitfähigkeit auf ca. 52 MS/m (ca. 95 % des Zielwertes von 55 MS/m) im geschliffenen Zustand

aufgrund von nur noch geringerer vorliegender Porosität erhöht werden. Da die gesamte zu belichtende Fläche pro Schicht im Vergleich zur durchgängigen Belichtung gleich bleibt und somit die Abstände zum Pulverbett entsprechend ähnlich sind, muss das geringere Aufheizen des Bauteiles durch die Inselbelichtung für die besseren Kennwerte verantwortlich sein. Auch die Scanvektorlänge ist identisch, da hier bei der durchgängigen Belichtung ohne Wechselbelichtung unter Verwendung der kurzen Belichtungsstecke der Rechtecksfläche gearbeitet wird. Vertikal gedruckte Proben mit Wechselbelichtung und gleicher Scanvektorlänge von 5 mm weisen im geschliffenen Zustand ca. 56 MS/m vor und erreichen somit den Bereich von konventionell hergestelltem Cu-ETP.

Gemäß dem Zusammenhang des Wiedemann-Franz'schen Gesetzes, dem Quotienten aus [95] (24) und (31)

$$\frac{k}{\sigma} = \frac{\pi^2}{3} \left(\frac{k_B}{e} \right)^2 T = LT \quad (32)$$

mit

$$L = \frac{\pi^2}{3} \left(\frac{k_B}{e} \right)^2 = 2,45 \cdot 10^{-8} \text{ W}\Omega\text{K}^{-2} \quad (33)$$

der Lorenz-Zahl L [95] kann anhand der elektrischen Leitfähigkeit der Proben die Wärmeleitfähigkeit ermittelt werden, siehe Bild 67. Analog zu den Werten der elektrischen Leitfähigkeit können nur in vertikaler Aufbaurichtung Wärmeleitfähigkeiten im Bereich von 394 W/mK (siehe Tabelle 5) erzielt werden.

4.6 Zusammenfassung

Zusammenfassend können im Rahmen vorliegender Forschungsarbeit und gegenüber dem Stand der Forschung folgende neue Erkenntnisse generiert werden:

- Es werden Dichtewerte von >99,5 % mit elektrischen Leitfähigkeiten im Bereich von 56,2 MS/m im geschliffenen Zustand unter Verwendung einer maximalen Laserleistung von $P_L=500$ W und einem Laserstrahldurchmesser $d_F=35$ µm erzielt. Bei der Anwendung einer Wellenlänge im Bereich von 1 µm konnten derartige Dichtewerte bisher nicht erreicht werden, siehe Tabelle 3.

- Es werden maximale Zugfestigkeiten von 211 MPa im Mittel erreicht. Dieser Wert ist um ca. 12 % niedriger verglichen mit grüner Laserstrahlung und um ca. 16 % höher als mit dem Verfahren des EBM erreicht werden kann, siehe Abschnitt 2.5 und Tabelle 3.
- Das Prozessfenster, in welchem Dichtewerte im Bereich von 99,5 % erreicht werden können, befindet sich im Bereich von $P_L=400-500$ W und $v_L=400-600$ mm/s (siehe Bild 40 und Bild 41).
- Eine Schmelzspurbreite im Bereich von ca. 110 μm bei Anwendung von $d_F=35$ μm erfordert Hatchabstände von $h_s \approx 3 * d_F$, um ein konstantes Schmelzverhalten gewährleisten zu können (siehe Bild 49 und Bild 50).
- Durch eine Anwendung von Hatchabständen im Bereich von $h_s=d_F$ koppelt die Laserstrahlung maßgeblich in bereits geschmolzener, hochreflektierender Oberfläche ein, was eine erhöhte Porosität in z-Richtung bewirkt (siehe Bild 49).
- Durch die Anwendung hoher Laserintensitäten von ca. $I_L=5,19*10^7$ W/cm² heizt sich der Bauraum sowie das Bauteil stark auf, was ein Anbacken der zuvor aufgetragenen Pulverschicht und somit eine erhöhte Wärmeabfuhr bewirkt. Dies resultiert in geringeren Dichtewerten und wird durch eine größere Belichtungsfläche verstärkt. Durch eine aktive Kühlung der Bauplattform lässt sich dieser Effekt deutlich minimieren (siehe Abschnitt 4.3.4).
- Einzelschichtstärken von $d_s=20$ μm resultieren im Vergleich zu $d_s=30$ μm und $d_s=50$ μm in den höchsten Dichtewerten aufgrund des höheren Volumenenergieeintrages E_V (siehe Bild 51 und Bild 52).
- Laserintensitäten von $I_L=8,14*10^7-1,01*10^8$ W/cm² bei einem Laserstrahldurchmesser von $d_F=25$ μm liefern aufgrund von Überhitzungserscheinungen kein stabiles Prozessfenster (siehe Abschnitt 4.2).

5 Laser Powder Bed Fusion auf Aluminiumoxid

Aufbauend auf erlangtem Know-how und identifizierten Herausforderungen im Hinblick auf die Verarbeitung von Kupfer aus Kapitel 4 wird in diesem Kapitel die schichtweise Metallisierung von Aluminiumoxid-Keramiken mittels LPBF detailliert untersucht. In Anbetracht der geringen Thermoschockbeständigkeit von Al_2O_3 (siehe Abschnitt 2.6) sowie der Möglichkeit, nach aktuellem Stand der Forschung, eine Verbindung mit Cu durch Diffusionsvorgänge in einem Brennprozess mit genau bestimmtem Restsauerstoffgehalt (siehe Abschnitt 2.2.1) zu erlangen, werden in nachfolgenden Grundlagenuntersuchungen maßgeblich folgende Schwerpunkte adressiert:

- Schädigungsarme Laserbehandlung von Aluminiumoxid im Dauerstrichbetrieb
- Erzielen von adäquaten Haftfestigkeiten von Cu auf Al_2O_3 im Bereich von 20 N/mm^2 und darüber hinaus (in Anbetracht des Standes der Forschung/Technik, siehe Anhang 2)
- Erzielen von dichten Metallisierungsschichten hinsichtlich des Konfliktes der geringen Thermoschockbeständigkeit von Aluminiumoxid und der nötigen hohen Laserintensität zum Schmelzen von Kupfer (siehe Kapitel 4)
- Erreichen von elektrischen Kennwerten und Langzeitstabilitäten des Metall-Keramik-Verbunds im Bereich industrieller Anwendbarkeit

5.1 Laserstrahl-Keramik-Wechselwirkungen im Dauerstrichbetrieb

Aufgrund auftretender Mehrfachreflexionen im Metallpulver in den unteren Metallisierungsschichten sowie der Notwendigkeit einer Laserbehandlung der Keramik vor dem ersten Pulverauftrag, damit dieses auf der Keramik haftet, sind grundlegende Untersuchungen der Laser-Keramik-Wechselwirkung im Dauerstrichbetrieb notwendig, um ein besseres Verständnis für die entstehenden Haftmechanismen sowie Schädigungen am keramischen Substrat zu erlangen. Von besonderem Interesse ist der Zusammenhang der Laser-Keramik-Wechselwirkung bei Variation von P_L und v_L

bei dennoch gleichen Streckenenergieeinträgen $E_S = \frac{P_L}{v_L}$. Dadurch kann der jeweilige Einfluss beider Hauptparameter, der Laserleistung sowie -geschwindigkeit, identifiziert und ein entsprechendes Prozessfenster abgeleitet werden. Zusätzlich wird der Effekt einer Temperierung der Keramik (T_K) während des Prozesses auf bis zu 500 °C untersucht. Gemäß Gleichung (26) kann die theoretisch maximal ertragbare Temperaturdifferenz ΔT_c durch einen thermischen Schock berechnet werden. Dieser beträgt bei angenommen unendlichem Wärmeübergang (Thermoschockgütwert erster Ordnung), unter Verwendung der Druckfestigkeit aus Tabelle 6 als σ_c , ca. 670 K. Die weiteren für die Berechnung relevanten Werkstoffkennwerte können Tabelle 6 entnommen werden. Aufgrund der nötigen hohen Laserleistung im Bereich mehrerer 100 W, um Kupfer bereits in keramiknahen Schichten schmelzen zu können, ist eine Temperaturerhöhung der Keramik bis über den Schmelzbereich zu erwarten. Somit ist ein bereits erhöhtes Temperaturniveau mit einer einhergehenden Verringerung der Schädigung des Substrates durch ein geringeres ΔT_c von Vorteil. Gegensätzlich dazu steht jedoch die erhöhte Absorption der Laserstrahlung der Keramik (siehe Bild 23), was ein Abwägen beider Einflüsse (Kombination aus P_L und v_L) auf das Endergebnis (Schädigung und nachträgliche Metallisierung) erfordert.

Eine detaillierte Analyse des Verhaltens der Laser-Keramik-Wechselwirkung kann anhand von Einzelspuranalysen erreicht werden. Hier werden mit verschiedenen Parameterkombinationen aus P_L und v_L und bei gleichen Streckenenergieeinträgen E_S 5 mm lange Laserspuren mit und ohne einen temperierenden Einfluss der Keramik untersucht. Bild 69 zeigt eine exemplarische, jedoch vom Verhalten des Materials repräsentative REM-Aufnahme einer Laserspür auf einer Aluminiumoxid-Keramik. Diese kann in die drei folgenden Bereiche eingeteilt werden:

- a. Anfangsbereich mit hoher Keramiksublimation durch Erstimpuls des Lasers (siehe Anhang 12)
- b. Mittlerer Bereich mit abtragendem oder auftragendem Verhalten (durch starke Schmelzentstehung)
- c. Endbereich mit auftragendem Verhalten durch aufgeschobene Schmelzbereiche

Der Anfangs- sowie Endbereich einer Laserspür ist bei allen Streckenenergieeinträgen vom prinzipiellen Verhalten bei unterschiedlicher Ausprägung gleich. Der Anfangsbereich erfährt durch den lasercharakteristischen Erstimpuls im Nanosekundenbereich, in welchem eine um ca. den Faktor 3

erhöhte Laserleistung emittiert wird, eine starke Verdampfung sowie Ablation mit hoher Eindringtiefe in das Material.

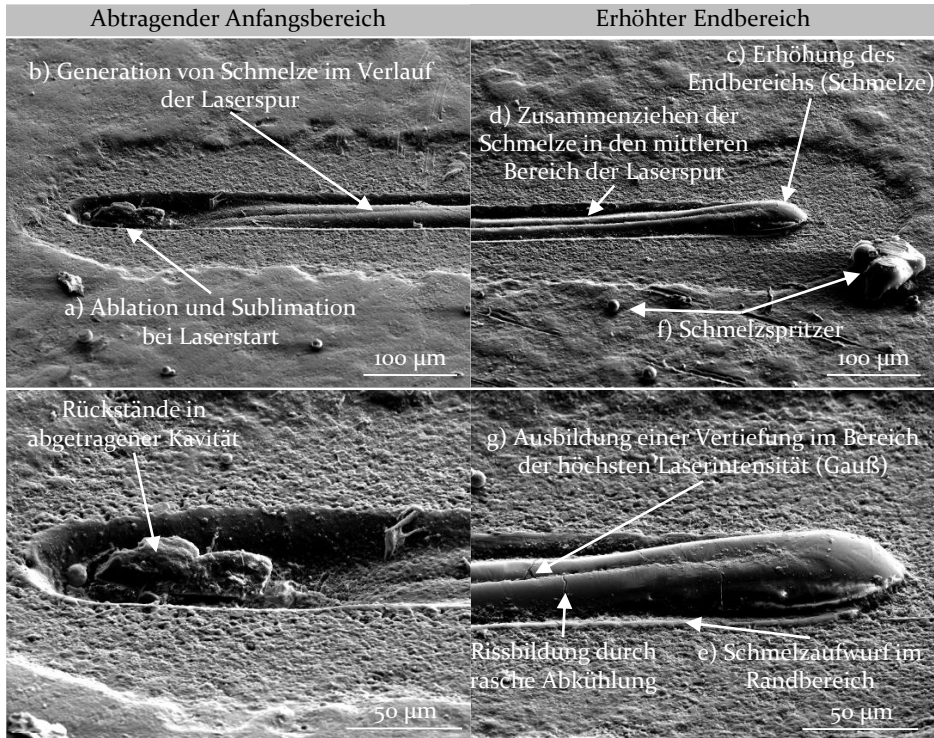


Bild 69: Exemplarische, repräsentative Darstellung des Verhaltens des Anfangs- und Endbereichs einer Laser- Al_2O_3 -Wechselwirkung bei durchgeführten Einzelspuranalysen

Im weiteren Verlauf der Laserspurspur ist eine eindeutige Schmelzentstehung bis zu einem letztendlichen Aufschieben der Schmelze im Endbereich erkennbar. Weitere charakteristische Merkmale der Laserspurspur sind:

- d. Vertiefung im äußeren Bereich der Laserspurspur durch ein Zusammenziehen der Schmelze zur Mitte der Spurspur, verursacht durch das Bestreben der Minimierung der Oberflächenenergie der Schmelze in Form einer Oberflächenreduzierung
- e. Schmelzaufwurf im Randbereich der Laserspurspur, gemäß Bild 22 links unten
- f. Schmelzspritzer im umgebenden Bereich der Laserspurspur
- g. Vertiefung in der Mitte der Schmelzspur im Bereich der höchsten Laserintensität durch vorhandenen Dampfdruck, wie in Bild 74 dargestellt

Einzelne Messungen der maximalen Erhöhungen (Endbereich) und Vertiefungen (Startbereich) in Abhängigkeit von E_S sowie T_K sind in Bild 70 dargestellt.

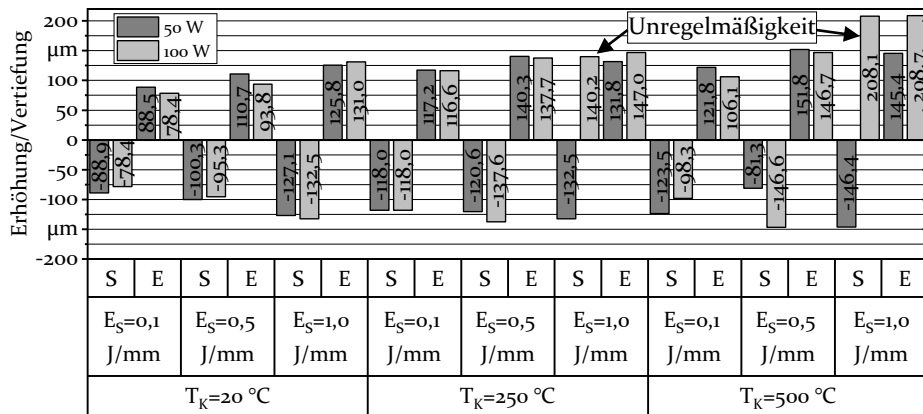


Bild 70: Vertiefungen sowie Erhöhungen im Start- (S) und Endbereich (E) in Abhängigkeit von E_S und T_K bei $P_L=50$ und 100 W

Generell ist eine Vertiefung beim Laserstart zu erkennen, welche sich mit einer Zunahme von T_K erhöht. Dies ist auf die größere Absorption des keramischen Substrates bei erhöhter Temperatur (siehe Bild 23) sowie dem geringeren ΔT zur Schmelz- und Verdampfungstemperatur zurückzuführen. Ein Abweichen dieses Verhaltens ist bei $E_S=1,0\text{ J/mm}$ im Zusammenhang mit erhöhten Substrattemperaturen sowie $P_L=100\text{ W}$ zu erkennen. Hier entsteht direkt nach dem Bereich der Sublimation und Ablation derart viel Schmelze, dass bei einer mikroskopischen Untersuchung keine eindeutigen Vertiefungen zu Beginn der Laserspür erkennbar sind. Abtragtiefen von bis zu ca. $146\text{ }\mu\text{m}$ bei $E_S=1,0\text{ J/mm}$, $T_K=500\text{ °C}$ und $P_L=50\text{ W}$ werden dadurch erreicht. Auch die Erhöhung des Endbereichs der Laserspür wird mit steigendem Temperaturniveau des Substrates T_K sowie steigendem Streckenenergieeintrag E_S verstärkt, was auf eine Ausbildung von mehr Schmelze hinweist. Darüber hinaus wird bei $T_K=20\text{--}250\text{ °C}$ jeweils eine betragsmäßig ähnliche Vertiefung sowie Erhöhung der jeweiligen Laserspuren gemessen, was darauf hindeutet, dass die generierte Schmelze, neben einer geringen Verdampfung zu Beginn der Laserspür, bis in den Endbereich aufgeschoben wird.

Im mittleren Bereich liegt je nach angewandtem Streckenenergieeintrag ein unterschiedliches Verhalten vor, siehe Bild 71 und Bild 72. Es ist ersichtlich, dass bei steigendem E_S die Eindringtiefe des Lasers sowie HAZ (heat

affected zone) deutlich zunimmt, wobei innerhalb der jeweiligen Streckenenergieeinträge nur geringfügige Unterschiede erkennbar sind.

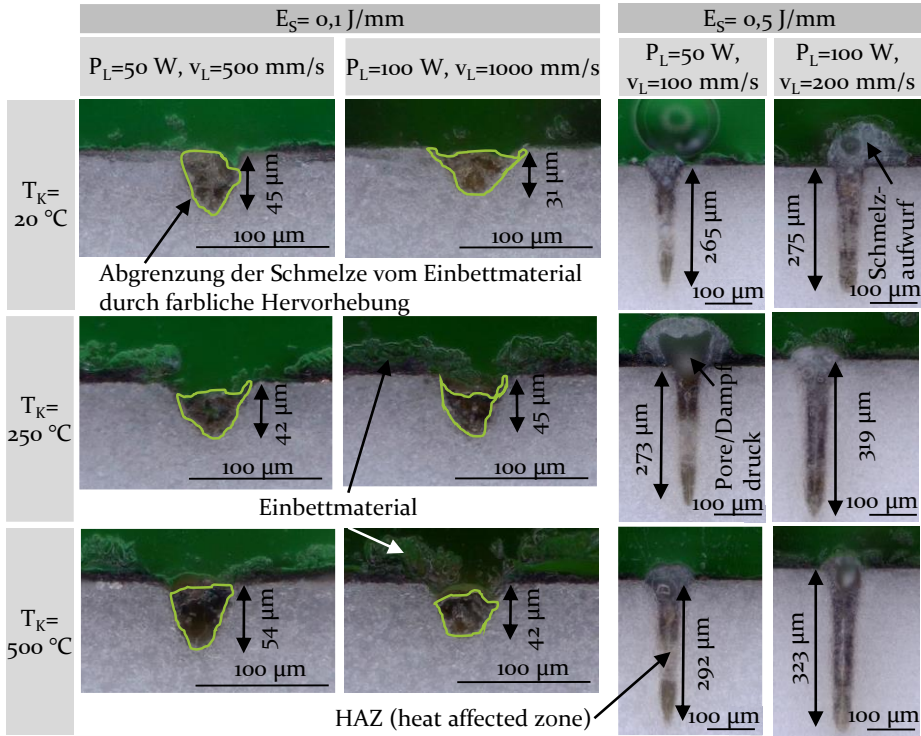


Bild 71: Vergleich der Schmelztiefen (Querschliffe) und HAZ bei Variation von P_L und v_L bei jeweils gleichbleibendem Streckenenergieeintrag in Abhängigkeit von T_K bei $d_f = 35 \mu\text{m}$; Bilder aus [S8]

Weiterhin ist insbesondere bei $E_S = 0,5 \text{ J/mm}$ zu erkennen, dass ein erhöhtes Temperaturniveau durch eine Temperierung der Keramik die Wechselwirkungszone auf bis zu ca. $323 \mu\text{m}$ vergrößert, was auf den höheren Absorptionskoeffizienten bei erhöhter Temperatur zurückzuführen ist. Außerdem ist bei $E_S = 0,5 \text{ J/mm}$ eine letztendliche Erhöhung der Laserspür sichtbar, welche durch das Aufschmelzen der Keramik mit auftretendem Schmelzaufwurf und die Ausdehnung des Materials beim Phasenübergang von fest zu flüssig mit anschließender rascher Abkühlung entsteht. Beim geringsten Streckenenergieeintrag von $E_S = 0,1 \text{ J/mm}$ liegt bei allen Proben ausschließlich ein Abtrag des keramischen Materials vor. Die Grundlagen entstehender Phänomene können der schematischen Darstellung aus Bild 22 sowie Abschnitt 2.6 entnommen werden. Bei beiden Streckenenergieeinträgen liegt ein thermischer Prozess vor, bei welchem aufgrund der Verwendung des Lasers im Dauerstrichbetrieb die Wechselwirkungsdauer deutlich

länger als die Relaxationszeit der Vibrationen des Kristallgitters ist. Dementsprechend kann insbesondere bei $E_S=0,1$ J/mm von einem Schmelzabtrag gesprochen werden. Hier wird entstehende Schmelze durch den kurzzeitig vorliegenden Dampfdruck aus der Kavität herausbefördert. Durch die verringerte Wechselwirkungszeit durch höhere Verfahrensgeschwindigkeiten ab $v_L=500$ m/s wird verhältnismäßig weniger Schmelze generiert und mehr Material sublimiert. Das Schaubild eines Streckenenergieeintrages $E_S=1,0$ J/mm ($P_L=100$ W, $v_L=100$ mm/s) ist diesem von $E_S=0,5$ J/mm identisch, mit dem Unterschied der deutlicheren Ausprägung des Schmelzaufwurfs von bis zu ca. 167 μm Höhe, ca. 242 μm Breite und der tieferen Wechselwirkungszone von bis zu ca. 714 μm bei $T_K=500$ °C, siehe Bild 71 und Bild 72.

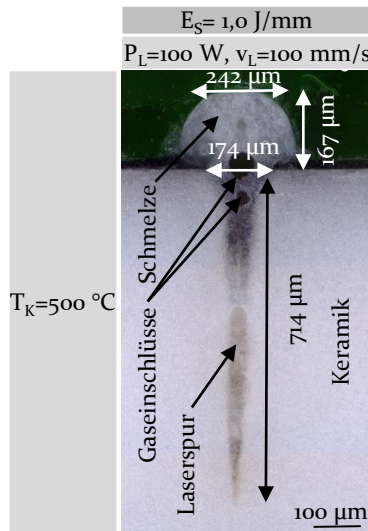


Bild 72: Querschliff einer Laserspurn bei $T_K=500$ °C, $E_S=1,0$ J/mm und $d_F= 35$ μm ; Bild aus [S8]

Auch die Breite der aufgeschmolzenen Zone an der Keramikoberfläche von ca. 174 μm beträgt etwa das Fünffache des Fokusdurchmessers, was die intensive Wechselwirkung sowie Wärmeausbreitung zusätzlich verdeutlicht. Eine deutlichere Abgrenzung des aufgeschmolzenen und wieder konsolidierten Bereichs sowie der HAZ liefern Längsschliffe entlang der Laserspuren, siehe Bild 73. Bei allen Laserspuren verschiedener Keramiktemperaturen T_K ist eine Bildung von kristallinen und amorphen Bereichen erkennbar.

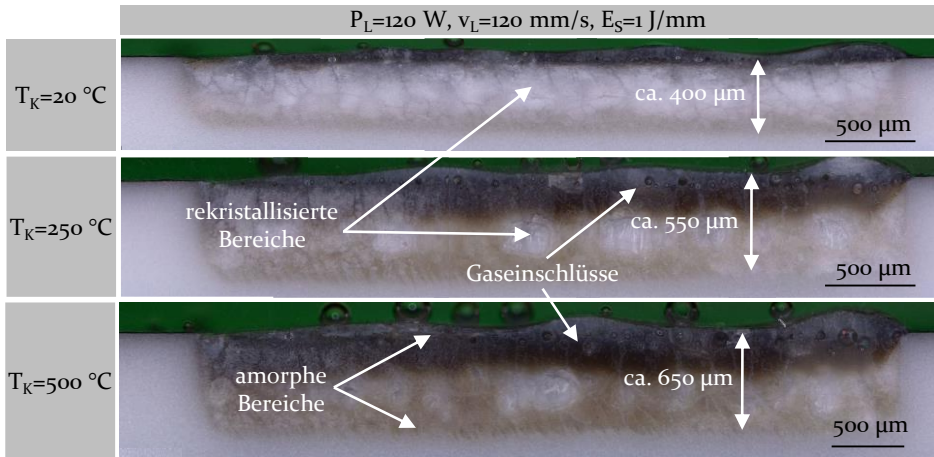


Bild 73: Längsschliffe entlang der Laserspuren bei verschiedenen Substrattemperaturen T_K , $P_L=120$ W, $v_L=120$ mm/s, $E_S=1,0$ J/mm und $d_F=35$ μm; Bilder aus [S8]

Der kristalline Bereich bildet sich in allen Fällen in der Mitte der Laserspur mit unterschiedlicher Ausprägung. Die amorphen Zonen befinden sich an der oberen und unteren Seite der Laserspur. Es wird davon ausgegangen, dass in der Mitte des Schmelzbades beim Laserprozess geringere Temperaturgradienten und somit geringere Abkühlgeschwindigkeiten herrschen. Dadurch kann sich das Gefüge rekristallisieren. Durch die schnellere Abkühlung im oberen (Konvektion durch Prozessgas) und unteren (Wärmeleitung des Substrats und metallischer Grundplatte) Bereich der Laserspur entstehen glasartige amorphe Phasen. Durch das erhöhte Temperaturniveau sowie steigender Absorption bei $T_K=250$ und 350 °C entsteht, wie bereits erwähnt, eine deutlich größere Wärmeinflusszone, welche in größeren Schmelzbädern mit größeren Temperaturgradienten resultieren. Aufgrund der Fähigkeit des Materials in geschmolzener Phase deutlich mehr Gas binden zu können als in fester Phase, treten bei den hohen Keramikttemperaturen vermehrt Gaseinschlüsse an der Oberfläche der Schmelze auf: Gebundenes Gas diffundiert in der Schmelze nach oben, bildet während dessen größere Gasagglomerationen und wird während der Erstarrung der Schmelze zum Feststoff in Form von Gaseinschlüssen und Poren ausgeschieden. [210]

Plasmabildung

Durch die entstehenden sehr hohen Temperaturen mit einhergehender Verdampfung liegt bei höheren Streckenenergieeinträgen von $E_S=0,5-1,0$ J/mm oftmals eine unregelmäßige Oberflächenstruktur mit sichtbaren

Löchern, sogenannten Meltblowouts, vor (siehe Bild 74). Dementsprechend liegt zu Beginn jeder Laserspurs ein photophysikalischer Prozess mit Sublimation vor, bei welchem das Material bei Lasereintritt verdampft wird sowie Inter- und Intradbandübergänge von Elektronen angeregt werden (siehe Bild 75, der entstehenden Plasmabildung zw. 10-20 μs). Durch kurzzeitig herrschende Verdampfungstemperaturen des Materials wird die entstehende Schmelze durch vorliegenden Dampfdruck aus der Kavität befördert, was auf Bild 74, bei 65-90 μs zu erkennen ist.

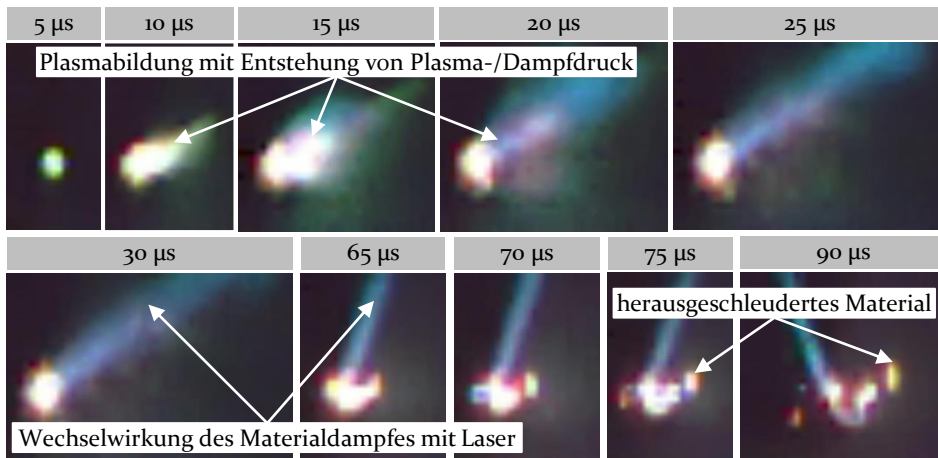


Bild 74: Exemplarische Darstellung des Prozessleuchtens der Laser- Al_2O_3 -Wechselwirkung, entstehenden (herausgeschleuderten) Schmelzspritzern sowie der Bildung eines Plasmas und Dampfdruckes während des Prozesses bei $P_L=100\text{ W}$, $v_L=600\text{ mm/s}$, $d_F=35\text{ }\mu\text{m}$ unter N_2 -Atmosphäre bei $<50\text{ ppm}$ Restsauerstoffgehalt

Auch bei der Laser-Keramik-Wechselwirkung ist je nach eingestelltem Parameter ein mehr oder weniger starkes Prozessleuchten zu beobachten. Bei der Verwendung einer cw-Strahlung kann grundsätzlich von einem Schmelzabtrag ausgegangen werden, bei welchem jedoch zusätzlich Materialdampf entsteht. Dieser kann je nach Temperaturniveau wieder charakteristische Strahlung (je nach vorhandenem Molekül oder Atom) abgeben und insbesondere durch die Wechselwirkung der Laserstrahlung mit besagtem Dampf verstärkt oder gar teilweise ionisiert werden. Entsprechende Plasmamessungen werden analog zu Abschnitt 4.3.6 mit einem EMICON MC des Herstellers PLASMEC mit einer spektralen Auflösung von 1,5 nm durchgeführt, dargestellt in Bild 75. Der Messaufbau kann Anhang 9 entnommen werden.

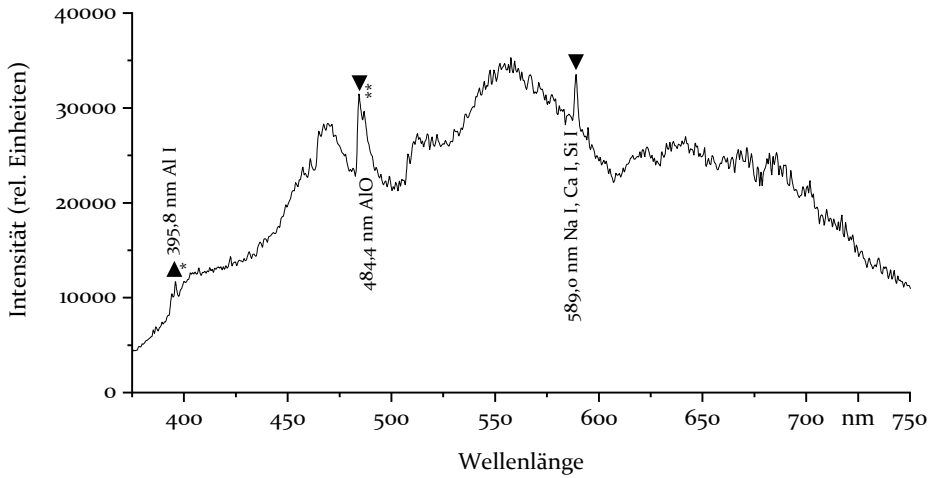


Bild 75: Plasmaspektroskopie von Al_2O_3 bei $P_L=100$ W, $v_L=600$ mm/s, $h_s=330$ μm und $d_f=35$ μm unter N_2 -Atmosphäre bei <50 ppm Restsauerstoffgehalt; mögliche (zusätzliche) Detektierung von *Ca I und Na I, **Ca I und Si I

Die Dissoziationstemperatur von Al_2O_3 zu AlO liegt bei etwa 4000 K, wobei über 4400 K eine Spaltung von AlO zu Al und O erfolgt [211]. Da derartige Temperaturen anhand der erkenntlichen Plasmastrahlung sowie des entstehenden Materialdampfes durchaus zu erwarten sind, und das Molekül AlO sowie das Atom Al in der Plasmaspektroskopie detektierbar sind, kann die durchgeführte Messung als valide angenommen werden.

5.2 Prozessanalysen von Kupfer-Metallisierungen auf Al_2O_3

Im Zusammenhang mit einer Laser-Metallisierung von Keramiken stößt man im Hinblick auf den konventionellen Verbindungsmechanismus des Kupfers mit Aluminiumoxid anhand des eutektischen Bondens (siehe Abschnitt 2.2.1) schnell auf physikalische Grenzen. Fertigungstechnische Fügeprozesse mittels Laser basieren auf einer kurzzeitigen punktuellen Energieeinbringung zur Herstellung von stoffschlüssigen Verbindungen. Auch beim Verfahren des LPBF zur Fertigung von Verbundwerkstoffen ist ein langsames Erhitzen der Fügepartner, um Diffusionsprozesse zu ermöglichen, sowie genanntes eutektisches Bonden unmöglich und aus folgenden Gründen nicht zielführend: Um eine Erhitzung des Kupferpulvers zu erreichen, ohne das keramische Substrat mit dem punktuellen Energieeintrag des Lasers zu beeinträchtigen, müsste gemäß Gleichung (25) mit einer Verfahrensgeschwindigkeit des Lasers von ca. $v_L=23500$ mm/s gearbeitet werden,

um eine maximale Wärmeeindringtiefe von ca. $26\text{ }\mu\text{m}$ (d_{50} des verwendeten Pulvers) bei einem Fokusdurchmesser von $d_F=35\text{ }\mu\text{m}$ und einer Temperaturleitfähigkeit a des Kupfers von ca. $117\cdot 10^{-6}\text{ m}^2/\text{s}$ zu erreichen. Unabhängig davon, dass derartige Verfahrensgeschwindigkeiten technisch mit gegebener Scaneinheit durch die Trägheit der mechanischen Bewegung der Spiegel nicht möglich sind, gilt es in Anbetracht des Fickschen Diffusionsgesetzes (siehe Anhang 1) durch die verschwindend kurze Einwirkzeit von ca. $1,5\cdot 10^{-6}\text{ s}$ der Laserenergie pro Verfahrensweg des Fokusspots als unmöglich, die nötigen Diffusionsvorgänge zu erreichen. Hinzu kommt, dass bei derart kurzen Einwirkzeiten des Lasers auf das Kupferpulver unter Berücksichtigung der hohen Reflektivität und der begrenzt möglichen nutzbaren Laserleistung, um eine Keramikschädigung zu vermeiden, ein Umschmelzen des Werkstoffes oder eine Erhöhung der Temperatur in Bereiche des Eutektikums von Cu_2O ($1065\text{ }^\circ\text{C}$) als nicht realistisch eingeschätzt wird (siehe Kapitel 4). Eine mögliche Defokussierung des Laserspots in Kombination mit angepassten Verfahrensgeschwindigkeiten des Lasers, um eine kontinuierliche Aufheizung des Materials zu gewährleisten, ist im Hinblick auf die Notwendigkeit des punktuellen und gezielten Aufschmelzens im LPBF-Verfahren (Erreichen einer hohen Detailauflösung) keine Alternative.

Aus diesen Gründen und der in Kapitel 4 sowie Abschnitt 5.1 dargestellten Möglichkeiten der Überführung des Kupferpulvers sowie des keramischen Substratmaterials über den Schmelzpunkt wird im Folgenden ein neuartiger Verbindungsmechanismus beider Werkstoffe im Verfahren des LPBF untersucht. Dieser besteht darin, dass das keramische Material in den unteren keramiknahen Schichten anhand von Mehrfachreflexionen in den aufgetragenen Kupferschichten aufgeschmolzen wird und Kupferpartikel und geschmolzene Kupferstrukturen sich mit der konsolidierenden Al_2O_3 -Schmelze durch Diffusion verbinden. Dieses Verfahren kann somit der Gruppierung des Beschichtens durch Schweißen, Schmelzauftragschweißen nach DIN 8580, zugeordnet werden. In den Schichten ohne direkten Einfluss des keramischen Substrates gleicht das Verfahren exakt dem des gewöhnlichen LPBF. Aufgrund der vorgestellten deutlichen Diskrepanzen hinsichtlich der Temperaturentwicklung anhand eingebrachter Laserenergie in beide Materialien, dargestellt in Kapitel 4 sowie Abschnitt 5.1, existiert großer Forschungsbedarf, beide Fügepartner in vorliegendem Verfahren zu verarbeiten und verbinden. Wegen der in Abschnitt 5.1 beschriebenen Schädigung und Rissbildung des keramischen Substrates durch hohe und kontinuierliche Energieeinträge wird in den folgenden Untersuchungen, ab Abschnitt 5.2.2, der Energieeintrag während des Prozesses anhand

von Schichtbereichen mit steigender Energie (E_V) in Aufbau-richtung angepasst (siehe Bild 76). Dadurch kann eine möglichst geringe Beschädigung des Substrates sowie ein Aufschmelzen des Kupfers in höheren Metallisierungslagen gewährleistet werden. Bild 76 zeigt eine schematische Darstellung der Keramik-Metall-Verbundherstellung mittels LPBF.

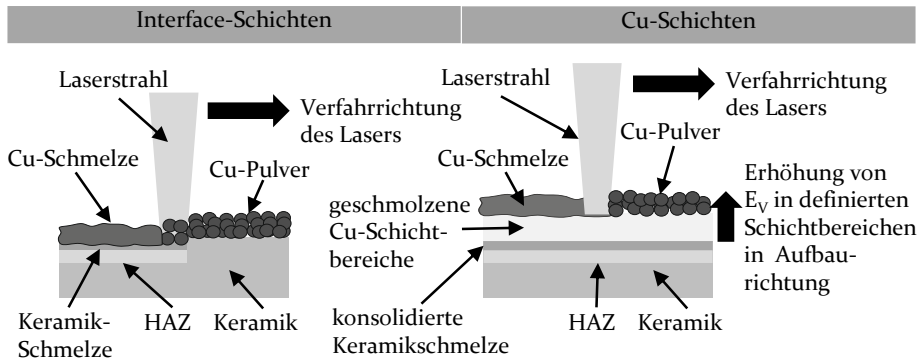


Bild 76: Schematische Darstellung der Herstellung des Kupfer-Keramik-Verbunds mittels LPBF

5.2.1 Einzelspuranalysen von Kupfer-Keramik-Verbunden

Analog zu den Einzelspuruntersuchungen aus Abschnitt 5.1 wird im Folgenden die Machbarkeit der Verbindung des geschmolzenen Cu-Pulvers mit dem keramischen Substrat geprüft. Bild 77 zeigt durchgeführte Einzelspuranalysen mit einer Gesamtschichtdicke von ca. $150\ \mu\text{m}$, $d_S=30\ \mu\text{m}$ und verschiedenen Streckenenergieeinträgen E_S von $0,1$, $0,5$ und $1,0\ \text{J/mm}$ bei $T_K=20\ ^\circ\text{C}$. Auf Grundlage der erlangten Erkenntnisse der entstehenden Wechselwirkungszone aus Abschnitt 5.1 wird eine Laserleistung $P_L=50\ \text{W}$ mit entsprechenden Verfahrgeschwindigkeiten $v_L=50\text{-}500\ \text{mm/s}$ angewandt, um anhand von Variation von v_L ein breiteres Streckenenergiespektrum E_S abzudecken. Es ist ersichtlich, dass $E_S=0,1\ \text{J/mm}$ aufgrund von zu geringem Energieeintrag, um die Keramik sowie das Pulvermaterial ausreichend aufzuschmelzen, keine haftende Cu-Schicht liefert. Gegensätzlich dazu stehen die Versuche um $E_S=0,5\ \text{J/mm}$ sowie $E_S=1,0\ \text{J/mm}$. Hier haftet das geschmolzene Cu-Pulver in der konsolidierten Keramikschnelze. Detaillierte chemische Analysen des Cu-Keramik-Interfaces sind Abschnitt 5.3.1 zu entnehmen. Da der Schmelzvorgang des Kupfers auf einer Al_2O_3 -Keramik mit einer im Vergleich zu Kupfer ca. 18-fach geringeren Wärmeleitfähigkeit durchgeführt wird, kann das Pulver schon mit einer erheblich geringeren Laserleistung aufgeschmolzen werden als in Abschnitt 4.2.

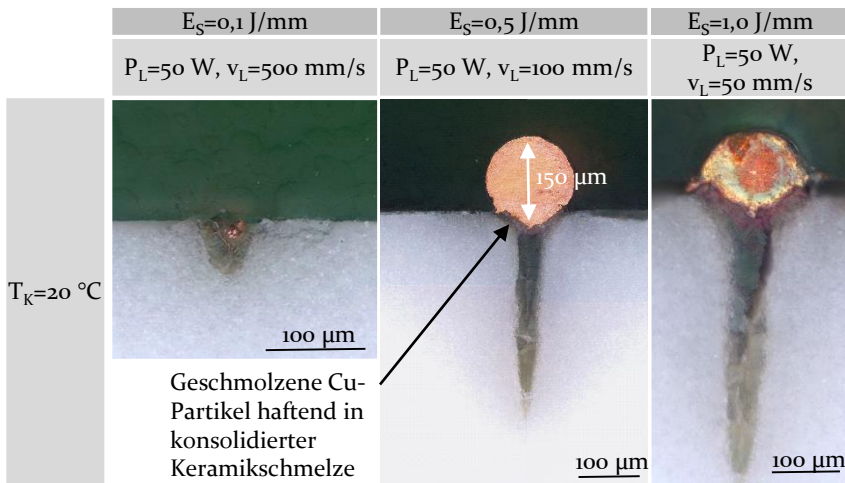


Bild 77: Einzelspuranalysen mit fünf Pulverschichten bei $d_S=30 \text{ } \mu\text{m}$, $T_K=20 \text{ }^\circ\text{C}$ und $d_F=35 \text{ } \mu\text{m}$; Bilder aus [S8]

Dies ist anhand der Gesamthöhe der Metallisierung von ca. $150 \text{ } \mu\text{m}$ bei einer angewandten Einzelschichtstärke $d_S=30 \text{ } \mu\text{m}$ aus Bild 77 deutlich erkennbar. Auf Grundlage dieser Untersuchungen werden in den folgenden Abschnitten detailliertere Analysen zu flächigen Metallisierungen der Al_2O_3 -Keramiken durchgeführt.

5.2.2 Parameterentwicklung mit der Zielgröße der Haftfestigkeit sowie Dichte der Kupfer-Metallisierung auf Aluminiumoxid

Eingrenzung des gesamten Prozessfensters

Aufgrund der bereits erläuterten und dargestellten Problemstellung des Erreichens einer möglichst dichten Cu-Metallisierung mit ausreichenden Haftfestigkeiten $>20 \text{ N/mm}^2$ über der gesamten Aufbaurichtung werden in den nachfolgenden Untersuchungen Kombinationen verschiedener Parameter, welchen explizit jeweils drei verschiedene Bereiche zugewiesen werden, durchgeführt. Bereich 1 (Laserparameter 1-4) entspricht jenem, welcher in direktem Keramikkontakt ist, Bereich 2 (Laserparameter 5-8) direkt darauffolgend und Bereich 3 (ein fester Parameter) zuletzt. Variiert werden die Faktoren P_L , v_L , h_S , d_F und T_K . Entsprechend gibt es je nach Bereich zulässige Faktorkombinationen aus P_L und v_L , welche im Hinblick auf den jeweiligen empirisch ermittelten maximal möglichen Streckenenergieeintrag E_S bei der jeweiligen Vorheiztemperatur der Keramik angepasst sind

(siehe Anhang 18). Tabelle 8 fasst die drei Bereiche sowie die variierten Faktoren aus P_L und v_L , in Abhängigkeit von T_K zusammen. Unter Einbezug der fünf variierten Fokusdurchmesser d_F (48, 50, 64, 74 und 123 μm , berechnet in Anhang 19), 16 Faktorkombinationen aus P_L und v_L bei zwei verschiedenen T_K und jeweils vier Replikationen ergeben sich bei einem vollfaktoriellen Versuchsplan insgesamt $N=640$ Scherwerte.

Tabelle 8: Zulässige Faktorkombinationen aus P_L und v_L , eingeteilt in drei Schichtbereiche bei $h_s=55\text{ }\mu\text{m}$ und $d_s=30\text{ }\mu\text{m}$, durchgeführt mit der Anlagentechnik IPG-YLM-100-AC in Anlehnung an [S9] [P11]

T_K	Bereich 1 (Schichtbereich 0-120 μm)		Bereich 2 (Schichtbereich 120-240 μm)		Bereich 3 (Schichtbereich 240-360 μm)
250 °C	1	35 W, 75 mm/s (0,46 J/mm)	5	35 W, 25 mm/s (1,4 J/mm)	100 W, 100 mm/s (1,0 J/mm) $h_s=33\text{ }\mu\text{m}$
	2	55 W, 150 mm/s (0,36 J/mm)	6	55 W, 75 mm/s (0,73 J/mm)	
	3	75 W, 250 mm/s (0,30 J/mm)	7	75 W, 200 mm/s (0,38 J/mm)	
	4	100 W, 400 mm/s (0,25 J/mm)	8	100 W, 300 mm/s (0,3 J/mm)	
450 °C	1	35 W, 50 mm/s (0,7 J/mm)	5	35 W, 25 mm/s (1,4 J/mm)	100 W, 75 mm/s (1,25 J/mm) $h_s=33\text{ }\mu\text{m}$
	2	55 W, 125 mm/s (0,44 J/mm)	6	55 W, 50 mm/s (1,1 J/mm)	
	3	75 W, 225 mm/s (0,33 J/mm)	7	75 W, 175 mm/s (0,43 J/mm)	
	4	100 W, 350 mm/s (0,29 J/mm)	8	100 W, 250 mm/s (0,4 J/mm)	

Trotz steigendem P_L (1-4 und 5-8) sinkt E_S aufgrund der notwendigen Erhöhung von v_L , um eine starke Schädigung des Al₂O₃-Substrates zu vermeiden. Dies geht bereits aus Bild 71 sowie aus einer empirischen Studie (siehe Anhang 18), hervor, da die Regulierung der Laserleistung P_L (Photonen pro Zeit) für das Ausmaß der Wechselwirkung des Lasers mit der Keramik (bei gleichem Streckenenergieeintrag E_S) einen stärkeren Einfluss hat als v_L .

Bild 78 zeigt einen Gesamtüberblick über die erreichten Haftfestigkeiten in Abhängigkeit von d_F und T_K , ermittelt anhand Schertests von Würfelstrukturen mit einer Scherfläche von 9 mm², geprüft in Anlehnung an DIN EN 62137-2 (siehe Anhang 20).

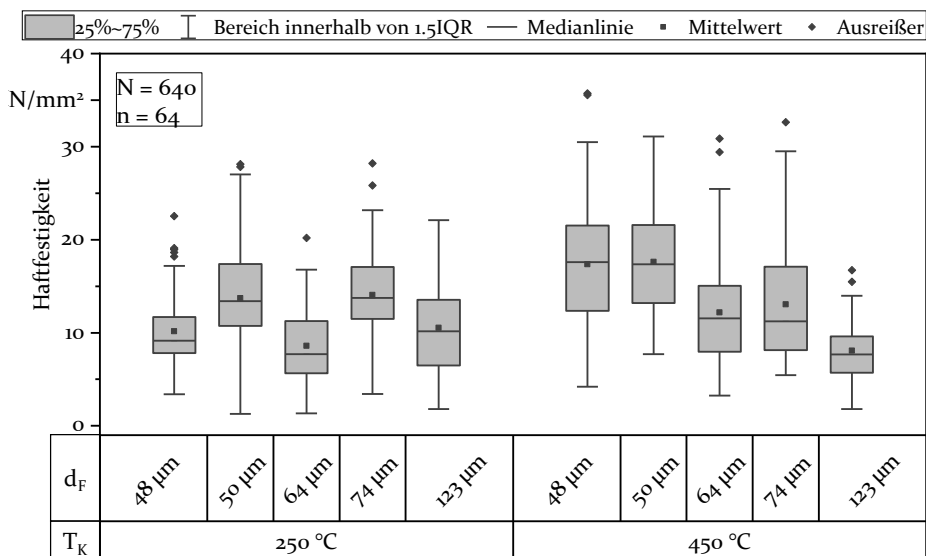


Bild 78: Einfluss von d_F sowie T_K auf die Haftfestigkeit unter Verwendung einer Inselbeleuchtung bei einer Inselgröße von $1,5 \times 1,5 \text{ mm}^2$; Werte aus [S9]

Es ist erkennbar, dass eine erhöhte Substrattemperatur sowie ein kleinerer Fokusbereich $d_F=48\text{-}50 \text{ }\mu\text{m}$ zu höheren Scherwerten von bis zu ca. 36 N/mm^2 führen, wobei die Mittelwerte aufgrund der Vielzahl an Parameterkombinationen noch unter 20 N/mm^2 liegen. Durch größere Fokusbereich sowie geringerer Vorheiztemperatur werden aufgrund der einhergehenden geringeren Aufschmelzung des keramischen Substrates sowie Cu-Pulvers niedrigere Scherwerte erzielt.

