

Projektträger für das



Schlussbericht vom 12.01.2026

zum IGF-Vorhaben 22835 N/1

Thema

Kundenindividuelle Herstellung hochintegrierter elektronischer 3D-Leistungsmodule mittels badbasierter Multimaterial-Photopolymerisation, pulverbett-basiertem Laserstrahlschmelzen und selektiver Piezojet-Metallisierung

Berichtszeitraum

01.04.2023 bis 31.07.2025

Forschungsvereinigung

Forschungsvereinigung Räumliche Elektronische Baugruppen 3-D MID e.V.
Fürther Straße 246b
90429 Nürnberg

Forschungseinrichtung(en)

Karlsruher Institut für Technologie (KIT)
wbk Institut für Produktionstechnik
Kaiserstraße 12
76131 Karlsruhe

Friedrich-Alexander-Universität
FAPS Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik
Egerlandstraße 7-9
91058 Erlangen

Inhaltsverzeichnis

1	Durchgeführte Arbeiten und Ergebnisse	3
1.1	Arbeitspaket 1: Design des Technologiedemonstrators und Materialauswahl (FAPS/wbk)	3
1.2	Arbeitspaket 2 und 3.1: Leiterbahn Schlickerentwicklung und Prozessentwicklung der VPP-LED Multimaterialanlage (wbk).....	7
1.3	Arbeitspaket 3.2: Prozessentwicklung PBF-LB (FAPS).....	10
1.4	Arbeitspaket 4: Qualifizierung der Keramik-Kupfer-Verbindung (FAPS/wbk)	14
1.5	Arbeitspaket 5: Design-Optimierung (FAPS)	30
1.6	Arbeitspaket 6: Technologie-Demonstrator und Wirtschaftlichkeitsanalyse (wbk/FAPS)	34
2	Verwendung der Zuwendung	39
3	Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit.....	41
4	Darstellung des wissenschaftlich-technischen und wirtschaftlichen Nutzens der erzielten Ergebnisse insbesondere für KMU sowie ihres innovativen Beitrags und ihrer industriellen Anwendungsmöglichkeiten	41
5	Wissenstransfer in die Wirtschaft.....	42
6	Durchgeführte Transfermaßnahmen	43
7	Geplante spezifische Transfermaßnahmen nach der Projektlaufzeit	44
8	Literaturverzeichnis	44

1 Durchgeführte Arbeiten und Ergebnisse

1.1 Arbeitspaket 1: Design des Technologiedemonstrators und Materialauswahl (FAPS/wbk)

Ziel von AP 1 war der Entwurf räumlich optimierter Schaltungslayouts für Leistungsmodule mit verbesserter thermo-mechanischer Performance, gesteigerter Kühlung des Bare Dies, elektrischer Vorteile und aus-sichtsreicher Wirtschaftlichkeit. Ferner waren die zu verarbeitenden Materialkombinationen auf Basis der Vorarbeiten und der letztlich zu realisierenden Funktionen festzulegen.

Ein typischer Aufbau eines klassischen Leistungsmodul ist in Abbildung 1 dargestellt. Zu Beginn wurde ge-mäß der Antragstellung zu bereits bestehenden innovativen Packaging-Ansätzen recherchiert, die die Wär-meabfuhr im Leistungsmodul optimieren. Hierbei stellte sich ein Ansatz, der keramische Kühlkörper nutzt [1], als hilfreich und zielführend hinsichtlich Reduzierung des thermischen Widerstands im Leistungsmodul heraus. Wie in Abbildung 2 zu sehen, entfallen etliche Materialschichten und damit Montagevorgänge, in-dem die Keramik als Kühlkörper genutzt wird.