Eine Auswertung der Zielgröße Haftfestigkeit in Abhängigkeit der Einflussfaktoren in Form eines Haupteffektdiagramms liefert weitere, detailliertere Erkenntnisse (dargestellt in Bild 79). Hieraus geht klar hervor, dass $d_F=50 \text{ }\mu\text{m}$ in Kombination mit $T_K=450 \text{ }^\circ\text{C}$ die besten Ergebnisse liefert. Besonderes Augenmerk ist auf die Laserparameterkombinationen 1.5-4.8 zu legen. Es ist zu erkennen, dass mit steigender Laserleistung innerhalb der Bereiche 1 und 2 (Laserparameterkombinationen 1.5 bis 1.8 sowie 2.5 bis 2.8) bis zur Kombination 2.8 eine Steigerung der Haftfestigkeit erzielt wird. Ab Laserparameterkombination 3.5-4.8 sind grundsätzlich geringere Scherwerte zu erwarten. Dies bedeutet, dass in den keramiknahen Schichten geringe Laserleistungen von 35-55 W (siehe Laserparameterkombination 1 und 2 in Bereich 1 aus Tabelle 8) in Kombination mit steigenden Laserleistungen von 35-100 W aus Bereich 2 (siehe Laserparameterkombinationen 5-8 aus Tabelle 8) die besten Ergebnisse liefern.

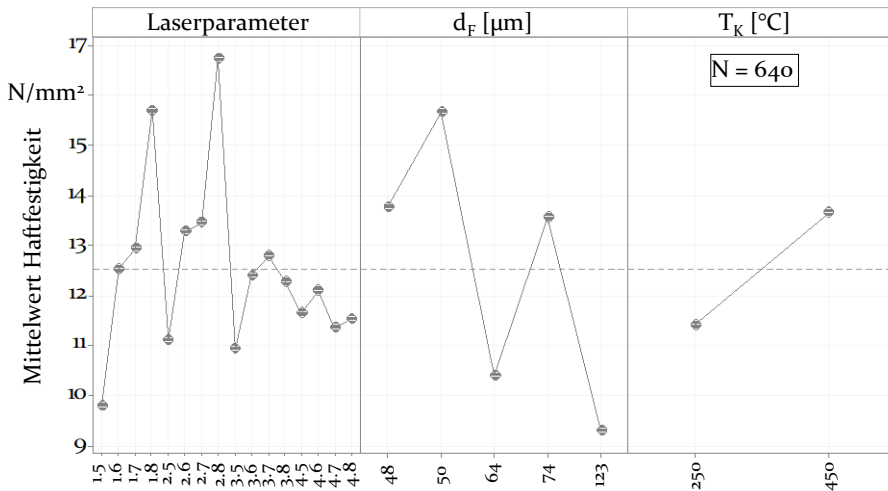


Bild 79: Haupteffektdiagramm der Faktoren Laserparameterkombination (siehe Tabelle 8), d_F und T_K der Keramik bei einer Inselgröße von $1,5 \times 1,5 \text{ mm}^2$; Werte aus [S9] [P11]

Schlussfolgernd sind zu hohe Laserleistungen von 75-100 W in Bereich 1 (Laserparameterkombinationen 3-4) nicht geeignet, um hohe Haftfestigkeiten zu erzielen. Dies liegt maßgeblich am Effekt der schlagartigen Verdampfung sowie extremem Schmelzaufwurf der Keramik durch den hohen Lasereintrag, was in einem Herausschleudern sowie Verdrängen des darauf liegenden Cu-Pulvers resultiert. Dies ist während des Prozesses sowie in entsprechenden Schliffbildern anhand von großen Lunkern im Kupfer-Keramik-Interface zu erkennen (siehe Bild 85).

Ermittlung des geeigneten Fokussdurchmessers sowie Kombinationen optimaler unterer Schichtbereiche

Bild 80 zeigt einen detaillierteren Blick auf die Laserparameterkombinationen von Bereich 1-3 bei den Fokussdurchmessern $d_F=48$ und $50 \mu\text{m}$ bei $T_K=450^\circ\text{C}$. Generell ist wegen des geringen Unterschieds im Fokussdurchmesser d_F ein sehr ähnliches Verhalten zu beobachten, wobei die höchsten Haftfestigkeiten mit einem Mittelwert von ca. 30 N/mm^2 bei $d_F=48 \mu\text{m}$ und der Laserparameterkombination 2.8 bei $T_K=450^\circ\text{C}$ zu verzeichnen sind. Um neben hohen Haftfestigkeiten auch hohe Dichtewerte für eine bestmögliche elektrische Leitfähigkeit der Metallisierung zu erzielen, werden in den folgenden Untersuchungen die Schichtbereiche in den höheren Schichten variiert, um eine nachträgliche Verdichtung des Materials zu erreichen. Die genauen Kombinationen können den jeweils erwähnten Versuchsplänen entnommen werden.

Grundsätzliche Problemstellungen hierbei sind:

- Schädigung der Keramik durch zu hohe Laserintensitäten in den höheren Schichten
- Delamination der Metallisierung durch das Entstehen zu großer Schmelzbäder mit anschließend rascher Konsolidation und daraus resultierenden lateralen Zugspannungen auf dem keramischen Substrat

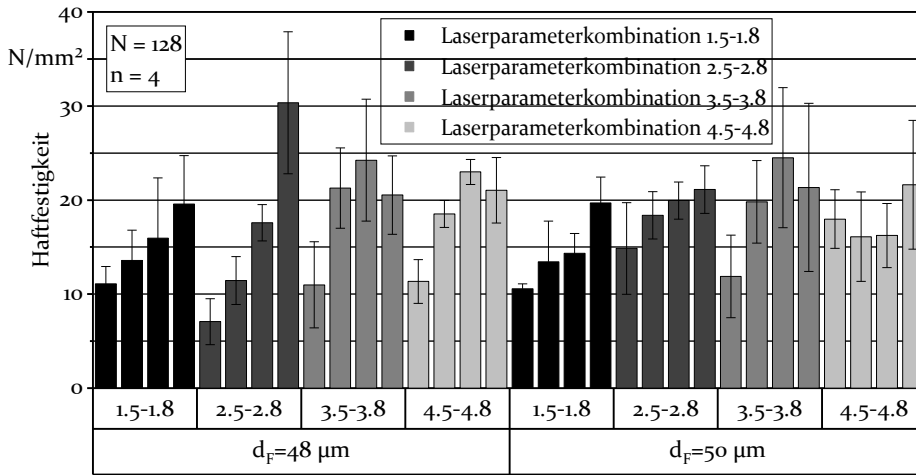


Bild 80: Vergleich der Laserparameterkombinationen aus Tabelle 8 in Abhängigkeit von d_F bei $T_K = 450^\circ C$ und einer Inselgröße von $1,5 \times 1,5 \text{ mm}^2$; Werte aus [S9] [P11]

Aus diesen Gründen sind weitere detaillierte Untersuchungen von Kombinationen aus P_L , v_L und h_s in höheren Schichten notwendig, um beide Zielgrößen nämlich Haftfestigkeit sowie Dichte bestmöglich adressieren zu können.

Optimierung der Dichte der Cu-Metallisierung in Abhängigkeit von P_L und E_V

In den nachfolgenden Darstellungen werden nun verschiedene Kombinationen aus P_L und v_L bezüglich der eingebrachten Volumenenergiedichte E_V (gering, mittel, hoch) dargestellt. Neben der Erhöhung der aufeinanderfolgenden Schichtbereiche auf eine Anzahl von fünf werden auf Grundlage bereits dargestellter Untersuchungen nur die Schichtbereiche variiert, welche nicht unmittelbar im Cu- Al_2O_3 -Interface sind (ab Schichtbereich 4).

Entsprechend sind die Schichtbereiche 1-3 hinsichtlich der erzielten Ergebnisse aus Bild 78, Bild 79 und Bild 80 vergleichbar und können den jeweiligen Versuchsplänen im Anhang entnommen werden. Bild 81 zeigt die Ergebnisse aus verschiedenen Parameterkombinationen mit $P_L=100-500$ W (Anhang 21) mit den Zielgrößen der Haftfestigkeit sowie Dichte bei einer schrittweisen Erhöhung der Laserleistung auf bis zu 500 W ab Schichtbereich 4. Der Trend sinkender Haftfestigkeiten bei steigender Laserleistung ist auf größere Eigenspannungen in der Metallisierung und im $\text{Cu-Al}_2\text{O}_3$ -Interface aufgrund größerer Schmelzbäder zurückzuführen.

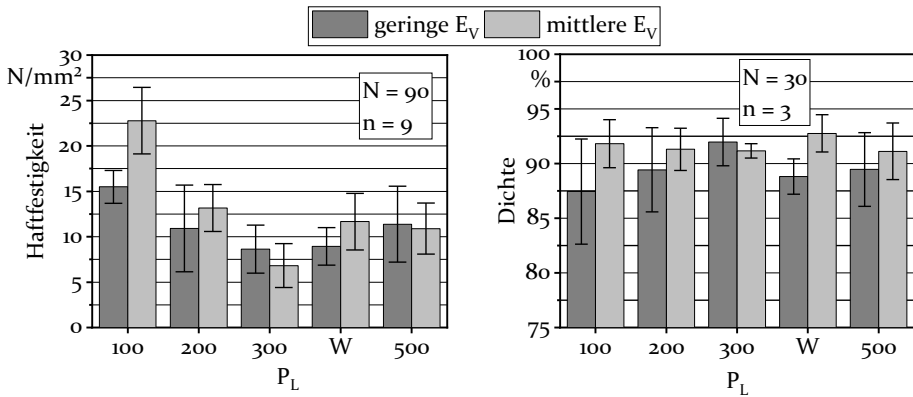


Bild 81: Haftfestigkeiten und Dichtewerte bei $d_F=35$ μm , $T_K=450$ $^\circ\text{C}$, $d_S=30$ μm , einer Gesamtschichtdicke von ca. 600 μm und einer jeweiligen Erhöhung von P_L ab Schichtbereich 4 (Anhang 21); Werte aus [S4] [P10]

Hinsichtlich der Dichte sind keine deutlichen Unterschiede zu erkennen, wobei Werte von bis zu 92,5 % im Mittel erzielt werden können. Die Haftfestigkeit erreicht maximale Werte von ca. 22,5 N/mm^2 im Mittel. Geringere Lasergeschwindigkeiten (höhere E_V) tendieren jedoch zu besseren Haftfestigkeits- und Dichtewerten.

Neben der sinkenden Haftfestigkeit bei höheren Laserleistungen sind auch vermehrt Keramikbrüche, Delaminations- sowie Überhitzungserscheinungen zu verzeichnen, siehe Bild 82. Insbesondere Laserleistungen von $P_L > 200$ W resultieren, unabhängig vom Volumenenergieeintrag E_V (beeinflusst durch v_L und h_s) bei konstanter d_S in starken Prozessfehlern wie Delaminationen, Kugelbildung, Überhitzung bis hin zu Keramikbrüchen (Bild 82).

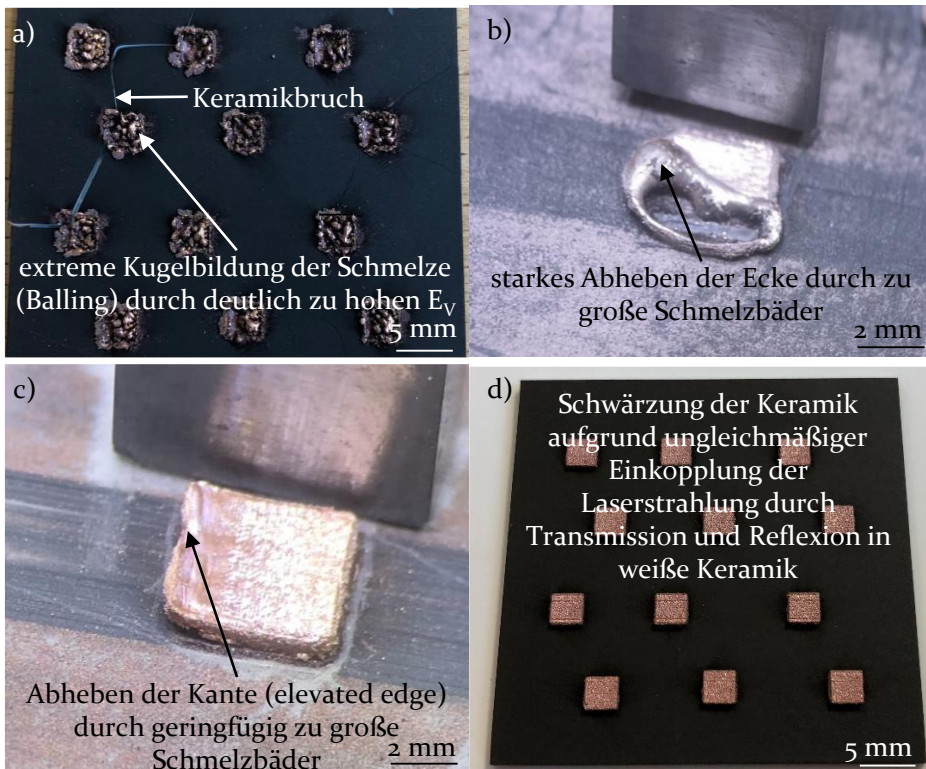


Bild 82: Typisch vorkommende Prozessfehler aufgrund von zu hohem Energieeintrag oder zu hoher Laserleistung (a-c) sowie Gutteil Cu auf Keramik (d); Bilder aus [S4] [P10]

Betrachtung der standardisierten Effekte, Haupteffekte sowie Ermittlung des geeigneten Hatchabstandes h_s

Entsprechend ist eine detailliertere Betrachtung im Hinblick auf die Zielgrößen Haftfestigkeit und Dichte von $P_L=100-200$ W mit Variation von h_s ab Schichtbereich 4 in Bild 83 dargestellt. Erwartungsgemäß steigen die Dichtewerte mit zunehmender Laserleistung, wobei die Haftung im Gegenzug wieder sinkt. Ein eindeutiger Trend hinsichtlich h_s ist nicht zu erkennen. Durch die Anpassung der Parameter können bei einer Leistungserhöhung ab Schichtbereich 4 auf $P_L=100$ W Haftfestigkeiten von bis zu >40 N/mm² und Dichtewerte im Bereich von 95 % erzielt werden. Diese lassen sich zwar mit höherer Laserleistung auf Werte >95 % steigern, jedoch sinkt dadurch wiederum die Haftfestigkeit.

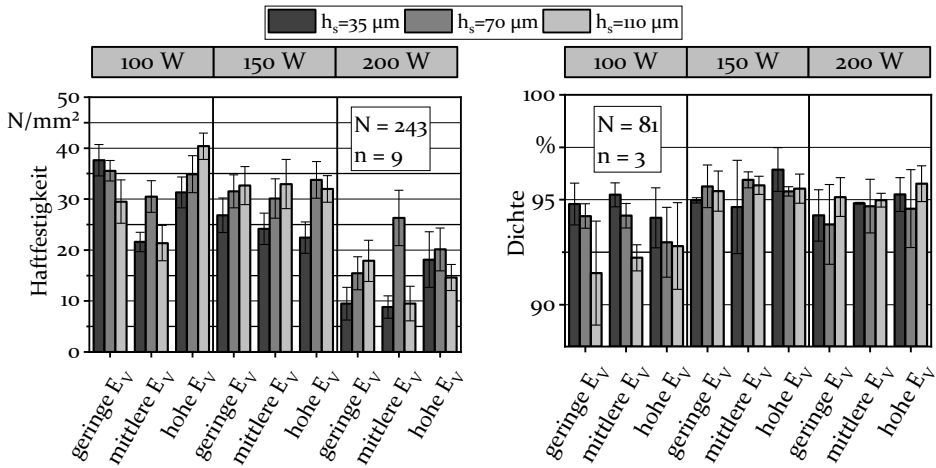


Bild 83: Haftfestigkeiten und Dichtewerte bei $d_F=35\text{ }\mu\text{m}$, $T_K=450\text{ }^\circ\text{C}$, $d_S=30\text{ }\mu\text{m}$, einer Gesamtschichtdicke von ca. $600\text{ }\mu\text{m}$ und einer jeweiligen Erhöhung von P_L ab Schichtbereich 4 (Anhang 22); Werte aus [S4] [P10]

Ein detaillierter Blick auf die statistische Auswertung der standardisierten Effekte sowie Haupteffekte in Bild 84 zeigt, dass alle Parameter P_L , h_s und E_V sowie deren Zweifach-Wechselwirkungen einen signifikanten Einfluss auf die Haftfestigkeit haben. Bei der Zielgröße Dichte hat jedoch nur P_L sowie die Zweifach-Wechselwirkung P_L und h_s einen signifikanten Einfluss. Dies ist auch bei den Versuchsreihen ohne keramisches Substrat in Abschnitt 4.2 zu beobachten, da nur durch Anpassen bzw. Verringern der Lasergeschwindigkeit v_L , um die Volumenenergiedichte E_V zu erhöhen, bei dennoch geringer Laserleistung P_L keine dichten Proben fertigbar sind.

In Anbetracht der Haupteffekte lassen sich grundsätzlich die zu erwartenden Trends erkennen:

- Sinkende Haftfestigkeit bei steigender Laserleistung (mehr Spannungen in Metallisierung durch größere Schmelzbäder)
- Steigende Dichte bei steigender Laserleistung (ab $P_L=200\text{ W}$ treten oftmals beschriebene Prozessfehler auf, welche die Dichte minimieren)
- Sinkende Dichte bei größerem h_s (Schmelzspuren überlappen sich nicht mehr) sowie bei geringerem E_V
- Nichtlinearer Zusammenhang hinsichtlich der erzielbaren Haftfestigkeit im Zusammenhang mit h_s und E_V

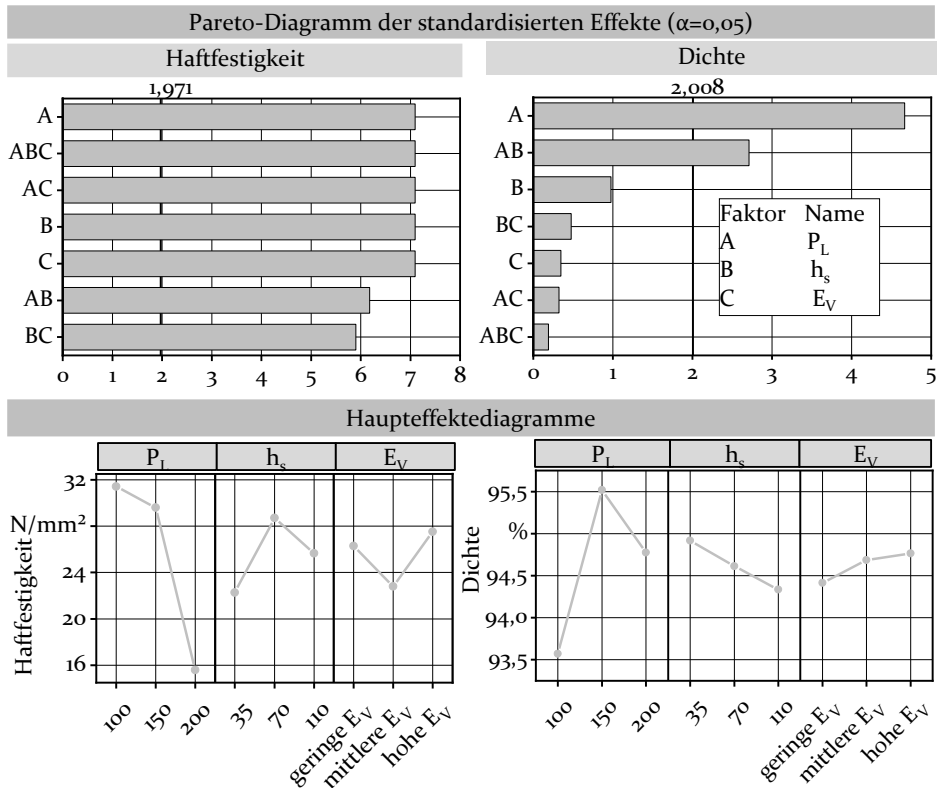


Bild 84: Standardisierte Effekte und Haupteffektediagramme bei $d_F=35\text{ }\mu\text{m}$, $T_K=450\text{ }^\circ\text{C}$, $d_S=30\text{ }\mu\text{m}$, einer Gesamtschichtdicke von ca. $600\text{ }\mu\text{m}$ und einer jeweiligen Erhöhung von P_L ab Schichtbereich 4 (Anhang 22); Werte aus [S4] [P10]

Reduzierung der Keramikscheidung

Neben den Zielgrößen der Haftfestigkeit und der Dichte stellt das Isolationsverhalten des Schaltungsträgers eine weitere Anforderung dar.

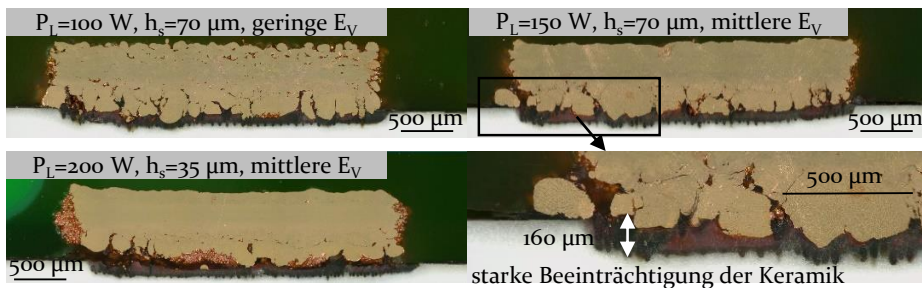
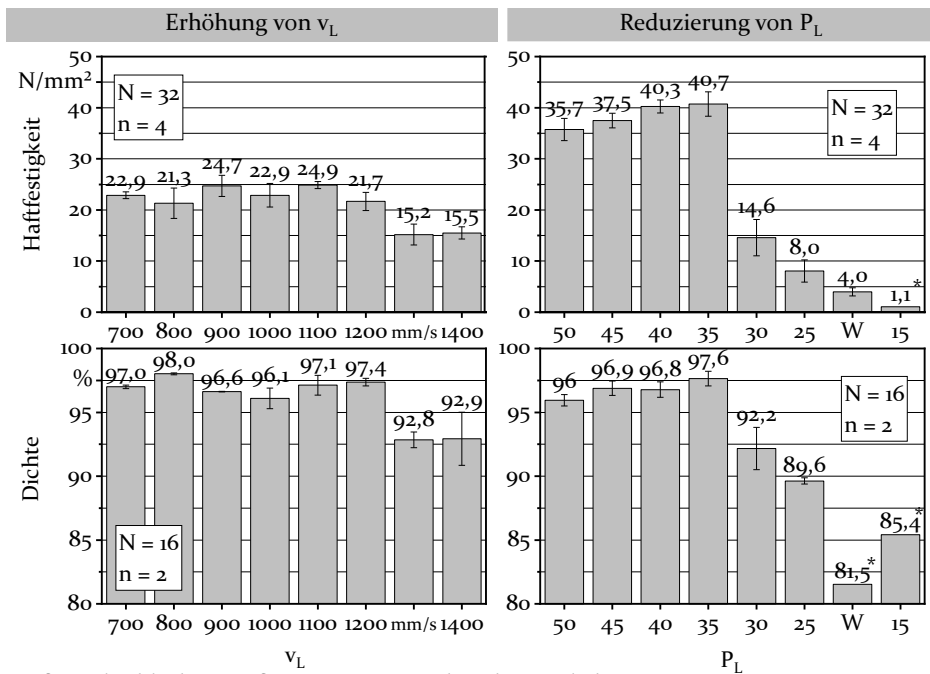


Bild 85: Exemplarische Schliffbilder, hergestellt mit verschiedenen Leistungsklassen sowie Hervorhebung der Keramikscheidung (rechts unten) bei $d_F=35\text{ }\mu\text{m}$, $d_S=30\text{ }\mu\text{m}$ und $T_K=450\text{ }^\circ\text{C}$; Bilder aus [S4] [P10]

Bild 85 zeigt exemplarische Schliffbilder von angewandten Laserleistungen $P_L=100, 150$ und 200 W, wobei neben der Dichte der Metallisierung die Keramikschädigung beurteilt werden kann. Hier ist eine Beeinträchtigung der Keramik mit Abtragtiefen von ca. $160\text{ }\mu\text{m}$ erkennbar, welche das elektrische Isolationsverhalten in Form der Teilentladungsfestigkeit negativ beeinflussen können, siehe Abschnitt 5.3.4. Um die Thematik der Keramikschädigung zu adressieren und reduzieren, sind in Bild 86 Ergebnisse im Hinblick auf die Haftfestigkeit sowie Dichte bei Anwendung reduzierter Laserleistungen P_L sowie Erhöhungen der Lasergeschwindigkeit v_L dargestellt (Versuchsplan in Anhang 23).



*aufgrund schlechter Haftung nur eine Stichprobe möglich

Bild 86: Versuchsreihen zur Untersuchung der Verringerung der Keramikschädigung durch eine Erhöhung von v_L sowie Reduzierung von P_L mit den Zielgrößen der Haftfestigkeit und Dichte mit $h_s=35\text{ }\mu\text{m}$, $d_f=35\text{ }\mu\text{m}$, $d_s=30\text{ }\mu\text{m}$ und $T_K=450\text{ }^\circ\text{C}$ (Anhang 23); Werte aus [S4] [P10]

Im Hinblick auf v_L sieht man ab ca. $v_L=1300\text{ mm/s}$ einen deutlichen Abfall der Haftfestigkeit sowie Dichte, wobei bei P_L ein Abfall ab ca. 30 W zu erkennen ist. Durch eine erhöhte Lasergeschwindigkeit wird weniger keramisches Substratmaterial aufgeschmolzen, weswegen sich weniger Kupferpulver mit der Keramikschmelze verbindet. Bei einer zu geringen Laserleistung tritt der gleiche Effekt auf, wobei berücksichtigt werden sollte, dass ab einer Einstellung von unter 10% (50 W) der maximalen Laserleistung

der Strahlquelle laut Hersteller keine konstante Emission gewährleistet werden kann. Dies kann auch einen erheblichen Einfluss auf abfallende Scherwerte jenseits von $P_L=35$ W haben. Dennoch ist zu erkennen, dass hohe Haftfestigkeiten >20 N/mm² sowie Dichtewerte >95 % bei Lasergeschwindigkeiten bis zu $v_L=1200$ mm/s erreichbar sind. Bei Betrachtung des Versuchsplans in Anhang 23 ist zu erkennen, dass im ersten Schichtbereich der Versuchsreihe der Leistungsverringering höhere Volumenenergieeinträge angewandt werden, als bei den Parametern der Geschwindigkeitserhöhung. Dies resultiert in deutlich höheren Scherwerten, wie schon im Haupteffektediagramm in Bild 84 gezeigt.

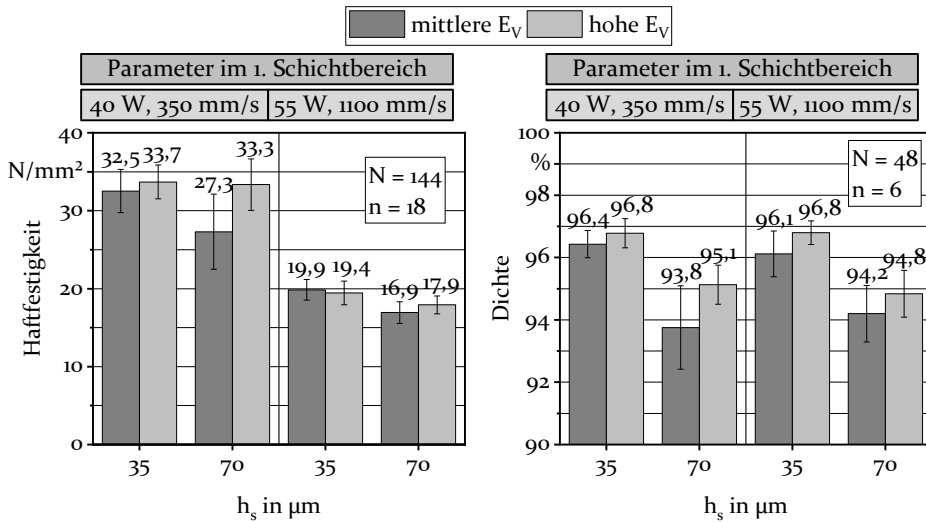


Bild 87: Detaillierte Untersuchungen von keramikschonenden Parameterkombinationen mit den Zielgrößen Haftfestigkeit und Dichte mit $d_F=35$ μm, $d_S=30$ μm und $T_K=450$ °C (Anhang 24); Werte aus [S4] [P10]

Schliffbilder in Bild 89 zeigen entsprechend eine deutliche Reduzierung der Schädigung im Vergleich zu Bild 85. Die Parameterkombination aus $P_L=40$ W, $v_L=350$ mm/s und $h_s=35$ μm weist eine geringfügig stärkere Keramikbelastung auf als die Parameterkombination aus $P_L=55$ W, $v_L=1100$ mm/s und $h_s=35$ μm. Eine detailliertere Untersuchung beider Parameterkombinationen bestätigt das Ergebnis der deutlich höheren Haftfestigkeit von bis zu 33,7 N/mm² im Mittel des Parameters $P_L=40$ W, $v_L=350$ mm/s und $h_s=35$ μm, angewandt im ersten Schichtbereich, bei jedoch vergleichbarer Dichte von ca. 96 % zum Parameter $P_L=55$ W, $v_L=1100$ mm/s und $h_s=35$ μm, siehe Bild 87. Weiterhin ist nun ein Trend der erhöhten Scher- und insbesondere Dichtewerte bei $h_s=35$ μm verglichen mit $h_s=70$ μm bei beiden Parameterkombinationen erkennbar. Auch die

Anwendung einer höheren Energiedichte in Form geringerer Verfahrensgeschwindigkeiten des Lasers v_L , siehe Anhang 24, weist bei fast allen Kombinationen die höchsten Werte beider Zielgrößen auf. Aufgrund des besagten starken Einflusses der Keramikschädigung auf das Isolationsverhalten des Substrates werden beide Parameterkombinationen aus Bild 87 für die weiteren Untersuchungen betrachtet, siehe Abschnitt 5.3.

Thermische Nachbehandlung und Bruchcodes

Um den Einfluss einer thermischen Nachbehandlung auf die Haftfestigkeit sowie Dichte zu ermitteln, zeigt Bild 88 die Ergebnisse der Haftfestigkeit und Dichte beider Parameterkombinationen mit und ohne sechsständiger Wärmebehandlung im Bereich der eutektischen Temperatur von 1065°C von Cu_2O und bei einem Restsauerstoffgehalt von ca. 50-80 ppm, siehe Anhang 26.

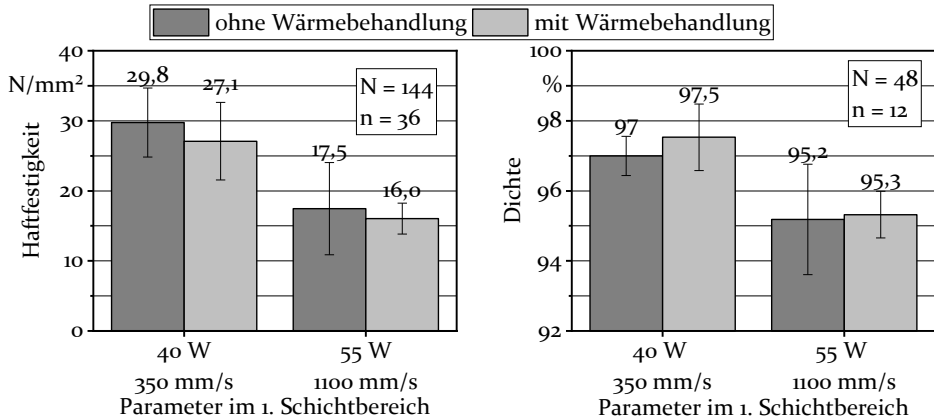


Bild 88: Untersuchungen der optimalen keramikschonenden Parameterkombinationen mit und ohne sechsständiger Wärmebehandlung bei $T=1065^\circ\text{C}$ mit den Zielgrößen Haftfestigkeit und Dichte mit $d_F=35\ \mu\text{m}$, $d_S=30\ \mu\text{m}$ und $T_K=450^\circ\text{C}$ (Anhang 25); Werte aus [S4] [P10]

Eine nachträgliche Wärmebehandlung bewirkt bei beiden Parameterkombinationen eine Erhöhung der Dichte, wobei die Haftfestigkeit geringfügig sinkt. Die Dichteerhöhung nach einer Wärmebehandlung kann auch den Schliffbildern aus Bild 89 entnommen werden. Nur der Bereich im direkten $\text{Cu-Al}_2\text{O}_3$ -Interface weist nach einer Wärmebehandlung noch die prozessbedingte Porosität auf, weswegen eine Metallisierungsdichte nahe 100 % in diesem Verfahren als nicht möglich eingeschätzt wird. Proben ohne Wärmebehandlung weisen vereinzelt Poren in den höher gelegenen Schichten auf, kommen dennoch auf einen Dichtewert der Metallisierung $>95\%$. Eine Erhöhung der Haftfestigkeit durch eine flächige Benetzung der Keramik

von Cu_2O , analog zum Stand der Technik des DCB-Verfahrens aus Abschnitt 2.2.1, kann nicht erreicht werden.

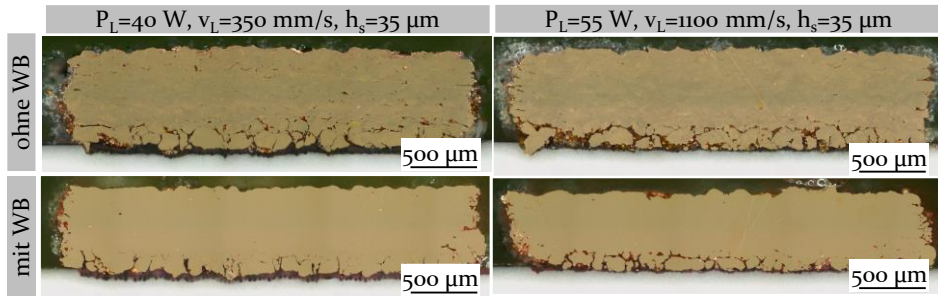


Bild 89: Schliffbilder optimaler keramikschonender Parameterkombinationen mit und ohne sechsstündige Wärmebehandlung bei $T=1065 \text{ °C}$ mit $d_F=35 \mu\text{m}$, $d_S=30 \mu\text{m}$ und $T_K=450 \text{ °C}$ (Anhang 25); Bilder aus [S4] [P10]

Um dennoch die hohen Haftfestigkeiten der Cu-Metallisierung zu verdeutlichen, zeigt Bild 90 eine Auswahl an häufig und selten vorkommenden Bruchcodes der Metallisierung und des Substrates nach Durchführung der Schertests.

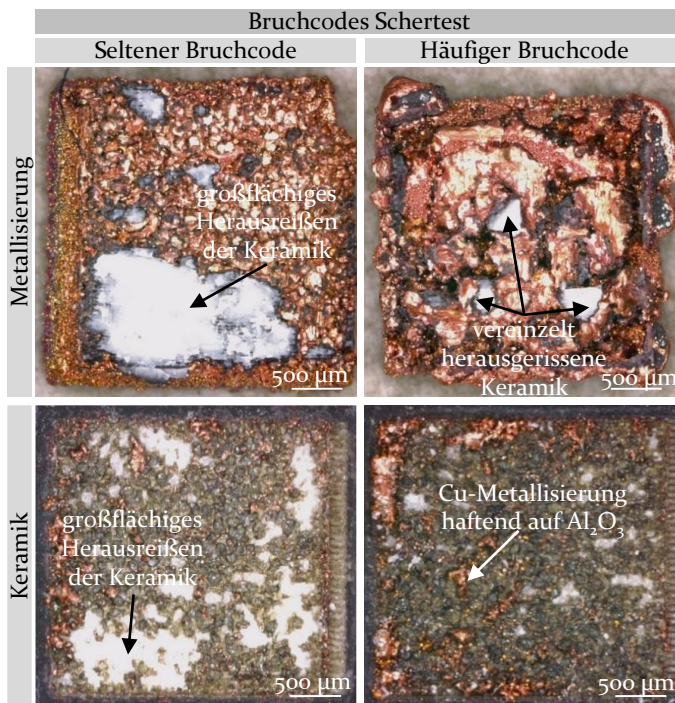


Bild 90: Exemplarische Darstellung der Bruchcodes (Kohäsionsbrüche) bei Scherversuchen; Bilder aus [S4]

Daraus wird deutlich, dass sich die Metallisierung während des Prozesses mit dem keramischen Substrat verbindet, da es sich bei allen Bruchcodes um Kohäsionsbrüche innerhalb der Metallisierung und teilweise auch Kohäsionsbrüche im Al_2O_3 handelt. Entsprechend verbleibt nach der zerstörenden Prüfung immer eine Cu-Schicht auf der Keramik mit teilweise herausgerissenen Keramikteilen. Eine detaillierte Untersuchung der Haftmechanismen befindet sich in Abschnitt 5.3.1.

5.3 Qualifizierung relevanter Metallisierungseigenschaften

Um weitere Metallisierungseigenschaften wie beispielsweise die elektrische Leitfähigkeit, Temperaturwechselbeständigkeit sowie Teilentladungsfestigkeit qualifizieren zu können, sind Anpassungen der Metallisierungsgeometrie notwendig, um in den jeweiligen Messaufbauten aussagekräftige Ergebnisse erhalten zu können. Dies geht mit einer Vergrößerung der Metallisierungsfläche der bisher verwendeten 9 mm^2 ($3 \times 3 \text{ mm}^2$) Strukturen einher. Aus Abschnitt 5.2 geht bereits hervor, dass zu hohe Spannungen im Material durch beispielsweise stark ausgeprägte Schmelzbäder des Kupfers und einer raschen Abkühlung auf dem keramischen Substrat in geringeren Scherwerten resultieren. Dieses Verhalten der erhöhten Spannungen im Materialverbund ist auch bei einer Vergrößerung der Metallisierungsfläche zu erkennen. Dadurch sind vermehrt Defekte wie Delaminationerscheinungen zu beobachten. Diese entstehen durch Spannungsspitzen an den scharfen Metallisierungskanten, welche oftmals die Haftfestigkeiten im Materialverbund übertreffen und direkt während des Fertigungsprozesses auftreten.

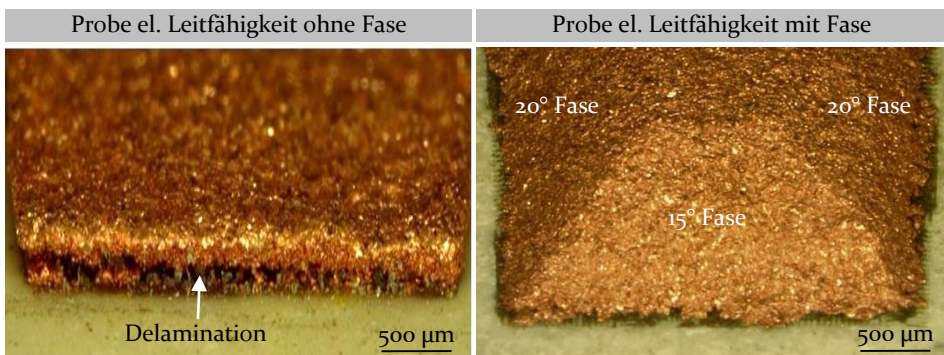


Bild 91: Darstellung des Randbereichs großflächigerer Metallisierungen ($20,0 \times 3,0 \times 0,6 \text{ mm}^3$, L*B*H) ohne (links) und mit (rechts) Fase; Aufnahme unter 45° -Winkel

Als geeignete Maßnahme stellt sich die Anwendung einer Fase (15-20°) gemäß der verwendeten CAD-Datei an den Kanten und Ecken der Metallisierung als vorteilhaft heraus. Bild 91 zeigt einen repräsentativen Vergleich der Metallisierungsanbindung an das keramische Substratmaterial mit und ohne Fase in den kritischen Bereichen der Metallisierung. Durch die Fase und den somit mäßigeren Übergang der Metallisierungskante zum keramischen Substrat können vorhandene Spannungen auf eine größere Fläche verteilt und somit eine deutlich bessere Anbindung zum Substrat gewährleistet werden.

5.3.1 Haftmechanismus im Metall-Keramik-Interface

In Abschnitt 5.2.1 wird bereits der Verbund des geschmolzenen Kupferpulvers mit der Keramik dargestellt. Auch die Keramik wird durch auftreffende Laserstrahlung und Mehrfachreflexionen innerhalb des Pulvers aufgeschmolzen, sodass sich das Kupfer gemäß eines Schweißprozesses mit der konsolidierenden Schmelze verbindet.

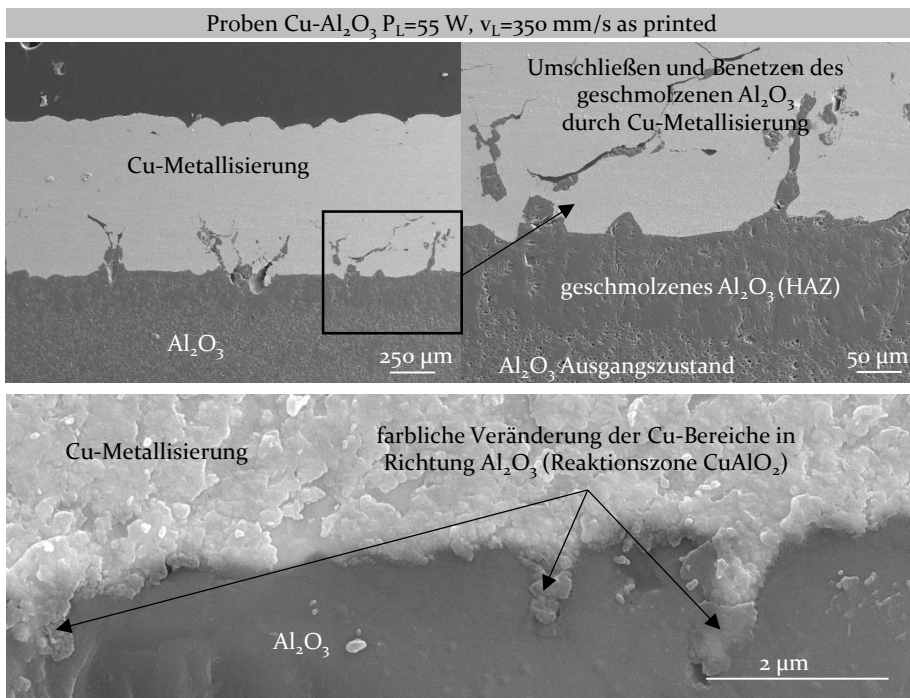


Bild 92: REM-Aufnahmen des Cu-Al₂O₃-Interface as printed

Dadurch entsteht eine stoffschlüssige Verbindung, welche nach Definition durch Verschmelzen sowie intermolekulare oder chemische Bindungskräfte entsteht und unlösbar bzw. nur zerstörungsbehaftet gelöst werden kann [212]. Wie in Abschnitt 5.2.2 dargestellt, sind demzufolge hohe Scherfestigkeiten von $>40 \text{ N/mm}^2$ erreichbar. Durchgeführte REM-Aufnahmen und EDX-Untersuchungen verdeutlichen den entstehenden Haftmechanismus unterteilt in Proben mit und ohne Wärmebehandlungen unterschiedlicher Haltezeiten (siehe Anhang 26). Neben der deutlichen Veränderung der Keramik im Bereich des Interfaces durch aufgeschmolzene und wieder konsolidierte Zonen, ist eine hervorragende Benetzung sowie ein Umschließen des geschmolzenen Kupfers um Strukturen des keramischen Substrats zu erkennen. Darüber hinaus liegt eine chemische Verbindung (CuAlO_2 , siehe EDX-Analyse aus Tabelle 9) im Interface beider Materialien vor, sichtbar durch den graduellen farblichen Übergang des Kupfers in Richtung Aluminiumoxid, siehe Bild 92 unten. Die Bildung punktueller Verbindungszonen kann auch anhand der Bruchcodes (Kohäsionsbrüche) nach einer Scherbeanspruchung aus Bild 90 entnommen werden. Es liegen demnach neben Verhakungen und gegenseitigem Umschließen der Materialien im schmelzflüssigen Zustand zwischenmolekulare Verbindungen sowie adhäsive Kräfte vor.

Eine nachträgliche Wärmebehandlung der Proben im Bereich der eutektischen Temperatur von Cu_2O bei unterschiedlichen Haltezeiten bewirkt eine Ausbildung einer ausgeprägten Diffusionszone mit der Entstehung einer Reaktionsschicht im Interface, siehe Bild 93. Bereits ab einer Haltezeit der Spitzentemperatur für $t=10 \text{ min}$ wird eine eindeutige Reaktionszone mit einer Dicke von ca. $1 \mu\text{m}$ detektiert. Diese vergrößert sich bei längeren Haltezeiten (6 h) auf bis zu ca. $10 \mu\text{m}$. Durchgeführte Haftfestigkeitsuntersuchungen (siehe Bild 89) zeigen jedoch eine minimale Verschlechterung der Scherwerte nach einer Wärmebehandlung, was vermutlich auf ein Entspannen der Verbindungszone zurückzuführen ist. Höhere Haftfestigkeiten entstehen somit vermutlich aufgrund der schlagartigen Abkühlung in Kombination mit einer Verspannung beider Materialien in der Verbindungszone sowie bereits beschriebenen Phänomenen bzw. Mechanismen.

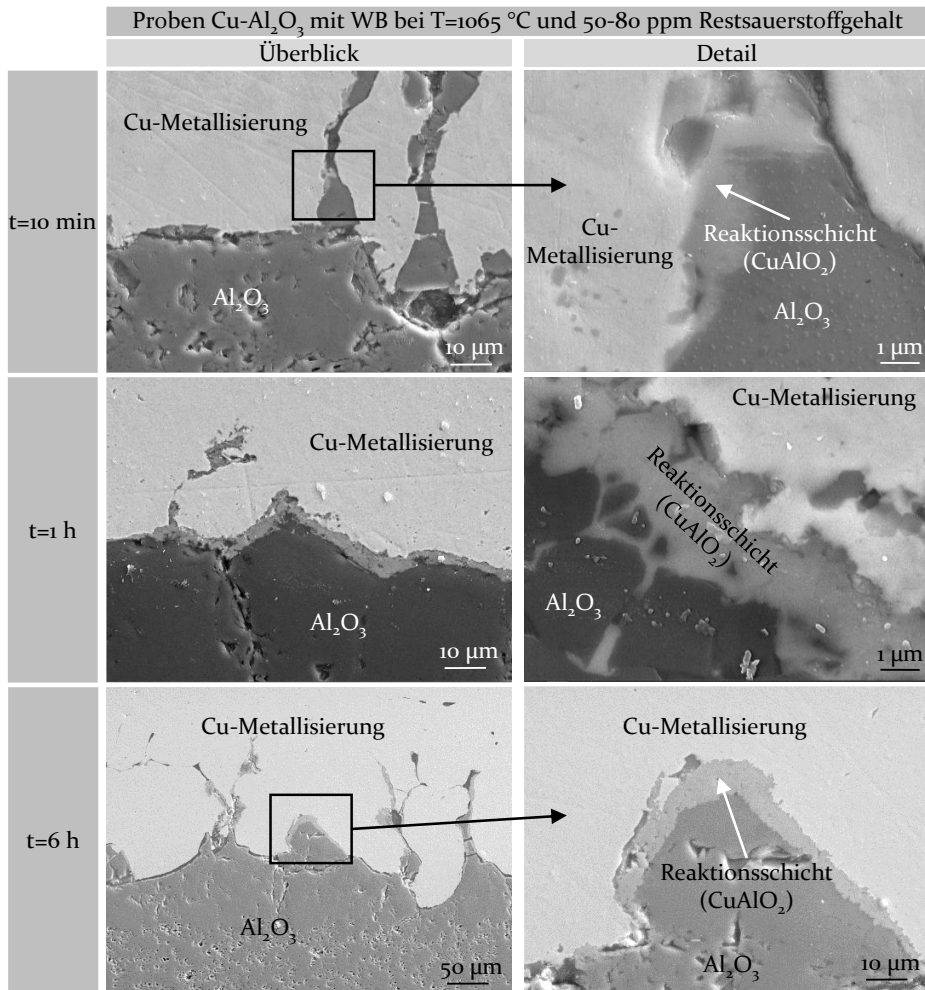


Bild 93: REM-Aufnahmen des Cu-Al₂O₃-Interface nach einer Wärmebehandlung bei ca. 50-80 ppm Restsauerstoffgehalt in N₂-Atmosphäre, T=1065 °C und verschiedenen Haltezeiten

EDX-Analysen der Reaktionsschicht ergeben die in Tabelle 9 dargestellte Zusammensetzung.

Tabelle 9: Prozentuale (at.-%) Zusammensetzung der Reaktionsschicht (EDX-Analyse) [P11]

Cu	Al	O	Fe
19,54 %	20,64 %	59,25 %	0,57 %

Eine genaue Stöchiometrie der Zusammensetzung der Verbindungszone kann dadurch nicht bestimmt werden, da der Sauerstoffgehalt bei EDX-

Analysen anhand der exakt bestimmbaren anderen (schwereren) Atome (Kernladungszahlen ab $^{22}_{11}\text{Na}$) errechnet wird. Eine derartige Analyse dient hier als sehr gute Orientierung und es ist gemäß dem Stand der Technik und Forschung (siehe Abschnitt 2.2.1) von einem Delafossit CuAlO_2 auszugehen.

5.3.2 Elektrische Eigenschaften der Metallisierung

Neben der Haftfestigkeit ist die elektrische Leitfähigkeit der Metallisierung ein weiteres essenzielles Kriterium für einen industriellen Einsatz der Schaltungsträger, um eine ausreichende Stromtragfähigkeit bei möglichst geringer Wärmeentstehung gewährleisten zu können. Wie bereits in Kapitel 4 ausführlich dargestellt, ist generell ein vollkommenes Umschmelzen des Werkstoffes Kupfer mit NIR-Strahlung eine große Herausforderung. In Kombination mit einem keramischen Substrat ist in der Verbindungszone beider Materialien eine erhöhte Porosität zu erwarten (siehe Abschnitt 5.2). Diese Porosität spiegelt sich in den elektrischen Eigenschaften der Metallisierung in Form von geringeren elektrischen Leitfähigkeiten verglichen zu konventionell hergestellten Metallisierungen, wie bspw. Cu-Kaschierungen, wider. Nachträgliche Wärmebehandlungen knapp unter der Schmelztemperatur des Kupfers im Bereich des Eutektikums von Cu_2O liefern neben der Entstehung einer Reaktionsschicht im Materialverbund (Abschnitt 5.3.1) eine zusätzliche Nachverdichtung der Metallisierung.

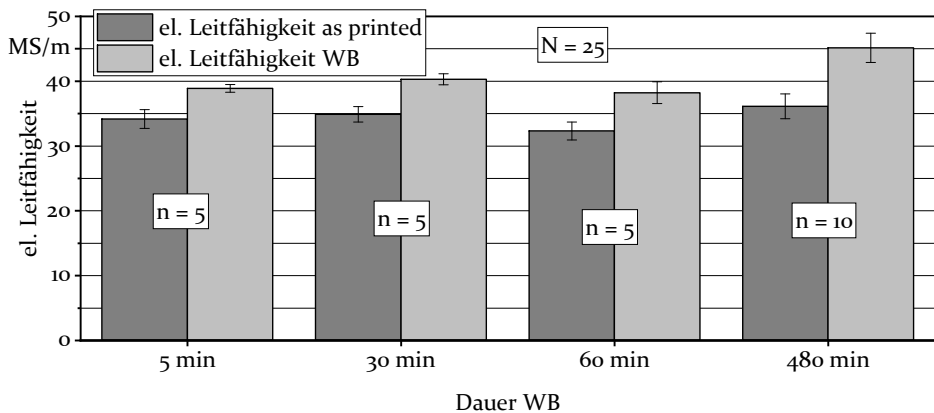


Bild 94: Vergleich der elektrischen Leitfähigkeit von metallisierten Proben as printed und nach einer Wärmebehandlung bei ca. 1065 °C mit einer Metallisierungsdicke von ca. 600 µm und einem Restsauerstoffgehalt von 50-80 ppm

Bild 94 zeigt einen Vergleich der elektrischen Leitfähigkeiten von Proben im gedruckten Zustand (as printed) mit jeweils einer nachträglichen Wärmebehandlung bei ca. 1065 °C und 50-80 ppm Restsauerstoffgehalt, gemäß Anhang 26. Die geometrischen Maße der geprüften Proben können Anhang 27 entnommen werden. Im Zustand as printed sind elektrische Leitfähigkeiten von bis zu ca. 35 MS/m erreichbar. Aufgrund von Prozessschwankungen sind geringfügig variierende Dichtewerte in den unteren Metallisierungsschichten zu erwarten, was die Abweichungen um 35 MS/m begründet. Diese sind maßgeblich auf eine geringfügige Verkipfung zur gewünschten horizontalen Lage der Keramik in der Vorrichtung zurückzuführen, was Schwankungen der Metallisierungsdicke und Haftfestigkeit verursacht.

Erwartungsgemäß erhöht sich die elektrische Leitfähigkeit nach einer Wärmebehandlung. Eine fünfminütige Wärmebehandlung erhöht die elektrische Leitfähigkeit um ca. 14 %, 30 min um ca. 16 %, 60 min um ca. 18 % und 480 min um ca. 25 %. Elektrische Leitfähigkeiten von LPBF-gefertigten Substraten as printed erreichen ca. 60 % der elektrischen Leitfähigkeit verglichen zu konventionellen DCBs mit ca. 57 MS/m. Nach einer Wärmebehandlung von 480 min werden mit ca. 45 MS/m schon ca. 80 % erreicht. Um einer industriellen Anforderung mit bestmöglicher Stromtragfähigkeit gerecht werden zu können, müssen LPBF-gefertigte Substrate as printed ca. 40 % dickere Metallisierungstärken, aufweisen. Nach einer Wärmebehandlung sinkt entsprechend der Betrag der notwendigen Materialerhöhung.

Im Gegensatz zu konventionellen DCBs, welche im Hinblick auf Metallisierungsdicken aufgrund des auftretenden Warpage-Effektes sowie drastischer Reduzierung der Temperaturwechselbeständigkeit stark limitiert sind (siehe Abschnitt 2.2.1), kann die Metallisierungstärke bei LPBF-Metallisierungen ohne daraus resultierenden qualitativen Einschränkungen durchaus erhöht werden. Dies liegt wiederum in der gegebenen geringen Porosität im Verbund-Interface begründet, welches durch die kleinere Kontaktfläche der Metallisierung an das keramische Substrat verminderte Spannungen vorweist und geringfügige Bewegungen, bedingt durch verschiedene Temperatúrausdehnungskoeffizienten, zulässt.

5.3.3 Temperaturwechselbeständigkeit

Aufgrund der oftmals harschen Einsatzbedingungen von Leistungselektronik sowie hohen Einsatztemperaturen durch die vermehrte Anwendung

von WBG-Halbleitern [213], ist insbesondere die Temperaturwechselbeständigkeit mit möglichst hohen Temperaturhuben ein wichtiges Qualitätsmerkmal von Substraten. Wie in Abschnitt 2.2.1 dargestellt, ist der Literatur eine Temperaturwechselbeständigkeit von DCBs von ca. 140 Zyklen bei einem Temperaturhub von 180 °C und einer Laminationsdicke von 0,3 mm zu entnehmen. AMB-Substrate haben hier aufgrund der höheren mechanischen Belastbarkeit der Keramik deutliche Vorteile.

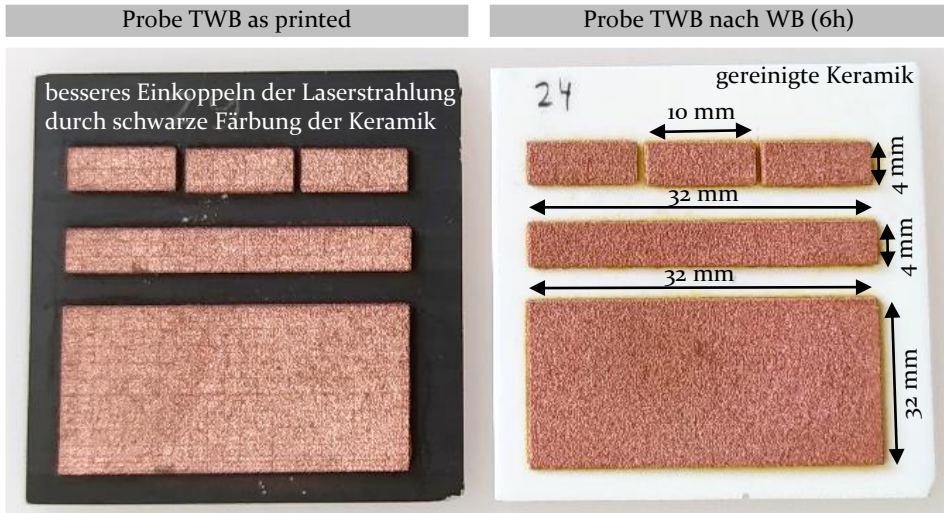


Bild 95: Darstellung hergestellter Proben für die Prüfung der Temperaturwechselbeständigkeit as printed (links) und nach einer sechsstündigen Wärmebehandlung (rechts)

In Anbetracht eines möglichen Einsatzes von LPBF-metallisierten Al_2O_3 -Keramiken sind entsprechende TWB-Tests von großer Bedeutung. Verwendete Proben und Metallisierungsgeometrien⁴ hergestellt anhand der ermittelten optimalen Parameterkombinationen aus Bild 88 und Anhang 25 können Bild 95 entnommen werden.

Tabelle 10 zeigt die Temperaturwechselbeständigkeit von gefertigten LPBF-Proben mit einer Metallisierungsdicke von ca. 600 µm mit und ohne Wärmebehandlung (6 h), gemäß Anhang 26, bei einem Temperaturprofil von -30-150 °C und einer Haltedauer von 30 min. Es ist ersichtlich, dass die Temperaturwechselbeständigkeit der Proben im Vergleich zum Stand der Technik und Forschung deutlich höhere Werte von bis zu >615 Zyklen erzielt.

⁴ Herzlichen Dank an das Fraunhofer-Institut für Integrierte Systeme und Bauelementtechnologie (IISB) für die Bereitstellung der Metallisierungsgeometrie sowie Unterstützung bei der TWB-Prüfung.

Dies liegt maßgeblich in der vorhandenen Porosität der Metallisierung in der Verbundzone begründet.

Tabelle 10: Ausfälle bei der Temperaturwechselbeständigkeitsprüfung bei einem Temperaturprofil von -30-150 °C und einer Haltedauer von 30 min

Laserparameter	$P_L=40\text{ W}$, $v_L=350\text{ mm/s}$		$P_L=55\text{ W}$, $v_L=1100\text{ mm/s}$	
N=20	as printed (n=5)	WB (n=5)	as printed (n=5)	WB (n=5)
120 Zyklen	-	-	4	-
140 Zyklen	-	-	1	-
240 Zyklen	1	-	-	1
615 Zyklen	-	-	-	-
Kumulierte Ausfallrate nach 615 Zyklen	20 %	0 %	100 %	20 %

Der CTE-Unterschied beider Materialien kommt hier aufgrund der geringeren Anbindungsfläche der Metallisierung auf dem Substrat deutlich weniger zum Tragen. Entsprechend wird die Metallisierung in ihrer lateralen temperaturabhängigen Verformung weniger gehemmt, was wiederum geringere Spannungen in der Verbindungszone induziert. Die Parameterkombination aus $P_L=40\text{ W}$, $v_L=350\text{ mm/s}$ weist aufgrund der höheren Haftfestigkeit (siehe Abschnitt 5.2.2) eine deutlich höhere Beständigkeit gegen eine Temperaturwechselbelastung auf als jene mit $P_L=55\text{ W}$, $v_L=1100\text{ mm/s}$. Eine nachträgliche Wärmebehandlung mit dem Entstehen einer Reaktionsschicht vermindert zusätzlich die Ausfallrate der Proben, sodass bei $P_L=40\text{ W}$, $v_L=350\text{ mm/s}$ 0 % nach einer Wechselbeanspruchung von 615 Zyklen ausfallen.

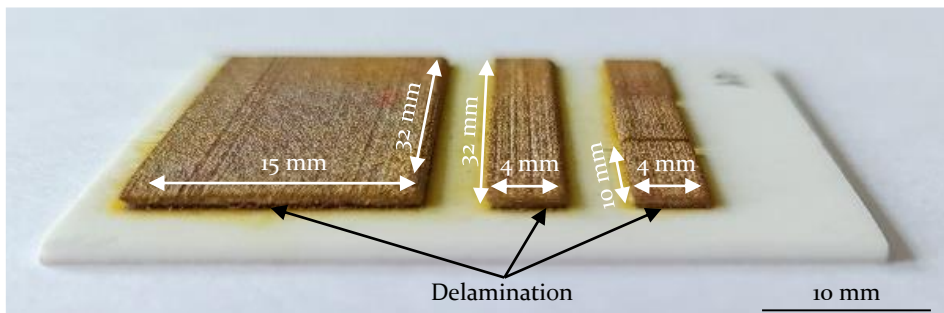


Bild 96: Exemplarische Delaminationserscheinungen der Proben bei der Temperaturwechselprüfung

Bild 96 zeigt ein exemplarisches Erscheinungsbild ausgefallener Proben in Form von Delaminationen der Cu-Metallisierungen. Im Gegensatz zu gewöhnlichen DCBs zeigen LPBF-gefertigte Proben in Bezug auf die Temperaturwechselbeständigkeit keine Abhängigkeit von der Metallisierungsfläche. Größere Metallisierungsflächen induzieren grundsätzlich höhere Spannungen, wie bereits in Bild 91 beim LPBF-Prozess gezeigt. Bei der Temperaturwechselprüfung ist dieser Effekt bei LPBF-Proben bisher jedoch nicht nachweisbar. Aufgrund des geringen Stichprobenumfangs von $n=5$ pro Parameterkombination sind noch weitere umfangreichere Analysen erforderlich, um eine statistisch belastbare Aussage im Hinblick auf einen industriellen Einsatz der Substrate treffen zu können. Erzielte Ergebnisse demonstrieren jedoch einen vielversprechenden Ansatz anhand der Technologie des LPBF, Substrate mit erheblich höherer Temperaturwechselbeständigkeit fertigen zu können.

5.3.4 Teilentladungsfestigkeit

Der Einsatz von aktiven Halbleiterbauelementen mit Sperrspannungen im Bereich von 6,5 kV [214] erfordert eine entsprechende Beständigkeit gegen Teilentladungen, oder in der Literatur oftmals Corona-Entladung [215] genannt, also Ionisationsvorgänge dielektrischer Medien durch starke elektrische Feldstärken im Verbundwerkstoff. Das Hervorrufen besagter Feldstärken wird durch das Anlegen eines elektrischen Potentials an der Probe, gemäß Anhang 28 erreicht. Gemäß [216] [217] treten Teilentladungen vorzugsweise an der Kontaktfläche der Kanten und Ecken der Metallisierung mit dem keramischen Substrat sowie in porösen Strukturen mit Gaseinschlüssen in der Keramik auf. Zusätzlich wird in [218] anhand des Gaußschen Gesetzes demonstriert, dass die elektrische Feldstärke bei erhöhter Permittivität des Mediums abnimmt. Unter Ausschluss der Photoionisation (durch UV- oder kosmischer Strahlung) entstehen freie Ladungsträger im Gas zunächst (bei geringer äußerer Spannung) aufgrund einer unselbstständigen Entladung (Thermoionisation), bevor bei erhöhter Spannung, der sogenannten Zündspannung, eine selbstständige Entladung (Stoßionisation) bis hin zum Durchschlag erfolgt [219]. Grundsätzlich gelten entsprechend Teilentladungen von <10 pC bei gegebener Einsatzspannung zu erzielen, weswegen oftmals die Partial Discharge Inception Voltage (PDIV) angegeben wird, der Einsetzspannung, ab welcher Teilentladungen einsetzen und sich zusätzlich über Stoßionisationen lawinenartig ausbreiten bzw. vermehren können [215]. Bild 97 zeigt gemessene Teilentladungen bis zu 10 kV Prüfspannung von einer Probe as printed mit jeweils fünf Durchläufen, geprüft in Anlehnung an DIN EN 60270 bei einer Wechselspannung

mit einer Frequenz von 50 Hz und einer Spannungserhöhung von 100 V/s. Weitere Messungen können Anhang 29 entnommen werden.

Teilentladung, as printed (links) und Al_2O_3 -Substrat ohne Metallisierung (rechts), geprüft in Anlehnung an DIN EN 60270 bei $f=50$ Hz

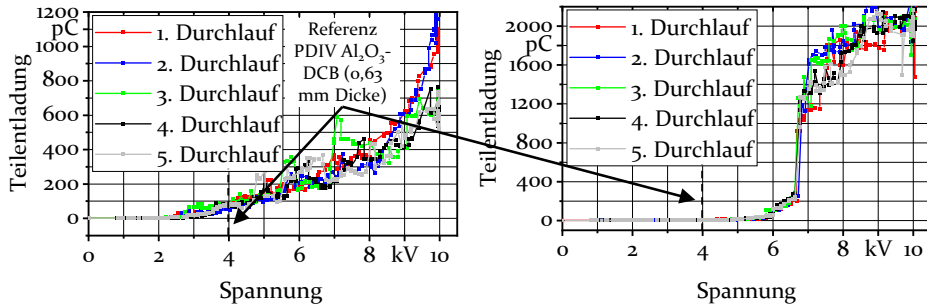


Bild 97: Teilentladungen von Cu-metallisierten Al_2O_3 Substraten as printed und einem Metallisierungsmaß von $10,0 \times 10,0 \times 0,6 \text{ mm}^3$ (L*B*H) (links) und Al_2O_3 -Substrat ohne Metallisierung (rechts), geprüft mit einer Wechselfspannung bis 10 kV, einer Frequenz von 50 Hz und einer Spannungserhöhung von 100 V/s

Als umgebendes Medium wird das Transformatorenöl Lobotherm Öl BAP 500 S mit einer Durchschlagfestigkeit von 20 kV/mm verwendet. Eine Darstellung der geprüften Proben kann Anhang 27 entnommen werden. Zunächst ist ersichtlich, dass die Einsetzspannung der Teilentladungen bei allen Proben und Durchläufen im Bereich von ca. 2 kV liegt. Dieser Wert ist maßgeblich auf folgende zwei Punkte zurückzuführen:

- Die erhöhte Porosität in der Verbindungszone des Materialverbunds beinhaltet Gaseinschlüsse mit einer geringeren Permittivität als jene von Al_2O_3 , was in einer erhöhten elektrischen Feldstärke in diesem Bereich und entsprechenden frühzeitigen Teilentladungen resultiert.
- Die Laser-Keramik-Wechselwirkung im Herstellungsprozess in den unteren Metallisierungsschichten beschädigt in gewissem Ausmaß das Dielektrikum, was wiederum in möglichen Gaseinschlüssen und einer verminderten Permittivität resultiert.

Verglichen mit Messungen der Teilentladungen der verwendeten Al_2O_3 -Keramik ohne LPBF-Metallisierung fällt auf, dass sich bei einer Al_2O_3 -Keramik die Einsetzspannung der Teilentladungen im Bereich von ca. 4,5-5 kV befindet, wobei ab ca. 6 kV ein rapider Anstieg bis zu ca. 2000 pC bei allen fünf Messungen zu erkennen ist. Ein Trend zur Verschlechterung der Teilentladungsfestigkeit im Verlauf der fünf Prüfungen einer Probe ist nicht zu erkennen, weswegen von keiner Schädigung des Substrates durch

die Messung ausgegangen werden kann. Bild 98 zeigt einen exemplarischen Vergleich der Teilentladungen von Proben mit einer nachträglichen Wärmebehandlung von 5, 30, 60 und 360 min bei einer Temperatur von ca. 1065 °C (Anhang 26), wobei alle Messverläufe der Proben mit Wärmebehandlung Anhang 30-Anhang 33 entnommen werden können.

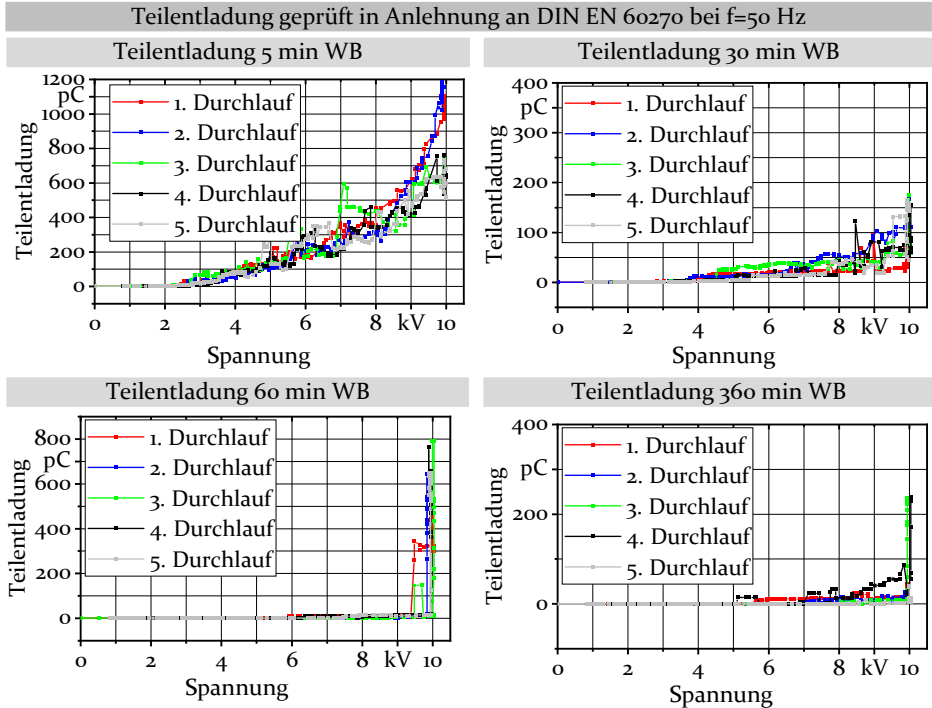


Bild 98: Teilentladungen von Cu-metallisierten Al_2O_3 Substraten wärmebehandelt bei ca. 1065 °C und einem Metallisierungsmaß von $10,0 \times 10,0 \times 0,6 \text{ mm}^3$ (L*B*H), geprüft mit einer Wechselspannung bis 10 kV, einer Frequenz von 50 Hz und einer Spannungserhöhung von 100 V/s

Aufgrund unregelmäßig verteilter Lufteinschlüsse liegen bei unterschiedlichen Metallisierungspads der gleichen Probe abweichende Werte vor (siehe genannte angehängte Messwerte), was im Herstellungsprozess durch eine Anpassung der Parameter berücksichtigt werden sollte. Durch eine nachträgliche Wärmebehandlung kann die Einsetzspannung für Teilentladungen sukzessive von ca. 2 kV as printed auf bis zu ca. 6 kV bei einer sechzigminütigen sowie sechsständigen (360 min) Wärmebehandlung erhöht werden. Eine klare weitere Verbesserung der Messwerte bei einer Wärmebehandlung von sechs Stunden ist nicht zu erkennen. Die deutliche Erhöhung der Teilentladungsfestigkeit nach einer Wärmebehandlung ist auf die entstehende Reaktionsschicht (Abschnitt 5.3.1) zurückzuführen, bei

welcher sich die Kontaktfläche der Metallisierung mit dem Substrat erhöht und sich durch die Ausbildung einer Diffusionszone gegebene Poren teilweise schließen. Umso länger die Wärmebehandlung durchgeführt wird, desto ausgeprägter ist dieser Effekt. Darüber hinaus ist ein grundsätzliches Herabsetzen der betraglichen Teilentladungen bei Wärmebehandlungen ab 30 min zu erkennen. Demzufolge kann mittels einer Wärmebehandlung der Proben eine Teilentladungsbeständigkeit ähnlich dem ursprünglich verwendeten Substrat erreicht werden, siehe Bild 97. Weiterhin weisen bei allen Proben die jeweils durchgeführten fünf Messungen bei der Al_2O_3 -Keramik die geringsten Abweichungen voneinander auf. Dies ist auf die glatte Oberfläche ohne unregelmäßige Gaseinschlüsse im Vergleich zu LPBF-metallisierten Substraten zurückzuführen. Erzielte Ergebnisse liegen im Bereich der Werte des Standes der Forschung von ca. 4 kV [220] bei einem 0,63 mm dicken Al_2O_3 -Substrat und können bis zu >15 kV [218] in Abhängigkeit des umgebenden Isolationsmaterials sowie Metallisierungsanordnung annehmen. Tabelle 11 gibt zusammenfassend einen Vergleich der Teilentladungen verschiedener Technologien an, soll jedoch nur als grobe Orientierung dienen, da das umgebende isolierende Medium (Luft, Silikon, Öl etc.) einen großen Einfluss auf die Teilentladung hat und bei vorliegendem Vergleich variiert.

Tabelle 11: Gegenüberstellung der Teilentladungen verschiedener Substrattechnologien

Tech- nologie	Al_2O_3 (Rubalit 1 mm)	Al_2O_3 -DCB (0,63 mm Al_2O_3)	AlN-DCB (0,63 mm AlN)	LPBF (1 mm Al_2O_3)	LPBF mit 30- 360 min WB (1 mm Al_2O_3)
Teilent- ladung (10 pC)	ca. 6 kV (50 Hz AC)	ca. 4 kV [220]	ca. 5 kV (50 Hz AC) [216]	ca. 2 kV (50 Hz AC)	ca. 4-6 kV (50 Hz AC)

5.4 Kupfer-Bismut-Legierung als alternative Metallisierung

Um die Problematik der Delaminationerscheinungen großflächiger Cu-Metallisierungen auf Al_2O_3 aufgrund zu hoher Spannungen im Interface, wie in Bild 91 links dargestellt, zu vermeiden, wird das Element Bismut, welches eine Dichteanomalie vorweist, zur Cu-Metallisierung legiert. Aufgrund der Dichteanomalie kann das sich ausdehnende Volumen bei der Erstarrung des Bismuts entstehende Spannungen durch das Erstarren des Kupfers auf dem keramischen Substrat kompensieren. Dieses Verfahren wurde von Stoll et. al am 22.04.2020 mit der Patentnummer 10 2020 204 989 und dem Titel „Verfahren zur additiven Fertigung eines Schaltungsträgers

und Schaltungsträger“ patentiert [221]. Bild 99 zeigt die Anbindung einer CuBi12-Metallisierung an das Aluminiumoxid-Substrat. Im Vergleich zu Cu-Metallisierungen auf Al_2O_3 , gleicher Metallisierungsgeometrie aus Bild 91 links können alle Proben ohne Delaminationserscheinungen gefertigt werden.

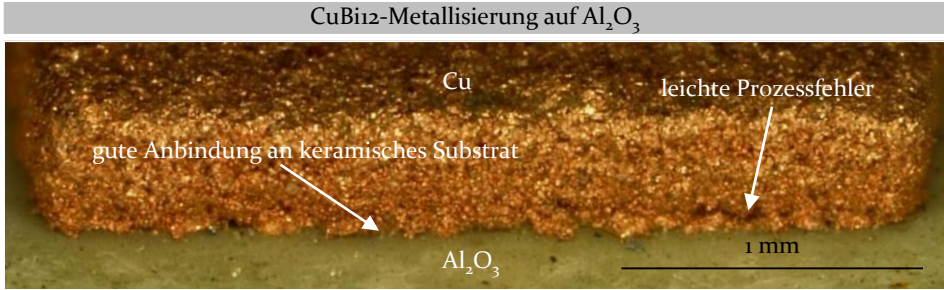


Bild 99: Darstellung der Anbindung der CuBi12-Metallisierung an das Al_2O_3 -Substrat

5.4.1 Haftfestigkeit, elektrische Leitfähigkeit und Metallisierungsdichte

Um auch bei der Metallisierung von CuBi12 auf Al_2O_3 erste Ergebnisse zu erhalten, werden im Folgenden die Haftfestigkeit und elektrische Leitfähigkeit quantitativ sowie die Metallisierungsdichte qualitativ bestimmt. Die Herstellung der Metallisierung erfolgt anhand der Parameterkombination aus Anhang 25 unter Anwendung der Schichtbereiche 1-3 mit $P_L=55\text{ W}$ und $v_L=1100\text{ mm/s}$ (rechts). Bild 100 zeigt erzielte Eigenschaften.

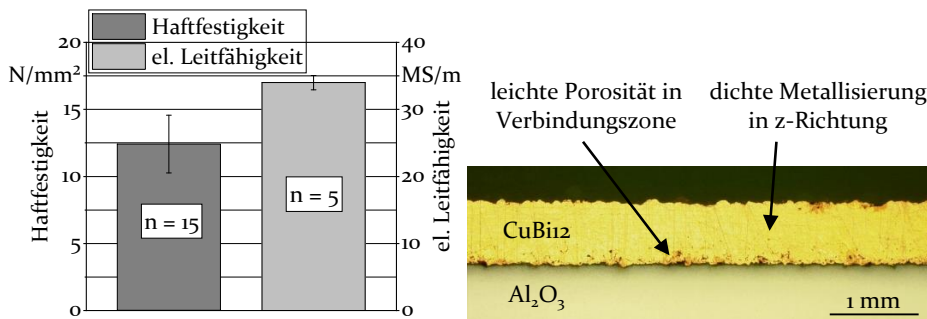


Bild 100: Haftfestigkeit, elektrische Leitfähigkeit (links) und Metallisierungsdichte (rechts) von CuBi12 auf Al_2O_3 as printed, gefertigt anhand von Parametern aus Schichtbereich 1-3 aus Anhang 25 mit $d_F=35\text{ }\mu\text{m}$ und $d_S=30\text{ }\mu\text{m}$

Trotz des hervorragenden Benetzungsverhaltens der Metallisierung mit einer deutlich geringeren Porosität in der Verbindungszone, können nur

Scherwerte im Mittel von ca. 12,5 N/mm² erzielt werden. Als Bruchcode liegt ausschließlich ein Adhäsionsbruch vor, siehe Bild 101.

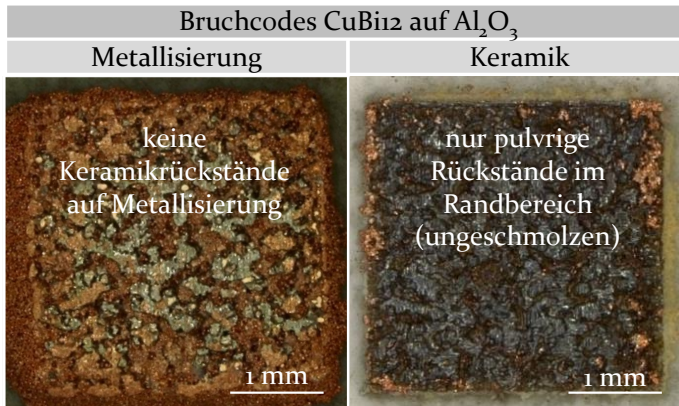


Bild 101: Bruchcode nach Schertest von CuBi12 auf Al₂O₃ (Adhäsionsbruch in allen Fällen)

Dies steht im Gegensatz zu den Kupfer-Metallisierungen auf Al₂O₃ (Bild 90), bei welchen ausschließlich Kohäsionsbrüche vorliegen. Durch das bessere Benetzungsverhalten von CuBi12 auf dem Substrat liegt eine flächigere Anbindung an die Keramik mit deutlich weniger punktuellen Verbindungspunkten als bei der Kupfer-Metallisierung vor. Ein vergleichbarer Verbindungsmechanismus von CuBi12 mit Al₂O₃ wie von Cu mit Al₂O₃ kann bisher nicht nachgewiesen und muss in weiteren Untersuchungen näher bestimmt werden. Im Hinblick auf die elektrische Leitfähigkeit der gefertigten Leiterzüge, siehe Anhang 27, werden Werte von annähernd 35 MS/m im Mittel erzielt. Dieser Wert entspricht ungefähr diesem von Kupfer-Metallisierungen as printed. Durch eine erhöhte Dichte der CuBi12-Metallisierung >95 % kann der auf die elektrische Leitfähigkeit negative Effekt (siehe Anhang 4) des zulegierten Bismuts kompensiert werden.

5.4.2 Temperaturwechselbeständigkeit und Teilentladungsfestigkeit

Wie bereits in den Abschnitten 5.3.3 sowie 5.3.4 ermittelt, verschlechtern Gaseinschlüsse in der Metall-Keramik-Verbindungszone die Teilentladungsfestigkeit drastisch, erhöhen jedoch die Temperaturwechselbeständigkeit. Die Probengeometrie der Temperaturwechselbeständigkeit (siehe Abschnitt 5.3.3) sowie der Teilentladungsfestigkeit (siehe Anhang 27) ist identisch mit jenen der Kupfer-Proben. Bei der Prüfung der Temperaturwechselbeständigkeit erfahren die Proben einen Temperaturhub von

180 °C (-30-150 °C) bei einer Haltedauer von 30 min (identisch mit den Kupfer-Metallisierungen aus Abschnitt 5.3.3). Auch die Prüfung der Teilentladung erfolgt analog zu Abschnitt 5.3.4 in Anlehnung an DIN EN 60270 mit einer Frequenz der Wechselfspannung von 50 Hz, einer Spannungserhöhung von 100 V/s und einer maximalen Spannung von 10 kV im Messaufbau, dargestellt in Anhang 28. Bei den Proben der Temperaturwechselbeständigkeit ist nach 355 Zyklen keine Veränderung der Metallisierung und der Anbindung an das keramische Substrat, bei einem Ausfall nach 120 Zyklen und einem Stichprobenumfang von $n=5$, erkennbar. Im Gegensatz zu den Cu-Metallisierungen aus Abschnitt 5.3.3 und insbesondere im Hinblick auf den Stand der Technik kann somit eine weitere Optimierung der Temperaturwechselbeständigkeit erreicht werden. Mit einem CTE von Bismut von ca. $13,7 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ bei 100 K [222] liegt dieser nahe an jenem von Kupfer mit ca. $16,8 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ bei 20-100 °C [193], was keine erheblichen Spannungen innerhalb der Metallisierung verursacht. Die hervorragende Temperaturwechselbeständigkeit ist nach aktuellem Erkenntnisstand auf die beiden Aspekte der deutlichen Spannungsreduzierung in der Verbindungszone während des Herstellungsprozesses sowie der dort vorliegenden minimalen Porosität, welche laterale Bewegungen kompensiert, zurückzuführen.

Im Hinblick auf die Teilentladungsfestigkeit sind auch hier Porositäten und entsprechende Gaseinschlüsse nachteilig, da insbesondere dort Teilentladungen wie schon bei der Kupfer-Metallisierung stattfinden. Die Einsetzspannung der Teilentladungen liegt folglich wieder im Bereich von ca. 2 kV, was eine mögliche Verwendung der Substrate bzw. Technologie im gedruckten Zustand derzeit unter Berücksichtigung auf die Betriebsspannung des Leistungsmoduls einschränkt (Bild 102). Weitere Studien im Hinblick auf eine optimale Kupfer-Bismut-Zusammensetzung in Kombination mit Prozessparameteruntersuchungen zur porenfreien Metallisierung können die Beständigkeit der Proben gegen Teilentladungen weiter erhöhen. Eine nachträgliche Wärmebehandlung bei 950 °C und Stickstoffatmosphäre mit einem Restsauerstoffgehalt von 50-80 ppm sind erhebliche Verbesserungen der Teilentladungsbeständigkeit erreichbar. Wie in Abschnitt 5.3.4 bereits dargestellt, sind auch hier Einsetzspannungen von 6-8 kV bei Wärmebehandlungen ab 30 min zu erreichen, siehe Bild 102. Durch eine Verlängerung der Wärmebehandlung von 30 auf 60 min ist keine weitere Erhöhung der Einsetzspannung auftretender Teilentladungen $>10 \text{ pC}$ zu erreichen. Ein ähnliches Verhalten kann auch bei den Cu-Metallisierungen aus Abschnitt 5.3.4 beobachtet werden. Umfangreichere Messwerte der Teilentladungen dargestellter Proben können Anhang 34-Anhang 37 entnommen werden.

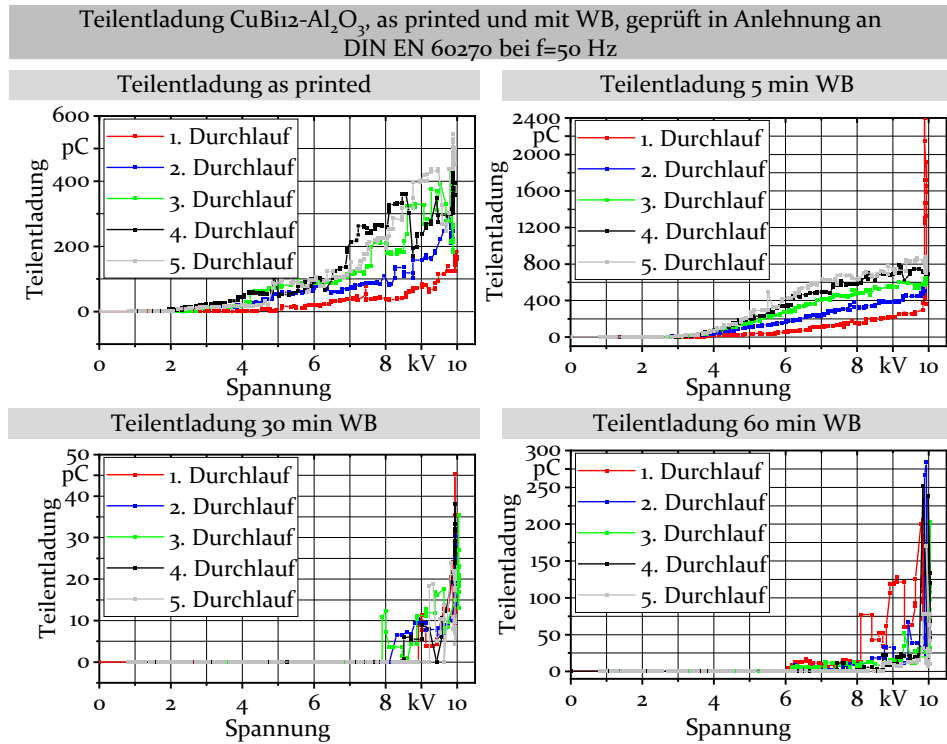


Bild 102: Teilentladungen von CuBi12-metallisierten Al₂O₃ Substraten as printed und nach einer Wärmebehandlung mit einem Metallisierungsmaß von 10,0*10,0*0,6 mm³ (L*B*H), geprüft mit einer Wechselspannung bis 10 kV, einer Frequenz von 50 Hz und einer Spannungserhöhung von 100 V/s

5.5 Zusammenfassung und Potential räumlicher Metallisierungen

Folgende Ergebnisse und Erkenntnisse der Laserstrahl-Keramik-Wechselwirkung sowie der Metallisierung von Al₂O₃ mit Cu und CuBi12 können zusammengefasst werden:

- Laserspuren auf dem Al₂O₃-Substrat haben alle den gleichen Charakter, siehe Bild 69 (verstärkte Ausprägung bei höherem Streckenenergieeintrag E_S):
 - Ablation und Sublimation zu Beginn der Laserspur durch Erstpuls des Lasers (siehe Anhang 12) in einem Bereich von -78,4 μm ($T_K=20^\circ\text{C}$) bis -146,4 μm ($T_K=500^\circ\text{C}$) Tiefe (siehe Bild 70).

- Abtragender oder auftragender Bereich in der Mitte der Laserspurs durch starke Schmelzeinstellung
 - Auftragender Endbereich durch Aufschieben der Schmelze in einem Bereich von $78,4\text{ }\mu\text{m}$ ($T_K=20\text{ }^\circ\text{C}$) bis $208,7\text{ }\mu\text{m}$ ($T_K=500\text{ }^\circ\text{C}$) Höhe (siehe Bild 70).
- Eine erhöhte Temperatur des Al_2O_3 -Substrates T_K erhöht den maximal möglichen Energieeintrag durch eine Reduzierung des thermischen Schocks und verstärkt das abtragende sowie auftragende Verhalten der Laserspuren durch eine erhöhte Absorption der Laserstrahlung bei erhöhter Temperatur (siehe Bild 23).
- Es können Haftfestigkeiten im Mittel von $29,8\text{ MPa}$ mit einer Dichte von ca. 97% bei optimalen Parameterkombinationen mit minimierter Keramikschädigung erzielt werden (siehe Bild 88 und Bild 89).
- Durch eine erhöhte Vorheiztemperatur des Substrates auf $T_K=450\text{ }^\circ\text{C}$ können Diffusionsprozesse ermöglicht werden, welche die Entstehung einer Reaktionszone und die Bildung von CuAlO_2 bewirken (siehe Bild 92).
- Hohe Haftfestigkeiten können auf die Entstehung einer CuAlO_2 -Reaktionszone zurückgeführt werden und verstärken sich durch das Umschließen der beiden Materialien Cu und Al_2O_3 im schmelzflüssigen Zustand (siehe Bild 92).
- Eine nachträgliche Wärmebehandlung bei der eutektischen Temperatur von CuO_2 bei ca. $1065\text{ }^\circ\text{C}$ mit einer Dauer von 360 min vergrößert die genannte Reaktionszone auf bis zu ca. $10\text{ }\mu\text{m}$ Dicke (siehe Bild 93).
- Die maximal erreichbare elektrische Leitfähigkeit der Metallisierung im Zustand as printed beträgt ca. 35 MS/m und kann auf bis zu 45 MS/m bei einer nachträglichen Wärmebehandlung (1065°C) mit einer Dauer von 480 min erhöht werden (siehe Bild 94).
- Die Temperaturwechselbeständigkeit der Cu- Al_2O_3 -Substrate bei einem Temperaturhub von $180\text{ }^\circ\text{C}$ ($-30\text{--}150\text{ }^\circ\text{C}$) beträgt >615 Zyklen mit einer Ausfallrate von 20% bei Proben as printed und keinem Ausfall bei Proben mit einer nachträglichen Wärmebehandlung von 360 min bei $1065\text{ }^\circ\text{C}$ (siehe Tabelle 10).

- Die Teilentladungsfestigkeit (>10 pC) der Cu- Al_2O_3 -Proben as printed beträgt ca. 2 kV und kann bei einer nachträglichen Wärmebehandlung von 30-360 min bei 1065°C auf bis zu 4-6 kV erhöht werden (siehe Bild 97 und Bild 98).
- Eine Zulegierung von ca. 12 % Bismut zur Cu-Metallisierung reduziert aufgrund der Dichteanomalie des Bismuts auftretende Delaminationserscheinungen drastisch (siehe Bild 91 links und Bild 99).
- Die Temperaturwechselbeständigkeit der Cu-Bi₁₂-Metallisierungen beträgt >355 Zyklen
- Die Teilentladungsfestigkeit der Cu-Bi₁₂-Metallisierungen beträgt wie bei den Cu-Metallisierungen ca. 2 kV im gedruckten Zustand (as printed) und kann auf bis zu 6-8 kV mit einer nachträglichen Wärmebehandlung von 30-60 min bei 1065°C erhöht werden (siehe Bild 102).

Ausblickend kann aufgrund der vielversprechenden Ergebnisse der Cu- und CuBi₁₂-Metallisierungen auf Al_2O_3 -Substraten in weiteren Untersuchungen die 3D-Fähigkeit des Prozesses des LPBF genutzt werden, um räumliche Metallisierungen realisieren zu können. Bild 103 zeigt einen exemplarischen Demonstrator für weitere mögliche Forschungsansätze in Anbetracht neuartiger Substrattechnologien für leistungselektronische Anwendungen. Durch eine 3D-Metallisierung des Substrates können insbesondere vertikale Integrationsmöglichkeiten von Bauelementen sowie räumliche Leiterzüge realisiert werden. Derartige Strukturen ermöglichen eine weitere Erhöhung der Integrationsdichte des gesamten Leistungsmoduls, um die fortlaufende Miniaturisierung bei steigender Leistungsdichte weiterhin gewährleisten zu können.

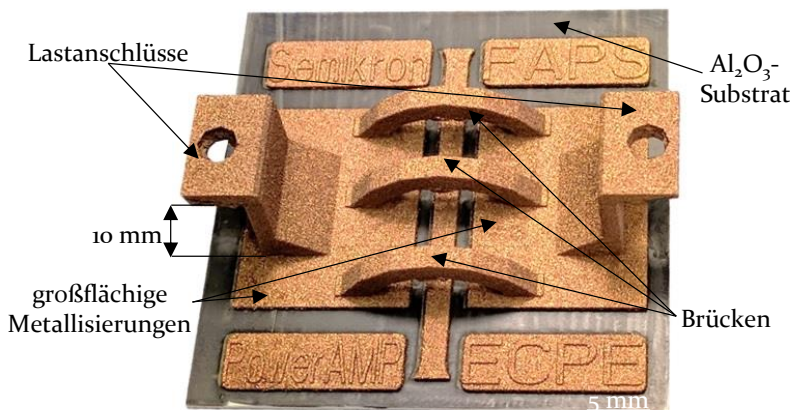


Bild 103: Darstellung von möglichen künftigen 3D-Cu-Metallisierungen auf Al_2O_3 [P8]

6 Zusammenfassung und Ausblick

Die durch das Anthropozän bedingte Entwicklung der künftigen elektrifizierten Energieversorgung im industriellen und privaten Sektor benötigt einen erheblichen Anteil an Leistungselektronik für die Wandlung elektrischer Energie. Um diesen Anforderungen der erhöhten Leistungsdichte stromwandelnder Module gerecht zu werden, sollen künftig unter anderem Wide-Bandgap-Halbleiter mit entsprechend überlegenen Materialeigenschaften gegenüber reinem Silizium im Hinblick auf die Schaltfrequenz und übertragbarer Leistungsdichte eingesetzt werden. Derartigen Ansätzen gehen Problemstellungen, wie ein erhöhtes Temperaturniveau durch entstehende Verlustleistung, einher. Insbesondere die Aufbau- und Verbindungstechnik sowie der Schaltungsträger selbst müssen dadurch in Form eines optimierten Wärmemanagements durch beispielsweise die direkte Anbindung an ein Kühlsystem oder vertikale Aufbauten angepasst werden. Hinsichtlich der Aufbau- und Verbindungstechnik wird insbesondere an temperaturbeständigeren Alternativen ober- und unterseitiger Kontaktierungsmöglichkeiten des Chips geforscht, während vorliegende Dissertation sich mit einem neuartigen additiven, laser- und pulverbettbasierten Verfahren zur Metallisierung keramischer Schaltungsträger beschäftigt. Ein additives Metallisierungsverfahren mit der Möglichkeit dicke und hochstromtragende Leiterzüge generativ und flexibel anhand von CAD-Dateien auf ein keramisches Dielektrikum stoffschlüssig aufzubringen, ermöglicht völlig neue Ansätze horizontaler und vor allem vertikaler Aufbauten mit einer Integration von aktiven und passiven Bauelementen.

Das Verfahren des Laser Powder Bed Fusions bietet hierfür eine geeignete Technologie, verschiedene pulverförmige Metalle mit einer Keramik in einem additiven Schweißprozess zu verbinden. Durch eine horizontal verfahrenende Rakel wird Metallpulver auf das keramische Substratmaterial aufgetragen, welches in einem sich wiederholenden Prozess schichtweise gemäß einer entworfenen CAD-Datei mittels Laser geschmolzen und mit der Keramik verbunden wird. In Anbetracht des aktuellen Standes der Forschung und Technik ergeben sich dadurch zwei Themengebiete, die im Rahmen der vorliegenden Forschungsarbeit untersucht werden:

- Verarbeitung von Kupfer im Verfahren des Laser Powder Bed Fusions
- Verbindung von Kupfer mit einem keramischen Substrat (hier Al_2O_3) im selben Verfahren

Aufgrund hoher Reflexionen von Kupfer bei einer industriell aktuell verbreitet genutzten Wellenlänge von ca. $1\text{ }\mu\text{m}$ sowie dessen hoher Wärmeleitfähigkeit, ist, wie schon beim Schweißen des Werkstoffes bekannt, auch eine Verarbeitung im pulverförmigen Zustand aktueller Stand der Forschung. In vorliegender Dissertation werden mittels eines 500 W Yb:YAG-Faserlasers mit einer Wellenlänge von 1070 nm und einem variierenden Fokussdurchmesser von ca. 35-75 μm Prozessstudien hinsichtlich der Haupteinflussfaktoren wie z.B. Laserleistung, Lasergeschwindigkeit, Spurabstand des Lasers (hatching distance), vorliegendem Temperaturniveau während des Prozesses und Belichtungsstrategie durchgeführt. Eine Anpassung des Spurabstandes an die Breite der entstehenden Schmelzspur bei einer maximalen Laserleistung von 500 W liefert bei gleichzeitiger aktiver Kühlung des zu bedruckenden Kupfersubstrates Dichtewerte von $>99\%$ in vertikaler Aufbaurichtung.