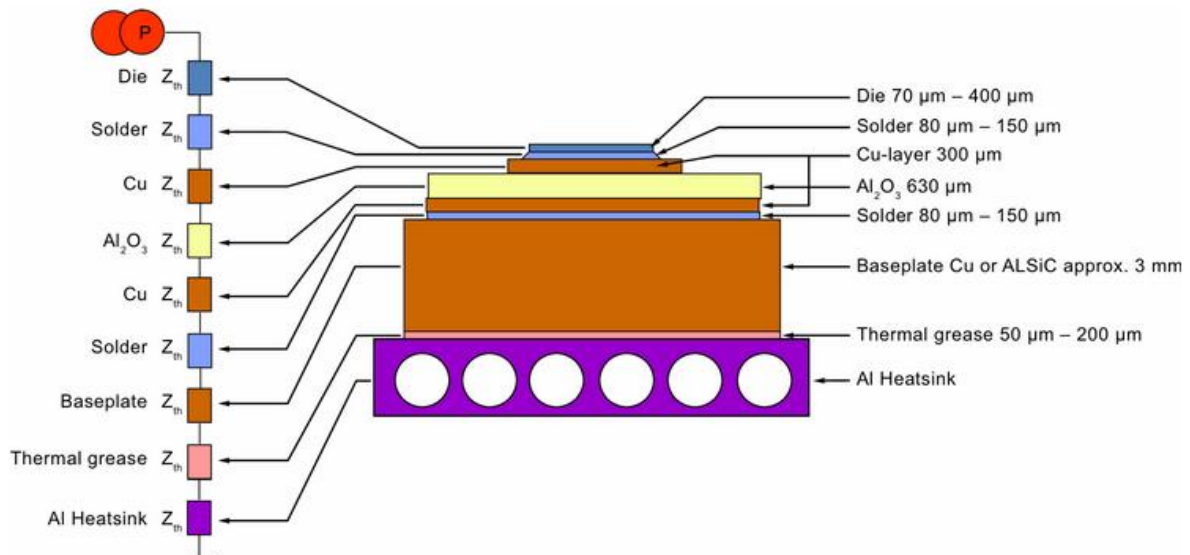


Abbildung 1: Konventioneller Aufbau eines Leistungsmoduls; Z_{th} bezeichnet die thermische Impedanz [2].

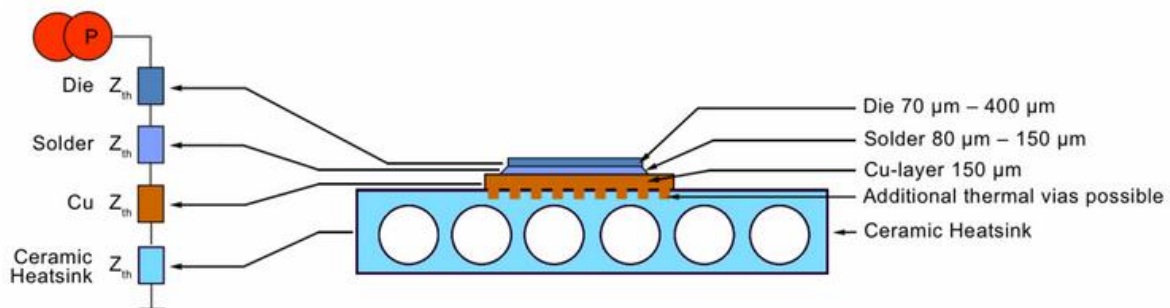


Abbildung 2: Chip-on-Heatsink Technologie von CeramTec zur Reduzierung des thermischen Widerstands im Leistungsmodul; Z_{th} bezeichnet die thermische Impedanz [2].

Davon ausgehend wurden FEM-Simulationen mithilfe der Software ANSYS zu verschiedenen neuartigen Packaging-Aufbauten entworfen, die auf innovative Weise die Vorzüge der additiven Fertigungsverfahren (VPP-LED-Verfahren zur Herstellung des keramischen Grundkörpers, mit und ohne eingebetteten

Kupferlagen, und PBF-LB/M-Verfahren zur Aufbringung oberseitiger Kupferlagen) nutzen und dadurch den steigenden Anforderungen an leistungselektronische Module genügen. Die FEM-Simulationen wurden einerseits hinsichtlich der thermischen Performance der verschiedenen Aufbauten (thermische Impedanzen Z_{th}) gegenübergestellt und andererseits bezüglich thermomechanischer Spannungen infolge von Temperaturschocktests untersucht. Darauf basierend war das hinsichtlich der zu erwartenden Zuverlässigkeit, Fertigbarkeit und Performancezugewinn vielversprechendste Design, auch unter Gesichtspunkten der Wirtschaftlichkeit, auszuwählen. In einem statistischen Versuchsplan zur Erarbeitung vereinfachter, optimierter Designs wurden folgende Parameter systematisch variiert. In Tabelle 1 sind die untersuchten Varianten und eingesetzten Zahlenwerte aufgelistet. Als Materialmodell wurde "Elastische oder Bilineare Isotrope Verfestigung" genutzt. Materialdaten wurden den in der ANSYS Software hinterlegten Datenbanken entnommen.