Durch die hohe Wärmeleitfähigkeit von Kupfer haben geometrische Veränderungen des zu fertigenden Bauteiles sowie dessen Platzierung auf der Bauplattform einen erheblichen Einfluss auf entstehende Wärmeverteilungen, Schmelzbadgrößen und somit auch die daraus resultierenden Dichtewerte. Während vertikal bzw. stehend ($5*5*20\text{ mm}^3$, L*B*H) gedruckte Proben mit einer Scanvektorenlänge von 5 mm, einem großen Anteil an umgebendem Pulver mit schlechter Wärmeleitfähigkeit sowie geringer Aufheizung des Bauteiles elektrische Leitfähigkeiten von ca. 56 MS/m in geschliffenem Zustand aufweisen, erreichen horizontal bzw. liegend ($20*5*5\text{ mm}^3$, L*B*H) gefertigte Proben, auch mit einer Scanvektorenlänge von 5 mm, nur ca. 45 MS/m im geschliffenen Zustand. Eine Inselbelichtung mit einer Inselgröße von $5*5\text{ mm}^2$ und somit einer Scanvektorenlänge von 5 mm in horizontaler Aufbaurichtung erreicht durch eine geringere Aufheizung des Bauteiles im Vergleich zur durchgängigen Belichtung eine elektrische Leitfähigkeit von ca. 52 MS/m in geschliffenem Zustand. Die Eliminierung der Rauheitsspitzen von $R_z \approx 55\text{ }\mu\text{m}$ (geschliffener Zustand) liefert bei allen Proben eine Verbesserung der elektrischen Leitfähigkeit von ca. 5 %.

Auch beim mechanischen Kennwert der maximalen Zugfestigkeit kann eine starke Abhängigkeit von der Aufbaurichtung und Belichtungsstrategie identifiziert werden. Trotz des dichten Gefüges bei vertikaler Aufbaurichtung weisen horizontal gefertigte Proben mit Inselbelichtung höhere Zugfestigkeiten von bis zu ca. 211 MPa im Mittel auf. Dies liegt insbesondere in der Kraftaufbringung senkrecht zum Schichtaufbau bei vertikaler Aufbaurichtung begründet. Die Anwendung längerer Scanvektoren von ca. 43 mm in horizontaler Aufbaurichtung liefert aufgrund geringfügig entstehender

Schmelzbäder, starker Aufheizung des Bauteiles und entsprechend geringer Dichte Zugfestigkeiten von <50 MPa.

Um darüber hinaus die Wechselwirkung der Laserstrahlung im Dauerstrichbetrieb mit einem Al_2O_3 -Substrat besser verstehen zu können, werden in Abhängigkeit des Streckenenergieeintrages sowie der Vorheiztemperatur der Keramik Einzelspuruntersuchungen durchgeführt. Diese zeigen grundsätzlich ein Schaubild mit abtragendem Verhalten im Anfangsbereich und auftragendem Verhalten (entstehende Schmelze) im Endbereich der Laserspür. In den ersten Bruchteilen einer Sekunde finden bei der Laser-Keramik-Wechselwirkung Ablations- und Sublimationsvorgänge mit einer unmittelbar darauffolgenden Schmelzeentstehung statt, welche gemäß mikroskopischen Untersuchungen bis an das Ende der Laserspür aufgeschoben wird. Wegen der Thermoschockunbeständigkeit der Al_2O_3 -Keramik erweisen sich möglichst geringe Laserleistungen bei erhöhter Verfahrensgeschwindigkeit des Lasers als zielführend, um das Substrat nicht durch thermisch induzierte mechanische Spannungen zu stark zu beschädigen.

Neben der Hauptfragestellung einer möglichen Verbindung von Kupfer mit Al_2O_3 in einem laserbasierten Schweißprozess stellt die eingeschränkt mögliche Anwendung hoher Laserleistungen in der Verbindungszone beider Materialien eine weitere Herausforderung dar. Ziel des Gegenstands vorliegender Forschung ist es nämlich, hochleitendes Kupfer mit entsprechend möglichst hoher Dichte stoffschlüssig mit der Al_2O_3 -Keramik zu verbinden. Dafür wird die Keramik mit sogenannten Schichtbereichen unterschiedlicher Energieeinbringung steigend in z-Richtung metallisiert. Die Durchführung statistischer Versuchspläne liefert letztendlich keramikschonende Parameterkombinationen aus Laserleistung, Lasergeschwindigkeit und Spurbstand bei einer Keramiktemperatur von ca. 450°C während des Prozesses. Haftfestigkeiten von ca. 30 N/mm^2 und eine elektrische Leitfähigkeit von ca. 35 MS/m im gedruckten Zustand können dadurch erzielt werden. Anschließende Wärmebehandlungen im Bereich der eutektischen Temperatur von Cu_2O bei ca. 1065°C unter inerter Atmosphäre erhöhen die elektrische Leitfähigkeit auf maximal ca. 45 MS/m .

Aufgrund der vorhandenen Porosität der Metallisierung in der Verbindungszone weisen die Proben mit einer ca. $600\text{ }\mu\text{m}$ dicken Kupfermetallisierung Temperaturwechselbeständigkeiten von >615 Zyklen im gedruckten Zustand mit der Tendenz einer weiteren Optimierung nach einer Wärmebehandlung auf, was eine erhebliche Verbesserung im Hinblick auf den aktuellen Stand der Technik von DCB-Substraten darstellt. Im Gegensatz

dazu steht die Teilentladungsfestigkeit. Vorhandene Gaseinschlüsse mit geringerem Isolationsverhalten gegenüber der Al_2O_3 -Keramik ermöglichen Einsetzspannungen von Teilentladungen von ca. 10 pC ab ca. 2 kV. Diese kann durch eine nachträgliche Wärmebehandlung der additiv gefertigten Proben von 60 min auf bis zu 6 kV erhöht werden, was insbesondere auf die entstehende Cu-Al-O-Reaktionsschicht in der Verbindungszone zurückzuführen ist.

Zusätzlich erfordert die Kupfer-Metallisierung von Al_2O_3 im Hinblick auf die geometrische Metallisierungsfläche einen erheblichen Entwicklungsaufwand, da großflächigere Metallisierungen höhere mechanische Spannungen in der Verbindungszone hervorrufen und sich Delaminationerscheinungen mehren. Aufgrund dessen wird im Rahmen dieser Dissertation eine Patentanmeldung vorgestellt, welche eine Zulegierung von Bismut zu Kupfer im pulverförmigen Zustand beinhaltet. Durch die Dichteanomalie von Bismut können mechanische Spannungen beim Erstarren der Metallisierungsschicht reduziert und somit Delaminationerscheinungen, insbesondere bei großflächigen Metallisierungen, bei deutlich verminderter Porosität, vollkommen eliminiert werden. Gefertigte CuBi_{12} -Metallisierungen auf Al_2O_3 erreichen Haftfestigkeiten von ca. 12 N/mm² mit einer elektrischen Leitfähigkeit von ca. 35 MS/m im gedruckten Zustand. Insbesondere die Temperaturwechselbeständigkeit von >355 Zyklen bei einem Temperaturhub von 180 °C ist aufgrund der minimierten Spannungen beim Herstellungsprozess in der Verbindungszone hervorzuheben. Die Einsatzspannung für Teilentladungen entspricht ähnlich den Kupfer-Metallisierungen ca. 2 kV im gedruckten Zustand, kann jedoch durch eine nachträgliche Wärmebehandlung auf 6-8 kV erhöht werden. Dadurch können LPBF-gefertigte Cu-Bi-Metallisierungen bereits jetzt hohe mechanische und elektrische Anforderungen erfüllen und stellen somit eine erfolgsversprechende Alternative dar.

Ausblickend ist es hinsichtlich der Verarbeitung von Kupfer sowie Materialien mit vergleichbarer Wärmeleitfähigkeit zielführend, einen geregelten Prozess der einzubringenden Energie der Laserstrahlung durch Echtzeitanpassungen der Laserleistung und/oder Verfahrensgeschwindigkeit des Lasers anhand von Prozessinformationen, wie beispielsweise Wärmestrahlung und/oder Einschweißtiefe sowie Bauteiltemperatur zu gewährleisten. Dadurch kann der Einfluss auf die Bauteilqualität sich im Prozess verändernder geometrischer Gegebenheiten minimiert werden. Zusätzlich sind dazu hohe Laserleistungen über 500 W bei hervorragender Strahlqualität für eine ausreichende Intensität im Bearbeitungspunkt oder die Anwen-

derung kürzerer Wellenlängen notwendig. Dadurch kann einer geometrieabhängigen Wärme- und Schmelzbadentstehung entgegengewirkt und entsprechend anisotropische Materialeigenschaften eingeschränkt werden.

Um die additive Fertigung bzw. Metallisierung keramischer Schaltungsträger mittels Laser Powder Bed Fusion weiter voran treiben zu können und einen industriellen Einsatz im Bereich der Leistungselektronik zu ermöglichen, muss insbesondere die Teilentladungsfestigkeit im gedruckten Zustand verbessert werden. Dies kann nur über die Eliminierung oder zumindest drastische Reduzierung vorhandener Gaseinschlüsse sowie minimale Beschädigung der Keramik in der Verbindungszone erreicht werden. Eine etwaige Kompensation der verminderten elektrischen Leitfähigkeit im gedruckten Zustand kann durch die Verwendung dickerer Metallisierungen erreicht werden, da in vorliegendem Verfahren keine Warpage-Effekte im Bereich von 600 μm Metallisierungsdicke vorliegen. Proben, welche einer nachträglichen Wärmebehandlung unterzogen werden, erreichen bereits je nach Einsatzgebiet den industriellen Standard.

Weiterführende Untersuchungen im Hinblick auf eine optimale Kupfer-Bismut-Zusammensetzung sowie Prozessparameterfindung lassen eine weitere Verbesserung der Qualität der Verbindungszone erwarten, um derzeit bestehende Gaseinschlüsse vollkommen eliminieren zu können. Auch hier kann die Metallisierungsdicke beliebig (nach aktuellem Stand der Forschung) ohne Warpage-Erscheinungen erhöht werden, um etwaig benötigte elektrische und thermische Eigenschaften der Metallisierung zu kompensieren. Darüber hinaus ist die Erforschung eines Zwei-Schichtsystems mit einer Kupfer-Bismut-Legierung in der Verbindungszone und einer anschließenden Kupfer-Metallisierung ein vielversprechender Ansatz, um industriell einsetzbare mechanische und elektrische Kennwerte der additiv gefertigten Metallisierung erreichen zu können.

7 Summary and outlook

The development of the future electrified energy supply in the industrial and private sectors caused by the Anthropocene requires a considerable amount of power electronics for the conversion of electrical energy. In order to meet these requirements of increased power density in current-converting modules, wide bandgap semiconductors with correspondingly superior material characteristics compared to pure silicon in terms of switching frequency and transmissible power density are to be used, among other things, in the future. Such approaches are accompanied by problems such as an increased temperature level resulting from power dissipation. In particular, the packaging and interconnection technology as well as the circuit carrier itself must be adapted by optimized thermal management, for example via a direct connection to a cooling system or vertical structures. With regard to the assembly and bonding technology, research is carried out in particular on more temperature-resistant alternatives for top and bottom connections of the chip, while this dissertation deals with a new additive, laser- and powder-bed-based process for metallizing ceramic circuit carriers. An additive metallization method with the possibility of generatively, flexibly and cohesively mounting thick and high-current-carrying conductor tracks on a ceramic dielectric using CAD files, facilitates completely new approaches for the horizontal and, in particular, vertical integration of active and passive components.

The laser powder bed fusion process offers a suitable technology for joining various powdered metals with a ceramic in an additive welding process. Metal powder is applied to the ceramic substrate by a horizontally moving scraper, which is melted layer by layer in a repetitive process according to a designed CAD file by means of a laser and bonded to the ceramic. In view of the current state of research and technology two areas of interest arise as a result, which need to be investigated in more detail:

- Processing of copper in the laser powder bed fusion technology
- Joining of copper with a ceramic substrate (here Al_2O_3) in the same process

Due to high reflections of copper at a wavelength of approx. $1\text{ }\mu\text{m}$, which is currently widely used in industry, as well as its high thermal conductivity, processing of the material in powder form, as already known from welding, is the current state of research. In this thesis, a 500 W Yb:YAG fiber laser with a wavelength of 1070 nm and a varying focus diameter of approx. 35-

75 μm is used to carry out process studies with regard to the main influencing factors such as laser power, laser speed, hatching distance, temperature level during the process and exposure strategy. An adaptation of the track distance to the width of the formed melt track at a maximum laser power of 500 W delivers density values of >99 % in the vertical build-up direction with simultaneously active cooling of the copper substrate to be printed on.

Due to the high thermal conductivity of copper, geometric changes of the component to be manufactured as well as its placement on the build platform have a significant influence on resulting heat distributions, melt pool sizes and consequently also the resulting density values. While vertically ($5 \times 5 \times 20 \text{ mm}^3$, L*W*H) printed samples with a scan vector length of 5 mm, a large amount of surrounding powder with poor thermal conductivity as well as low heating of the component show electrical conductivities of approx. 56 MS/m in the ground state, horizontally ($20 \times 5 \times 5 \text{ mm}^3$, L*W*H) fabricated samples, also with a scan vector length of 5 mm, achieve only approx. 45 MS/m in the ground state. An island exposure with an island size of $5 \times 5 \text{ mm}^2$ and therefore a scan vector length of 5 mm in the horizontal build-up direction achieves an electrical conductivity of approx. 52 MS/m in the ground state due to lower heating of the component compared to continuous exposure. Eliminating the roughness peaks of $R_z \approx 55 \mu\text{m}$ (ground state) provides an improvement in electrical conductivity of about 5 % for all samples.

A strong dependence on the buildup direction and exposure strategy can also be identified for the mechanical parameter of maximum tensile strength. Despite the dense microstructure with a vertical buildup direction, horizontally fabricated specimens with island exposure exhibit higher tensile strengths of up to approx. 211 MPa on average. This is due in particular to the force application perpendicular to the layer structure with a vertical buildup direction. The application of longer scan vectors of approx. 43 mm in the horizontal buildup direction results in tensile strengths of <50 MPa due to the slight formation of melt pools, strong heating of the component and correspondingly low density.

To better understand the interaction of the laser radiation in continuous wave operation with an Al_2O_3 -substrate, single track investigations are performed depending on the line energy input as well as the preheating temperature of the ceramic. These basically show a pattern with ablative behavior in the initial region and additive behavior (resulting in melt) in the final region of the laser track. In the first fractions of a second, ablation and sublimation processes take place in the laser-ceramic interaction with an

immediate following of a melt formation, which is pushed forward to the end of the laser track according to microscopic examinations. Due to the low thermal shock resistance of Al_2O_3 -ceramics, the lowest possible laser powers at increased laser speeds prove to be a solution in order to avoid excessive damage to the substrate by thermally induced mechanical stresses.

In addition to the main issue of a possible joining of copper with Al_2O_3 in a laser-based welding process, the limited possible application of high laser powers in the joining zone of both materials represents a further challenge. The goal of the present research work is namely to join highly conductive copper with a high density to the Al_2O_3 -ceramic. For this purpose, the ceramic is metallized with so-called layer areas of different energy input increasing in z-direction. The execution of statistical experimental designs finally provides ceramic-friendly parameter combinations of laser power, laser speed and hatching distance at a ceramic temperature of approx. 450°C during the process. Adhesive strengths of approx. 30 N/mm^2 and an electrical conductivity of approx. 35 MS/m in the printed state can be achieved. Subsequent heat treatments in the range of the eutectic temperature of Cu_2O at approx. 1065°C under an inert atmosphere increase the electrical conductivity to a maximum of approx. 45 MS/m .

Due to the existing porosity of the metallization in the interconnect zone, the samples with an approx. $600\text{ }\mu\text{m}$ thick copper metallization have thermal shock resistances of >615 cycles in the printed state with a tendency of further optimization after heat treatment, which is a significant improvement with respect to the current state of the art of DCB substrates. This is in contrast to the partial discharge resistance. Existing gas pores with lower insulating behavior compared to the Al_2O_3 -ceramic allow inception voltages of partial discharges of about 10 pC starting at about 2 kV . Such voltages can be increased to up to 6 kV by a subsequent heat treatment of the manufactured samples over a period of 60 min , which can be attributed in particular to the resulting Cu-Al-O reaction layer in the interconnect zone.

The copper metallization of Al_2O_3 requires a considerable development effort with regard to the geometric metallization area, since metallizations with a larger area cause higher mechanical stresses in the junction zone and delamination phenomena increase. Therefore, a patent registration is presented within the scope of this thesis, which comprises an alloying of bismuth to copper in the powdery state. Due to the density anomaly of bismuth, mechanical stresses during solidification of the metallization layer with less porosity can be reduced and delamination phenomena can be

completely eliminated, especially in the case of large area metallizations. Fabricated CuBi₁₂ metallizations on Al₂O₃ achieve bond strengths of about 12 N/mm² with an electrical conductivity of about 35 MS/m as printed. The thermal shock resistance of >355 cycles at a temperature swing of 180 °C is particularly noteworthy due to the minimized stresses in the interconnect zone during the manufacturing process. Similar to copper metallizations, the operating voltage for partial discharges corresponds to approx. 2 kV in the printed state, but can be increased to 6-8 kV by subsequent heat treatment. As a result, LPBF-produced Cu Bi-metallizations can already meet high mechanical and electrical requirements and therefore represent a promising alternative.

Looking ahead, with regard to the processing of copper and materials with comparable thermal conductivity, it is useful to ensure a controlled process of the energy to be applied by the laser radiation by real-time adjustments of the laser power and/or the laser speed on the basis of process information such as thermal radiation and/or welding depth and component temperature. This allows the influence on component quality of changing geometric conditions in the process to be minimized. Furthermore, high laser powers of over 500 W with excellent beam quality for sufficient laser intensity at the processing point or the use of shorter wavelengths are required for this purpose. As a result, geometry-dependent heat and melt pool generation can be counteracted and correspondingly anisotropic material properties limited.

To further advance the additive manufacturing/metallization of ceramic circuit carriers by means of laser powder bed fusion and to enable industrial use in the field of power electronics, the partial discharge resistance in the printed state in particular must be improved. This can only be achieved by eliminating or at least drastically reducing existing gas inclusions and minimizing damage to the ceramic in the bonding zone. Any compensation for the reduced electrical conductivity in the printed state can be achieved by using thicker metallizations, since no warpage effects in the range of 600 µm metallization thickness are evident in the present process. Samples which undergo subsequent heat treatment already reach the industrial standard, depending on the area of application.

Further investigations with regard to an optimum copper-bismuth composition as well as process parameter determination lead to the expectation of a further improvement in the quality of the interconnect zone in order to be able to completely eliminate currently existing gas inclusions. In this

case, too, the metallization thickness can be increased as required (according to the current state of research) without warpage effects to compensate for any required electrical and thermal characteristics of the metallization. In addition, research into a two-layer system with a copper-bismuth alloy in the interconnect zone and subsequent copper metallization is a promising approach to be able to achieve industrially applicable mechanical and electrical parameters of the additively manufactured metallization.

Literaturverzeichnis

- [1] PARMESAN, C. und G. YOHE. A globally coherent fingerprint of climate change impacts across natural systems [online]. *Nature*, 2003, 421(6918), S. 37-42. ISSN 0028-0836. Verfügbar unter: doi:10.1038/nature01286
- [2] WREDE, I. *Wie viel Strom braucht Deutschland?* [online], 2021 [Zugriff am: 5. Oktober 2021]. Verfügbar unter: <https://p.dw.com/p/3vIE8>
- [3] RUDNICKA, J. *Entwicklung der Weltbevölkerungszahl von Christi Geburt bis 2020* [online], 2021. Verfügbar unter: <https://de.statista.com/statistik/daten/studie/1694/umfrage/entwicklung-der-weltbevoelkerungszahl/#professional>
- [4] YOLE DÉVELOPPEMENT. *Power SiC 2020: Materials, Devices and Applications* [online]. *Market and Technology Report 2020*, 2020 [Zugriff am: 5. Februar 2022]. Verfügbar unter: https://s3.i-micronews.com/uploads/2020/11/YDR2019_Power_SiC_Materials_Devices_Applications_2020_Sample.pdf
- [5] NEVIUS, M.S., M. CONRAD, F. WANG, A. CELIS, M.N. NAIR, A. TALEB-IBRAHIMI, A. TEJEDA und E.H. CONRAD. Semiconducting Graphene from Highly Ordered Substrate Interactions [online]. *Physical review letters*, 2015, 115(13), S. 136802. Verfügbar unter: doi:10.1103/PhysRevLett.115.136802
- [6] HASAN, M.Z. und C.L. KANE. Colloquium : Topological insulators [online]. *Reviews of Modern Physics*, 2010, 82(4), S. 3045-3067. ISSN 0034-6861. Verfügbar unter: doi:10.1103/RevModPhys.82.3045
- [7] WEHLING, T.O., A.M. BLACK-SCHAFER und A.V. BALATSKY. Dirac materials [online]. *Advances in Physics*, 2014, 63(1), S. 1-76. ISSN 1460-6976. Verfügbar unter: doi:10.1080/00018732.2014.927109
- [8] HUDGINS, J.L., G.S. SIMIN, E. SANTI und M.A. KHAN. An assessment of wide bandgap semiconductors for power devices [online]. *IEEE Transactions on Power Electronics*, 2003, 18(3), S. 907-914. ISSN 0885-8993. Verfügbar unter: doi:10.1109/TPEL.2003.810840

- [9] HAIN, S., M. MEILER und M. DENK. Evaluation of 800V Trac-tion Inverter with SiC-MOSFET versus Si-IGBT Power Semicon-ductor Technology. In: *PCIM Europe 2019; International Exhibi-tion and Conference for Power Electronics, Intelligent Motion, Re-newable Energy and Energy Management*, 2019, S. 1-6
- [10] ZACH, F. *Leistungselektronik. Ein Handbuch Band 1 / Band 2*. 5., überarb. u. erw. Aufl. 2015. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2015. SpringerLink : Bücher. ISBN 3658048999
- [11] KLOCKE, F. *Fertigungsverfahren 5. Gießen, Pulvermetallurgie, Ad-ditive Manufacturing*. 4. Aufl. 2015. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2015. VDI-Buch. ISBN 3540695125
- [12] SPECIOVIUS, J. *Grundkurs Leistungselektronik. Bauelemente, Schaltungen und Systeme*. 7., aktualisierte u. überarb. Aufl. 2015. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2015. SpringerLink : Bücher. ISBN 3658033096
- [13] LUTZ, J., H. SCHLANGENOTTO und U. SCHEUERMANN. *Halb-leiter-Leistungsbauelemente. Physik, Eigenschaften, Zuverlässig-keit*. Berlin: Springer, 2006. ISBN 9783540342069
- [14] JILLEK, W. und G. KELLER, Hg. *Handbuch der Leiterplattentech-nik*. Bad Saulgau: Leuze, 2003. ISBN 9783874803304
- [15] SCHULZ-HARDER, J. Advantages and new development of direct bonded copper substrates [online]. *Microelectronics Reliability*, 2003, 43(3), S. 359-365. ISSN 00262714. Verfügbar unter: doi:10.1016/S0026-2714(02)00343-8
- [16] BERAUD, C., M. COURBIERE, C. ESNOUF, D. JUVE und D. TREHEUX. Study of copper-alumina bonding [online]. *Journal of Materials Science*, 1989, 24(12), S. 4545-4554. ISSN 0022-2461. Verfügbar unter: doi:10.1007/BF00544543
- [17] WITTMER, M., C.R. BOER, P. GUDMUNDSON und J. CARLS-SON. Mechanical Properties of Liquid-Phase-Bonded Copper-Ce-ramic Substrates [online]. *Journal of the American Ceramic Soci-ety*, 1982, 65(3), S. 149-152. ISSN 0002-7820. Verfügbar unter: doi:10.1111/j.1151-2916.1982.tb10384.x
- [18] GENERAL ELECTRIC COMPANY. Direct Bonding of Metals with a Metal-Gas Eutectic. Erfinder: J. F. BURGESS UND C.A. NEUGE-BAUER. Anmeldung: 20. April 1972. Vereinigte Staaten von Ame-rika. 3744120

- [19] BURGESS, J.F. und C.A. NEUGEBAUER. The Direct Bonding of Metals to Ceramics by the Gas-Metal Eutectic Method [online]. *Journal of The Electrochemical Society*, 1975, 122(5), S. 688. ISSN 00134651. Verfügbar unter: doi:10.1149/1.2134293
- [20] BARLOW, F.D. und A. ELSHABINI. *Ceramic interconnect technology handbook*. Boca Raton, FL: Taylor & Francis, 2007. ISBN 9780849335570
- [21] JACOBSON, D.M. und G. HUMPSTON. *Principles of brazing*. Materials Park, NY: ASM International, 2005. ISBN 0871708124
- [22] ENTEZARIAN, M. und R. DREW. Direct bonding of copper to aluminum nitride [online]. *Materials Science and Engineering: A*, 1996, 212(2), S. 206-212. Verfügbar unter: doi:10.1016/0921-5093(96)10190-8
- [23] KLOMP, J.T. Physicochemical aspects of ceramic-metal joining. In: M.G. NICHOLAS, Hg. *Joining of ceramics*. London: Chapman and Hall, 1990. ISBN 0412367505
- [24] LEE, S.-K., W.-H. TUAN, Y.-Y. WU und S.-J. SHIH. Microstructure-thermal properties of Cu/Al₂O₃ bilayer prepared by direct bonding [online]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2013, 33(2), S. 277-285. ISSN 0955-2219. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jeurceramsoc.2012.09.015
- [25] SUN, Y.S. und J.C. DRISCOLL. A new hybrid power technique utilizing a direct Copper to ceramic bond [online]. *IEEE Transactions on Electron Devices*, 1976, 23(8), S. 961-967. ISSN 0018-9383. Verfügbar unter: doi:10.1109/T-ED.1976.18517
- [26] BURGESS, J.F., C.A. NEUGEBAUER, G. FLANAGAN und R.E. MOORE. The Direct Bonding of Metals to Ceramics and Application in Electronics [online]. *Active and Passive Electronic Components*, 1976, 2(4), S. 233-240. ISSN 0305-3091. Verfügbar unter: doi:10.1155/APEC.2.233
- [27] YOSHINO, Y. und H. OHTSU. Interface Structure and Bond Strength of Copper-Bonded Alumina Substrates [online]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1991, 74(9), S. 2184-2188. ISSN 0002-7820. Verfügbar unter: doi:10.1111/j.1151-2916.1991.tb08281.x
- [28] KIM, S.T. und C.H. KIM. Interfacial reaction product and its effect on the strength of copper to alumina eutectic bonding. *Journal of Materials Science*, 1992, (27), S. 2061-2066

- [29] HE, H., R. FU, D. WANG, X. SONG und M. JING. A new method for preparation of direct bonding copper substrate on Al_2O_3 [online]. *Materials Letters*, 2007, 61(19-20), S. 4131-4133. ISSN 0167577X. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matlet.2007.01.036
- [30] ENTEZARIAN, M. und R. DREW. Direct bonding of copper to aluminum nitride [online]. *Materials Science and Engineering: A*, 1996, 212(2), S. 206-212. Verfügbar unter: doi:10.1016/0921-5093(96)10190-8
- [31] CURAMIK®. *curamik® Ceramic Substrates* [online]. *Technical data sheet* [Zugriff am: 23. September 2020]. Verfügbar unter: <https://www.rogerscorp.com/-/media/project/rogerscorp/documents/advanced-electronics-solutions/english/data-sheets/technical-data-sheet-curamik-ceramic-substrates.pdf>
- [32] DEUTSCHES KUPFER-INSTITUT E.V. *Kupfer in der Elektrotechnik - Kabel und Leitungen* [online], 2000 [Zugriff am: 11. Januar 2021]. Verfügbar unter: https://www.kupferinstitut.de/fileadmin/user_upload/kupferinstitut.de/de/Documents/Shop/Verlag/Downloads/Anwendung/Elektrotechnik/broscho9.pdf
- [33] MARTIN, W., B. WAIBEL und W. LAASER. Thermal Resistance and Temperature Cycling Endurance of DCB Substrates [online]. *Microelectronics International*, 1990, 7(2), S. 29-33. ISSN 1356-5362. Verfügbar unter: doi:10.1108/ebo44413
- [34] DUPONT, L., S. LEFEBVRE, Z. KHATIR und S. BONTEMPS. Evaluation of Substrate Technologies under High Temperature Cycling. *4th International Conference on Integrated Power Systems*, 2006
- [35] ISHM-GERMANY, Hg. *Thermal Resistance and Temperature Cycling Endurance of DCB Substrates*, 1990
- [36] SEKULIĆ, D.P. *Advances in brazing*. Cambridge UK: Woodhead Publishing, 2012. Woodhead Publishing in materials. ISBN 1845695321
- [37] FU, W., S.P. HU, X.G. SONG, C. JIN, J.X. LI, Y.X. ZHAO, J. CAO und G.D. WANG. Effect of Ti content on the metallization layer and copper / alumina brazed joint [online]. *Ceramics International*, 2017, 43(16), S. 13206-13213. ISSN 02728842. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.ceramint.2017.07.016

- [38] NICHOLAS, M.G., Hg. *Joining of ceramics*. London: Chapman and Hall, 1990. ISBN 0412367505
- [39] KOZLOVA, O., M. BRACCINI, R. VOYTOVYCH, N. EUSTATHOPOULOS, P. MARTINETTI und M.-F. DEVISMES. Brazing copper to alumina using reactive CuAgTi alloys [online]. *Acta Materialia*, 2010, 58(4), S. 1252-1260. ISSN 13596454. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.actamat.2009.10.029
- [40] NONO, M., J.J. BARROSO und P.J. CASTRO. Mechanical behavior and microstructural analysis of alumina–titanium brazed interfaces [online]. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, 435-436, S. 602-605. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.msea.2006.07.113
- [41] JASIM, K.M., F.A. HASHIM, R.H. YOUSIF, R.D. RAWLINGS und A.R. BOCCACCINI. Actively brazed alumina to alumina joints using CuTi, CuZr and eutectic AgCuTi filler alloys [online]. *Ceramics International*, 2010, 36(8), S. 2287-2295. ISSN 02728842. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.ceramint.2010.07.029
- [42] HONGQI, H., J. ZHIHAO und W. XIAOTIAN. The influence of brazing conditions on joint strength in Al₂O₃/Al₂O₃ bonding [online]. *Journal of Materials Science*, 1994, 29(19), S. 5041-5046. ISSN 0022-2461. Verfügbar unter: doi:10.1007/BF01151094
- [43] P, K.G. und C.A. H. Phase Equilibria in the Ti-Al-O System at 945°C and Analysis of Ti/Al₂O₃ Reactions [online]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2005, 78(3), S. 572-576. ISSN 0002-7820. Verfügbar unter: doi:10.1111/j.1151-2916.1995.tb08216.x
- [44] SONG, X., Y. ZHAO, S. HU, J. CAO, W. FU und J. FENG. Wetting of AgCu-Ti Filler on Porous Si₃N₄ Ceramic and Brazing of the Ceramic to TiAl Alloy [online]. *Ceramics International*, 2017. ISSN 02728842. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.ceramint.2017.11.212
- [45] WANG, C., S. LI, S. LI, T. ZHANG und C. MA. Wettability and interfacial reactions for AlN/CuTi and AlN/SnTi systems [online]. *Ceramics International*, 2012, 38(2), S. 1099-1104. ISSN 02728842. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.ceramint.2011.08.037
- [46] AMERICAN RESEARCH CORPORATION OF VIRGINIA, RADFORD, VA. Laser Brazing for Ceramic-to-Metal joining. Erfinder: Russell J. Churchill, Usha Varshney, Howard P. Groger und James M. Glass. Anmeldung: 10. Dezember 1992. Vereinigte Staaten von Amerika. USOO5407119A

- [47] ROHDE, M., I. SÜDMEYER, A. URBANEK und M. TORGE. Joining of alumina and steel by a laser supported brazing process [online]. *Ceramics International*, 2009, 35(1), S. 333-337. ISSN 02728842. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.ceramint.2007.11.007
- [48] BÖRNER, F.-D., W. LIPPMANN und A. HURTADO. Laser-joined Al₂O₃ and ZrO₂ ceramics for high-temperature applications [online]. *Journal of Nuclear Materials*, 2010, 405(1), S. 1-8. ISSN 00223115. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jnucmat.2010.07.020
- [49] BÖRNER, F.-D., M. SCHREIER, B. FENG, W. LIPPMANN, H.-P. MARTIN, A. MICHAELIS und A. HURTADO. Development of laser-based joining technology for the fabrication of ceramic thermoelectric modules [online]. *Journal of Materials Research*, 2014, 29(16), S. 1771-1780. ISSN 0884-2914. Verfügbar unter: doi:10.1557/jmr.2014.216
- [50] SÜDMEYER, I., T. HETTESHEIMER und M. ROHDE. On the shear strength of laser brazed SiC-steel joints: Effects of braze metal fillers and surface patterning [online]. *Ceramics International*, 2010, 36(3), S. 1083-1090. ISSN 02728842. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.ceramint.2009.12.010
- [51] HELD, C., U. QUENTIN, J. HEBERLE, F.-J. GÜRTLER, M. WEIGL und M. SCHMIDT. Laser Droplet Brazing for the Electrical Contacting of Composite Materials with Integrated Active Elements [online]. *Physics Procedia*, 2012, 39, S. 585-593. ISSN 18753892. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.phpro.2012.10.077
- [52] FUKUMOTO, A., D. BERRY, K. D. T. NGO und G.-Q. LU. Effects of Extreme Temperature Swings on Silicon Nitride Active Metal Brazing Substrates [online]. *IEEE Transactions on Device and Materials Reliability*, 2014, 14(2), S. 751-756. ISSN 1530-4388. Verfügbar unter: doi:10.1109/TDMR.2014.2320057
- [53] MIYAZAKI, H., S. IWAKIRI, H. HIROTSURU, S. FUKUDA, K. HIRAO und H. HYUGA. Effect of mechanical properties of the ceramic substrate on the thermal fatigue of Cu metallized ceramic substrates. In: *2016 IEEE 18th Electronics Packaging Technology Conference (EPTC)*: IEEE, 30. November 2016 - 3. Dezember 2016, S. 268-270. ISBN 978-1-5090-4369-9
- [54] FUKUDA, S., K. SHIMADA, N. IZU, H. MIYAZAKI, S. IWAKIRI und K. HIRAO. Thermal-cycling-induced surface roughening and

- structural change of a metal layer bonded to silicon nitride by active metal brazing [online]. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 2017, 28(16), S. 12168-12175. ISSN 0957-4522. Verfügbar unter: doi:10.1007/s10854-017-7031-2
- [55] RISSE, A. *Fertigungsverfahren der Mechatronik, Feinwerk- und Präzisionsgerätetechnik*. Wiesbaden: Vieweg+Teubner Verlag, 2012. ISBN 978-3-8348-8312-4
- [56] GUNDEL, P., M. BAWOHL, M. CHALLINGSWORTH, M. CHOISI, V. GARCIA, M. GAUL, K. KERSKEN, C. MODES, I. NIKOLAIDIS, R. PERSONS, J. REITZ und C. SHAHBAZI. Thick Printed Copper as Highly Reliable Substrate Technology for Power Electronics. In: *Proceedings of PCIM Europe 2015*
- [57] CERAMTEC. *Keramische Werkstoffe* [online]. *Hochleistungskeramik für den Maschinen- und Anlagenbau* [Zugriff am: 23. September 2020]. Verfügbar unter: https://www.ceramtec.com/files/ma_materials_data_en_de.pdf
- [58] CERAMTEC. *Ceramcool® Das Keramiksystem für Hochleistungs-Packages* [online]. *Immer dort, wo es heiß her geht* [Zugriff am: 23. September 2020]. Verfügbar unter: https://www.ceramtec.com/files/el_ceramcool_the_ceramic_heat_sink_de.pdf
- [59] DIEMAT, I. *Thermal Properties of Semiconductor and Microelectronic Packaging Materials* [online] [Zugriff am: 23. September 2020]. Verfügbar unter: http://diemat.com/docs/products/thermals/thermal_properties.php
- [60] MITIC, G., R. BEINERT, P. KLOFAC, H.J. SCHULTZ und G. LEFRANC. Reliability of AlN substrates and their solder joints in IGBT power modules. *Microelectronics Reliability*, 1999, (39), S. 1159-1164
- [61] KATSIS, D.C. und Y. ZHENG. Development of an Extreme Temperature Range Silicon Carbide Power Module for Aerospace Applications. In: *IEEE Power Electronics Specialists Conference*, S. 290-294
- [62] FAUCHAIS, P.L., J.V. HEBERLEIN und M.I. BOULOS. *Thermal Spray Fundamentals*. Boston, MA: Springer US, 2014. ISBN 978-0-387-28319-7
- [63] SCHRAMM, R. *Strukturierte additive Metallisierung durch kaltaktives Atmosphärendruckplasma*. Dissertation. Bericht aus dem

- Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik. 273. ISBN 9783875253962
- [64] C. SCHWARZER, A. HENSEL, F. ROTH, C. MERZ, J. FRANKE und M. KALOUDIS. Investigation of Pressureless Sintered Interconnections on Plasma Based Additive Copper Metallization for 3-Dimentional Ceramic Substrates in High Temperature Applications. In: *2019 22nd European Microelectronics and Packaging Conference Exhibition (EMPC)*, 2019, S. 1-8
 - [65] BRAUN, T., S. GREINER, J. FRANKE und D. DRUMMER. Additive Plasma Metallization of Spatial Ceramic Injection Molded Components. In: *12th International Congress Molded Interconnect Devices*, 2016, S. 62-67
 - [66] BRAUN, T., S. GREINER, A. DIEPGEN, K. SCHRÖPPEL, D. DRUMMER und J. FRANKE. Additive Metallization of Injection Molded Ceramic Composites by a Plasma-Coating Process. In: IEEE, Hg. *Proceedings of the SMTA Pan Pacific Microelectronics Symposium*, 2017, 2017
 - [67] SCHILLER, S., U. HEISIG und K. STEINFELDER. Metallization of Ceramics for Electronic Components by Magnetron-Plasmatron Coating. In: *Thin Solid Films*, S. 313-326
 - [68] RONG, C., J. ZHANG, C. LIU und S. YANG. Surface metallization of alumina ceramics by pulsed high energy density plasma process [online]. *Applied Surface Science*, 2002, 200(1-4), S. 104-110. ISSN 01694332. Verfügbar unter: doi:10.1016/S0169-4332(02)00874-7
 - [69] FRANKE, J., Hg. *Räumliche elektronische Baugruppen 3D-MID. Werkstoffe, Herstellung, Montage und Anwendungen für spritzgossene Schaltungsträger*. München: Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, 2013. ISBN 978-3-446-43441-7
 - [70] CHEN, J., Y. GUO, Y. WANG, J. ZHANG, H. LI und Z. FENG. Selective metallization of alumina ceramics by inkjet printing combined with electroless copper plating [online]. *Journal of Materials Chemistry C*, 2016, 4(43), S. 10240-10245. ISSN 2050-7526. Verfügbar unter: doi:10.1039/C6TC03315F
 - [71] HAMJAH, M.K., M. STEINBERGER, K.C. TAM, H.J. EGELHAAF, C. BRABEC und J. FRANKE. Aerosol jet printed AgNW electrode and PEDOT:PSS layers for organic light-emitting diode devices

- fabrication. In: 2021 14th International Congress: Molded Interconnect Devices, MID 2021 - Proceedings: Institute of Electrical and Electronics Engineers Inc, 2021. ISBN 9781728175096
- [72] KIRTANIA, S.G., M.A. RIHEEN, S.U. KIM, K. SEKHAR, A. WISNIEWSKA und P.K. SEKHAR. Inkjet Printing on a New Flexible Ceramic Substrate for Internet of Things (IoT) Applications [online]. *Micromachines*, 2020, 11(9). ISSN 2072-666X. Verfügbar unter: doi:10.3390/mi11090841
- [73] KOSMALA, A., Q. ZHANG, R. WRIGHT und P. KIRBY. Development of high concentrated aqueous silver nanofluid and inkjet printing on ceramic substrates [online]. *Materials Chemistry and Physics*, 2012, 132(2-3), S. 788-795. ISSN 02540584. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matchemphys.2011.12.013
- [74] CUI, Z. *Printed electronics. Materials, technologies and applications*. Hoboken, NJ: Solaris South Tower Singapore; Wiley/Higher Education Press, 2016. ISBN 9781118920954
- [75] WANG, L., Z. FU, R. SUESS-WOLF, N. TRAVITZKY, P. GREIL und J. FRANKE. Laser-Associated Selective Metallization of Ceramic Surface with Infrared Nanosecond Laser Technology [online]. *Advanced Engineering Materials*, 2019, 21(7), S. 1900096. ISSN 14381656. Verfügbar unter: doi:10.1002/adem.201900096
- [76] KAPENIEKS, A., M. EYETT und D. BÄUERLE. Laser-induced surface metallization of ceramic PLZT [online]. *Applied Physics A*, 1986, 41(4), S. 331-334. Verfügbar unter: doi:10.1007/BF00616056
- [77] BAUER, A., J. GANZ, K. HESSE und E. KÖHLER. Laser-assisted deposition for electronic packaging applications. *Applied Surface Science*, 1990, (46), S. 113-120
- [78] SHRIVASTVA, P.B., C.A. BOOSE und B.H. KOLSTER. Selective metallization of alumina by laser. *Surface and Coatings Technology*, 1991, (46), S. 131-138
- [79] E. ERMANTRAUT, A. ZIMMERMANN, H. MÜLLER, M. WOLF, W. EBERHARDT, P. NINZ, F. KERN und R. GADOW. Laser Induced Selective Metallization of 3D Ceramic Interconnect Devices. In: 2018 13th International Congress Molded Interconnect Devices (MID), 2018, S. 1-5

- [80] E. ERMANTRAUT, H. MÜLLER, W. EBERHARDT, P. NINZ, F. KERN, R. GADOW und A. ZIMMERMANN. New Process for Selective Additive Metallization of Alumina Ceramic Substrates [online]. *IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology*, 2019, 9(1), S. 138-145. ISSN 2156-3985. Verfügbar unter: doi:10.1109/TCPMT.2018.2881410
- [81] BRINKHUES, S., A. KANTHAMNENI, A. BROSE, S. MAJCHEREK und B. SCHMIDT. Investigation of adhesion strength of metallization on thermoplastic and ceramic substrates. In: *2016 12th International Congress Molded Interconnect Devices (MID)*: IEEE, 28. September 2016 - 29. September 2016, S. 1-6. ISBN 978-1-5090-5426-8
- [82] J. K. LUMPP und S. D. ALLEN. Excimer laser machining and metallization of vias in aluminum nitride [online]. *IEEE Transactions on Components, Packaging, and Manufacturing Technology: Part B*, 1997, 20(3), S. 241-246. ISSN 1558-3686. Verfügbar unter: doi:10.1109/96.618223
- [83] KORDAS, K., A.E. PAP, J. SAAVALAINEN, H. JANTUNEN, P. MOILANEN, E. HAAPANIEMI und S. LEPPAVUORI. Laser-induced surface activation of LTCC materials for chemical metallization [online]. *IEEE Transactions on Advanced Packaging*, 2005, 28(2), S. 259-263. ISSN 1521-3323. Verfügbar unter: doi:10.1109/TADVP.2005.847899
- [84] NINZ, P., F. KERN, E. ERMANTRAUT, H. MÜLLER, W. EBERHARDT, A. ZIMMERMANN und R. GADOW. Doping of Alumina Substrates for Laser Induced Selective Metallization [online]. *Procedia CIRP*, 2018, 68, S. 772-777. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.procir.2017.12.037
- [85] BACHY, B., R. SÜß-WOLF, L. WANG, Z. FU, N. TRAVITZKY, P. GREIL und J. FRANKE. Novel Ceramic-Based Material for the Applications of Molded Interconnect Devices (3D-MID) Based on Laser Direct Structuring [online]. *Advanced Engineering Materials*, 2018, 20(7), S. 1700824. ISSN 14381656. Verfügbar unter: doi:10.1002/adem.201700824
- [86] LPKF LASER&ELECTRONICS AG. Leiterbahnstrukturen und Verfahren zu ihrer Herstellung. Erfinder: G. NAUNDORF UND H. WISSBROCK. Anmeldung: 19. Dezember 2001. EP 1 274 288 B1

- [87] P. BRAEUER, L. WURZER, T. KUHN, A. KNOELLER, H. MUELLER, W. EBERHARDT, A. ZIMMERMANN und J. FRANKE. Reliability of Mechatronic Integrated Devices Regarding Failure Mechanisms. In: *2020 43rd International Spring Seminar on Electronics Technology (ISSE)*, 2020, S. 1-6
- [88] SHEPELEVA, L., B. MEDRES, W.D. KAPLAN, M. BAMBERGER, M.H. MCCAY, T.D. MCCAY und M. SHARP. Laser induced Cu/alumina bonding: Microstructure and bond mechanism [online]. *Surface and Coatings Technology*, 2000, 125(1-3), S. 40-44. Verfügbar unter: doi:10.1016/S0257-8972(99)00602-7
- [89] MENECIER, S., J. JARRIGE, J.C. LABBE und P. LEFORT. Identification of parameters involved in the bonding of copper tracks on alumina substrates by a laser process [online]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2007, 27(2-3), S. 851-854. ISSN 0955-2219. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jeurceramsoc.2006.04.036
- [90] MENECIER, S., J.C. LABBE und P. LEFORT. Copper tracks processing on alumina by laser cladding: Elaboration and characterization [online]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2009, 29(9), S. 1755-1762. ISSN 0955-2219. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jeurceramsoc.2008.10.013
- [91] ZHAO, Y., H. BIAN, W. FU, Y. HU, X. SONG und D. LIU. Laser-induced metallization of porous Si₃N₄ ceramic and its brazing to TiAl alloy [online]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2019, 102(1), S. 32-36. ISSN 00027820. Verfügbar unter: doi:10.1111/jace.15937
- [92] SYED-KHAJA, A., C. KAESTLE und J. FRANKE. Feasibility Studies on Selective Laser Melting of Copper Powders for the Development of High-temperature Circuit Carriers [online]. *International Symposium on Microelectronics*, 2016, 2016(1), S. 517-522. ISSN 2380-4505. Verfügbar unter: doi:10.4071/isom-2016-Poster1
- [93] BÄUERLE, D. *Laser Processing and Chemistry*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2011. ISBN 978-3-642-17612-8
- [94] FOX, M. *Optische Eigenschaften von Festkörpern*. München: Oldenbourg Verlag, 2012. ISBN 9783486712407
- [95] KOPITZKI, K. und P. HERZOG. *Einführung in die Festkörperphysik*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2017. ISBN 978-3-662-53577-6

- [96] TIPLER, P.A., G. MOSCA und J. WAGNER. *Physik. Für Wissenschaftler und Ingenieure*. 7. Aufl. 2015. Berlin: Springer Berlin Heidelberg, 2015. ISBN 9783642541667
- [97] JUNG, R. *Laser-plasma Interaction with Ultra-short Laser Pulses*. Saarbrücken: VDM Verlag Dr. Müller, 2008. ISBN 9783836496636
- [98] POPRAWE, R. *Lasertechnik für die Fertigung. Grundlagen, Perspektiven und Beispiele für den innovativen Ingenieur*. Berlin: Springer, 2005. VDI-Buch. ISBN 9781280621628
- [99] BOURELL, D.L. und J.J. BEAMAN. Chronology and Current Processes for Freeform Fabrication [online]. *Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy*, 2003, 50(11), S. 981-991. ISSN 0532-8799. Verfügbar unter: doi:10.2497/jjspm.50.981
- [100] CIRAUD, PIERRE ALFRED LEON. Verfahren und Vorrichtung zur Herstellung beliebiger Gegenstände aus beliebigem schmelzbarem Material. Erfinder: P. A. L. CIRAUD. DE 2263777 A1
- [101] GRUND, M. Schichtadditive Fertigung und Rapid Manufacturing. In: M. GRUND, Hg. *Implementierung von schichtadditiven Fertigungsverfahren*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2015, S. 31-51. ISBN 978-3-662-44265-4
- [102] HICO WESTERN PRODUCTS CO. Molding Process. Erfinder: R. F. HOUSHOLDER. 4,247,508
- [103] BRANDT, M., Hg. *Laser additive manufacturing. Materials, design, technologies, and applications*. Amsterdam: Elsevier/Woodhead Publishing, 2017. Woodhead Publishing series in electronic and optical materials. number 88. ISBN 9780081004333
- [104] PATIL, R.B. und V. YADAVA. Finite element analysis of temperature distribution in single metallic powder layer during metal laser sintering [online]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2007, 47(7-8), S. 1069-1080. ISSN 08906955. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.ijmachtools.2006.09.025
- [105] READY, J.F. Effects Due to Absorption of Laser Radiation [online]. *Journal of Applied Physics*, 1965, 36(2), S. 462-468. ISSN 0038-5646. Verfügbar unter: doi:10.1063/1.1714012

- [106] CARSLAW, H.S. und J.C. JAEGER. *Conduction of heat in solids*. 2. ed. Oxford: Clarendon, 1980. ISBN 0198533039
- [107] K. ZENG, D. PAL und B. STUCKER. A review of thermal analysis methods in Laser Sintering and Selective Laser Melting. In: *Materials Science*
- [108] KRAUSS, H. *Qualitätssicherung beim Laserstrahlschmelzen durch schichtweise thermografische In-Process-Überwachung*. Dissertation. Forschungsberichte / IWB. Band 325. ISBN 3831646287
- [109] CLOOTS, M. *Empirische und simulative Studie über die Verarbeitbarkeit von IN738LC mittels SLM*. Dissertation, 2017
- [110] CLINE, H.E. und T.R. ANTHONY. Heat treating and melting material with a scanning laser or electron beam [online]. *Journal of Applied Physics*, 1977, 48(9), S. 3895-3900. ISSN 0038-5646. Verfügbar unter: doi:10.1063/1.324261
- [111] LIENHARD, J.H. *A heat transfer textbook*. 4th ed. Mineola, N.Y: Dover Publications, 2011. Dover Civil and Mechanical Engineering. ISBN 9780486318370
- [112] XIANG, Z., M. YIN, G. DONG, X. MEI und G. YIN. Modeling of the thermal physical process and study on the reliability of linear energy density for selective laser melting [online]. *Results in Physics*, 2018, 9, S. 939-946. ISSN 2213797. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.rinp.2018.03.047
- [113] MAIER, H.J., T. NIENDORF und R. BÜRCEL. *Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik: Grundlagen, Werkstoffbeanspruchungen, Hochtemperaturlegierungen und -beschichtungen*. 5., überarbeitete und erweiterte Auflage. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2015. ISBN 9783658105914
- [114] NUNES, B. *An Extended Rosenthal Weld Model* [online]. *A moving heat source weld model can be extended to include effects of phase changes and circulations in the weld pool* [Zugriff am: 13. Oktober 2021]. Verfügbar unter: http://files.aws.org/wj/supplement/WJ_1983_06_s165.pdf
- [115] BREMEN, S.W. *Korrelation der High Power SLM-Prozessführung mit der Produktivität, Effizienz und den Materialeigenschaften für den Werkstoff Inconel 718. Paralelltitel auf dem Promotions-titelblatt: Correlation of high power SLM process with productivity*

- efficiency and material properties for inconel 718*. Aachen: Apprimus Verlag, 2017. Edition Wissenschaft Apprimus. ISBN 9783863595166
- [116] MEINERS, W. *Direktes selektives Laser-Sintern einkomponentiger metallischer Werkstoffe*. Aachen: Shaker, 1999. Berichte aus der Lasertechnik. ISBN 9783826565717
- [117] BECKER, D. *Selektives Laserschmelzen von Kupfer und Kupferlegierungen*. Aachen: Apprimus Verlag, 2014. Edition Wissenschaft Apprimus. ISBN 3863592174
- [118] GUSAROV, A.V. und J.-P. KRUTH. Modelling of radiation transfer in metallic powders at laser treatment [online]. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2005, 48(16), S. 3423-3434. ISSN 00179310. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.ijheatmasstransfer.2005.01.044
- [119] TOLOCHKO, N.K., Y.V. KHLOPKOV, S.E. MOZZHAROV, M.B. IGNATIEV, T. LAOUI und V.I. TITOV. Absorptance of powder materials suitable for laser sintering [online]. *Rapid Prototyping Journal*, 2000, 6(3), S. 155-161. ISSN 1355-2546. Verfügbar unter: doi:10.1108/13552540010337029
- [120] SAHM, P.R., I. EGRY und T. VOLKMANN, Hg. *Schmelze, Erstarrung, Grenzflächen. Eine Einführung in die Physik und Technologie flüssiger und fester Metalle*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 1999. ISBN 9783642585234
- [121] KEMPEN, K. Expanding the Materials Palette for Selective Laser Melting of Metals, 2015. Verfügbar unter: <https://core.ac.uk/download/pdf/34626505.pdf>
- [122] YADROITSEV, I. *Selective laser melting. Direct manufacturing of 3D-objects by selective laser melting of metal powders*. Saarbrücken: Lambert Acad. Publ, 2009. ISBN 9783838317946
- [123] KHAIRALLAH, S.A., A.T. ANDERSON, A. RUBENCHIK und W.E. KING. Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones [online]. *Acta Materialia*, 2016, 108, S. 36-45. ISSN 13596454. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.actamat.2016.02.014

- [124] TENNER, F., C. BROCK, F.-J. GÜRTLER, F. KLÄMPFL und M. SCHMIDT. Experimental and Numerical Analysis of Gas Dynamics in the Keyhole During Laser Metal Welding [online]. *Physics Procedia*, 2014, 56, S. 1268-1276. ISSN 18753892. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.phpro.2014.08.050
- [125] TENNER, F., C. BROCK, F. KLÄMPFL und M. SCHMIDT. Analysis of the correlation between plasma plume and keyhole behavior in laser metal welding for the modeling of the keyhole geometry [online]. *Optics and Lasers in Engineering*, 2015, 64, S. 32-41. ISSN 01438166. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.optlaseng.2014.07.009
- [126] HEIDER, A., P. STRITT, A. HESS, R. WEBER und T. GRAF. Process Stabilization at welding Copper by Laser Power Modulation [online]. *Physics Procedia*, 2011, 12, S. 81-87. ISSN 18753892. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.phpro.2011.03.011
- [127] KING, W.E., A.T. ANDERSON, R.M. FERENCZ, N.E. HODGE, C. KAMATH, S.A. KHAIRALLAH und A.M. RUBENCHIK. Laser powder bed fusion additive manufacturing of metals; physics, computational, and materials challenges [online]. *Applied Physics Reviews*, 2015, 2(4), S. 41304. ISSN 1931-9401. Verfügbar unter: doi:10.1063/1.4937809
- [128] AGGARWAL, A., S. PATEL und A. KUMAR. Selective Laser Melting of 316L Stainless Steel: Physics of Melting Mode Transition and Its Influence on Microstructural and Mechanical Behavior [online]. *JOM*, 2019, 71(3), S. 1105-1116. ISSN 1047-4838. Verfügbar unter: doi:10.1007/s11837-018-3271-8
- [129] KING, W.E., H.D. BARTH, V.M. CASTILLO, G.F. GALLEGOS, J.W. GIBBS, D.E. HAHN, C. KAMATH und A.M. RUBENCHIK. Observation of keyhole-mode laser melting in laser powder-bed fusion additive manufacturing [online]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2014, 214(12), S. 2915-2925. ISSN 09240136. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jmatprotec.2014.06.005
- [130] KRUTH, J.P., L. FROYEN, J. VAN VAERENBERGH, P. MERCELIS, M. ROMBOUTS und B. LAUWERS. Selective laser melting of iron-based powder [online]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, 149(1-3), S. 616-622. ISSN 09240136. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jmatprotec.2003.11.051

- [131] KRUTH, J.P., P. MERCELIS, J. VAN VAERENBERGH, L. FROYEN und M. ROMBOUTS. Binding mechanisms in selective laser sintering and selective laser melting [online]. *Rapid Prototyping Journal*, 2005, 11(1), S. 26-36. ISSN 1355-2546. Verfügbar unter: doi:10.1108/13552540510573365
- [132] ZÄH, M.F. und S. LUTZMANN. Modelling and simulation of electron beam melting [online]. *Production Engineering*, 2010, 4(1), S. 15-23. ISSN 0944-6524. Verfügbar unter: doi:10.1007/s11740-009-0197-6
- [133] YADROITSEV, I. und I. SMUROV. Selective laser melting technology: From the single laser melted track stability to 3D parts of complex shape [online]. *Physics Procedia*, 2010, 5, S. 551-560. ISSN 18753892. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.phpro.2010.08.083
- [134] GU, D. und Y. SHEN. Balling phenomena in direct laser sintering of stainless steel powder: Metallurgical mechanisms and control methods [online]. *Materials & Design*, 2009, 30(8), S. 2903-2910. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matdes.2009.01.013
- [135] GUSAROV, A.V., I. YADROITSEV, P. BERTRAND und I. SMUROV. Heat transfer modelling and stability analysis of selective laser melting [online]. *Applied Surface Science*, 2007, 254(4), S. 975-979. ISSN 01694332. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.ap-susc.2007.08.074
- [136] GUSAROV, A.V., I. YADROITSEV, P. BERTRAND und I. SMUROV. Model of Radiation and Heat Transfer in Laser-Powder Interaction Zone at Selective Laser Melting [online]. *Journal of Heat Transfer*, 2009, 131(7). ISSN 0022-1481. Verfügbar unter: doi:10.1115/1.3109245
- [137] CHANDRASEKHAR, S. *Hydrodynamic and Hydromagnetic Stability*. New York: Dover Publications Inc, 2013. Dover books on mathematics. ISBN 9780486640716
- [138] YADROITSEV, I., A. GUSAROV, I. YADROITSAVA und I. SMUROV. Single track formation in selective laser melting of metal powders [online]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2010, 210(12), S. 1624-1631. ISSN 09240136. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jmatprotec.2010.05.010
- [139] BEISS, P. *Pulvermetallurgische Fertigungstechnik*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2013. ISBN 978-3-642-32031-6

- [140] ZAEH, M.F. und M. OTT. Investigations on heat regulation of additive manufacturing processes for metal structures [online]. *CIRP Annals*, 2011, 60(1), S. 259-262. ISSN 00078506. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.cirp.2011.03.109
- [141] E. YASA, J. DECKERS, T. CRAEGHS, M. BADROSSAMAY und J. KRUTH. Investigation on occurrence of elevated edges in Selective Laser Melting. Verfügbar unter: <http://utw10945.utweb.utexas.edu/Manuscripts/2009/2009-17-Yasa.pdf>
- [142] CRAEGHS, T., S. CLIJSTERS, E. YASA, F. BECHMANN, S. BERUMEN und J.-P. KRUTH. Determination of geometrical factors in Layerwise Laser Melting using optical process monitoring [online]. *Optics and Lasers in Engineering*, 2011, 49(12), S. 1440-1446. ISSN 01438166. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.optlaseng.2011.06.016
- [143] HEIDER, A. *Erweitern der Prozessgrenzen beim Laserstrahlschweißen von Kupfer mit Einschweißstiefen zwischen 1 mm und 10 mm*. Dissertation
- [144] MERCELIS, P. und J.-P. KRUTH. Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting [online]. *Rapid Prototyping Journal*, 2006, 12(5), S. 254-265. ISSN 1355-2546. Verfügbar unter: doi:10.1108/13552540610707013
- [145] VRANCKEN, B. *Study of Residual Stresses in Selective Laser Melting*. Dissertation, 2016
- [146] KRUTH, J.-P., J. DECKERS, E. YASA und R. WAUTHLÉ. Assessing and comparing influencing factors of residual stresses in selective laser melting using a novel analysis method [online]. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 2012, 226(6), S. 980-991. ISSN 0954-4054. Verfügbar unter: doi:10.1177/0954405412437085
- [147] KURZ, W. und D.J. FISHER. *Fundamentals of solidification*. 4., rev. ed., reprinted. Uetikon-Zuerich: Trans Tech Publ, 2005. ISBN 0878498044
- [148] KOU, S. *Welding metallurgy*. 2nd ed. - [Elektronische Ressource]. Hoboken, N.J.: Wiley, 2003. ISBN 0471434027
- [149] NIENDORF, T., S. LEUDERS, A. RIEMER, H.A. RICHARD, T. TRÖSTER und D. SCHWARZE. Highly Anisotropic Steel Pro-

- cessed by Selective Laser Melting [online]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2013, 44(4), S. 794-796. ISSN 1073-5615. Verfügbar unter: doi:10.1007/s11663-013-9875-z
- [150] POPOVICH, A., V. SUFIIAROV, I. POLOZOV, E. BORISOV, D. MASAYLO und A. ORLOV. Microstructure and mechanical properties of additive manufactured copper alloy [online]. *Materials Letters*, 2016, S. 38-41. ISSN 0167577X. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matlet.2016.05.064
- [151] GEIGER, F., K. KUNZE und T. ETTER. Tailoring the texture of IN738LC processed by selective laser melting (SLM) by specific scanning strategies [online]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 661, S. 240-246. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.msea.2016.03.036
- [152] SEHRT, J.T. *Möglichkeiten und Grenzen bei der generativen Herstellung metallischer Bauteile durch das Strahlschmelzverfahren*. Zugl.: Duisburg-Essen, Univ., Diss., 2010. Aachen: Shaker, 2010. Berichte aus der Fertigungstechnik. ISBN 9783832292294
- [153] RISSE, J. *Additive Fertigung der Nickelbasis-Superlegierung IN738LC mittels selektivem Laserstrahlschmelzen*. Dissertation, 2019
- [154] ILSCHNER, B. und R.F. SINGER. *Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik. Eigenschaften, Vorgänge, Technologien*. 5., neu bearbeitete Auflage. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2010. Springer-Lehrbuch. ISBN 9783642017339
- [155] BRITTEN, S. *Bauteilschonende Verbindungstechnik auf Metallisierungen durch modulierte Laserstrahlschweißen*. Dissertation. Aachen: Apprimus Verlag, 2017. Edition Wissenschaft. ISBN 9783863595661
- [156] ALLMEN, M. und A. BLATTER. *Laser-Beam Interactions with Materials. Physical Principles and Applications*. Second, Updated Edition. Berlin: Springer, 1995. Springer Series in Materials Science. 2. ISBN 9783642578137
- [157] LYKOV, P.A., E.V. SAFONOV und A.M. AKHMEDIANOV. Selective Laser Melting of Copper [online]. *Materials Science Forum*, 2016, 843, S. 284-288. Verfügbar unter: doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.843.284

- [158] KADEN, L., G. MATTHÄUS, T. ULLSPERGER, H. ENGELHARDT, M. RETTENMAYR, A. TÜNNERMANN und S. NOLTE. Selective laser melting of copper using ultrashort laser pulses [online]. *Applied Physics A*, 2017, 123(9), S. 616. ISSN 0947-8396. Verfügbar unter: doi:10.1007/s00339-017-1189-6
- [159] MASUNO, S., M. TSUKAMOTO, K. TOJO, K. ASANO, K. ASUKA, Y. FUNADA und Y. SAKON. Metal powder bed fusion additive manufacturing with 100W blue diode laser. In: *International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics: Laser Institute of America*, 22. Oktober 2017, P130. ISBN 978-1-940168-14-2
- [160] COLOPI, M., L. CAPRIO, A.G. DEMIR und B. PREVITALI. Selective laser melting of pure Cu with a 1 kW single mode fiber laser [online]. *Procedia CIRP*, 2018, 74, S. 59-63. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.procir.2018.08.030
- [161] IKESHOJI, T.-T., K. NAKAMURA, M. YONEHARA, K. IMAI und H. KYOGOKU. Selective Laser Melting of Pure Copper [online]. *JOM*, 2018, 70(3), S. 396-400. ISSN 1047-4838. Verfügbar unter: doi:10.1007/s11837-017-2695-x
- [162] COLOPI, M., A.G. DEMIR, L. CAPRIO und B. PREVITALI. Limits and solutions in processing pure Cu via selective laser melting using a high-power single-mode fiber laser [online]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, 104(5-8), S. 2473-2486. ISSN 0268-3768. Verfügbar unter: doi:10.1007/s00170-019-04015-3
- [163] JADHAV, S.D., S. DADBAKSH, L. GOOSSENS, J.-P. KRUTH, J. VAN HUMBEECK und K. VANMEENSEL. Influence of selective laser melting process parameters on texture evolution in pure copper [online]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2019, 270, S. 47-58. ISSN 09240136. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jmatprotec.2019.02.022
- [164] KADEN, L., G. MATTHÄUS, R. RAMM, T. ULLSPERGER, B. SEYFARTH und S. NOLTE. Additive manufacturing of pure copper using ultrashort laser pulses. In: H. HELVAJIAN, B. GU und H. CHEN, Hg. *Laser 3D Manufacturing VI: SPIE*, 2. Februar 2019 - 7. Februar 2019, S. 12. ISBN 9781510624603
- [165] SHIBATA, T., M. TSUKAMOTO, Y. SATO und S. MASUNO. Effect of input energy on densification for pure copper fabricated

- by SLM with blue diode laser. In: H. HELVAJIAN, B. GU und H. CHEN, Hg. *Laser 3D Manufacturing VI*: SPIE, 2. Februar 2019 - 7. Februar 2019, S. 34. ISBN 9781510624603
- [166] CONSTANTIN, L., Z. WU, N. LI, L. FAN, J.-F. SILVAIN und Y.F. LU. Laser 3D printing of complex copper structures [online]. *Additive Manufacturing*, 2020, 35, S. 101268. ISSN 22148604. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.addma.2020.101268
- [167] WAGENBLAST, P., A. MYRELL, M. THIELMANN, T. SCHERBAUM und D. COUPEK. Additive manufacturing with green disk lasers. In: H. HELVAJIAN, B. GU und H. CHEN, Hg. *Laser 3D Manufacturing VII*: SPIE, 1. Februar 2020 - 6. Februar 2020, S. 18. ISBN 9781510633056
- [168] ARTZT, K., M. SIGGEL, J. KLEINERT, J. RICCIUS, G. REQUENA und J. HAUBRICH. Pyrometric-Based Melt Pool Monitoring Study of CuCr₁Zr Processed Using L-PBF [online]. *Materials (Basel, Switzerland)*, 2020, 13(20). ISSN 1996-1944. Verfügbar unter: doi:10.3390/ma13204626
- [169] MAŠEK, J., D. KOUTNÝ und R. POPELA. Thermal conductivity of Cu_{7.2}Ni_{1.8}Si₁Cr copper alloy produced via SLM and ability of thin-wall structure fabrication. In: J. NAVRÁTIL und L. JANHUBA, Hg. *READ 2018. Conference proceedings*. Brno: University of Technology, Faculty of Mechanical Engineering, Institute of Aerospace Engineering, 2019, S. 119-129. ISBN 978-80-214-5696-9
- [170] SCUDINO, S., C. UNTERDÖRFER, K.G. PRASHANTH, H. ATTAR, N. ELLENDT, V. UHLENWINKEL und J. ECKERT. Additive manufacturing of Cu–10Sn bronze [online]. *Materials Letters*, 2015, 156, S. 202-204. ISSN 0167577X. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matlet.2015.05.076
- [171] TIBERTO, D., U.E. KLOTZ, F. HELD und G. WOLF. Additive manufacturing of copper alloys: influence of process parameters and alloying elements [online]. *Materials Science and Technology*, 2019, 35(8), S. 969-977. ISSN 0267-0836. Verfügbar unter: doi:10.1080/02670836.2019.1600840
- [172] UCHIDA, S., T. KIMURA, T. NAKAMOTO, T. OZAKI, T. MIKI, M. TAKEMURA, Y. OKA und R. TSUBOTA. Microstructures and electrical and mechanical properties of Cu–Cr alloys fabricated by

- selective laser melting [online]. *Materials & Design*, 2019, 175, S. 107815. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matdes.2019.107815
- [173] JADHAV, S.D., S. DADBAKHS, J. VLEUGELS, J. HOFKENS, P. VAN PUYVELDE, S. YANG, J.-P. KRUTH, J. VAN HUMBEECK und K. VANMEENSEL. Influence of Carbon Nanoparticle Addition (and Impurities) on Selective Laser Melting of Pure Copper [online]. *Materials (Basel, Switzerland)*, 2019, 12(15). ISSN 1996-1944. Verfügbar unter: doi:10.3390/ma12152469
- [174] JADHAV, S.D., P.P. DHEKNE, S. DADBAKHS, J.-P. KRUTH, J. VAN HUMBEECK und K. VANMEENSEL. Surface Modified Copper Alloy Powder for Reliable Laser-based Additive Manufacturing [online]. *Additive Manufacturing*, 2020, 35, S. 101418. ISSN 22148604. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.addma.2020.101418
- [175] JADHAV, S.D., D. FU, M. DEPREZ, K. RAMHARTER, D. WILLEMS, B. VAN HOOREWEDER und K. VANMEENSEL. Highly conductive and strong CuSn_{0.3} alloy processed via laser powder bed fusion starting from a tin-coated copper powder [online]. *Additive Manufacturing*, 2020, 36, S. 101607. ISSN 22148604. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.addma.2020.101607
- [176] LINDSTRÖM, V., O. LIASHENKO, K. ZWEIACKER, S. DEREVIANKO, V. MOROZOVYCH, Y. LYASHENKO und C. LEINENBACH. Laser Powder Bed Fusion of Metal Coated Copper Powders [online]. *Materials (Basel, Switzerland)*, 2020, 13(16). ISSN 1996-1944. Verfügbar unter: doi:10.3390/ma13163493
- [177] JADHAV, S.D., J. VLEUGELS, J.-P. KRUTH, J. VAN HUMBEECK und K. VANMEENSEL. Mechanical and electrical properties of selective laser-melted parts produced from surface-oxidized copper powder [online]. *Material Design & Processing Communications*, 2020, 2(2), S. 1. ISSN 2577-6576. Verfügbar unter: doi:10.1002/mdp2.94
- [178] LASERLINE GMBH. *LDMblue: blauer Diodenlaser* [online]. *Optische Spezifikationen* [Zugriff am: 7. Dezember 2020]. Verfügbar unter: https://www.laserline.com/de-int/ldm-blue-blauer-diodenlaser/?gclid=CjwKCAiAwrf-BRAgEiwAUWwKXtcliuJ92xSPnAq5txecZUoRcsDYqBx6VZ-Y_zP9lDfRQ1shWH-yVxoCKgsQAvD_BwE
- [179] GUSCHLBAUER, R., S. MOMENI, F. OSMANLIC und C. KÖRNER. Process development of 99.95% pure copper processed via

- selective electron beam melting and its mechanical and physical properties [online]. *Materials Characterization*, 2018, S. 163-170. ISSN 10445803. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matchar.2018.04.009
- [180] LODÉS, M.A., R. GUSCHLBAUER und C. KÖRNER. Process development for the manufacturing of 99.94% pure copper via selective electron beam melting [online]. *Materials Letters*, 2015, 143, S. 298-301. ISSN 0167577X. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matlet.2014.12.105
- [181] KUMAR, A., Y. BAI, A. EKLUND und C.B. WILLIAMS. Effects of Hot Isostatic Pressing on Copper Parts Fabricated via Binder Jetting [online]. *Procedia Manufacturing*, 2017, 10, S. 935-944. ISSN 23519789. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.promfg.2017.07.084
- [182] TRAN, T.Q., A. CHINNAPPAN, J.K.Y. LEE, N.H. LOC, L.T. TRAN, G. WANG, V.V. KUMAR, W.A.D.M. JAYATHILAKA, D. JI, M. DODDAMANI und S. RAMAKRISHNA. 3D Printing of Highly Pure Copper [online]. *Metals*, 2019, 9(7), S. 756. Verfügbar unter: doi:10.3390/met9070756
- [183] STOIAN, R., D. ASHKENASI, A. ROSENFELD und E.E.B. CAMPBELL. Coulomb explosion in ultrashort pulsed laser ablation of Al₂O₃ [online]. *Physical Review B*, 2000, 62(19), S. 13167-13173. ISSN 0163-1829. Verfügbar unter: doi:10.1103/PhysRevB.62.13167
- [184] ANISIMOV, S.I., B.L. KAPELOVICH und T.L. PEREL'MAN. Electron emission from metal surfaces exposed to ultrashort laser pulses. *Soviet Physics: JETP*, 1974, (39), S. 375-377
- [185] KLOCKE, F. und W. KÖNIG. *Fertigungsverfahren: Abtragen, Generieren, Lasermaterialbearbeitung*. 4., neu bearbeitete Auflage. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007. *Fertigungsverfahren*. 3. ISBN 9783540234920
- [186] BLIEDTNER, J., H. MÜLLER und A. BARZ. *Lasermaterialbearbeitung. Grundlagen - Verfahren - Anwendungen - Beispiele*. München: Hanser, 2013. ISBN 3446421688
- [187] SALMANG, H., H. SCHOLZE und R. TELLE. *Keramik*. 7., vollständig neubearbeitete und erweiterte Auflage. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007. ISBN 9783540494690

- [188] PULZ, R. *Laserthermoschockversuche - Durchführung und Auswertung für unterschiedliche Hochleistungskeramiken*. Dissertation, 2014
- [189] ZHANG, Z. und M.F. MODEST. Temperature-Dependent Absorptances of Ceramics for Nd:YAG and CO₂ Laser Processing Applications [online]. *Journal of Heat Transfer*, 1998, 120(2), S. 322-327. ISSN 0022-1481. Verfügbar unter: doi:10.1115/1.2824250
- [190] MELZER, V. und M. KOPPITZ. *Careful optical-system design enables cutting-edge high-power laser applications* [online]. *Proper design and analysis minimize the negative effects that high-power lasers can have on optical components in materials-processing systems*, 2020 [Zugriff am: 1. Dezember 2020]. Verfügbar unter: <https://www.laserfocusworld.com/optics/article/14104004/careful-opticalsystem-design-enables-cutting-edge-highpower-laser-applications>
- [191] SILL OPTICS GMBH & CO. KG. *LASER OPTICS* [online] [Zugriff am: 6. Oktober 2021]. Verfügbar unter: https://www.siloptics.de/fileadmin/user_upload/pdf/Katalog/Laserkata-log_2019_web.pdf
- [192] CARTER, L.N., C. MARTIN, P.J. WITHERS und M.M. ATTALLAH. The influence of the laser scan strategy on grain structure and cracking behaviour in SLM powder-bed fabricated nickel superalloy [online]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 615, S. 338-347. ISSN 09258388. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jallcom.2014.06.172
- [193] DEUTSCHES KUPFERINSTITUT. *Cu-ETP* [online]. *Werkstoff-Datenblätter* [Zugriff am: 24. September 2020]. Verfügbar unter: <https://www.kupferinstitut.de/wp-content/uploads/2019/11/Cu-ETP.pdf>
- [194] HO, C.Y., R.W. POWELL und P.E. LILEY. Thermal Conductivity of the Elements [online]. *Journal of Physical and Chemical Reference Data*, 1972, 1(2), S. 279-421. ISSN 0047-2689. Verfügbar unter: doi:10.1063/1.3253100
- [195] BROOKHAVEN NATIONAL LAB. *Specific Heat of some Solids* [online] [Zugriff am: 16. Mai 2021]. Verfügbar unter: <https://www.bnl.gov/magnets/Staff/Gupta/cryogenic-data-handbook/Section8.pdf>

- [196] GERMAN, R.M. *Powder metallurgy science*. 2. ed. Princeton, N.J: Metal Powder Industries Federation, 1994. ISBN 1878954423
- [197] SCHATT, W., K.-P. WIETERS und B. KIEBACK. *Pulvermetallurgie*: Springer Berlin Heidelberg, 2007. ISBN 978-3-540-23652-8
- [198] SCHUBERT, H. Grundlagen des Agglomerierens [online]. *Chemie Ingenieur Technik*, 1979, 51(4), S. 266-277. ISSN 0009-286X. Verfügbar unter: doi:10.1002/cite.330510404
- [199] ENGLER, S., R. RAMSAYER und R. POPRAWE. Process Studies on Laser Welding of Copper with Brilliant Green and Infrared Lasers [online]. *Physics Procedia*, 2011, 12, S. 339-346. ISSN 18753892. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.phpro.2011.03.142
- [200] CERAMTEC. *Keramische Werkstoffe* [online]. *Hochleistungskeramik für den Maschinen- und Anlagenbau* [Zugriff am: 22. Januar 2021]. Verfügbar unter: https://www.ceramtec.com/files/ma_materials_data_en_de.pdf
- [201] CERAMTEC. *Technische Keramik für elektronische Anwendungen. Werkstoffeigenschaften von Rubalit und Alunit*
- [202] HORNBOGEN, E., G. EGgeler und E. WERNER. *Werkstoffe. Aufbau und Eigenschaften von Keramik-, Metall-, Polymer- und Verbundwerkstoffen*. 9., vollst. neu bearb. Aufl., korr. Nachdr. Berlin: Springer, 2008. Springer-Lehrbuch. ISBN 9783540718581
- [203] Verein Deutscher Ingenieure e. V. VDI 3405: August 2013, *Additive Fertigungsverfahren - Strahlschmelzen metallischer Bauteile*
- [204] HEß, A. *Vorteile und Herausforderungen beim Laserstrahlschweißen mit Strahlquellen höchster Fokussierbarkeit*. Zugl.: Stuttgart, Univ., Diss., 2012. München: Utz, 2012. *Laser in der Materialbearbeitung*. ISBN 9783831641987
- [205] GREF, W. *Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen mit der Fokusmatrixtechnik*. Zugl.: Stuttgart, Univ., Diss., 2005. München: Utz, 2005. *Laser in der Materialbearbeitung - Forschungsberichte des IFSW*. ISBN 3831605378
- [206] HOOPER, P.A. Melt pool temperature and cooling rates in laser powder bed fusion [online]. *Additive Manufacturing*, 2018, 22, S. 548-559. ISSN 22148604. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.addma.2018.05.032

- [207] ROMBOUTS, M., L. FROYEN, A.V. GUSAROV, E.H. BENTEFOR und C. GLORIEUX. Photopyroelectric measurement of thermal conductivity of metallic powders [online]. *Journal of Applied Physics*, 2005, 97(2), S. 24905. ISSN 0038-5646. Verfügbar unter: doi:10.1063/1.1832740
- [208] KLEPPMANN, W. *Taschenbuch Versuchsplanung: Produkte und Prozesse optimieren*. 8., überarbeitete Auflage. München: Hanser, 2013. Hanser eLibrary. ISBN 9783446437913
- [209] SCHMID, G. und B. CORAIN. Nanoparticulated Gold: Syntheses, Structures, Electronics, and Reactivities [online]. *European Journal of Inorganic Chemistry*, 2003, 2003(17), S. 3081-3098. ISSN 1434-1948. Verfügbar unter: doi:10.1002/ejic.200300187
- [210] GOTTSTEIN, G. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2014. ISBN 978-3-642-36602-4
- [211] RAINS, R.K. und R.H. KADLEC. The reduction of Al_2O_3 to aluminum in a plasma [online]. *Metallurgical Transactions*, 1970, 1(6), S. 1501-1506. ISSN 0360-2133. Verfügbar unter: doi:10.1007/BF02641992
- [212] KÜNNE, B., G. KÖHLER und H. RÖGNITZ. *Köhler/Rögnitz Maschinenteile 1. Mit Tabellen und Diagrammen sowie zahlreichen Beispielrechnungen*. 10., überarbeitete und aktualisierte Auflage. Wiesbaden: B.G. Teubner Verlag / GWV Fachverlage GmbH Wiesbaden, 2007. ISBN 9783835191228
- [213] KÄSTLE, C. *Qualifizierung der Kupfer-Drahtbondtechnologie für integrierte Leistungsmodule in harschen Umgebungsbedingungen*. Dissertation, 2019. ISBN 978-3-96147-146-1
- [214] FABIAN, J.-H., S. HARTMANN und A. HAMIDI. Partial Discharge Failure Analysis of AlN Substrates for IGBT Modules [online]. *Microelectronics Reliability*, 2004, 44(9-11), S. 1425-1430. ISSN 00262714. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.microrel.2004.07.111
- [215] FLORKOWSKI, M., D. KRZEŚNIAK, M. KUNIEWSKI und P. ZYDRON. Partial Discharge Imaging Correlated with Phase-Resolved Patterns in Non-Uniform Electric Fields with Various Dielectric Barrier Materials [online]. *Energies*, 2020, 13(11), S. 2676. Verfügbar unter: doi:10.3390/en13112676

- [216] VU, T.A.T., J.-L. AUGÉ, O. LESAINT und M.T. DO. Partial discharges in Aluminium nitride ceramic substrates. In: *10th IEEE International Conference on Solid Dielectrics (ICSD)*, 2010. 4 - 9 July 2010, University of Potsdam, Potsdam, Germany. Piscataway, NJ: IEEE, 2010, S. 1-4. ISBN 978-1-4244-7945-0
- [217] AUGÉ, J.-L., O. LESAINT und A.V. THI. Partial discharges in ceramic substrates embedded in liquids and gels [online]. *IEEE Transactions on Dielectrics and Electrical Insulation*, 2013, 20(1), S. 262-274. Verfügbar unter: doi:10.1109/TDEI.2013.6451366
- [218] BAYER, C.F., U. WALTRICH, A. SOUEIDAN, R. SCHNEIDER, E. BAER und A. SCHLETZ. Enhancement of the partial discharge inception voltage of DBCs by adjusting the permittivity of the encapsulation. In: *CIPS 2016; 9th International Conference on Integrated Power Electronics Systems*, 2016, S. 1-5
- [219] KÜCHLER, A. *Hochspannungstechnik*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2017. ISBN 978-3-662-54699-4
- [220] SCHULZ-HARDER, J. Advanced DBC (direct bonded copper) substrates for high power and high voltage electronics. In: *Twenty-Second Annual IEEE Semiconductor Thermal Measurement And Management Symposium*, 2006, S. 230-231
- [221] FRIEDRICH-ALEXANDER UNIVERSITÄT ERLANGEN-NÜRNBERG. Verfahren zur additiven Fertigung eines Schaltungsträgers und Schaltungsträger. Erfinder: T. STOLL UND J. FRANKE. Anmeldung: 21. April 2020. Deutschland. DE 10 2020 204 989 B3
- [222] CAVE, E.F. und L.V. HOLROYD. Thermal Expansion Coefficients of Bismuth [online]. *Journal of Applied Physics*, 1960, 31(8), S. 1357-1358. ISSN 0038-5646. Verfügbar unter: doi:10.1063/1.1735842
- [223] EUSTATHOPOULOS, N., M.G. NICHOLAS und B. DREVET. *Wettability at high temperatures*. Amsterdam: Pergamon, 1999. Pergamon materials series. 3. ISBN 0080421466
- [224] GERTHSEN, C. und D. MESCHÉDE. *Physik*. 23., überarb. Aufl. Berlin: Springer, 2006. Springer-Lehrbuch. ISBN 9783540254218
- [225] EICHLER, H.J. und J. EICHLER. *Laser*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2015. ISBN 978-3-642-41437-4

- [226] EICHLER, J., L. DÜNKEL und B. EPPICH. Die Strahlqualität von Lasern – Wie bestimmt man Beugungsmaßzahl und Strahldurchmesser in der Praxis? [online]. *Laser Technik Journal*, 2004, 1(2), S. 63-66. ISSN 16137728. Verfügbar unter: doi:10.1002/latj.200790019

Verzeichnis promotionsbezogener, eigener Publikationen

- [P1] STOLL, T., T. FEUERER, A. HENSEL und J. FRANKE. Review of the direct bonded copper (DBC) process and its adaption to laser powder bed fusion (LPBF). In: H. HELVAJIAN, B. GU und H. CHEN, Hg. *Laser 3D Manufacturing IX*: SPIE, 22. Januar 2022 - 28. Februar 2022, S. 8. ISBN 9781510648555
- [P2] HENSEL, A., C. SCHWARZER, C. MERZ, T. STOLL, M. KALOUDIS und J. FRANKE. Generation of 3-dimensional power modules for high temperature applications by thermal copper coating processes. 6-9 Dec. 2017. In: *IEEE Electronics Packaging Technology Conference; EPTC*
- [P3] HENSEL, A., T. STOLL, S. STEGMEIER und J. FRANKE. Additive Manufacturing for Power Electronics Substrates: Comparison of Plasma- and Laser-based Metallization Technologies. In: *SMTA Pan Pacific Microelectronics Symposium 2022*
- [P4] STOLL, T. und J. FRANKE. Electrical and Mechanical Qualification of Selectively Dispensed Active Brazes. In: *2018 13th International Congress Molded Interconnect Devices (MID)*: IEEE, 25. September 2018 - 26. September 2018. ISBN 978-1-5386-4933-6
- [P5] SYED-KHAJA, A., D. WALAWSKI, T. STOLL und J. FRANKE. Is selective laser melting (SLM) an alternative for high-temperature mechatronic integrated devices? Methodology, hurdles and prospects. In: J. FRANKE, Hg. *2016 12th International Congress Molded Interconnect Devices (MID). Scientific proceedings : September 28th-29th, 2016, Würzburg, Germany*. Nuremberg: Research Association Molded Interconnect Devices 3-D MID e.V, 2016, S. 57-61. ISBN 978-1-5090-5426-8
- [P6] STOLL, T., A. SYED-KHAJA und J. FRANKE. Prototyping and Production of High-temperature Power Electronic Substrates through Additive Manufacturing Processes [online]. *International Symposium on Microelectronics*, 2017, 2017(1), S. 761-767. ISSN 2380-4505. Verfügbar unter: doi:10.4071/isom-2017-THP51_10
- [P7] SYED-KHAJA, A., T. STOLL und J. FRANKE. Investigations in selective laser melting as manufacturing technology for the production of high-temperature mechatronic integrated devices. In:

- IEEE, Hg. 2016 11th *International Microsystems, Packaging, Assembly and Circuits Technology Conference (IMPACT)*, 2016. ISBN 978-1-5090-4769-7
- [P8] STOLL, T., M. KIRSTEIN und J. FRANKE. Additive Manufacturing of 3D-copper-metallizations on alumina by means of Selective Laser Melting for power electronic applications. In: *CIPS 2018; 10th International Conference on Integrated Power Electronics Systems*, 2018, S. 1-6
- [P9] STOLL, T., P. TRAUTNITZ, S. SCHMIEDEKE, J. FRANKE und N. TRAVITZKY. Process development for laser powder bed fusion of pure copper. In: B. GU, Hg. *Laser 3D Manufacturing VII. 4-6 February 2020, San Francisco, California, United States*. Bellingham, Washington: SPIE, 2020, S. 46. ISBN 9781510633056
- [P10] STOLL, T., A. HENSEL und J. FRANKE. *Schlussbericht zum IGF-Vorhaben Nr. 20144 N. Additive Fertigung leistungselektronischer Schaltungsträger (AMPEC)*, 31. Oktober 2021
- [P11] STOLL, T., M. KIRSTEIN und J. FRANKE. A novel approach of copper-ceramic-joints manufactured by selective laser melting. In: B.A. GOODMAN und M. KROEDEL, Hg. *Material Technologies and Applications to Optics, Structures, Components, and Sub-Systems IV*: SPIE, 11. August 2019 - 15. August 2019, S. 9. ISBN 9781510628953

Verzeichnis promotionsbezogener, studentischer Arbeiten

- [S1] WALDSCHMIDT, I. *Qualifizierung und Evaluierung der Strombelastbarkeit von aktiv gelöteten Leiterzügen*. Projektarbeit. Nürnberg, 1. August 2019
- [S2] WIESEND, J. *Evaluierung des Einflusses von beschleunigten Umweltsimulationstests auf aktiv gelötete Leiterzüge sowie Prüfung der mechanischen Belastbarkeit*. Masterarbeit. Nürnberg, 1. August 2019
- [S3] HARR, M. *Prozessstudien zum selektiven Laserstrahlschmelzen von Kupfer-Zugproben*. Masterarbeit. Nürnberg, 4. November 2019
- [S4] BIEDENBACH, D. *Parameterentwicklung und Qualifizierung elektrischer sowie mechanischer Kennwerte von Kupfer-Aluminiumoxid-Verbundwerkstoffen hergestellt mittels LPBF*. Masterarbeit. Nürnberg, 21. Juni 2021
- [S5] STOLL, T. *Machbarkeitsuntersuchungen von selektivem Laserschmelzen von Kupferpulver auf Keramik-Substraten für die additive Fertigung leistungselektronischer Produkte*. Masterarbeit. Nürnberg, 15. November 2016
- [S6] TRAUTNITZ, P. *Prozessentwicklung zum selektiven Laserschmelzen von Reinkupfer*. Masterarbeit. Nürnberg, 13. Juni 2019
- [S7] KEMGANG KEMMOE, M. *Entwicklung von Prozessparametern für die Qualifizierung der elektrischen und thermischen Eigenschaften von Reinkupfer im Verfahren des Laser Powder Bed Fusions*. Masterarbeit. Nürnberg, 20. Mai 2021
- [S8] SIEGL, L. *Untersuchungen zu Laserstrahl-Keramik-Wechselwirkungen im Dauerstrichbetrieb bei einer Wellenlänge von 1070 nm*. Projektarbeit. Nürnberg, 7. Januar 2020
- [S9] KIRSTEIN, M. *Erweiterte Untersuchungen zu Kupfer-Keramik-Verbunden, hergestellt mittels Selektivem Laserschmelzen (SLM)*. Masterarbeit. Nürnberg, 3. September 2018
- [S10] FEUERER, T. *Theoretische Analyse des Prozesses des Aktivlötens (AMB) und der Direct Copper Bonded-Technologie (DCB) sowie deren technologische Anwendung auf das Selektive Laserschmelzen (SLM)*. Projektarbeit. Nürnberg, 1. Februar 2019

- [S11] MARINS, L. de. *Konzeptionierung und konstruktive Entwicklung einer beheizbaren Bauplattform für den Prozess des selektiven Laserschmelzens*. Masterarbeit. Nürnberg, 20. Juli 2020

Anhang

Anhang 1 - Formelverzeichnis LPBF

Formel	Beschreibung	Quelle
$P + T + R = 1$	Die Summe aus Propagation (P), Transmission (T) und Reflexion (R) ergibt 1	[94]
$\frac{dI(z)}{dz} = -\alpha I(z)$	Lambert-Beersche Gesetz mit I der Strahlungsintensität, z der optischen Eindringtiefe und α dem Absorptionskoeffizienten	[93]
$n' = n + i\kappa$	Komplexer Brechungsindex mit n dem Brechungsindex und κ dem Extinktionskoeffizient	[94]
$n = \frac{c}{v}$	Brechungsindex mit c als Vakuumlichtgeschwindigkeit und v als Lichtgeschwindigkeit im jeweiligen Medium	[94]
$\kappa = \frac{\alpha c}{2\omega} = \frac{\alpha \lambda}{4\pi}$	Extinktionskoeffizient mit α als Absorptionskoeffizient, c der Vakuumlichtgeschwindigkeit, ω der Kreisfrequenz und λ der Vakuumwellenlänge des Lichts	[94]
$\varepsilon_r = \varepsilon_1 + \varepsilon_2$ $\varepsilon_1 = n^2 - \kappa^2$ $\varepsilon_2 = 2n\kappa$	Komplexe relative Permittivität ε_r mit n als Brechungsindex und κ als Extinktionskoeffizient	[94]
$m_0 * \frac{d^2x}{dt^2} + m_0\gamma * \frac{dx}{dt} + m_0\omega_0^2x = E_0 e^{i(kz - \omega t)}$	Lorentz-Oszillator mit m_0 der Elektronenmasse, γ der Dämpfungsrate, ω_0 der Resonanzfrequenz der gebundenen Elektronen, E_0 der Amplitude der elektromagnetischen Welle, e der Eulerschen Zahl, k dem Wellenvektor, z der Propagationsrichtung und ω der Kreisfrequenz	[95]
$\omega_0 = \sqrt{\frac{K_S}{\mu}}$	Resonanzfrequenz ω_0 mit K_S der Rückstellkraft und μ der Schwingungsmasse	[94]
$\varepsilon_r(\omega) = 1 - \frac{\omega_p^2}{\omega^2 + i\gamma\omega}$	Komplexe relative Permittivität (freies Elektronengas) mit ω_p als Plasmaresonanzfrequenz des Elektronengases, ω der Kreisfrequenz des anregenden elektromagnetischen Feldes und γ der Dämpfungsrate	[94]
$\omega_p = \frac{Ne^2}{\varepsilon_0 m_0}$	Plasmaresonanzfrequenz mit N der Anzahl der Leitungselektronen pro Volumeneinheit, e der elektrischen Ladung des Elektrons, ε_0 der Dielektrizitätskonstanten und m_0 der Elektronenmasse	[94]

$\varepsilon_r(\omega) = 1 - \frac{\omega_p^2}{\omega^2}$	Komplexe relative Permittivität (vereinfacht Elektronengas) mit ω_p , der Plasmaresonanzfrequenz und ω der Kreisfrequenz des anregenden elektromagnetischen Feldes	[94]
$E = h\nu = \frac{hc}{\lambda}$	Einsteinsche Gleichung (Photonenenergie) mit h dem Planckschen Wirkungsquantum, ν der Frequenz, c der Vakuumlichtgeschwindigkeit und λ der Vakuumwellenlänge	[96]
$I_L = \frac{P_L}{A}$	Laserintensität I_L mit P_L der Laserleistung und A der einhergehenden Fläche (Fokusspot)	
$\nabla(k\nabla T) + \dot{q} = \rho c \frac{\partial T}{\partial t}$	Fouriersche Gesetz mit k als Wärmeleitfähigkeit, $\dot{q}$ als Wärmestromdichte, ρ als Dichte des Materials und c als spezifische Wärmekapazität	[111]
$M_a = \frac{\partial \gamma_{LV}}{\partial T} \nabla T \frac{L^2}{\eta a}$	Marangoni-Konvektion mit γ_{LV} der Oberflächenspannung des flüssig/dampfartigen Kontaktbereichs, L der Länge des Schmelzbades, η der Viskosität der Schmelze, ∇T dem Temperaturgradienten und a der Temperaturleitfähigkeit	In Anlehnung an [121]
$\cos\theta = \frac{\sigma_{SV} - \sigma_{SL}}{\sigma_{LV}}$	Youngsche Gleichung mit $\cos\theta$, dem Benetzungswinkel, σ_{SV} , der Oberflächenenergie fest/gasförmig, σ_{SL} der Oberflächenenergie fest/flüssig und σ_{LV} , der Oberflächenenergie flüssig/gasförmig	[223]
$\frac{\Delta p_{SD}}{\Delta T} = \frac{H_V(T)}{(v_D - v_K)T}$	Sättigungsdampfdruck ∂p_{SD} als Funktion der Temperatur mit H_V der Verdampfungsenthalpie, v_D dem spezifischen Volumen in der Dampfphase, v_K dem spezifischen Volumen in der kondensierten Phase und T der Temperatur	[98]
$k = \rho * c * a$	Wärmeleitfähigkeit des Materials mit ρ der Dichte, c der spezifischen Wärmekapazität und a der Temperaturleitfähigkeit	[139]
$\Delta R_p = \Delta\sigma_0 \sim \frac{k_y}{\sqrt{L_k}}$	Hall-Petch-Beziehung mit R_p der Streckgrenze, $\Delta\sigma_0$ der Startspannung für Versetzungen, k_y als Vorfaktor für die Anzahl an Gleitsystemen und L_k der Korngröße	[154]
$\sigma = \frac{ne^2\tau}{m_0}$	Elektrische Leitfähigkeit mit n als Leitungselektronen pro Volumeneinheit, e der elektrischen Ladung, τ der mittleren freien Flugzeit der Elektronen und m_0 der Elektronenmasse	[95]
$\frac{k}{\sigma} = LT$	Wiedemann-Franzsches Gesetz mit k der Wärmeleitfähigkeit, σ der elektrischen Leitfähigkeit und L der Lorenz-Zahl	[224]