Tabelle 01: Untersuchte Komponenten im Modul-Aufbau sowie in den Simulationen verwendete Werte.

Kategorie	Komponente & Varianten	Verwendete Werte
	Halbleiter-Chip	10x10x0.4 mm
1	Lotpad-Geometrie 1	10.5x10.5x0.15 mm
	Lotpad-Geometrie 2	10.5x10.5x0.08 mm
2	Keramik-oberseitige Kupferschicht-Geometrie 1	20x20x0.15 mm
	Keramik-oberseitige Kupferschicht-Geometrie 2	20x20x0.45 mm
3	Kühlkörper-Material 1	Al ₂ O ₃
	Kühlkörper-Material 2	AlN
	Kühlkörper-Material 3	Al ₂ O ₃ , eingebettetes Kupfer (15x15x0.15 mm)
	Kühlkörper-Material 4	Al ₂ O ₃ , eingebettetes Kupfer (15x15x0.45 mm)
	Kühlkörper-Material 5	AlN, eingebettetes Kupfer (15x15x0.15 mm)
	Kühlkörper-Material 6	AlN, eingebettetes Kupfer (15x15x0.45 mm)
4	Kühlkörper-Geometrie 1	30x30x3 mm
	Kühlkörper-Geometrie 2	30x30x1 mm
	Kühlkörper-Geometrie 3	40x20x3 mm
	Kühlkörper-Geometrie 4	40x20x1 mm

Mit entsprechenden Materialwerten und einer angenommenen Chip-Leistung von 100 W für alle Aufbauten ergibt sich für den Referenzaufbau eine thermische Impedanz von $Z_{th} = 0,43$ K/W. Geringere Werte bedeuten eine bessere Entwärmung, sind also anzustreben. Während manche der innovativen Aufbauten höhere Werte aufwiesen, konnten auch Aufbauten mit reduziertem Z_{th} -Wert identifiziert werden. Insbesondere führte AlN-Keramik mit eingebetteten Kupferlagen als Kühlkörpermaterial bei einer quadratischen Kühlkörpergeometrie und geringer Lotpad-Höhe sowie hoher Kupferschicht-Höhe (vgl. Abbildung 3) zum besten erzielten Ergebnis von $Z_{th} = 0,36$ K/W.