$k = \frac{1}{3} \rho c v_s \Lambda$ $= \frac{\pi^2 n k_B^2 T \tau}{3 m_0}$	Wärmeleitfähigkeit mit ρ als Dichte des Festkörpers, c der spezifischen Wärmekapazität, v_s der Elektronengeschwindigkeit im Festkörper, Λ der mittleren freien Weglänge der Elektronen, n der Leitungselektronendichte pro Volumen, k_B der Boltzmann-Konstante, T der Temperatur, m_0 der Elektronenmasse und τ der mittleren freien Stoßzeit der Elektronen	[95]
$\delta_W = 2\sqrt{kt}$	Wärmeeindringtiefe mit k der Wärmeleitfähigkeit und t als Wechselwirkungsdauer	[98]
$R = \frac{\sigma_c(1-\nu)}{E\alpha}$ $= \Delta T_c$	Thermoschockgütwert R mit maximaler ertragbarer Temperaturdifferenz ΔT_c, σ_c der maximal ertragbare mechanische Belastung, ν der Poissonzahl, E dem E-Modul und α des thermischen Ausdehnungskoeffizienten	[187] [188]
$j = \frac{N_D}{A * t} = -D \nabla c_c$	Ficksche Gesetz mit j der Materialflussdichte, N_D der diffundierenden Atome, A der Fläche, t der Zeit, D des Diffusionskoeffizienten und ∇c_c des Gradienten der Konzentration	In Anlehnung an [113]
$d_{F,0}$ $= \frac{4 * \lambda * f' * M^2}{\pi * d_R}$	Fokussierung des Laserstrahls mit d_F dem Fokussdurchmesser, λ der Wellenlänge, f' der Brennweite, M^2 der Beugungsmaßzahl und d_R dem Rohstrahldurchmesser	[225]
$d_F(z)$ $= d_F \sqrt{1 + \left(\frac{z}{z_R}\right)^2}$	Fokussdurchmesser in Abhängigkeit der Höhe in z-Richtung mit d_F dem Fokussdurchmesser, z der Höhe in z-Richtung und z_R der Rayleighlänge	[226]
$z_R = \frac{\pi * d_{F,0}^2}{4\lambda}$	Rayleighlänge mit d_F dem Fokussdurchmesser und λ der Wellenlänge	

Anhang 2 – DCB-Prozessmatrix

DCB-Prozessdatenmatrix (Stand der Technik/Forschung) Teil 1									
Autor	Jahr	Kupfer	Keramik	Voroxidation	T _{Vorox.} (°C)	t _{Vorox.} (min)	P _{O₂} (Pa)	Art der Voroxidation	Reinigung Kupfer
Burgess	1975	-	Al ₂ O ₃	Nein	-	-	-	-	-
Sun	1976	-	Al ₂ O ₃	Nein	-	-	-	-	-
			BeO						
Wittmer	1982	elektrolyt.	Al ₂ O ₃	Ja	-	-	-	Galvanisch	-
Beraud	1989	-	Al ₂ O ₃	Ja	1000	-	13,3	Ofen	Schleifen + Anlassen
Yoshino	1989	komm.	96% Al ₂ O ₃	Ja	1000	4	3; 5; 8,4	Ofen	C ₂ HCl ₃
Yoshino	1991	komm.	96% Al ₂ O ₃	Nein	1077	-	-	CuO-Paste	-
				(Ja)					
Yoshino	1992	komm.	96% Al ₂ O ₃	Ja	1000	4	7	Ofen	C ₂ HCl ₃
Kim	1992	komm.	Al ₂ O ₃	Nein	-	-	-	-	HNO ₃ + C ₂ H ₆ O
Chiang	1993	99,99%	96% Al ₂ O ₃	Nein	-	-	-	-	C ₂ H ₆ O, HNO ₃ + US
			99% Al ₂ O ₃						
			Saphir						
Entezarian	1996	OFHC	AlN	Nein	-	-	-	-	US + HNO ₃
			Al ₂ O ₃						
			AlN-Al ₂ O ₃						
Yi	1999	hochrein	Al ₂ O ₃	Ja	500	-	Luft	Ofen	-
Shepeleva	2000	Pulver	96% Al ₂ O ₃	Nein	-	-	-	-	-
Seager	2002	99,99%	99% Al ₂ O ₃	Ja	-	-	-	Galvanisch	Poliert
Ning	2003	99,99%	96% Al ₂ O ₃	Ja	300	60	Luft	Ofen	HCl + C ₂ H ₆ O + US
Ghasemi	2009	99,99%	Al ₂ O ₃	Ja	-	-	-	-	HNO ₃ + C ₂ H ₆ O
Lee	2013	99,99%	96% Al ₂ O ₃	Ja	600	3	1 ppm	Ofen	Schleifen + C ₂ H ₆ O
					200	10		Luft	
					300	1		Luft	
					400	1		Luft	
Hromadka	2014	-	Al ₂ O ₃	Nein	-	-	-	-	HCl + IPA
Kim	2016	-	Al ₂ O ₃	Ja	-	-	-	Kommerziell	HF
Zheng	2016	99%	98% Al ₂ O ₃	Ja	-	-	-	Galvanisch	Schleifen

*nach Reduktion in Wasserstoff, US = Ultraschall

DCB-Prozessdatenmatrix (Stand der Technik/Forschung) Teil 2						
Reinigung _{Keramik}	T _{1,2} (°C)	t _{Haltezeit} (min)	Atmosphäre	P _{O₂} (Pa)	Schicht	Test F
-	1065-1083	-	Argon oder Stickstoff	0,15	CuAlO ₂	-
-	1070	-	Stickstoff	200-800 ppm	10 nm	Peel 8,76 N/mm
-	1072	-	Stickstoff	-	-	-
-	1070	2	Argon	-	0,1 µm CuAlO ₂	-
-	1075	4	-	2	-	Peel 11,9 N/mm
-	1072	-	-	2	10 µm Cu-O (10 µm CuAlO ₂)	Peel 9,3 N/mm
Geschliffen, C ₃ H ₆ O + US	1075	4	-	2	CuAlO ₂	Peel 8 N/mm
	1075	10	Stickstoff	10,13	CuAlO ₂	Biegen 35 N/mm ²
		1200			CuAlO ₂	250 N/mm ²
		6			CuAl ₂ O ₄	9,8 N/mm
	-	1070	5	Argon	1000 ppm	CuAl ₂ O ₄
-	1070	5	Stickstoff	500 ppm	CuAl ₂ O ₄	5,6 N/mm
-	1068-1080	-	Argon	0,1	-	42,1 N/mm ²
-	Laser	-	Argon	-	CuAlO ₂	50 N/mm ²
Geschliffen + poliert US, C ₂ H ₆ O, C ₃ H ₆ O, (NaOH)	1075	120	Argon	1 ppm	CuAl ₂ O ₄	14,7 N/mm ²
	1065-1080	30	Luft	-	CuAl ₂ O ₄	-
	1075	60	Stickstoff	-	CuAl ₂ O ₄	-
		Argon	0,2	Peel 12,9 N/mm		
C ₃ H ₆ O + US	1075	3	Argon	0,2	-	16,8 N/mm*
C ₃ H ₆ O + Brennen	1075	3	Stickstoff	1 ppm	Cu ₂ O (10-70 nm)	-
US + IPA/C ₃ H ₆ O + C ₃ H ₆ O	1074	15	Stickstoff	-	-	-
-	1075	6	Argon	-	CuAlO ₂	Peel 12,6 N/mm
Schleifen + C ₃ H ₆ O	1075	240	Stickstoff	-	CuAlO ₂ + CuAl ₂ O ₄ (µm)	Biege 645 N/mm ²

Darstellung in Anlehnung an [S10]

Anhang 3 – AMB-Prozessmatrix

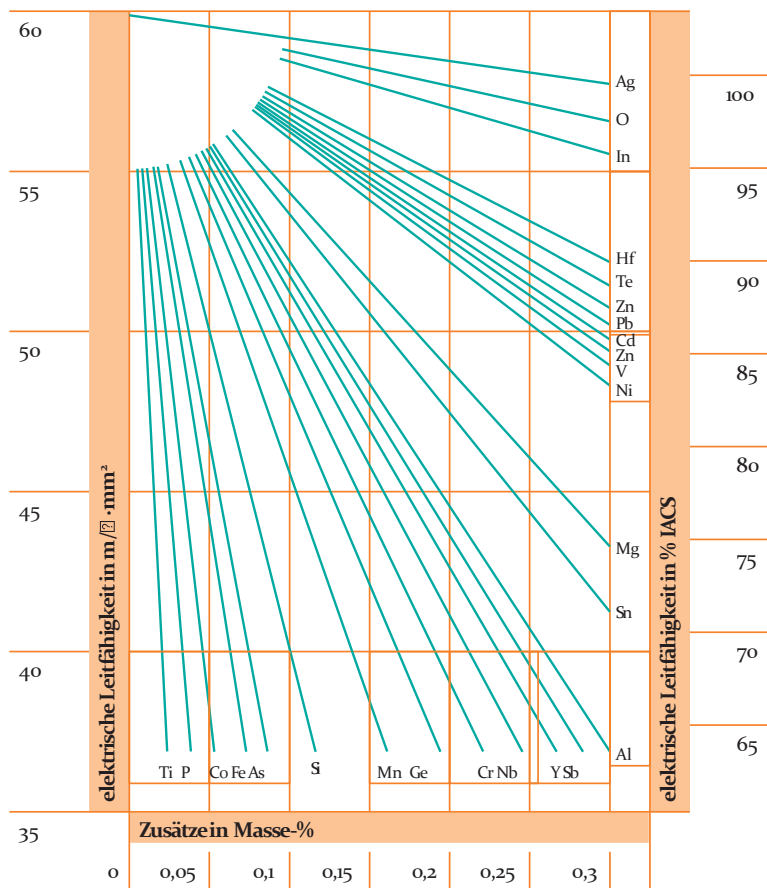
AMB-Prozessdatenmatrix (Stand der Technik/Forschung) Teil 1									
Autor	Jahr	Lot	Form (Lot)	Fügepartner	Aktivelement	Nominelle Zusammensetzung	Reinigung _{Lot}	Reinigung _{Fügepartner}	
Nicholas	1980	CuXTi	-	Al ₂ O ₃ 99,5%	Ti	-	US + C ₂ H ₆ O	US + C ₂ H ₆ O	
Carim	1990	CuSi	Folie	AlN	Ti	Ag-35,26Cu-1,68Ti	-	-	
Hongqi	1994	AgCuTi	Folie	Al ₂ O ₃ 99%	Ti	Ag-26,7Cu-4,5Ti	Poliert + C ₂ H ₆ O	Poliert + C ₂ H ₆ O	
Brochu	2004	CuTi	Paste	Si ₃ N ₄	Ti	Ag-38Cu-5Ti	-	Poliert+US+C ₂ H ₆ O+C ₂ H ₄ O	
Valette	2005	CuSi	Folie	Al ₂ O ₃ 99,5% + CuNi	Ti, In	Cu-2,5Ti	-	NaOH+HCl/ C ₂ H ₆ O+C ₂ H ₄ O	
Nono	2006	Ti+Cu+AgCu	Sprithen	Al ₂ O ₃ +Ti	Ti	Ag-38,6Cu-2,4Ti-9,8In	US + C ₂ H ₆ O	US + C ₂ H ₆ O	
Nascimento	2007	AgCu	Mech.	Al ₂ O ₃ 99,7% +Vacuon70	Ti	Ag-50Cu	-	US + C ₂ H ₆ O	
		AgCuPd	Folie			Ag-28Cu	-	-	
		AuNi	Folie			Ag-31,5Cu-10Pd	-	-	
		CuGaTi		Si ₃ N ₄	Ti, Ga	Au-88Ni	-	-	
Naidich	2008	CuGa/Zr	-	ZrO ₂	Zr, Ga		-	-	
		PbTi		AlN	Ti		-	-	
		SnTi		AlN	Ti		-	-	
Elre-bey	2009	IncuSi	Folie	Titan	Ti, In	Ag-27,2Cu-12,5In-1,25Ti	C ₂ H ₆ O	US + C ₂ H ₆ O	
Rohde	2009	CB4	Folie	Al ₂ O ₃ 99,7%, ZTA + Stahl	Ti	AgCuTi	-	-	
Jasim	2010	CuZr	Paste	Al ₂ O ₃ 99,8%	Zr	Cu-2Zr ²	-	Poliert + US + C ₂ H ₆ O	
		CuTi			Ti	Cu-10Ti ³	-	-	
		AgCuTi				Ag-27Cu-5Ti	-	-	
Kozlova	2010	Ti	Paste	Al ₂ O ₃ 94% + Cu	Ti	Ag-28Cu	-	-	
Kolensk	2010	AgCu	Folie	Al ₂ O ₃ 99,95% + AISI 321	Ti	Sn-2Ti	-	-	
		SnTi	-				-	-	
Pönicke	2011	AgCuTi	Paste	AlN; Si ₃ N ₄	Ti	AgCu + 10% Ti	-	-	
Wang	2012	CuTi	Pulver, gepresst	AlN	Ti		-	US + C ₂ H ₆ O	
Laik	2013	Silver-ABA	Folie	99,5%Al ₂ O ₃ + Inconel 600	Ti	Ag-5,0Cu-1,0Al-1,25Ti	-	-	
Yang	2013	Ti	PVD	SiO ₂ -BN	Ti	Ti + Ag-28Cu	-	Schleifen + US + C ₂ H ₆ O	
2013		AgCu	Folie				-	-	
Beeranur	2014	CuSi	Folie	Al ₂ O ₃ 99,5% + SS 304	Ti	Ag-32,25-17,5Ti	Schleifen+Poliert+ C ₂ H ₆ O	Schleifen+Poliert+ C ₂ H ₆ O	
Maruschka	2015	CB4	Folie	Al ₂ O ₃	Ti	AgCuTi	-	-	
Cao	2015	AgCuTi	Paste	Al ₂ O ₃ 95% + FeNiCo	Ti	Ag-25,92Cu-7,89Ti	-	-	
		CuSi	Folie	Al ₂ O ₃ 99,99%	Ti	Ag-35,5Cu-1,8Ti	Reiniger + US	Reiniger + US	
Ali	2016	TiCuSi	Folie			Ag-26,7Cu-4,5Ti	-	-	
Xin	2016	AgCu	Sputtern	Al ₂ O ₃ 95% + Kovar	Ti	Ti + Ag-8Cu	-	-	
		AgCuTi	Folie	Al ₂ O ₃ 99%	Ti	Ag-27,5Cu-2,5Ti	-	US + C ₂ H ₆ O	
Niu	2016	AgCu+TiH ₃	Paste	+TiAl		Ag-28Cu + TiH ₃	-	US + C ₂ H ₆ O	
		Ti, Cu				Ti + Ag-8Cu	-	US + C ₂ H ₆ O	
Xin	2017	AgCu	Sputtern	Saphir 99,99% + Kovar	Ti	Ti + Sn-0,3Ag-0,7Cu	-	US + C ₂ H ₆ O	
Fu	2017	Ti+SAC	Pulver	Al ₂ O ₃ + Kupfer	Ti	Ag-28,06Cu-1,68Ti	-	US + C ₂ H ₆ O	
Sechi	2017	AgCuTi	Folie	BN+WC-Co	Ti	Ag-28Cu + 3,4% Ti	-	Schleifen + US + C ₂ H ₆ O	
Song	2018	AgCuTi	Pulver	Si ₃ N ₄ + TiAl	Ti		-	-	
							-	-	
Ali	2018	Copper-ABA	Folie	95% Al ₂ O ₃ + Kovar 99,7% Al ₂ O ₃ + Kovar	Ti	Cu-6,3Si-2,8Ti-4,4Al	Reiniger + US	Reiniger + US	
* Diese Proben wurden vor dem Lötten gesintert; x mehrere Lote getestet; Mech. = mechanisch; US = Ultraschall; Scher = Scherest; Biege = Biegetest; Zug = Zugtest; Peel = Schältest; Bruch = Bruchfestigkeit									

AMB-Prozessdatenmatrix (Stand der Technik/Forschung) Teil 2

T_{Laser} (°C)	$t_{\text{Halbeszeit}}$ (min)	Atmosphäre	Druck (Pa)	Schicht	Schichtdicke	Test	F (N/mm ²)
1000-1250	20	Vakuum	1×10^{-3}	-	-	-	-
900	5, 10, 30	Argon	$13,8 \times 10^3$	TiN, Ti ₃ CuAl ₃ N	0,5 - 3 µm	-	-
850	30	Vakuum	7×10^{-3}	AlTi, Cu ₂ Ti ₃ O, Ti ₂ O, TiO, CuTi ₂	2 µm	Scher	~ 170
975 (-1075)	3 (1-12)	Argon	-	TiN, Ti ₃ Sn, CuSnTi, Cu ₂ Ti	6 µm (4-12)	Biege	400 (250)
900	15	Vakuum	1×10^{-4}	Ti ₃ (CuAl) ₃ O, TiO ₂	2-3 µm	-	-
850	30	Vakuum	8,1	-	-	Zug	139
790	10	Vakuum	$2,0 \times 10^{-3}$	-	-	-	-
820	-	Vakuum	$2,0 \times 10^{-3}$	-	-	-	-
870	-	Vakuum	$2,0 \times 10^{-3}$	-	-	-	-
990-1025	-	Vakuum	$2,0 \times 10^{-3}$	-	-	-	-
1000	-	Vakuum	$2,0 \times 10^{-3}$	-	-	-	-
1100-1150	-	Vakuum	$2,0 \times 10^{-3}$	-	-	-	-
580-620	-	Vakuum	2×10^{-3}	-	-	-	-
700-800	-	Vakuum	5×10^{-3}	-	-	-	-
750 (710, 800)	90 (5, 30)	Vakuum	2×10^{-3}	Cu ₂ Ti, Cu ₂ Ti ₃ In, Cu-In, CuTi, Ti ₂ Cu, AgTi	-	Peel	92-3
Laser	2-3-2-6	Argon	-	-	-	Biege	80
1100	10	Vakuum	$6,7 \times 10^{-3}$	ZrO ₂	-	-	-
1100	-	Vakuum	$6,7 \times 10^{-3}$	Cu ₂ (AlTi) ₃ O	-	Scher	0,4
980	-	Vakuum	$6,7 \times 10^{-3}$	-	-	-	24
840	15	Vakuum	1×10^{-4}	Ti ₃ O ₂ , Ti ₃ (CuAl) ₃ O	5 µm	Zug	3000 N
900	30	Vakuum	1×10^{-3}	Ti ₆ Sn ₃	-	Scher	18-3
955	8-30	Vakuum Argon	1×10^{-3}	TiN, TiSi _x	1-2 µm	-	-
1200	15	Vakuum	7×10^{-3}	TiN	-	-	-
950	2	Vakuum	2×10^{-3}	Cu ₂ Ti ₃ O, TiO	5-6 µm	Zug	80
840	10	Vakuum	2×10^{-3}	TiB ₂ , TiN	200 nm	Scher	39,2
830	10	Vakuum	$1,3 \times 10^{-3}$	Cu ₂ Ti ₃ O, Cu ₂ Ti ₃ O	-	Scher	88
950	8	Vakuum	2×10^{-3}	-	-	-	-
860	5	Vakuum	3×10^{-3}	Ti ₂ Al, TiO	1,4 µm	Zug	78
750-900	1	Argon	< 1 ppb O ₂	Ti ₃ O, Ti ₃ Cu ₃ O, TiO	1-1,6 µm + 30-100 nm	-	-
750-845	-	-	-	-	-	-	-
840*	10	Vakuum	$3,5 \times 10^{-3}$	Ti ₂ Al, TiO	-	Zug	69,6
880 (840-940)	10 (0-30)	Vakuum	3×10^{-4}	Ti ₃ (CuAl) ₃ O	1,2 µm	Scher	94
840*	5	Vakuum	$3,5 \times 10^{-3}$	Ti ₃ Cu ₃ O, TiO	1,5 µm + 35 µm	Zug	102
900	30	Vakuum	$1,3 \times 10^{-3}$	Ti ₆ Sn ₃ , TiO	-	Scher	72,6
Laser	-	Argon	-	-	-	Scher	25
880	15	Vakuum	$2,0 \times 10^{-3}$	Ti ₃ Sn, TiN	-	Scher	8
1025-1100	0-45	Argon	-	S ₃ Ti ₃	2 µm	-	141,7
1025	-	-	-	-	-	-	-

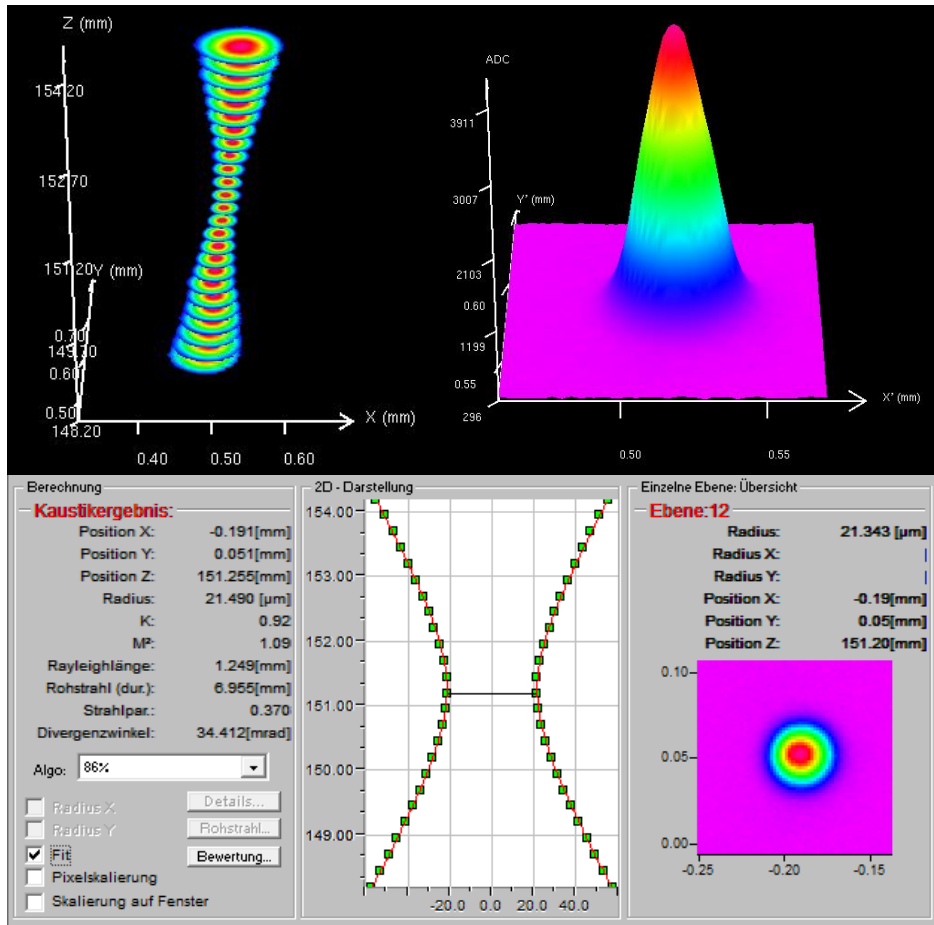
Darstellung in Anlehnung an [Sio]

Anhang 4 – Zusammenhang Legierungselemente und elektrische Leitfähigkeit bei Kupfer



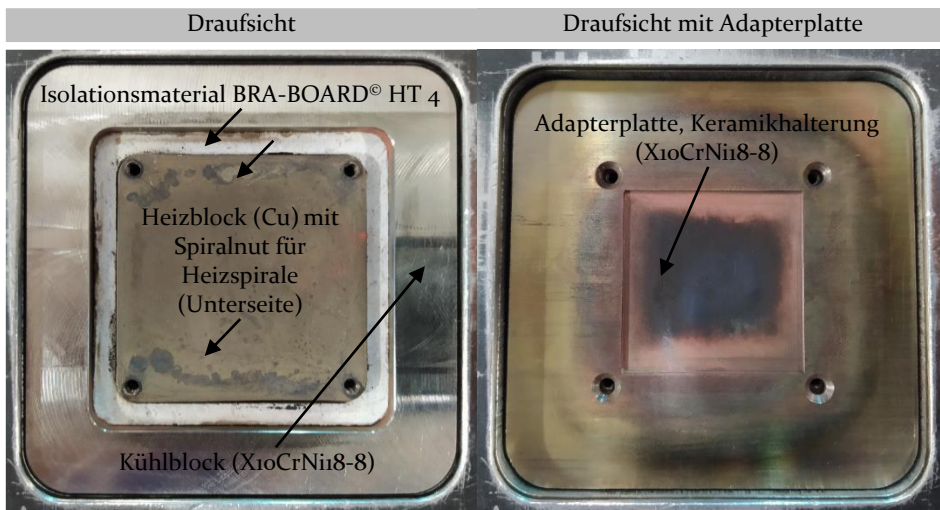
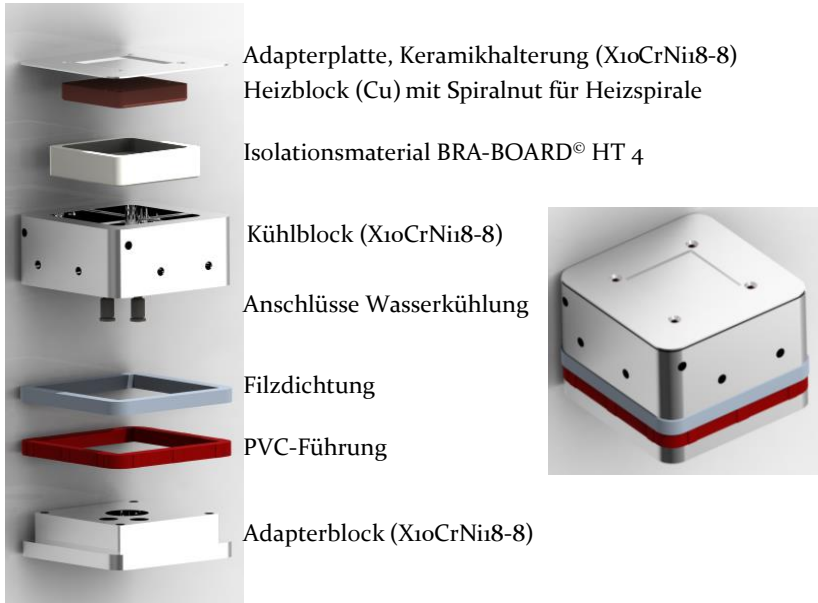
Darstellung aus [32]

Anhang 5 – Strahlkaustik IPG IPG-YLR-500-AC

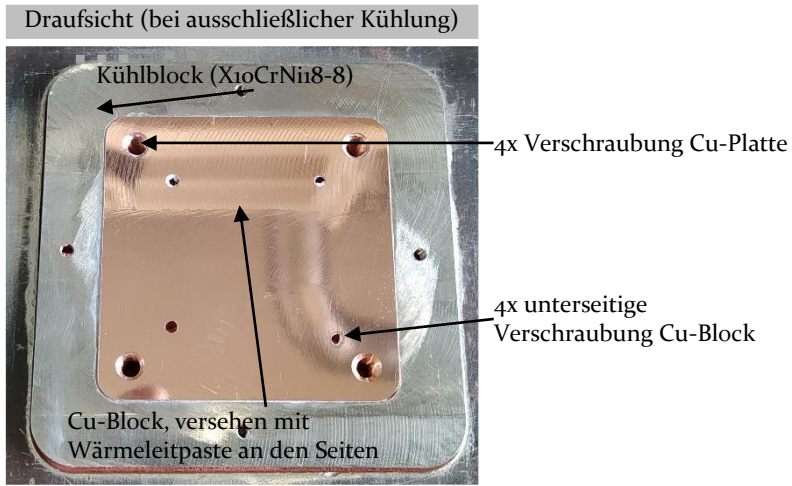


$f=50,00$ mm, $f'=201,65$ mm

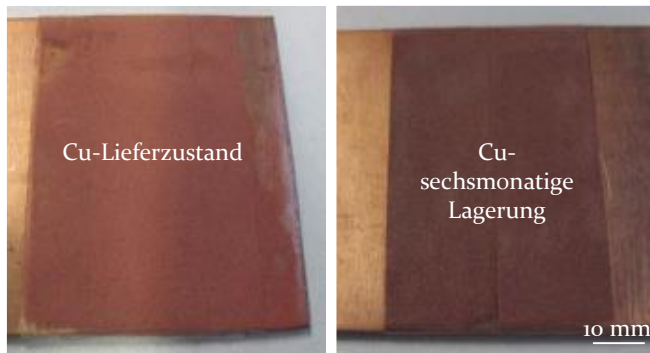
Anhang 6 – konstruktive Ausarbeitung beheizbarer und aktiv gekühlter Bauplattform



Darstellung in Anlehnung an [S11] und [S4]



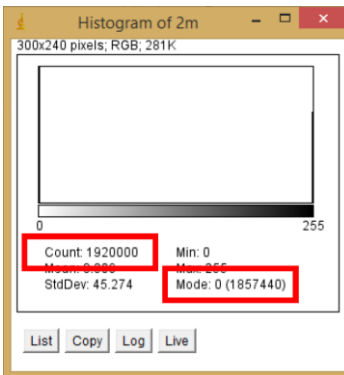
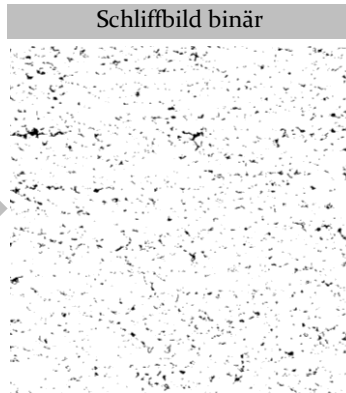
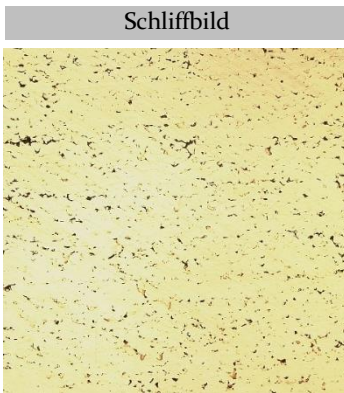
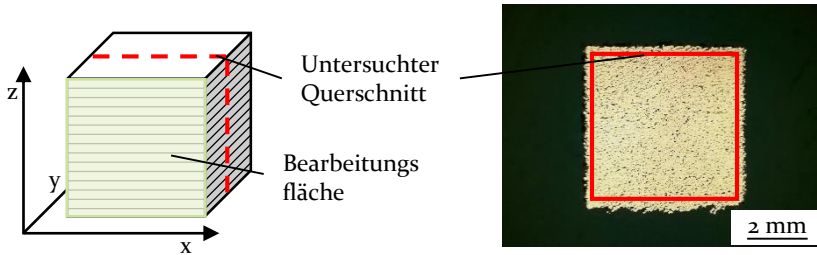
Anhang 7 – Pulvervorbereitung für optische Messungen



Aufnahme durch das Zentrum für Sonnenenergie- und Wasserstoff-Forschung

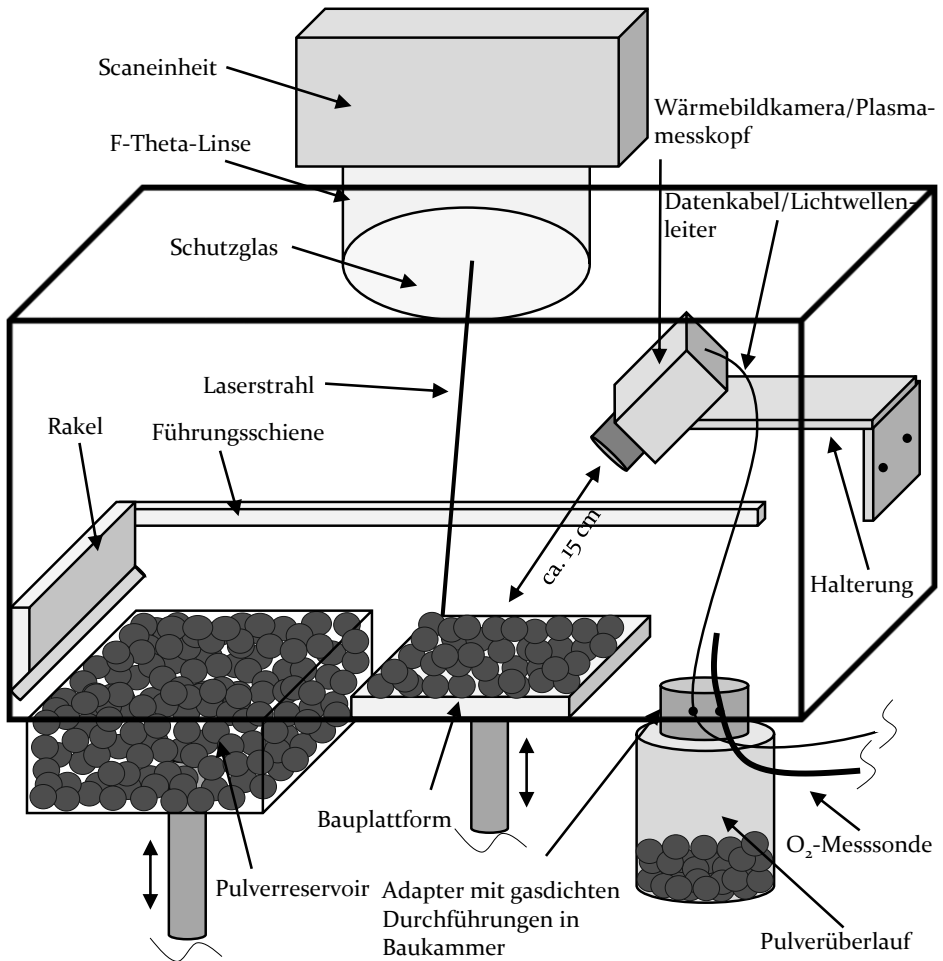
Anhang 8 – Metallographische Aufbereitung und Dichteausswertung

Schliffprobenpräparation



$$\text{Dichte} = \frac{\text{Mode (weißer Anteil)}}{\text{Count (gesamter Anteil)}}$$

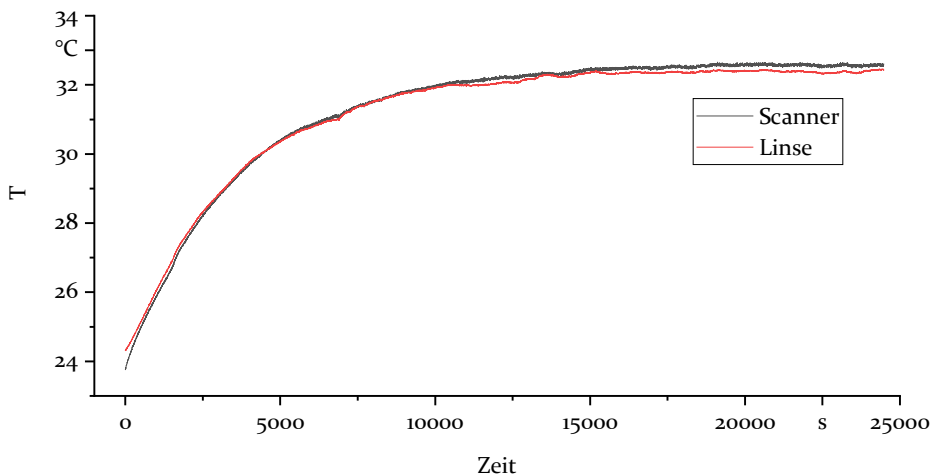
Anhang 9 – Schematischer Messaufbau Wärmebildkamera und Plasmamessung



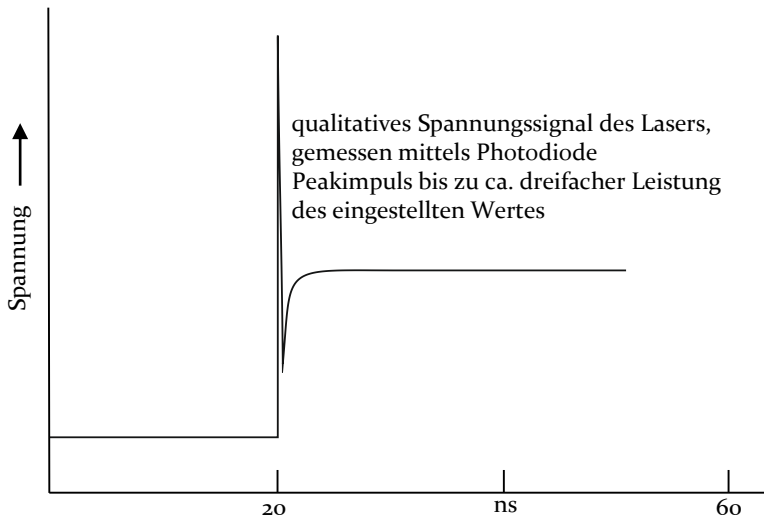
Anhang 10 – Technische Daten Wärmebildkamera OPTRIS PI 160

Optische Auflösung	160*120 Pixel
Detektor	FPA, ungekühlt (25 µm*25 µm)
Spektralbereich	8-14 µm
Temperaturbereich	-20-1500 °C
Bildfrequenz	120 Hz
Optik	23°*17° FOV/10 mm

Anhang 11 – Überwachung der Scanner- und Linsen- temperatur

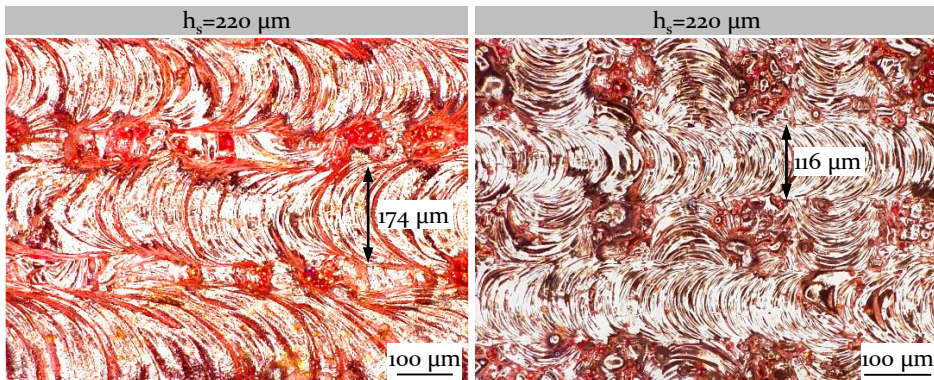


Anhang 12 – Erstimpuls IPG-YLR-500-AC

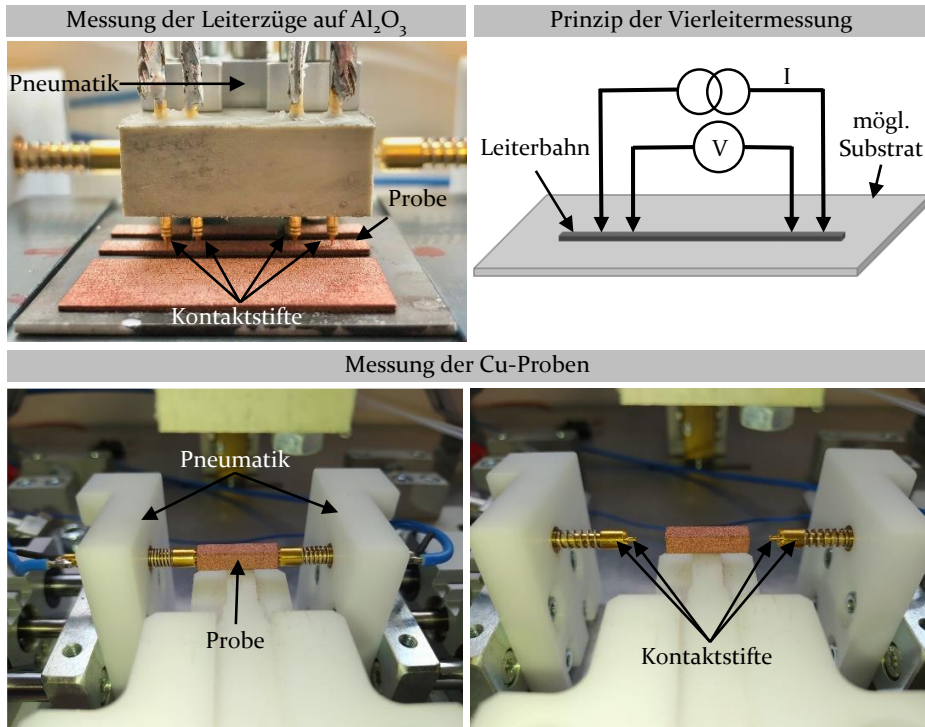


Angaben des Herstellers IPG PHOTONICS

Anhang 13 – Schmelzspurbreite



Anhang 14 – Messaufbau zur Messung des elektrischen Widerstandes

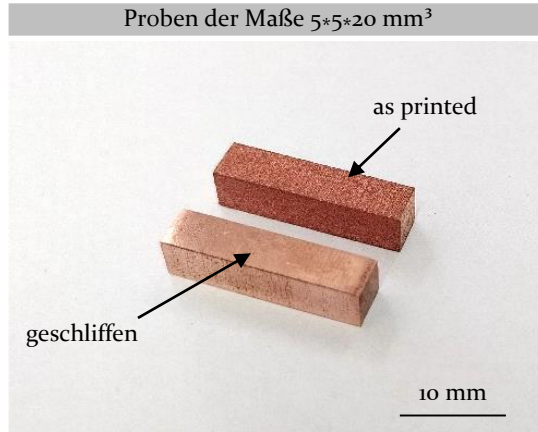


Bezeichnung	Gerät	Genauigkeit
Stromaufprägung	KETHLEY 6221	$\pm 0,155 \text{ mA}$
Spannungsmessung	KEITHLEY 2182A	$\pm 0,234 \text{ } \mu\text{V}$
Temperaturmessung	OMEGA SA2-RTD (Pt100)	$\pm 0,4 \text{ } ^\circ\text{C}$

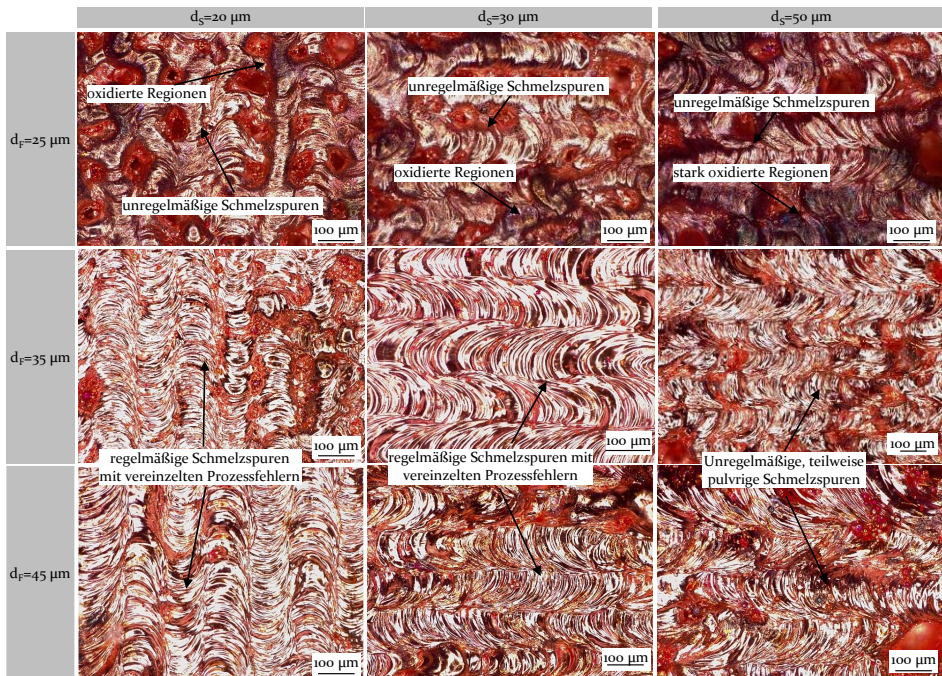
Messablauf:

- Fünffmalige Messung des Widerstandes bei negativer und positiver Stromaufbringung ($\pm 110 \text{ mA}$)
- Drehen des Werkstücks um 180°
- Fünffmalige Messung des Widerstandes bei negativer und positiver Stromaufbringung ($\pm 110 \text{ mA}$)
- Errechnung des Mittelwertes aus zehn Messungen mit Standardabweichung

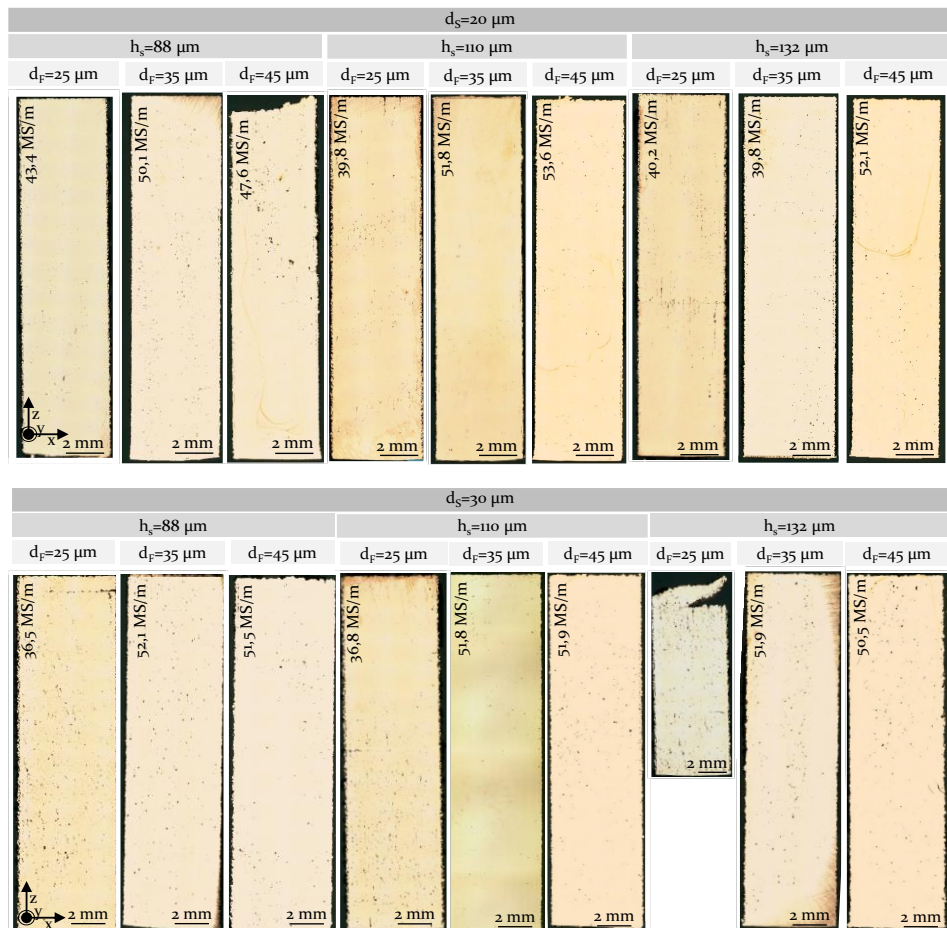
Anhang 15 - Proben elektrische Leitfähigkeit Cu

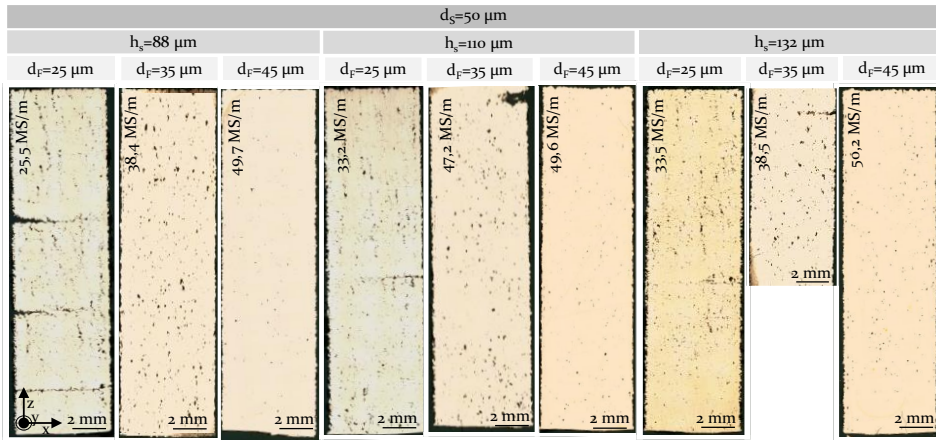


Anhang 16 – Übersicht Schmelzspuren in Abhängigkeit von d_s und d_F bei $h_s=110 \mu\text{m}$

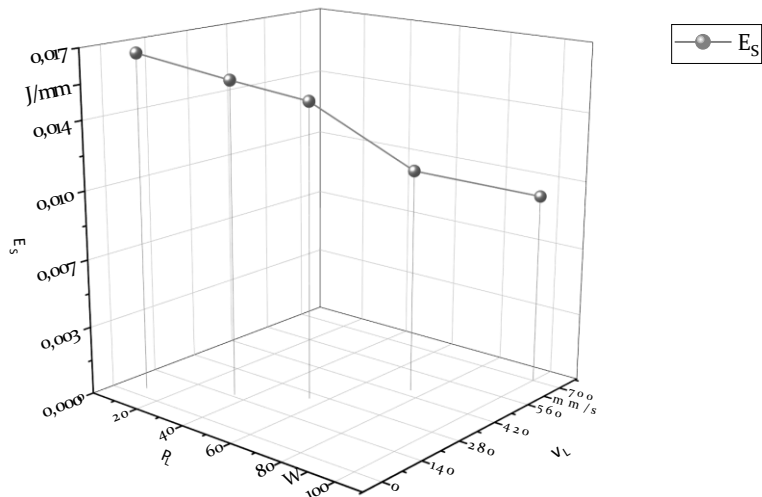


Anhang 17 – Übersicht Schliffbilder bei 20 mm Bauteilhöhe in Abhängigkeit von d_s , d_F und h_s





Anhang 18 – Maximal möglicher Streckenenergieeintrag auf Keramik



Maximal möglicher Streckenenergieeintrag ohne erhebliche Schädigung des keramischen Substrates bei $T_K = 450^\circ\text{C}$ in Anlehnung an [S9]

Anhang 19 – Berechnung Fokusverschiebung

Die Berechnung des Fokusbereichs d_F kann anhand von Gleichung (28)

$$d_F = \frac{\lambda * f' * APO * M^2}{d_R} \quad (28)$$

erfolgen. Die Abhängigkeit von d_F von der vertikalen Position (z-Richtung) der Bearbeitungsebene kann durch Gleichung

$$d_F(z) = d_F \sqrt{1 + \left(\frac{z}{z_R}\right)^2} \quad (34)$$

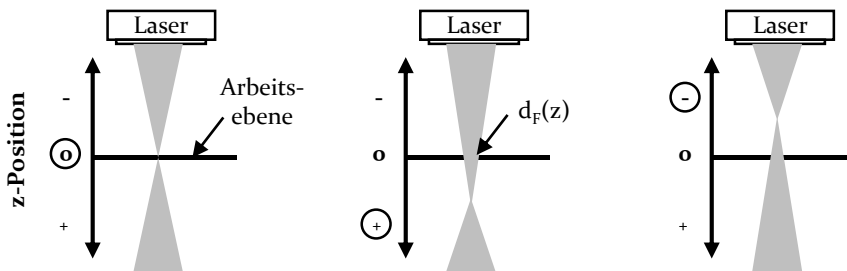
mit $d_{F,0}$ als Fokusbereich ohne Fokusverschiebung nach Gleichung (28), z als Achsposition in z-Richtung und z_R der Rayleighlänge

$$z_R = \frac{\pi * d_F^2}{4\lambda} \quad (35)$$

beschrieben werden [226].

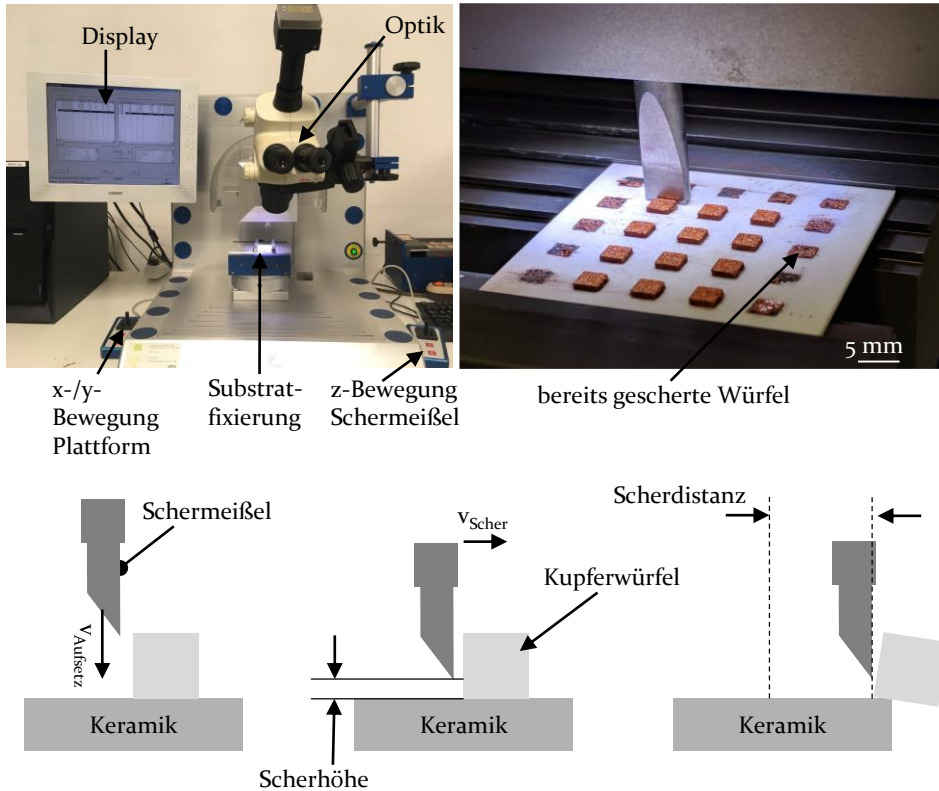
Nachfolgende Tabelle zeigt die entsprechenden Werte von d_F bei der Anlagentechnik IPG-YLM-100-AC.

z-Position	0 mm	0,5 mm	1 mm	1,5 mm	2 mm	4 mm
$d_F(z)$	48 μm	50 μm	57 μm	64 μm	74 μm	123 μm



Anhang 20 – Schertest

Die Schertests werden in Anlehnung an DIN EN 62137-2 durchgeführt. Im Folgenden sind die physische Messvorrichtung (XYZTEC, Condor-150), eine Detailaufnahme des durchgeführten Tests, eine schematische Darstellung und die angewandten Messparameter aufgezeigt.



Aufsetzgeschwindigkeit	Scherhöhe	Verfahrgeschwindigkeit	Scherdistanz
200 $\mu\text{m/s}$	142 μm	150 $\mu\text{m/s}$	2.000 μm

Anhang 21 – Versuchsplan Cu-Al₂O₃ 100-500 W

	Schicht- bereich	100 W			200 W			300 W			400 W			500 W		
		P _L [W]	v _s [mm/s]	E _v [J/mm ³]	P _L [W]	v _s [mm/s]	E _v [J/mm ³]	P _L [W]	v _s [mm/s]	E _v [J/mm ³]	P _L [W]	v _s [mm/s]	E _v [J/mm ³]	P _L [W]	v _s [mm/s]	E _v [J/mm ³]
geringe E _v	1	55	350	150	55	350	150	55	350	150	55	350	150	55	350	150
	2	100	750	127	100	750	127	100	750	127	100	750	127	100	750	127
	3	100	500	190	100	500	190	100	500	190	100	500	190	100	500	190
	4	100	375	254	150	550	259	200	750	254	250	925	82	300	1100	83
	5	100	300	318	200	600	318	300	900	101	400	1200	101	500	1500	101
mittlere E _v																
	1	55	350	150	55	350	150	55	350	150	55	350	150	55	350	150
	2	100	750	127	100	750	127	100	750	127	100	750	127	100	750	127
	3	100	500	190	100	500	190	100	500	190	100	500	190	100	500	190
	4	100	330	289	150	490	292	200	650	293	250	825	92	300	1000	91
	5	100	285	334	200	570	334	300	850	107	400	1125	107	500	1425	106

Schichtbereiche 1-3 konstant; Variation ab Schichtbereich 4
Erhöhung von h_s auf 10 µm bei 300 W ab Schichtbereich 5; bei 400 und 500 W ab Schichtbereich 4 und 5

Anhang 22 – Versuchsplan Cu-Al₂O₃ 100-200 W

Schichtbereich 1-3 wie in Versuchsplan Cu-Al₂O₃ 100-500 W

	Schicht- bereich	h _s [μm]	100 W			150 W			200 W		
			P _L [W]	v _S [mm/s]	E _V [J/mm ³]	P _L [W]	v _S [mm/s]	E _V [J/mm ³]	P _L [W]	v _S [mm/s]	E _V [J/mm ³]
geringe E _V	4	35	100	375	254,0	125	470	254,0	150	550	259,7
	5	35	100	300	317,5	150	450	317,5	200	600	317,5
	4	35	100	375	254,0	125	470	254,0	150	550	259,7
	5	70	100	300	158,7	150	450	158,7	200	600	158,7
	4	35	100	375	254,0	125	470	254,0	150	550	259,7
mittlere E _V	5	110	100	300	101,0	150	450	101,0	200	600	101,0
	4	35	100	330	288,6	125	412,5	288,6	150	495	288,6
	5	35	100	285	334,2	150	427,5	334,2	200	570	334,2
	4	35	100	330	288,6	125	412,5	288,6	150	495	288,6
	5	70	100	285	167,1	150	427,7	167,1	200	570	167,1
hohe E _V	4	35	100	330	288,6	125	412,5	288,6	150	495	288,6
	5	110	100	285	106,3	150	427,5	106,3	200	570	106,3
	4	35	100	300	317,5	125	375	317,5	150	450	317,5
	5	35	100	270	352,7	150	405	352,7	200	540	352,7
	4	35	100	300	317,5	125	375	317,5	150	450	317,5
	5	70	100	270	176,4	150	405	176,4	200	540	176,4
	4	35	100	300	317,5	125	375	317,5	150	450	317,5
	5	110	100	270	112,2	150	405	112,2	200	540	112,2

Anhang 23 – Versuchsplan Cu-Al₂O₃ Reduzierung der Keramikschädigung

Schichtbereich	h_s [μm]	Bezeichnung	P_L [W]	v_S [mm/s]	E_V [J/mm ³]	Bezeichnung	P_L [W]	v_S [mm/s]	E_V [J/mm ³]
1	35	50 W	50	350	136,1	700 mm/s	55	700	74,8
2	35		75	750	95,2		100	1000	95,2
1	35	45 W	45	350	122,4	800 mm/s	55	800	65,5
2	35		75	750	95,2		100	1000	95,2
1	35	40 W	40	350	108,8	900 mm/s	55	900	58,2
2	35		75	750	95,2		100	1000	95,2
1	35	35 W	35	350	95,2	1000 mm/s	55	1000	52,4
2	35		75	750	95,2		100	1000	95,2
1	35	30 W	30	350	81,6	1100 mm/s	55	330	47,6
2	35		75	750	95,2		100	1100	95,2
1	35	25 W	25	350	68,0	1200 mm/s	55	330	43,7
2	35		75	750	95,2		100	1200	95,2
1	35	20 W	20	350	54,4	1300 mm/s	55	1300	40,3
2	35		75	750	95,2		100	1000	95,2
1	35	15 W	15	350	40,8	1400 mm/s	55	1400	37,4
2	35		75	750	95,2		100	1000	95,2

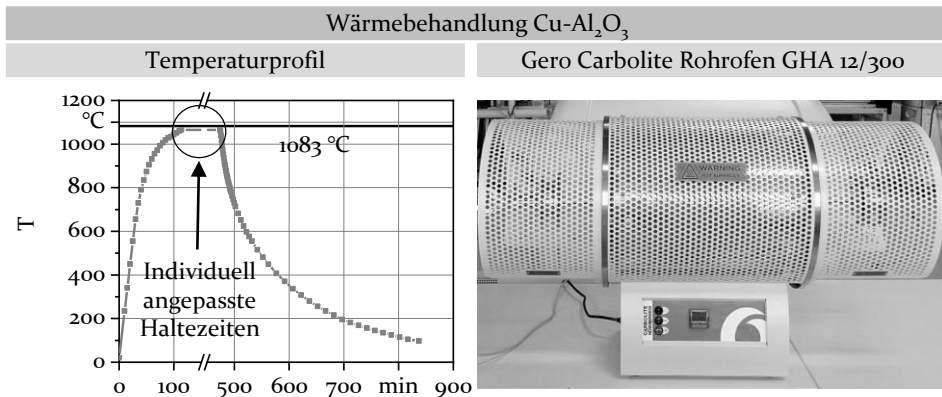
Anhang 24 – Versuchsplan Cu-Al₂O₃ Parameter geringe
Keramikschädigung

Parameter der 1. Schicht		40 W, 350 mm/s						55 W, 1100 mm/s					
	h _s	35 µm			70 µm			35 µm			70 µm		
	Schicht- bereich	P _L [W]	v _s [mm/s]	E _V [J/mm ³]	P _L [W]	v _s [mm/s]	E _V [J/mm ³]	P [W]	v _s [mm/s]	E _V [J/mm ³]	P [W]	v _s [mm/s]	E _V [J/mm ³]
mittlere E _V	1	40	350	108,8	40	350	108,8	55	1100	47,6	55	1100	47,6
	2	75	750	95,2	75	750	95,2	100	1000	95,2	100	1000	95,2
	3	100	500	190,5	100	500	190,5	100	500	190,5	100	500	190,5
	4	125	412,5	288,6	125	412,5	288,6	125	412,5	288,6	125	412,5	288,6
	5	150	427,5	334,2	150	427,5	167,1	150	427,5	334,2	150	427,5	167,1
hohe E _V	1	40	350	108,8	40	350	108,8	55	1100	47,6	55	1100	47,6
	2	75	750	95,2	75	750	95,2	100	1000	95,2	100	1000	95,2
	3	100	500	190,5	100	500	190,5	100	500	190,5	100	500	190,5
	4	125	375	317,5	125	375	317,5	125	375	317,5	125	375	317,5
	5	150	405	352,7	150	405	176,4	150	405	352,7	150	405	176,4

Anhang 25 – Versuchsplan Cu-Al₂O₃ optimale Prozessparameter

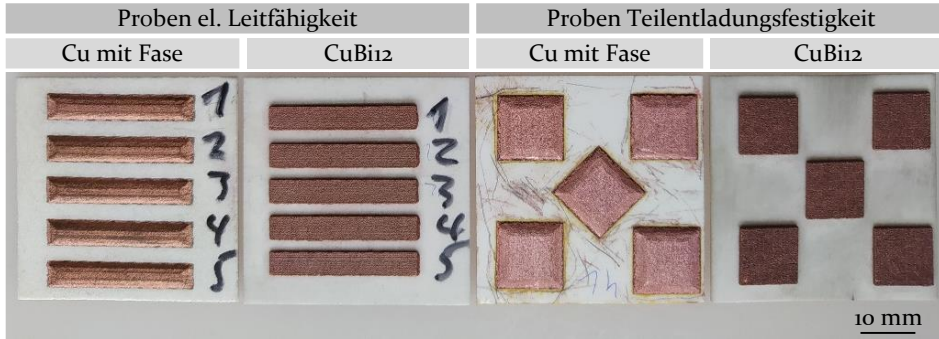
	Parameter der 1. Schicht		40 W, 350 mm/s			55 W, 1100 mm/s		
Schicht-bereich	Schichten	h _s [μm]	P _L [W]	v _s [mm/s]	E _V [J/mm ³]	P _L [W]	v _s [mm/s]	E _V [J/mm ³]
1	8-12	35	40	350	108,8	55	1100	47,6
2	3	35	75	750	95,2	100	1000	95,2
3	3	35	100	500	190,5	100	500	190,5
4	3	35	125	375	317,5	125	375	317,5
5	6	35	150	405	352,7	150	405	352,7

Anhang 26 – Wärmebehandlung Cu-Al₂O₃-Proben

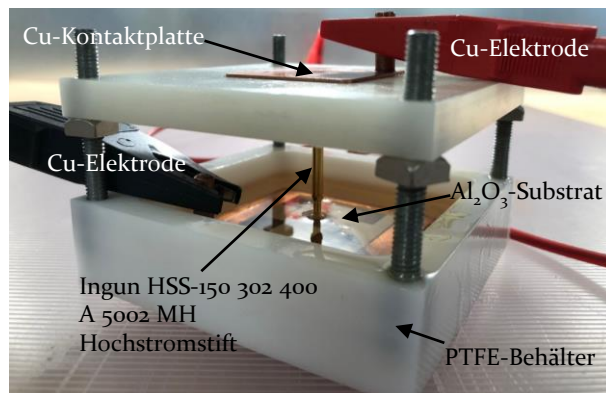
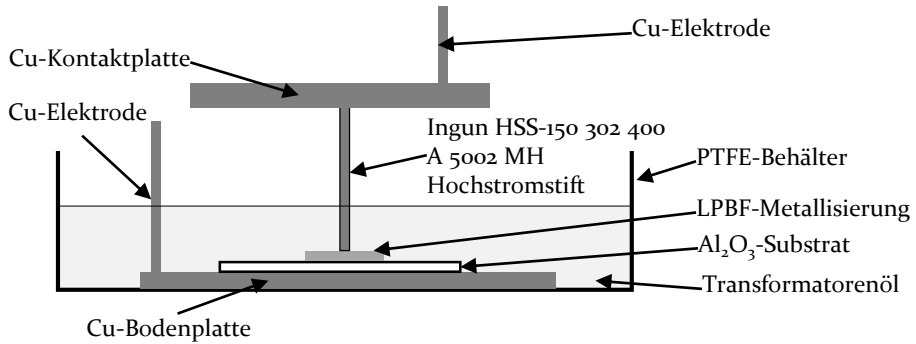


Überprüfung des Restsauerstoffgehalts (10-80 ppm) anhand ORBmax Messgerät des Herstellers ORBITALUM TOOLS; Temperaturstabilität von $\pm 2,5$ °C innerhalb eines Bereichs von min. 650 mm mittig des Rohrs (Herstellerangaben)

Anhang 27 – Proben elektrische Leitfähigkeit und Teilentladungsfestigkeit Cu-Al₂O₃ und Cu-Bi₁₂-Al₂O₃

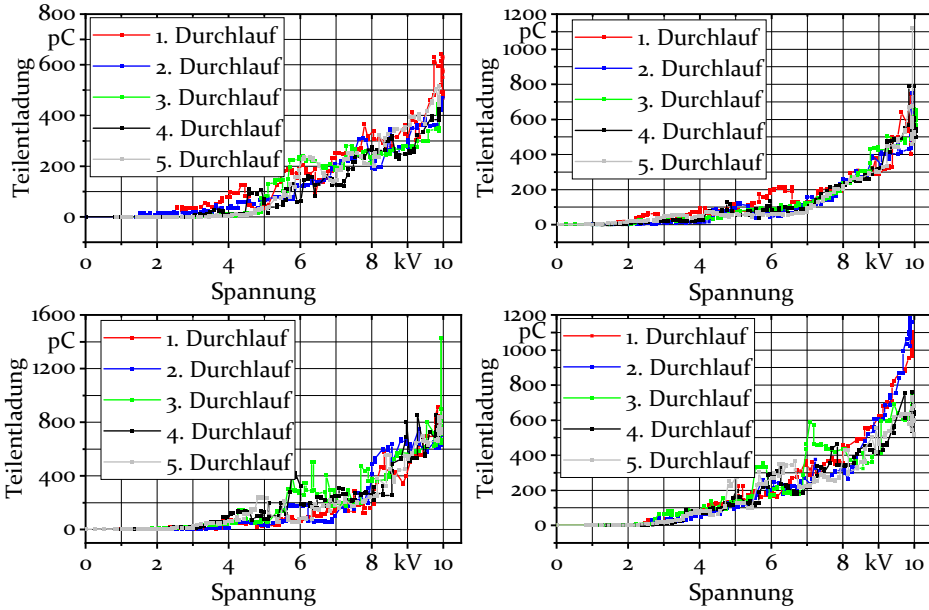


Anhang 28 – Messaufbau Teilentladung



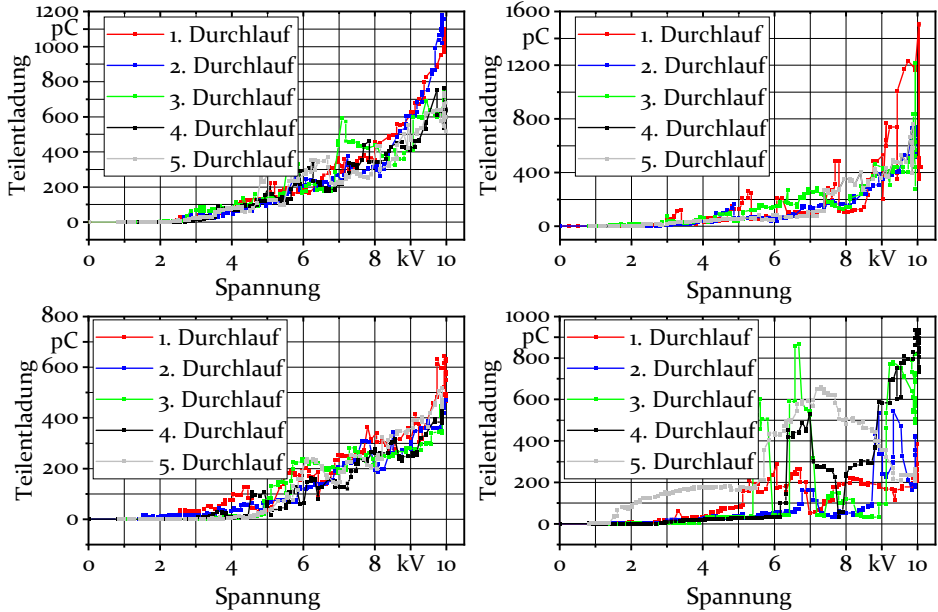
Anhang 29 – Teilentladung Cu-Al₂O₃ as printed

Teilentladung, as printed, geprüft in Anlehnung an DIN EN 60270 bei $f=50$ Hz



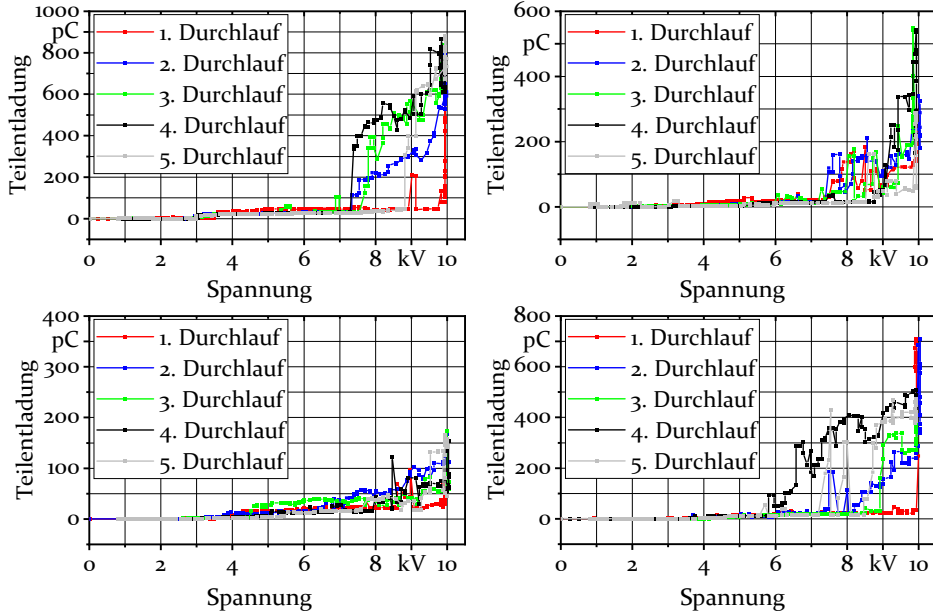
Anhang 30 – Teilentladung Cu-Al₂O₃ 5 min Wärmebehandlung

Teilentladung, 5 min WB, geprüft in Anlehnung an DIN EN 60270 bei f=50 Hz



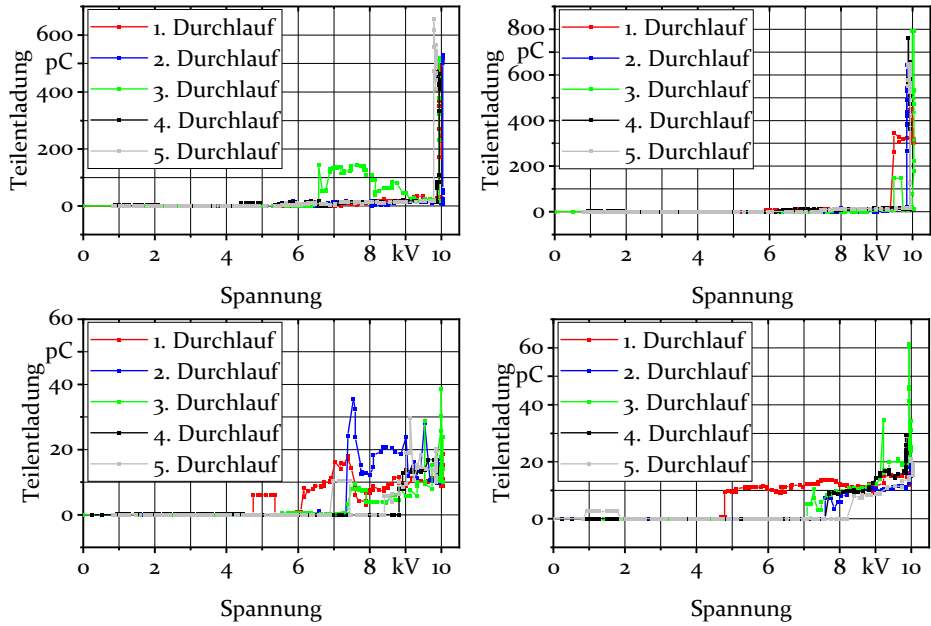
Anhang 31 – Teilentladung Cu-Al₂O₃ 30 min Wärmebehandlung

Teilentladung, 30 min WB, geprüft in Anlehnung an DIN EN 60270 bei $f=50$ Hz



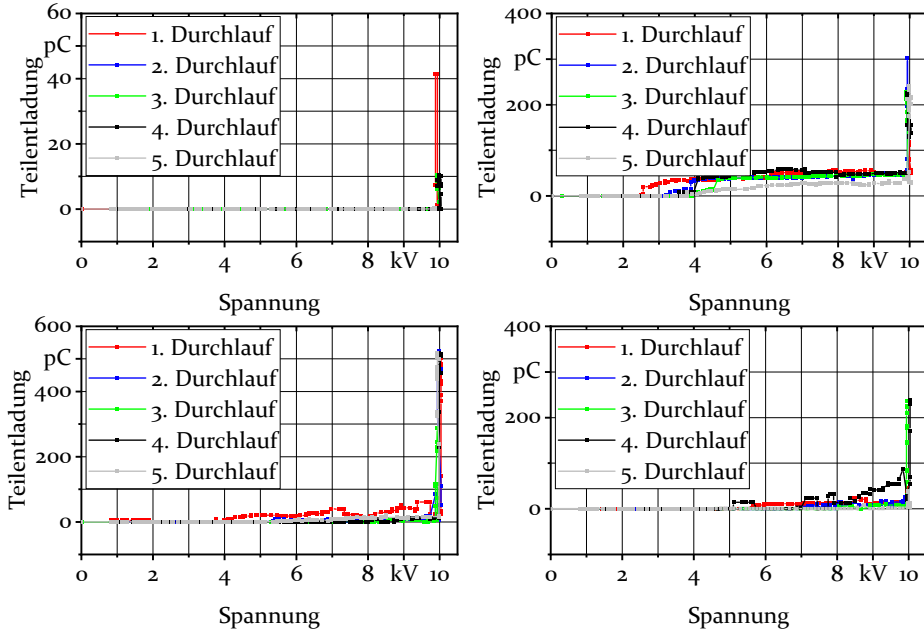
Anhang 32 – Teilentladung Cu-Al₂O₃ 60 min Wärmebehandlung

Teilentladung, 60 min WB, geprüft in Anlehnung an DIN EN 60270 bei $f=50$ Hz



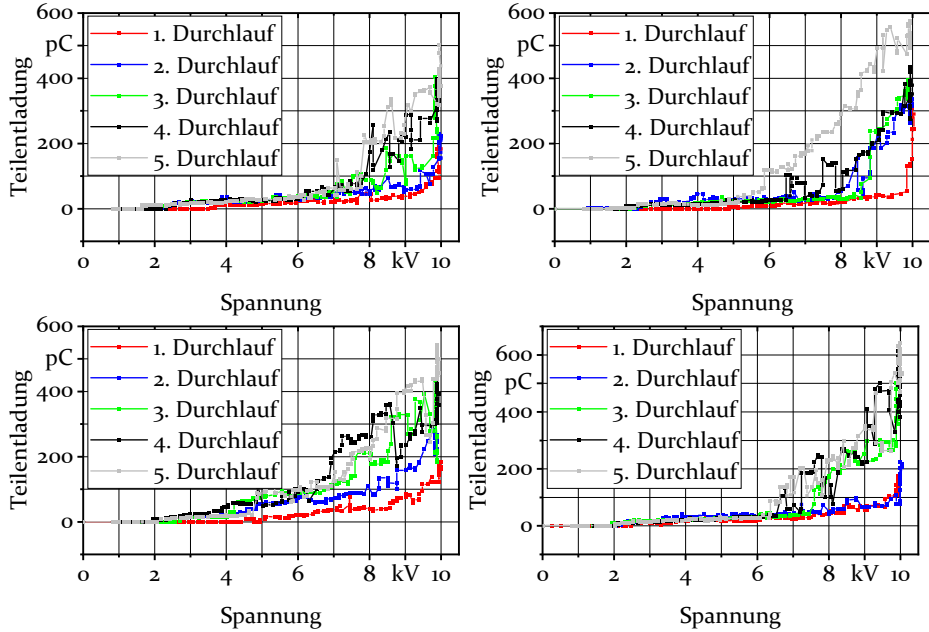
Anhang 33 – Teilentladung Cu-Al₂O₃ 360 min Wärmebehandlung

Teilentladung, 360 min WB, geprüft in Anlehnung an DIN EN 60270 bei $f=50$ Hz



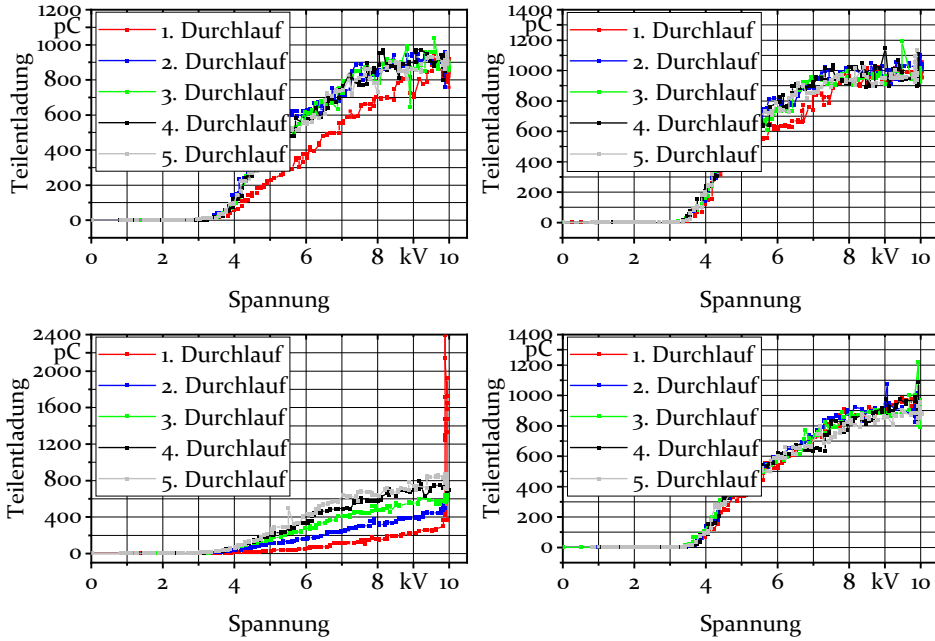
Anhang 34 – Teilentladung CuBi₁₂-Al₂O₃ as printed

Teilentladung CuBi₁₂-Al₂O₃, as printed, geprüft in Anlehnung an
DIN EN 60270 bei f=50 Hz



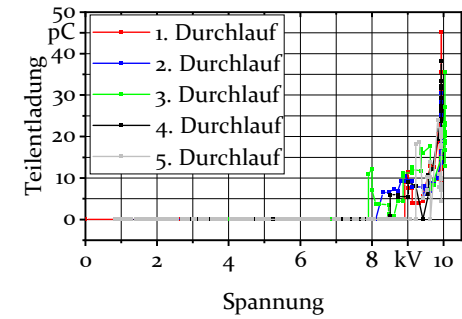
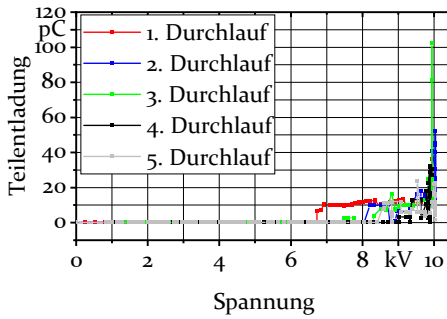
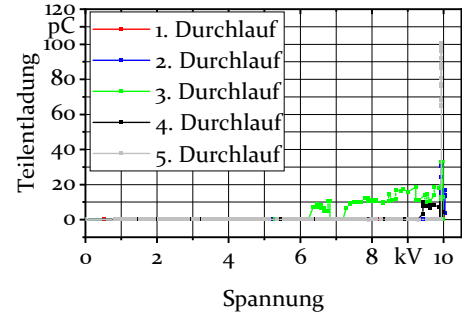
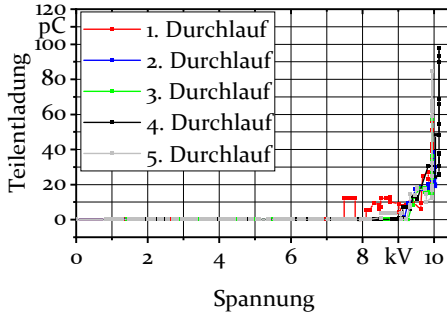
Anhang 35 – Teilentladung CuBi₁₂-Al₂O₃ 5 min WB

Teilentladung CuBi₁₂-Al₂O₃, 5 min WB, geprüft in Anlehnung an
DIN EN 60270 bei f=50 Hz



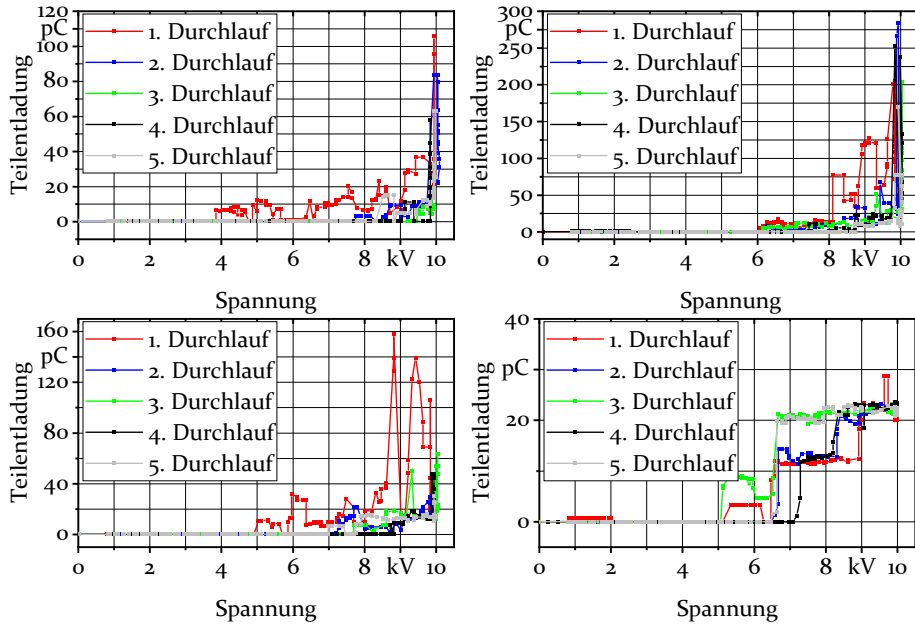
Anhang 36 – Teilentladung CuBi₁₂-Al₂O₃ 30 min WB

Teilentladung CuBi₁₂-Al₂O₃, 30 min WB, geprüft in Anlehnung an
DIN EN 60270 bei f=50 Hz



Anhang 37 – Teilentladung CuBi₁₂-Al₂O₃ 60 min WB

Teilentladung CuBi₁₂-Al₂O₃, 60 min WB, geprüft in Anlehnung an
DIN EN 60270 bei f=50 Hz



Reihenübersicht

Koordination der Reihe (Stand 2023):

Geschäftsstelle Maschinenbau, Dr.-Ing. Oliver Kreis, www.mb.fau.de/diss/

Im Rahmen der Reihe sind bisher die nachfolgenden Bände erschienen.

Band 1 – 52

Fertigungstechnik – Erlangen

ISSN 1431-6226

Carl Hanser Verlag, München

Band 53 – 307

Fertigungstechnik – Erlangen

ISSN 1431-6226

Meisenbach Verlag, Bamberg

ab Band 308

FAU Studien aus dem Maschinenbau

ISSN 2625-9974

FAU University Press, Erlangen

Die Zugehörigkeit zu den jeweiligen Lehrstühlen ist wie folgt gekennzeichnet:

Lehrstühle:

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

Band 1: Andreas Hemberger

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

Band 2: Detlef Classe

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

Band 3: Friedrich-Wilhelm Nolting

Projektiertung von Montagesystemen
FAPS, 201 Seiten, 107 Bilder, 1 Tab. 1989.
ISBN 3-446-15541-4.

Band 4: Karsten Schlüter

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

Band 5: Shir-Kuan Lin

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

Band 6: Rudolf Nuss

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

Band 7: Wolfgang Scholz

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

Band 8: Hans-Jürgen Wißmeier

Beitrag zur Beurteilung des Bruchverhaltens 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 Flexibilitätsteigerung der rechnerintegrierten Teilefertigung
FAPS, 201 Seiten, 82 Bilder. 1990.
ISBN 3-446-16105-8.

Band 12: Gerhard Kleineidam

CAD/CAP: Rechnergestützte Montagefeinplanung
FAPS, 203 Seiten, 107 Bilder. 1990.
ISBN 3-446-16112-0.

Band 13: Frank Vollertsen

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

Band 14: Stephan Biermann

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

Band 15: Uwe Geißler

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

Band 16: Frank Oswald Hake

Entwicklung eines rechnergestützten Diagnosesystems für automatisierte Montagezellen
FAPS, XIV u. 166 Seiten, 77 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16428-6.

Band 17: Herbert Reichel

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

Band 18: Josef Scheller

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

Band 19: Arnold vom Ende

Untersuchungen zum Biegeumformung mit elastischer Matrizierung
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-Laserstrahlbearbeitung 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 Kommunikationsverhaltens von Automatisierungsgeräten 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 Simulationsverfahrens 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 Ehmman

Operatives Fertigungscontrolling durch Optimierung auftragsbezogener Bearbeitungsabläufe 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-Heibel

Laserstrahlbohren durchflußbestimmender 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 Biege winkelmessung 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 Hopperditzel

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 Zweistrahltechnik

LFT, 157 Seiten, 58 Bilder, 11 Tab.

1996. ISBN 3-87525-074-5.

Band 56: Uwe Schönherr

Steuerung und Sensordatenintegration für flexible Fertigungszellen mitkooperierenden 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 Fokusparsparameter 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 Spulenvickeln

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-Lasieranlagen

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 Schuberth

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 spritzgeossener 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 Lebensdauer vorhersage für Werkzeuge der Kaltmassivumformung
LFT, 134 Seiten, 44 Bilder, 15 Tab.
2000. ISBN 3-87525-136-9.

Band 101: Wolfgang Schlögl

Integriertes Simulationsdaten-Management für Maschinenentwicklung und Anlagenplanung
FAPS, 169 Seiten, 101 Bilder, 20 Tab. 2000. ISBN 3-87525-137-7.

Band 102: Christian Hinsel

Ermüdungsbruchversagen hartstoffbeschichteter Werkzeugstähle in der Kaltmassivumformung
LFT, 130 Seiten, 80 Bilder, 14 Tab.
2000. ISBN 3-87525-138-5.

Band 103: Stefan Bobbert

Simulationsgestützte Prozessauslegung für das Innenhochdruck-Umformen von Blechpaaren
LFT, 123 Seiten, 77 Bilder. 2000.
ISBN 3-87525-145-8.

Band 104: Harald Rottbauer

Modulares Planungswerkzeug zum Produktionsmanagement in der Elektronikproduktion
FAPS, 166 Seiten, 106 Bilder, 2001.
ISBN 3-87525-139-3.

Band 105: Thomas Hennige

Flexible Formgebung von Blechen durch Laserstrahlumformen
LFT, 119 Seiten, 50 Bilder, 2001.
ISBN 3-87525-140-7.

Band 106: Thomas Menzel

Wissensbasierte Methoden für die rechnergestützte Charakterisierung und Bewertung innovativer Fertigungsprozesse
LFT, 152 Seiten, 71 Bilder, 2001.
ISBN 3-87525-142-3.

Band 107: Thomas Stöckel

Kommunikationstechnische Integration der Prozeßebene in Produktionssysteme durch Middleware-Frameworks
FAPS, 147 Seiten, 65 Bilder, 5 Tab. 2001. ISBN 3-87525-143-1.

Band 108: Frank Pitter

Verfügbarkeitssteigerung von Werkzeugmaschinen durch Einsatz mechatronischer Sensorlösungen
FAPS, 158 Seiten, 131 Bilder, 8 Tab. 2001. ISBN 3-87525-144-X.

Band 109: Markus Korneli

Integration lokaler CAP-Systeme in einen globalen Fertigungsdatenverbund
FAPS, 121 Seiten, 53 Bilder, 11 Tab. 2001. ISBN 3-87525-146-6.

Band 110: Burkhard Müller

Laserstrahljustieren mit Excimer-Lasern - Prozeßparameter und Modelle zur Aktorkonstruktion
LFT, 128 Seiten, 36 Bilder, 9 Tab. 2001. ISBN 3-87525-159-8.

Band 111: Jürgen Göhringer

Integrierte Telediagnose via Internet zum effizienten Service von Produktionssystemen
FAPS, 178 Seiten, 98 Bilder, 5 Tab. 2001. ISBN 3-87525-147-4.

Band 112: Robert Feuerstein

Qualitäts- und kosteneffiziente Integration 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 Montagesystemen 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 Elektronikproduktion
LFT, 152 Seiten, 71 Bilder, 3 Tab. 2002. ISBN 3-87525-166-0.

Band 120: Nicolas Tiesler

Grundlegende Untersuchungen zum Fließpressen metallischer Kleinstteile
LFT, 126 Seiten, 78 Bilder, 12 Tab. 2002. ISBN 3-87525-175-X.

Band 121: Lars Pursche

Methoden zur technologieorientierten Programmierung für die 3D-Lasermikrobearbeitung
LFT, 111 Seiten, 39 Bilder, 0 Tab. 2002. ISBN 3-87525-183-0.

Band 122: Jan-Oliver Brassel

Prozeßkontrolle beim Laserstrahl-Mikroschweißen
LFT, 148 Seiten, 72 Bilder, 12 Tab. 2002. ISBN 3-87525-181-4.

Band 123: Mark Geisel

Prozeßkontrolle und -steuerung beim Laserstrahlschweißen mit den Methoden der nichtlinearen Dynamik
LFT, 135 Seiten, 46 Bilder, 2 Tab. 2002. ISBN 3-87525-180-6.

Band 124: Gerd 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 Anschlußkontakten elektronischer Bauelemente mit Diodenlaserstrahlung
LFT, 143 Seiten, 75 Bilder, 6 Tab. 2002. ISBN 3-87525-186-5.

Band 128: Achim Hofmann

Erweiterung der Formgebungsgrenzen beim Umformen von Aluminiumwerkstoffen durch den Einsatz prozessangepasster Platinen
LFT, 113 Seiten, 58 Bilder, 4 Tab.
2002. ISBN 3-87525-182-2.

Band 129: Ingo Kriebitzsch

3 - D MID Technologie in der Automobilelektronik
FAPS, 129 Seiten, 102 Bilder, 10 Tab.
2002. ISBN 3-87525-169-5.

Band 130: Thomas Pohl

Fertigungsqualität und Umformbarkeit laserstrahlgeschweißter Formplatinen aus Aluminiumlegierungen
LFT, 133 Seiten, 93 Bilder, 12 Tab.
2002. ISBN 3-87525-173-3.

Band 131: Matthias Wenk

Entwicklung eines konfigurierbaren Steuerungssystems für die flexible Sensorführung von Industrierobotern
FAPS, 167 Seiten, 85 Bilder, 1 Tab.
2002. ISBN 3-87525-174-1.

Band 132: Matthias Nегendanck

Neue Sensorik und Aktorik für Bearbeitungsköpfe zum Laserstrahlschweißen
LFT, 116 Seiten, 60 Bilder, 14 Tab.
2002. ISBN 3-87525-184-9.

Band 133: Oliver Kreis

Integrierte Fertigung - Verfahrensintegration durch Innenhochdruck-Umformen, Trennen und Laserstrahlschweißen in einem Werkzeug sowie ihre tele- und multimediale Präsentation
LFT, 167 Seiten, 90 Bilder, 43 Tab.
2002. ISBN 3-87525-176-8.

Band 134: Stefan Trautner

Technische Umsetzung produktbezogener Instrumente der Umweltpolitik bei Elektro- und Elektronikgeräten
FAPS, 179 Seiten, 92 Bilder, 11 Tab.
2002. ISBN 3-87525-177-6.

Band 135: Roland Meier

Strategien für einen produktorientierten Einsatz räumlicher spritzgegossener Schaltungsträger (3-D MID)
FAPS, 155 Seiten, 88 Bilder, 14 Tab.
2002. ISBN 3-87525-178-4.

Band 136: Jürgen Wunderlich

Kostensimulation - Simulationsbasierte Wirtschaftlichkeitsregelung komplexer Produktionssysteme
FAPS, 202 Seiten, 119 Bilder, 17 Tab.
2002. ISBN 3-87525-179-2.

Band 137: Stefan Novotny

Innenhochdruck-Umformen von Blechen aus Aluminium- und Magnesiumlegierungen bei erhöhter Temperatur
LFT, 132 Seiten, 82 Bilder, 6 Tab.
2002. ISBN 3-87525-185-7.

Band 138: Andreas Licha

Flexible Montageautomatisierung zur Komplettmontage flächenhafter Produktstrukturen durch kooperierende Industrieroboter
FAPS, 158 Seiten, 87 Bilder, 8 Tab.
2003. ISBN 3-87525-189-X.

Band 139: Michael Eisenbarth

Beitrag zur Optimierung der Aufbau- und Verbindungstechnik für mechatronische Baugruppen
FAPS, 207 Seiten, 141 Bilder, 9 Tab.
2003. ISBN 3-87525-190-3.

Band 140: Frank Christoph

Durchgängige simulationsgestützte Planung von Fertigungseinrichtungen der Elektronikproduktion
FAPS, 187 Seiten, 107 Bilder, 9 Tab.
2003. ISBN 3-87525-191-1.

Band 141: Hinnerk Hagenah

Simulationsbasierte Bestimmung der zu erwartenden Maßhaltigkeit für das Blechbiegen
LFT, 131 Seiten, 36 Bilder, 26 Tab.
2003. ISBN 3-87525-192-X.

Band 142: Ralf Eckstein

Scherschneiden und Biegen metallischer Kleinstteile - Materialeinfluss und Materialverhalten
LFT, 148 Seiten, 71 Bilder, 19 Tab.
2003. ISBN 3-87525-193-8.

Band 143: Frank H. Meyer-Pittroff

Excimerlaserstrahlbiegen dünner metallischer Folien mit homogener Lichtlinie
LFT, 138 Seiten, 60 Bilder, 16 Tab.
2003. ISBN 3-87525-196-2.

Band 144: Andreas Kach

Rechnergestützte Anpassung von Laserstrahlschneidbahnen an Bauteilabweichungen
LFT, 139 Seiten, 69 Bilder, 11 Tab.
2004. ISBN 3-87525-197-0.

Band 145: Stefan Hierl

System- und Prozesstechnik für das simultane Löten mit Diodenlaserstrahlung von elektronischen Bauelementen
LFT, 124 Seiten, 66 Bilder, 4 Tab.
2004. ISBN 3-87525-198-9.

Band 146: Thomas Neudecker

Tribologische Eigenschaften keramischer Blechumformwerkzeuge - Einfluss einer Oberflächenendbearbeitung mittels Excimerlaserstrahlung
LFT, 166 Seiten, 75 Bilder, 26 Tab.
2004. ISBN 3-87525-200-4.

Band 147: Ulrich Wenger

Prozessoptimierung in der Wickeltechnik durch innovative maschinenbauliche und regelungstechnische Ansätze
FAPS, 132 Seiten, 88 Bilder, 0 Tab.
2004. ISBN 3-87525-203-9.

Band 148: Stefan Slama

Effizienzsteigerung in der Montage durch marktorientierte Montagestrukturen und erweiterte Mitarbeiterkompetenz
FAPS, 188 Seiten, 125 Bilder, 0 Tab.
2004. ISBN 3-87525-204-7.