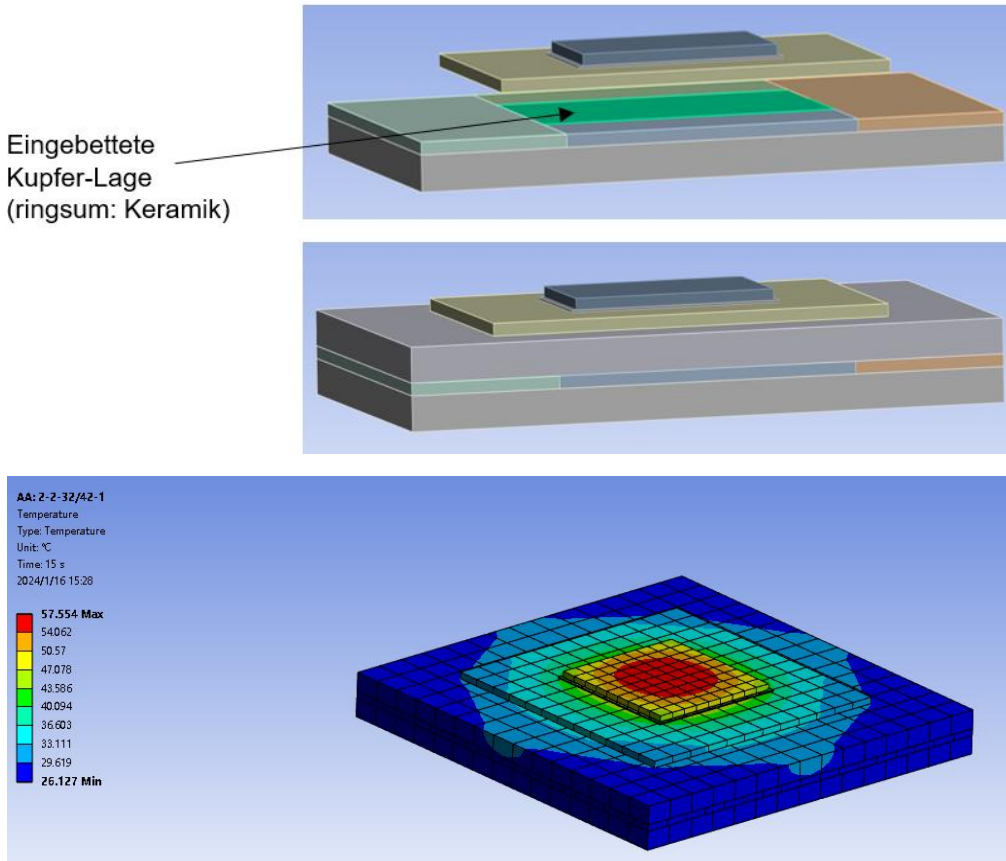


Abbildung 3: Ergebnisse der FEM-Simulation zur thermischen Performance innovativer Leistungsmodul-Aufbauten.

Die Auswertung mit der Statistik-Software Minitab zeigte, dass insbesondere die eingebetteten Kupferlagen im Keramikkühlkörper die thermische Impedanz entscheidend senken (vgl. Abbildung 4). Durch die Einfügung einer zweiten eingebetteten Kupferlage (Schichthöhe = 0,75 mm) konnte der Z_{th} -Wert erneut gesenkt werden auf 0,32 K/W.

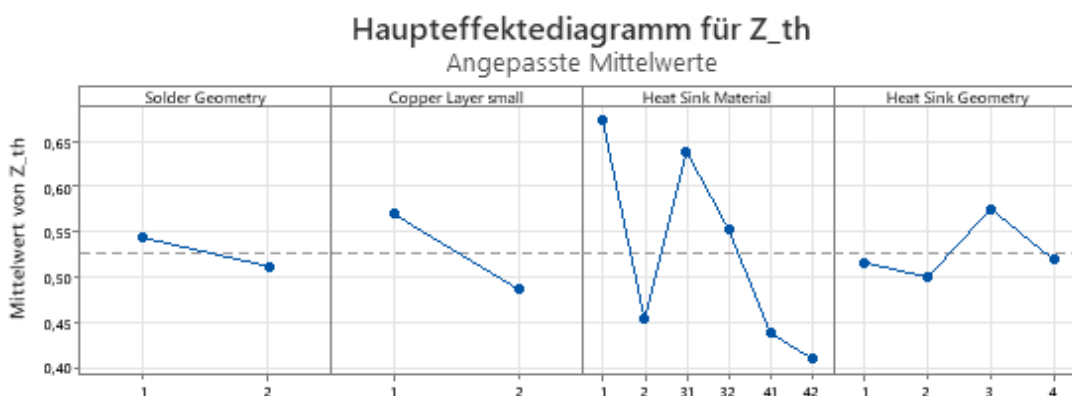


Abbildung 4: Haupteffekte-Diagramm für Z_{th} zur Identifizierung der einflussreichsten Parameterwerte für bestmögliche thermische Performance.

Zur Abschätzung der Lebensdauer wurde eine Alterung in die FEM-Simulation integriert, indem Temperaturschocktests mit Wechseln zwischen -40°C und $+125^{\circ}\text{C}$ (blauer Graph) bzw. $+250^{\circ}\text{C}$ (orangener Graph) bei bis zu 1000 Zyklen nachgestellt wurden (vgl. Abbildung 5). Während die Vergleichsdehnung kontinuierlich mit steigender Zyklenzahl zunimmt, erreicht die Vergleichsspannung bereits bei 250 Zyklen ihr Maximum

(im orangenen Graph). Dies kann als das Maximum der zu ertragenden Spannung im konkreten Materialverbund angesehen werden.