Band 149: Thomas Wurm

Laserstrahljustieren mittels Aktoren - Entwicklung 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 Kleinstteile bei erhöhter Prozesstemperatur
LFT, 158 Seiten, 87 Bilder, 10 Tab.
2005. ISBN 3-87525-213-6.

Band 154: Rüdiger Holzmann
Strategien zur nachhaltigen Optimierung von Qualität und Zuverlässigkeit in der Fertigung hochintegrierter Flachbaugruppen
FAPS, 186 Seiten, 99 Bilder, 19 Tab.
2005. ISBN 3-87525-217-9.

Band 155: Marco Nock
Biegeumformen mit Elastomerwerkzeugen Modellierung, Prozessauslegung und Abgrenzung des Verfahrens am Beispiel des Rohrbiegens
LFT, 164 Seiten, 85 Bilder, 13 Tab.
2005. ISBN 3-87525-218-7.

Band 156: Frank Niebling
Qualifizierung einer Prozesskette zum Laserstrahlsintern metallischer Bauteile
LFT, 148 Seiten, 89 Bilder, 3 Tab.
2005. ISBN 3-87525-219-5.

Band 157: Markus Meiler
Großserientauglichkeit trockenschmierstoffbeschichteter Aluminiumbleche im Presswerk Grundlegende Untersuchungen zur Triologie, zum Umformverhalten und Bauteilversuche
LFT, 104 Seiten, 57 Bilder, 21 Tab.
2005. ISBN 3-87525-221-7.

Band 158: Agus Sutanto
Solution Approaches for Planning of Assembly Systems in Three-Dimensional Virtual Environments
FAPS, 169 Seiten, 98 Bilder, 3 Tab.
2005. ISBN 3-87525-220-9.

Band 159: Matthias Boiger
Hochleistungssysteme für die Fertigung elektronischer Baugruppen auf der Basis flexibler Schaltungsträger
FAPS, 175 Seiten, 111 Bilder, 8 Tab.
2005. ISBN 3-87525-222-5.

Band 160: Matthias Pitz
Laserunterstütztes Biegen höchstfester Mehrphasenstähle
LFT, 120 Seiten, 73 Bilder, 11 Tab.
2005. ISBN 3-87525-223-3.

Band 161: Meik Vahl
Beitrag zur gezielten Beeinflussung des Werkstoffflusses beim Innenhochdruck-Umformen von Blechen
LFT, 165 Seiten, 94 Bilder, 15 Tab.
2005. ISBN 3-87525-224-1.

Band 162: Peter K. Kraus
Plattformstrategien - Realisierung einer varianz- und kostenoptimierten Wertschöpfung
FAPS, 181 Seiten, 95 Bilder, 0 Tab.
2005. ISBN 3-87525-226-8.

Band 163: Adrienn Cser
Laserstrahlschmelzabtrag - Prozessanalyse und -modellierung
LFT, 146 Seiten, 79 Bilder, 3 Tab.
2005. ISBN 3-87525-227-6.

Band 164: Markus C. Hahn
Grundlegende Untersuchungen zur Herstellung von Leichtbauverbundstrukturen mit Aluminiumschaumkern
LFT, 143 Seiten, 60 Bilder, 16 Tab.
2005. ISBN 3-87525-228-4.

Band 165: Gordana Michos
Mechatronische Ansätze zur Optimierung von Vorschubachsen
FAPS, 146 Seiten, 87 Bilder, 17 Tab.
2005. ISBN 3-87525-230-6.

Band 166: Markus Stark
Auslegung und Fertigung hochpräziser Faser-Kollimator-Arrays
LFT, 158 Seiten, 115 Bilder, 11 Tab.
2005. ISBN 3-87525-231-4.

Band 167: Yurong Zhou
Kollaboratives Engineering Management in der integrierten virtuellen Entwicklung der Anlagen für die Elektronikproduktion
FAPS, 156 Seiten, 84 Bilder, 6 Tab.
2005. ISBN 3-87525-232-2.

Band 168: Werner Enser
Neue Formen permanenter und lösbarer elektrischer Kontaktierungen für mechatronische Baugruppen
FAPS, 190 Seiten, 112 Bilder, 5 Tab.
2005. ISBN 3-87525-233-0.

Band 169: Katrin Melzer
Integrierte Produktpolitik bei elektrischen und elektronischen Geräten zur Optimierung des Product-Life-Cycle
FAPS, 155 Seiten, 91 Bilder, 17 Tab.
2005. ISBN 3-87525-234-9.

Band 170: Alexander Putz
Grundlegende Untersuchungen zur Erfassung der realen Vorspannung von armierten Kaltfließpresswerkzeugen mittels Ultraschall
LFT, 137 Seiten, 71 Bilder, 15 Tab.
2006. ISBN 3-87525-237-3.

Band 171: Martin 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 blei-freie 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 Schalungsträger (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 Laufer 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 Aluminiumplattinen
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 Laserstrahl-schweißen 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 wirkmedienbasierte 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 Werkzeuglebensdaueroptimierung und Präzisionsfertigung 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 makromechatronischen Modulen zur flexiblen Integration in hybride Pkw-Bordnetze
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 Herstellungsverfahren und erweiterte Qualitätssicherung von einsatzgerechten elektronischen 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 Rührreißschweißen 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 Innenhochdruck-Umformung von flächigen Halbzeugen 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 Zuverlässigkeitsuntersuchungen, Prüfabläufen und Nacharbeitsprozessen in der Elektronikproduktion
FAPS, 162 Seiten, 90 Bilder, 14 Tab.
2009.
ISBN 978-3-87525-290-3.

Band 204: Simon Dietrich

Sensoriken zur Schwerpunktslagebestimmung der optischen Prozessmissionen beim Laserstrahl-tiefschweißen
LFT, 138 Seiten, 70 Bilder, 5 Tab.
2009. ISBN 978-3-87525-292-7.

Band 205: Wolfgang Wolf

Entwicklung eines agentenbasierten Steuerungssystems zur Materialflussorganisation im wandelbaren Produktionsumfeld
FAPS, 167 Seiten, 98 Bilder.
2009. ISBN 978-3-87525-293-4.

Band 206: Steffen Polster

Laserdurchstrahlschweißen transparenter Polymerbauteile
LFT, 160 Seiten, 92 Bilder, 13 Tab.
2009. ISBN 978-3-87525-294-1.

Band 207: Stephan Manuel Dörfel

Rührreißschweißen von walzplattiertem Halbzeug und Aluminiumblech zur Herstellung flächiger Aluminiumschaum-Sandwich-Verbundstrukturen
LFT, 190 Seiten, 98 Bilder, 5 Tab.
2009. ISBN 978-3-87525-295-8.

Band 208: Uwe Vogt

Seriennahe Auslegung von Aluminium Tailored Heat Treated Blanks
LFT, 151 Seiten, 68 Bilder, 26 Tab.
2009. ISBN 978-3-87525-296-5.

Band 209: Till Laumann

Qualitative und quantitative Bewertung der Crashtauglichkeit von höchstfesten Stählen
LFT, 117 Seiten, 69 Bilder, 7 Tab.
2009. ISBN 978-3-87525-299-6.

Band 210: Alexander Diehl

Größeneffekte bei Biegeprozessen-Entwicklung einer Methodik zur Identifikation und Quantifizierung
LFT, 180 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab.
2010. ISBN 978-3-87525-302-3.

Band 211: Detlev Staud

Effiziente Prozesskettenauslegung für das Umformen lokal wärmebehandelter und geschweißter Aluminiumbleche
LFT, 164 Seiten, 72 Bilder, 12 Tab.
2010. ISBN 978-3-87525-303-0.

Band 212: Jens Ackermann

Prozesssicherung beim Laserdurchstrahlschweißen 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 Größeneffekten in der Kaltmassivumformung mit Methoden der FE-Simulation
LFT, 133 Seiten, 83 Bilder, 11 Tab.
2010. ISBN 978-3-87525-308-5.

Band 215: Christian Matzner

Konzeption produktspezifischer Lösungen zur Robustheitssteigerung elektronischer Systeme gegen die Einwirkung von 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 Prozessgrenzen bei der Innenhochdruck-Umformung von Rohren und Blechpaaren
LFT, 125 Seiten, 56 Bilder, 9 Tab.
2010. ISBN 978-3-87525-312-2.

Band 218: Raoul Plettke

Mehrriterielle 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 Optimierung 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 Laserstrahlinsitern von Hochtemperatur-Thermoplasten - Eine Betrachtung werkstoff-prozessspezifischer Aspekte am Beispiel PEEK
LPT, 150 Seiten, 62 Bilder, 8 Tab. 2011. ISBN 978-3-87525-320-7.

Band 223: Daniel Craiovan
Prozesse und Systemlösungen für die SMT-Montage optischer Bauelemente auf Substrate mit integrierten Lichtwellenleitern
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 Versagens von Punktschweißverbindungen bei höchstfesten Stahlgüten
LFT, 155 Seiten, 91 Bilder, 19 Tab. 2011. ISBN 978-3-87525-327-6.

Band 226: Peter Sebastian Feuer
Ein Ansatz zur Herstellung von pressgehärteten Karosseriekomponenten mit maßgeschneiderten mechanischen Eigenschaften: Temperierte Umformwerkzeuge. Prozessfenster, Prozesssimulation und funktionale Untersuchung
LFT, 195 Seiten, 97 Bilder, 60 Tab. 2012. ISBN 978-3-87525-328-3.

Band 227: Murat Arbak
Material Adapted Design of Cold Forging Tools Exemplified by Powder Metallurgical Tool Steels and Ceramics
LFT, 109 Seiten, 56 Bilder, 8 Tab. 2012. ISBN 978-3-87525-330-6.

Band 228: Indra Pitz
Beschleunigte Simulation des Laserstrahlumformens von Aluminiumblechen
LPT, 137 Seiten, 45 Bilder, 27 Tab. 2012. ISBN 978-3-87525-333-7.

Band 229: Alexander Grimm
Prozessanalyse und -überwachung des Laserstrahlhartlötens mittels optischer Sensorik
LPT, 125 Seiten, 61 Bilder, 5 Tab. 2012. ISBN 978-3-87525-334-4.

Band 230: Markus Kaupper
Biegen von höhenfesten Stahlblechwerkstoffen - 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 Berücksichtigung 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 Entwicklung 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 Laserstrahlhüten und -reparaturhüten elektronischer Baugruppen
LPT, 127 Seiten, 78 Bilder, 11 Tab. 2012. ISBN 978-3-87525-344-3.

Band 235: Thomas Stöhr
Analyse und Beschreibung des mechanischen Werkstoffverhaltens von presshärtbaren Bor-Manganstählen
LFT, 118 Seiten, 74 Bilder, 18 Tab. 2013. ISBN 978-3-87525-346-7.

Band 236: Christian Kägeler
Prozessdynamik beim Laserstrahlschweißen verzinkter Stahlbleche im Überlappstoß
LPT, 145 Seiten, 80 Bilder, 3 Tab. 2013. ISBN 978-3-87525-347-4.

Band 237: Andreas Sulzberger
Seriennahe Auslegung der Prozesskette zur wärmeunterstützten Umformung von Aluminiumblechwerkstoffen
LFT, 153 Seiten, 87 Bilder, 17 Tab. 2013. ISBN 978-3-87525-349-8.

Band 238: Simon Opel
Herstellung prozessangepasster Halbzeuge mit variabler Blechdicke durch die Anwendung von Verfahren der Blechmassivumformung
LFT, 165 Seiten, 108 Bilder, 27 Tab. 2013. ISBN 978-3-87525-350-4.

Band 239: Rajesh Kanawade
In-vivo Monitoring of Epithelium Vessel and Capillary Density for the Application of Detection of Clinical Shock and Early Signs of Cancer Development
LPT, 124 Seiten, 58 Bilder, 15 Tab. 2013. ISBN 978-3-87525-351-1.

Band 240: Stephan Busse
Entwicklung und Qualifizierung eines Schneidclinchverfahrens
LFT, 119 Seiten, 86 Bilder, 20 Tab. 2013. ISBN 978-3-87525-352-8.

Band 241: Karl-Heinz Leitz
Mikro- und Nanostrukturierung mit kurz und ultrakurz gepulster Laserstrahlung
LPT, 154 Seiten, 71 Bilder, 9 Tab.
2013. ISBN 978-3-87525-355-9.

Band 242: Markus Michl
Webbasierte Ansätze zur ganzheitlichen technischen Diagnose
FAPS, 182 Seiten, 62 Bilder, 20 Tab.
2013. ISBN 978-3-87525-356-6.

Band 243: Vera Sturm
Einfluss von Chargenschwankungen auf die Verarbeitungsgrenzen von Stahlwerkstoffen
LFT, 113 Seiten, 58 Bilder, 9 Tab.
2013. ISBN 978-3-87525-357-3.

Band 244: Christian Neudel
Mikrostrukturelle und mechanisch-technologische Eigenschaften widerstandspunktesgeschweißter 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 Kühn
Flexible Automatisierung der Statormontage 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 Metalldampffackelposition
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 aus-härtbarer Aluminiumlegierungen
LFT, 137 Seiten, 57 Bilder, 16 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-387-0.

Band 267: Andreas Kuppert

Erweiterung und Verbesserung von Versuchs- und Auswertetechniken für die Bestimmung von Grenzformänderungskurven
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 Aluminiumlegierungen unter Anwendung einer zwischengeschalteten 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 Presshärteprozess mittels lokal unterschiedlich temperierter Werkzeuge
LFT, 166 Seiten, 87 Bilder, 15 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-392-4.

Band 270: Tobias Schrader

Grundlegende Untersuchungen zur Verschleißcharakterisierung beschichteter Kaltmassivumformwerkzeuge
LFT, 164 Seiten, 55 Bilder, 11 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-393-1.

Band 271: Matthäus Brela

Untersuchung von Magnetfeld-Messmethoden zur ganzheitlichen Wertschöpfungsoptimierung und Fehlerdetektion an magnetischen Aktoren
FAPS, 170 Seiten, 97 Bilder, 4 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-394-8.

Band 272: Michael Wieland

Entwicklung einer Methode zur Prognose adhäsiven Verschleißes an Werkzeugen für das direkte Presshärten
LFT, 156 Seiten, 84 Bilder, 9 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-395-5.

Band 273: René Schramm

Strukturierte additive Metallisierung durch kaltaktives Atmosphärendruckplasma
FAPS, 136 Seiten, 62 Bilder, 15 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-396-2.

Band 274: Michael Lechner

Herstellung beanspruchungsangepasster Aluminiumblechhalbzeuge durch eine maßgeschneiderte Variation der Abkühlgeschwindigkeit nach Lösungsglühen
LFT, 136 Seiten, 62 Bilder, 15 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-397-9.

Band 275: Kolja Andreas

Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit auf das Werkzeugeinsatzverhalten beim Kaltfließpressen
LFT, 169 Seiten, 76 Bilder, 4 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-398-6.

Band 276: Marcus Baum

Laser Consolidation of ITO Nanoparticles for the Generation of Thin Conductive Layers on Transparent Substrates
LPT, 158 Seiten, 75 Bilder, 3 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-399-3.

Band 277: Thomas Schneider

Umformtechnische Herstellung dünnwandiger Funktionsbauteile aus Feinblech durch Verfahren der Blechmassivumformung
LFT, 188 Seiten, 95 Bilder, 7 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-401-3.

Band 278: Jochen Merhof

Sematische Modellierung automatisierter Produktionssysteme zur Verbesserung der IT-Integration zwischen Anlagen-Engineering und Steuerungsebene
FAPS, 157 Seiten, 88 Bilder, 8 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-402-0.

Band 279: Fabian 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 diskret ereignisorientierte Simulationen in der energieflexiblen Fabrik
FAPS, 160 Seiten, 80 Bilder, 27 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-406-8.

Band 283: Peter Bechtold

Mikroschockwellenumformung mittels ultrakurzer Laserpulse
LPT, 155 Seiten, 59 Bilder, 10 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-407-5.

Band 284: Stefan Berger

Laserstrahlschweißen thermoplastischer Kohlenstofffaserverbundwerkstoffe mit spezifischem Zusatzdraht
LPT, 118 Seiten, 68 Bilder, 9 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-408-2.

Band 285: Martin Bornschlegl

Methods-Energy Measurement - Eine Methode zur Energieplanung für Fügeverfahren im Karosseriebau

FAPS, 136 Seiten, 72 Bilder, 46 Tab. 2016.

ISBN 978-3-87525-409-9.

Band 286: Tobias Rackow

Erweiterung des Unternehmenscontrollings 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 Leichtbawerkstoffe 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 Mikroschneiden 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 Werkerinformationssysteme 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 unterstützten Fertigungskette zur Herstellung umgeformter Bauteile aus der härtesten Aluminiumlegierung EN AW-7020

LFT, 142 Seiten, 53 Bilder, 8 Tab.

2017. ISBN 978-3-87525-429-7.

Band 303: Tommaso Stellin

Design of Manufacturing Processes for the Cold Bulk Forming of Small Metal Components from Metal Strip

LFT, 146 Seiten, 67 Bilder, 7 Tab.

2017. ISBN 978-3-87525-430-3.

Band 304: Bassim Bachy

Experimental Investigation, Modeling, Simulation and Optimization of Molded Interconnect Devices (MID) Based on Laser Direct Structuring (LDS) / Experimentelle 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 Magnesiumlegierung 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 Blechmassivumformprozessen durch maßgeschneiderte tribologische Systeme LFT, viii u. 166 Seiten, 90 Bilder, 5 Tab. 2018. ISBN 978-3-96147-133-1.

Band 309: Martin Müller
Untersuchung des kombinierten Trenn- und Umformprozesses beim Fügen artungleicher Werkstoffe mittels Schneidclinverfahren LFT, xi u. 149 Seiten, 89 Bilder, 6 Tab. 2018. ISBN: 978-3-96147-135-5.

Band 310: Christopher Kästle
Qualifizierung der Kupfer-Drahtbondtechnologie für integrierte Leistungsmodule in harschen Umgebungsbedingungen FAPS, xii u. 167 Seiten, 70 Bilder, 18 Tab. 2018. ISBN 978-3-96147-145-4.

Band 311: Daniel Vivapc
Eine Simulationsmethode für das 3-Rollen-Schubbiegen LFT, xiii u. 121 Seiten, 56 Bilder, 17 Tab. 2018. ISBN 978-3-96147-147-8.

Band 312: Christina Ramer
Arbeitsraumüberwachung und autonome Bahnplanung für ein sicheres und flexibles Roboter-Assistenzsystem in der Fertigung FAPS, xiv u. 188 Seiten, 57 Bilder, 9 Tab. 2018. ISBN 978-3-96147-153-9.

Band 313: Miriam Rauer
Der Einfluss von Poren auf die Zuverlässigkeit der Lötverbindungen von Hochleistungs-Leuchtdioden FAPS, xii u. 209 Seiten, 108 Bilder, 21 Tab. 2018. ISBN 978-3-96147-157-7.

Band 314: Felix Tenner
Kamerabasierte Untersuchungen der Schmelze und Gasströmungen beim Laserstrahlschweißen verzinkter Stahlbleche LPT, xxiii u. 184 Seiten, 94 Bilder, 7 Tab. 2018. ISBN 978-3-96147-160-7.

Band 315: Aarief Syed-Khaja
Diffusion Soldering for High-temperature Packaging of Power Electronics FAPS, x u. 202 Seiten, 144 Bilder, 32 Tab. 2018. ISBN 978-3-87525-162-1.

Band 316: Adam Schaub
Grundlagenwissenschaftliche Untersuchung der kombinierten Prozesskette aus Umformen und Additive Fertigung LFT, xi u. 192 Seiten, 72 Bilder, 27 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-166-9.

Band 317: Daniel Gröbel
Herstellung von Nebenformelementen unterschiedlicher Geometrie an Blechen mittels Fließpressverfahren der Blechmassivumformung LFT, x u. 165 Seiten, 96 Bilder, 13 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-168-3.

Band 318: Philipp Hildenbrand
Entwicklung einer Methodik zur Herstellung von Tailored Blanks mit definierten Halbzeugeigenschaften durch einen Taumelprozess LFT, ix u. 153 Seiten, 77 Bilder, 4 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-174-4.

Band 319: Tobias Konrad
Simulative Auslegung der Spann- und Fixierkonzepte im Karosserie-rohbau: Bewertung der Baugruppenmaßhaltigkeit unter Berücksichtigung schwankender Einflussgrößen LFT, x u. 203 Seiten, 134 Bilder, 32 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-176-8.

Band 320: David Meinel
Architektur applikationsspezifischer Multi-Physics-Simulationskonfiguratoren am Beispiel modularer Triebzüge FAPS, xii u. 166 Seiten, 82 Bilder, 25 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-184-3.

Band 321: Andrea Zimmermann
Grundlegende Untersuchungen zum Einfluss fertigungsbedingter Eigenschaften auf die Ermüdungsfestigkeit kaltmassivumgeformter Bauteile LFT, ix u. 160 Seiten, 66 Bilder, 5 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-190-4.

Band 322: Christoph Amann
Simulative Prognose der Geometrie nassgepresster Karosseriebauteile aus Gelege-Mehrschichtverbunden LFT, xvi u. 169 Seiten, 80 Bilder, 13 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-194-2.

Band 323: Jennifer Tenner
Realisierung schmierstofffreier Tiefziehprozesse durch maßgeschneiderte Werkzeugoberflächen LFT, x u. 187 Seiten, 68 Bilder, 13 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-196-6.

Band 324: Susan Zöller
Mapping Individual Subjective Values to Product Design KTMfk, xi u. 223 Seiten, 81 Bilder, 25 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-202-4.

Band 325: Stefan Lutz
Erarbeitung einer Methodik zur semiempirischen Ermittlung der Umwandlungskinetik durchhärtender Wälzlagerstähle für die Wärmebehandlungssimulation LFT, xiv u. 189 Seiten, 75 Bilder, 32 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-209-3.

Band 326: Tobias Gnibl
Modellbasierte Prozesskettenabbildung rührreibgeschweißter Aluminiumhalbzeuge zur umformtechnischen Herstellung höchstfester Leichtbau-strukturteile LFT, xii u. 167 Seiten, 68 Bilder, 17 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-217-8.

Band 327: Johannes Bürner

Technisch-wirtschaftliche Optionen zur Lastflexibilisierung durch intelligente elektrische Wärmespeicher

FAPS, xiv u. 233 Seiten, 89 Bilder, 27 Tab. 2019.

ISBN 978-3-96147-219-2.

Band 328: Wolfgang Böhm

Verbesserung des Umformverhaltens von mehrlagigen Aluminiumblechwerkstoffen mit ultrafeinkörnigem Gefüge

LFT, ix u. 160 Seiten, 88 Bilder, 14 Tab. 2019.

ISBN 978-3-96147-227-7.

Band 329: Stefan Landkammer

Grundsatzuntersuchungen, mathematische Modellierung und Ableitung einer Auslegungsmethodik für Gelenkantriebe nach dem Spinnenbeinprinzip

LFT, xii u. 200 Seiten, 83 Bilder, 13 Tab. 2019.

ISBN 978-3-96147-229-1.

Band 330: Stephan Rapp

Pump-Probe-Ellipsometrie zur Messung transients optischer Materialeigenschaften bei der Ultrakurzpuls-Lasermaterialbearbeitung

LPT, xi u. 143 Seiten, 49 Bilder, 2 Tab. 2019.

ISBN 978-3-96147-235-2.

Band 331: Michael Scholz

Intralogistics Execution System mit integrierten autonomen, servicebasierten Transportentitäten

FAPS, xi u. 195 Seiten, 55 Bilder, 11 Tab. 2019.

ISBN 978-3-96147-237-6.

Band 332: Eva Bogner

Strategien der Produktindividualisierung in der produzierenden Industrie im Kontext der Digitalisierung

FAPS, ix u. 201 Seiten, 55 Bilder, 28 Tab. 2019.

ISBN 978-3-96147-246-8.

Band 333: Daniel Benjamin Krüger

Ein Ansatz zur CAD-integrierten muskuloskelettalen Analyse der Mensch-Maschine-Interaktion

KTmfk, x u. 217 Seiten, 102 Bilder, 7 Tab. 2019.

ISBN 978-3-96147-250-5.

Band 334: Thomas Kuhn

Qualität und Zuverlässigkeit laserdirektstrukturierter mechatronisch integrierter Baugruppen (LDS-MID)

FAPS, ix u. 152 Seiten, 69 Bilder, 12 Tab. 2019.

ISBN: 978-3-96147-252-9.

Band 335: Hans Fleischmann

Modellbasierte Zustands- und Prozessüberwachung auf Basis sozio-cyber-physischer Systeme

FAPS, xi u. 214 Seiten, 111 Bilder, 18 Tab. 2019.

ISBN: 978-3-96147-256-7.

Band 336: Markus Michalski

Grundlegende Untersuchungen zum Prozess- und Werkstoffverhalten bei schwingungsüberlagerter Umformung

LFT, xii u. 197 Seiten, 93 Bilder, 11 Tab. 2019.

ISBN: 978-3-96147-270-3.

Band 337: Markus Brandmeier

Ganzheitliches ontologiebasiertes Wissensmanagement im Umfeld der industriellen Produktion

FAPS, xi u. 255 Seiten, 77 Bilder, 33 Tab. 2020.

ISBN: 978-3-96147-275-8.

Band 338: Stephan Purr

Datenerfassung für die Anwendung lernender Algorithmen bei der Herstellung von Blechformteilen

LFT, ix u. 165 Seiten, 48 Bilder, 4 Tab. 2020.

ISBN: 978-3-96147-281-9.

Band 339: Christoph Kiener

Kaltfließpressen von gerad- und schrägverzahnten Zahnrädern

LFT, viii u. 151 Seiten, 81 Bilder, 3 Tab. 2020.

ISBN 978-3-96147-287-1.

Band 340: Simon Spreng

Numerische, analytische und empirische Modellierung des Heißschweißprozesses

FAPS, xix u. 204 Seiten, 91 Bilder, 27 Tab. 2020.

ISBN 978-3-96147-293-2.

Band 341: Patrik Schwingenschlögl

Erarbeitung eines Prozessverständnisses zur Verbesserung der tribologischen Bedingungen beim Presshärten

LFT, x u. 177 Seiten, 81 Bilder, 8 Tab. 2020.

ISBN 978-3-96147-297-0.

Band 342: Emanuela Affronti

Evaluation of failure behaviour of sheet metals

LFT, ix u. 136 Seiten, 57 Bilder, 20 Tab. 2020.

ISBN 978-3-96147-303-8.

Band 343: Julia Degner

Grundlegende Untersuchungen zur Herstellung hochfester Aluminiumblechbauteile in einem kombinierten Umform- und Abschreckprozess

LFT, x u. 172 Seiten, 61 Bilder, 9 Tab. 2020.

ISBN 978-3-96147-307-6.

Band 344: Maximilian Wagner

Automatische Bahnplanung für die Aufteilung von Prozessbewegungen in synchrone Werkstück- und Werkzeugbewegungen mittels Multi-Roboter-Systemen

FAPS, xxi u. 181 Seiten, 111 Bilder, 15 Tab. 2020.

ISBN 978-3-96147-309-0.

Band 345: Stefan Härter

Qualifizierung des Montageprozesses hochminiaturisierter elektronischer Bauelemente

FAPS, ix u. 194 Seiten, 97 Bilder, 28 Tab. 2020.

ISBN 978-3-96147-314-4.

Band 346: Toni Donhauser

Ressourcenorientierte Auftragsregelung in einer hybriden Produktion mittels betriebsbegleitender Simulation

FAPS, xix u. 242 Seiten, 97 Bilder, 17 Tab. 2020.

ISBN 978-3-96147-316-8.

Band 347: Philipp Amend

Laserbasiertes Schmelzkleben von Thermoplasten mit Metallen LPT, xv u. 154 Seiten, 67 Bilder. 2020. ISBN 978-3-96147-326-7.

Band 348: Matthias Ehlert

Simulationsunterstützte funktionale Grenzlagenabsicherung KTMfk, xvi u. 300 Seiten, 101 Bilder, 73 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-328-1.

Band 349: Thomas Sander

Ein Beitrag zur Charakterisierung und Auslegung des Verbundes von Kunststoffsubstraten mit harten Dünnschichten KTMfk, xiv u. 178 Seiten, 88 Bilder, 21 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-330-4.

Band 350: Florian Pilz

Fließpressen von Verzahnungselementen an Blechen LFT, x u. 170 Seiten, 103 Bilder, 4 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-332-8.

Band 351: Sebastian Josef Katona

Evaluation und Aufbereitung von Produktsimulationen mittels abweichungsbehafteter Geometrie-modelle KTMfk, ix u. 147 Seiten, 73 Bilder, 11 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-336-6.

Band 352: Jürgen Herrmann

Kumulatives Walzplattieren. Bewertung der Umformeigenschaften mehrlagiger Blechwerkstoffe der ausscheidungshärtbaren Legierung AA6014 LFT, x u. 157 Seiten, 64 Bilder, 5 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-344-1.

Band 353: Christof Küstner

Assistenzsystem zur Unterstützung der datengetriebenen Produktentwicklung KTMfk, xii u. 219 Seiten, 63 Bilder, 14 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-348-9.

Band 354: Tobias Gläsel

Prozessketten zum Laserstrahlschweißen von flachleiterbasierten Formspulenwicklungen für automobiler Traktionsantriebe FAPS, xiv u. 206 Seiten, 89 Bilder, 11 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-356-4.

Band 355: Andreas Meinel

Experimentelle Untersuchung der Auswirkungen von Axialschwingungen auf Reibung und Verschleiß in Zylinderrollenlagern KTMfk, xii u. 162 Seiten, 56 Bilder, 7 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-358-8.

Band 356: Hannah Riedle

Haptische, generische Modelle weicher anatomischer Strukturen für die chirurgische Simulation FAPS, xxx u. 179 Seiten, 82 Bilder, 35 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-367-0.

Band 357: Maximilian Landgraf

Leistungselektronik für den Einsatz dielektrischer Elastomere in aktorischen, sensorischen und integrierten sensomotorischen Systemen FAPS, xxiii u. 166 Seiten, 71 Bilder, 10 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-380-9.

Band 358: Alireza Esfandiyari

Multi-Objective Process Optimization for Overpressure Reflow Soldering in Electronics Production FAPS, xviii u. 175 Seiten, 57 Bilder, 23 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-382-3.

Band 359: Christian Sand

Prozessübergreifende Analyse komplexer Montageprozessketten mittels Data Mining FAPS, XV u. 168 Seiten, 61 Bilder, 12 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-398-4.

Band 360: Ralf Merk

Closed-Loop Control of a Storage-Supported Hybrid Compensation System for Improving the Power Quality in Medium Voltage Networks FAPS, xxvii u. 200 Seiten, 102 Bilder, 2 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-402-8.

Band 361: Thomas Reitberger

Additive Fertigung polymerer optischer Wellenleiter im Aerosol-Jet-Verfahren FAPS, xix u. 141 Seiten, 65 Bilder, 11 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-400-4.

Band 362: Marius Christian Fechter

Modellierung von Vorentwürfen in der virtuellen Realität mit natürlicher Fingerinteraktion KTMfk, x u. 188 Seiten, 67 Bilder, 19 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-404-2.

Band 363: Franziska Neubauer

Oberflächenmodifizierung und Entwicklung einer Auswertemethodik zur Verschleißcharakterisierung im Presshärteprozess LFT, ix u. 177 Seiten, 42 Bilder, 6 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-406-6.

Band 364: Eike Wolfram Schäfer

Web- und wissensbasierter Engineering-Konfigurator für roboterzentrierte Automatisierungslösungen FAPS, xxiv u. 195 Seiten, 108 Bilder, 25 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-410-3.

Band 365: Daniel Gross

Untersuchungen zur kohlenstoffdioxidbasierten kryogenen Minimalmengenschmierung REP, xii u. 184 Seiten, 56 Bilder, 18 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-412-7.

Band 366: Daniel Junker

Qualifizierung laser-additiv gefertigter Komponenten für den Einsatz im Werkzeugbau der Massivumformung LFT, vii u. 142 Seiten, 62 Bilder, 5 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-416-5.

Band 367: Tallal Javied

Totally Integrated Ecology Management for Resource Efficient and Eco-Friendly Production FAPS, xv u. 160 Seiten, 60 Bilder, 13 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-418-9.

Band 368: David Marco Hochrein

Wälzlager im Beschleunigungsfeld – Eine Analysestrategie zur Bestimmung des Reibungs-, Axialschub- und Temperaturverhaltens von Nadelkränzen – KTmfk, xiii u. 279 Seiten, 108 Bilder, 39 Tab. 2021.
ISBN 978-3-96147-420-2.

Band 369: Daniel Gräf

Funktionalisierung technischer Oberflächen mittels prozessüberwachter aerosolbasierter Drucktechnologie
FAPS, xxii u. 175 Seiten, 97 Bilder, 6 Tab. 2021.
ISBN 978-3-96147-433-2.

Band 370: Andreas Gröschl

Hochfrequent fokusabstandsmodulierte Konfokalsensoren für die Nanokoordinatenmesstechnik
FMT, x u. 144 Seiten, 98 Bilder, 6 Tab. 2021.
ISBN 978-3-96147-435-6.

Band 371: Johann Tüchsen

Konzeption, Entwicklung und Einführung des Assistenzsystems D-DAS für die Produktentwicklung elektrischer Motoren
KTmfk, xii u. 178 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab. 2021.
ISBN 978-3-96147-437-0.

Band 372: Max Marian

Numerische Auslegung von Oberflächenmikrotexturen für geschmierte tribologische Kontakte
KTmfk, xviii u. 276 Seiten, 85 Bilder, 45 Tab. 2021.
ISBN 978-3-96147-439-4.

Band 373: Johannes Strauß

Die akustooptische Strahlformung in der Lasermaterialbearbeitung
LPT, xvi u. 113 Seiten, 48 Bilder. 2021. ISBN 978-3-96147-441-7.

Band 374: Martin Hohmann

Machine learning and hyper spectral imaging: Multi Spectral Endoscopy in the Gastro Intestinal Tract towards Hyper Spectral Endoscopy
LPT, x u. 137 Seiten, 62 Bilder, 29 Tab. 2021.
ISBN 978-3-96147-445-5.

Band 375: Timo Kordaß

Lasergestütztes Verfahren zur selektiven Metallisierung von epoxidharzbasierten Duromeren zur Steigerung der Integrationsdichte für dreidimensionale mechatronische Package-Baugruppen
FAPS, xviii u. 198 Seiten, 92 Bilder, 24 Tab. 2021.
ISBN 978-3-96147-443-1.

Band 376: Philipp Kestel

Assistenzsystem für den wissensbasierten Aufbau konstruktionsbegleitender Finite-Elemente-Analysen
KTmfk, xviii u. 209 Seiten, 57 Bilder, 17 Tab. 2021.
ISBN 978-3-96147-457-8.

Band 377: Martin Lerchen

Messverfahren für die pulverbettbasierte additive Fertigung zur Sicherstellung der Konformität mit geometrischen Produktspezifikationen
FMT, x u. 150 Seiten, 60 Bilder, 9 Tab. 2021.
ISBN 978-3-96147-463-9.

Band 378: Michael Schneider

Inline-Prüfung der Permeabilität in weichmagnetischen Komponenten
FAPS, xxii u. 189 Seiten, 79 Bilder, 14 Tab. 2021.
ISBN 978-3-96147-465-3.

Band 379: Tobias Sprügel

Sphärische Detektorflächen als Unterstützung der Produktentwicklung zur Datenanalyse im Rahmen des Digital Engineering
KTmfk, xiii u. 213 Seiten, 84 Bilder, 33 Tab. 2021.
ISBN 978-3-96147-475-2.

Band 380: Tom Häfner

Multipulseffekte beim Mikro-Materialabtrag von Stahllegierungen mit Pikosekunden-Laserpulsen
LPT, xxviii u. 159 Seiten, 57 Bilder, 13 Tab. 2021.
ISBN 978-3-96147-479-0.

Band 381: Björn Heling

Einsatz und Validierung virtueller Absicherungsmethoden für abweichungs-behaftete Mechanismen im Kontext des Robust Design
KTmfk, xi u. 169 Seiten, 63 Bilder, 27 Tab. 2021.
ISBN 978-3-96147-487-5.

Band 382: Tobias Kolb

Laserstrahl-Schmelzen von Metallen mit einer Serienanlage – Prozesscharakterisierung und Erweiterung eines Überwachungssystems
LPT, xv u. 170 Seiten, 128 Bilder, 16 Tab. 2021.
ISBN 978-3-96147-491-2.

Band 383: Mario Meinhardt

Widerstandselementschweißen mit gestauchten Hilfsfügeelementen - Umformtechnische Wirkzusammenhänge zur Beeinflussung der Verbindungsfestigkeit
LFT, xii u. 189 Seiten, 87 Bilder, 4 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-473-8.

Band 384: Felix Bauer

Ein Beitrag zur digitalen Auslegung von Fügeprozessen im Karosseriebau mit Fokus auf das Remote-Laserstrahlschweißen unter Einsatz flexibler Spanntechnik
LFT, xi u. 185 Seiten, 74 Bilder, 12 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-498-1.

Band 385: Jochen Zeitler

Konzeption eines rechnergestützten Konstruktionssystems für optomechatronische Baugruppen
FAPS, xix u. 172 Seiten, 88 Bilder, 11 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-499-8.

Band 386: Vincent Mann

Einfluss von Strahloszillation auf das Laserstrahlschweißen hochfester Stähle
LPT, xiii u. 172 Seiten, 103 Bilder, 18 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-503-2.

Band 387: Chen Chen

Skin-equivalent opto-/elastofluidic in-vitro microphysiological vascular models for translational studies of optical biopsies

LPT, xx u. 126 Seiten, 60 Bilder, 10 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-505-6.

Band 388: Stefan Stein

Laser drop on demand joining as bonding method for electronics assembly and packaging with high thermal requirements

LPT, x u. 112 Seiten, 54 Bilder, 10 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-507-0

Band 389: Nikolaus Urban

Untersuchung des Laserstrahlschmelzens von Neodym-Eisen-Bor zur additiven Herstellung von Permanentmagneten

FAPS, x u. 174 Seiten, 88 Bilder, 18 Tab. 2022.

ISBN: 978-3-96147-501-8.

Band 390: Yiting Wu

Großflächige Topographiemessungen mit einem Weißlichtinterferenzmikroskop und einem metrologischen Rasterkraftmikroskop FMT, xii u. 142 Seiten, 68 Bilder, 11 Tab. 2022.

ISBN: 978-3-96147-513-1.

Band 391: Thomas Papke

Untersuchungen zur Umformbarkeit hybrider Bauteile aus Blechgrundkörper und additiv gefertigter Struktur

LFT, xii u. 194 Seiten, 71 Bilder, 16 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-515-5.

Band 392: Bastian Zimmermann

Einfluss des Vormaterials auf die mehrstufige Kaltumformung vom Draht

LFT, xi u. 182 Seiten, 36 Bilder, 6 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-519-3.

Band 393: Harald Völkl

Ein simulationsbasierter Ansatz zur Auslegung additiv gefertigter FLM-Faserverbundstrukturen KTMfk, xx u. 204 Seiten, 95 Bilder, 22 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-523-0.

Band 394: Robert Schulte

Auslegung und Anwendung prozessangepasster Halbzeuge für Verfahren der Blechmassivumformung

LFT, x u. 163 Seiten, 93 Bilder, 5 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-525-4.

Band 395: Philipp Frey

Umformtechnische Strukturierung metallischer Einleger im Folgeverbund für mediendichte Kunststoff-Metall-Hybridbauteile

LFT, ix u. 180 Seiten, 83 Bilder, 7 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-534-6.

Band 396: Thomas Johann Luft

Komplexitätsmanagement in der Produktentwicklung - Holistische Modellierung, Analyse, Visualisierung und Bewertung komplexer Systeme

KTMfk, xiii u. 510 Seiten, 166 Bilder, 16 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-540-7.

Band 397: Li Wang

Evaluierung der Einsetzbarkeit des lasergestützten Verfahrens zur selektiven Metallisierung für die Verbesserung passiver Intermodulation in Hochfrequenzanwendungen

FAPS, xxii u. 151 Seiten, 72 Bilder, 22 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-542-1.

Band 398: Sebastian Reitelshöfer

Der Aerosol-Jet-Druck Dielektrischer Elastomere als additives Fertigungsverfahren für elastische mechatronische Komponenten

FAPS, xxv u. 206 Seiten, 87 Bilder, 13 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-547-6.

Band 399: Alexander Meyer

Selektive Magnetmontage zur Verringerung des Rastmomentes permanenterregter Synchronmotoren

FAPS, xv u. 164 Seiten, 90 Bilder, 18 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-555-1.

Band 400: Rong Zhao

Design verschleißreduzierender amorpher Kohlenstoffschichtsysteme für trockene tribologische Gleitkontakte

KTMfk, x u. 148 Seiten, 69 Bilder, 14 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-557-5.

Band 401: Christian P. J. Schwarzer

Kupfersintern als Fügetechnologie für Leistungselektronik

FAPS, xxvii u. 234 Seiten, 125 Bilder, 24 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-566-7.

Band 402: Alexander Horn

Grundlegende Untersuchungen zur Gradierung der mechanischen Eigenschaften pressgehärteter Bauteile durch eine örtlich begrenzte Aufkohlung

LFT, xii u. 204 Seiten, 58 Bilder, 6 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-568-1.

Band 403: Artur Klos

Werkstoff- und umformtechnische Bewertung von hochfesten Aluminiumblechwerkstoffen für den Karosseriebau

LFT, x u. 192 Seiten, 73 Bilder, 12 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-572-8.

Band 404: Harald Schmid

Ganzheitliche Erarbeitung eines Prozessverständnisses von Tiefziehprozessen mit Ziehsticks auf Basis mechanischer und tribologischer Analysen

LFT, xiii u. 211 Seiten, 78 Bilder, 5 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-577-3.

Band 405: Johannes Henneberg

Blechmassivumformung von Funktionsbauteilen aus Bandmaterial

LFT, viii u. 176 Seiten, 101 Bilder, 2 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-579-7.

Band 406: Anton Schmailzl

Festigkeits- und zeitoptimierte Prozessführung beim quasi-simultanen Laser-Durchstrahlschweißen

LPT, xiii u. 157 Seiten, 84 Bilder, 7 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-583-4.

Band 407: Alexander Wolf

Modellierung und Vorhersage menschlichen Interaktionsverhaltens zur Analyse der Mensch-Produkt Interaktion

KTmfk, x u. 207 Seiten, 69 Bilder, 10 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-585-8.

Band 408: Tim Weikert

Modifikationen amorpher Kohlenstoffschichten zur Anpassung der Reibungsbedingungen und zur Erhöhung des Verschleißschutzes

KTmfk, xvii u. 258 Seiten, 91 Bilder, 9 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-589-6.

Band 409: Stefan Götz

Frühzeitiges konstruktionsbegleitendes Toleranzmanagement

KTmfk, ix u. 276 Seiten, 127 Bilder, 13 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-593-3.

Band 410: Markus Hubert

Einsatzpotenziale der Rotationsschneidtechnologie in der Verarbeitung von metallischen Funktionsfolien für mechatronische Produkte

FAPS, xviii u. 139 Seiten, 86 Bilder, 7 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-603-9.

Band 411: Manfred Vogel

Grundlagenuntersuchungen und Erarbeitung einer Methodik zur Herstellung maßgeschneiderter Halbzeuge auf Basis eines neuartigen flexiblen Walzprozesses

LFT, ix u. 176 Seiten, 61 Bilder, 11 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-605-3.

Band 412: Michael Weigelt

Multidimensionale Optionenanalyse alternativer Antriebskonzepte für die individuelle Langstreckenmobilität

FAPS, xv u. 222 Seiten, 89 Bilder, 38 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-607-7.

Band 413: Frank Bodendorf

Machine Learning im Cost Engineering des Supply Managements

FAPS, xiii u. 165 Seiten, 75 Bilder, 13 Tab. 2023.

ISBN 978-3-96147-609-1.

Band 414: Maximilian Metzler

Planung und Simulation taktiler, intelligenter und kollaborativer Roboterfähigkeiten in der Montage

FAPS, xix u. 174 Seiten, 72 Bilder, 3 Tab. 2023.

ISBN 978-3-96147-611-4.

Band 415: Tina Buker

Ein Ansatz zur Reduktion produktinduzierter Nutzerstigmatisierung durch Förderung einer gleichermaßen gebrauchstauglichen wie emotionalen Produktgestalt

KTmfk, x u. 236 Seiten, 54 Bilder, 44 Tab. 2022.

ISBN: 978-3-96147-613-8.

Band 416: Marlene Kuhn

Model-based Traceability System Development for Complex Manufacturing Applying Blockchain and Graphs

FAPS, xv u. 167 Seiten, 63 Bilder, 10 Tab. 2022.

ISBN: 978-3-96147-615-2.

Band 417: Benjamin Lengfelder

Remote photoacoustic sensing using speckle-analysis for biomedical imaging

LPT, xv u. 124 Seiten, 86 Bilder, 10 Tab. 2023.

ISBN: 978-3-96147-617-6.

Band 418: Benjamin Pohrer

Analyse des Zusammenhangs zwischen dem tribochemischen Aufbau von Grenzschichten und der Ausbildung von White Etching Crack-Schäden

KTmfk, xv u. 258 Seiten, 103 Bilder, 10 Tab. 2023.

ISBN: 978-3-96147-621-3.

Band 419: Matthias Friedlein

Zuverlässigkeitsmethoden zur Beschleunigung von Qualifizierungsuntersuchungen für Steckkontakte

FAPS, xxv u. 162 Seiten, 98 Bilder, 7 Tab. 2023.

ISBN: 978-3-96147-625-1.

Band 420: Thomas Stoll

Laser Powder Bed Fusion von Kupfer auf Aluminiumoxid-Keramiken

FAPS, xxvii u. 236 Seiten, 103 Bilder, 11 Tab. 2023

ISBN 978-3-96147-631-2

Abstract

Due to the increasing electrification of various industrial sectors, such as mobility and energy supply, the demand for power electronic current transformers is also growing. Conventional circuit carriers in the field of power electronics, e.g. DCB and AMB substrates, in addition to the limited possibility of flexible production, also have limitations with regard to the vertical integration of active and passive components as well as thermal management.

Using Additive Manufacturing, the method of Laser Powder Bed Fusion (LPBF) enables the fabrication of 3D metallizations on ceramic substrate materials, thus providing new possibilities for the application of power electronic circuit carriers.

The dissertation presented, significantly addresses both areas, the LPBF of copper and the fabrication of a composite material consisting of copper and aluminum oxide in the same process. Using a 500 W Yb:YAG laser, studies with respect to the processing of copper powder is carried out, and the main factors influencing its melting and process behavior are identified. Parameter combinations can be determined which enable the processing of copper without altering its conventional characteristics. Furthermore, by means of adapting laser parameters to selected layers, aluminum oxide ceramics can be bonded to copper with the emergence of a reaction zone.

Durch die zunehmende Elektrifizierung verschiedener industrieller Sektoren wie beispielsweise der Mobilität und Energieversorgung steigt unter anderem auch der Bedarf an Leistungselektronischen Stromwandlern. Konventionelle Schaltungsträger im Bereich der Leistungselektronik wie DCB- und AMB-Substrate weisen neben der bedingten Möglichkeit einer flexiblen Herstellung auch Einschränkungen hinsichtlich der vertikalen Integrationsmöglichkeit aktiver und passiver Bauelemente sowie des Wärmemanagements auf.

Anhand der Additiven Fertigung können mit dem Verfahren des Laser Powder Bed Fusions (LPBF) 3D-Metallisierungen auf keramischen Substratmaterialien gefertigt und somit weitere Anwendungsmöglichkeiten leistungselektronischer Schaltungsträger erschlossen werden.

Vorliegende Dissertation adressiert maßgeblich die beiden Themengebiete des LPBF von Kupfer und der Herstellung eines Verbundmaterials von Kupfer und Aluminiumoxid im selben Verfahren. Unter Verwendung eines 500 W Yb:YAG-Lasers werden Untersuchungen zur Verarbeitung von Kupferpulver durchgeführt und die Haupteinflussfaktoren auf das Schmelz- sowie Prozessverhalten identifiziert. Dadurch können Parameterkombinationen ermittelt werden, welche die Verarbeitung von Kupfer zu konventionellen Eigenschaften ermöglichen. Darüber hinaus können durch Anpassung der Laserparameter an ausgewählte Schichtbereiche Aluminiumoxid-Keramiken stoffschlüssig, durch das Entstehen einer Reaktionszone, mit darauf geschmolzenem Kupfer verbunden werden.