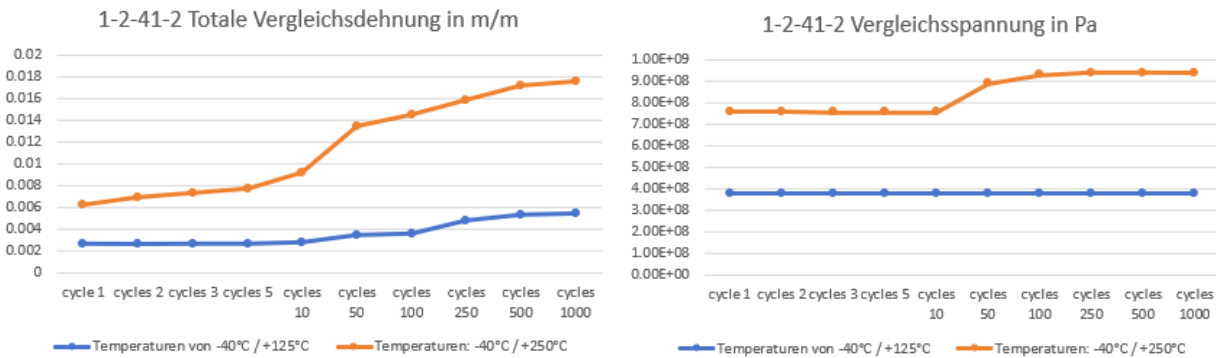


Abbildung 5: Verlauf von Vergleichsdehnung und Vergleichsspannung bei zwei unterschiedlichen Temperatur Schock Test Settings.

Bemerkenswert ist die Auswertung der Vergleichsspannung (von Mises) aller Layouts nach 500 Zyklen (vgl. Abbildung 6). Obwohl Kühlkörper mit eingebetteten Kupferlagen in der thermischen Performance am besten abgeschnitten haben (s.o.), weisen sie beim Temperatur Schock Test (TST) nach 500 Zyklen höhere Spannungswerte als nicht-eingebettete Layouts auf (Abbildung 6: Spalte „Heat Sink Material“, Punkte „41“ und „42“). Dies ist durch den erhöhten thermischen Ausdehnungskoeffizienten (CTE) Mismatch zu erklären, der sich durch die gesteigerte Anzahl an Kupfer-Keramik-Grenzflächen ergibt. Dies muss in der späteren realen Umsetzung der Baugruppen berücksichtigt werden.

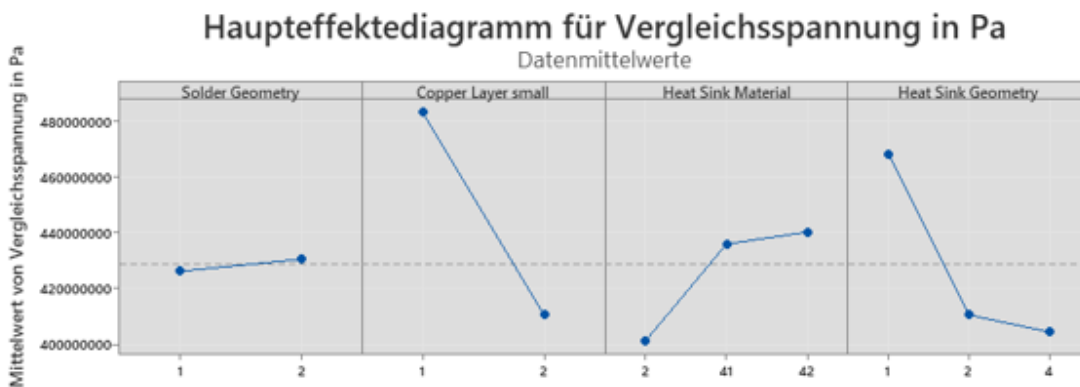


Abbildung 6: Haupteffekte-Diagramm für von Mises Vergleichsspannung zur Identifizierung der einflussreichsten Parameterwerte für Langzeitstabilität.

Zum Aufbau von Multi-Material-Bauteilen, bestehend aus einem keramischen Grundkörper und metallischen Leiterbahnen, ist eine geeignete Keramik-Leiterbahnkombination essenziell. Dazu wurden unterschiedliche Keramiken und Metalle basierend auf ihren technischen Eigenschaften durch eine umfassende Literaturrecherche bewertet und auf dieser Basis für den im Projekt betrachteten Technologieträger ausgewählt. Da die badbasierte Photopolymerisation (engl. Vat Photopolymerization, VPP) auf der Aushärtung von Schlickern durch Lichteinwirkung basiert, führt die Verarbeitung von dunklen Materialien in Kombination mit einer hohen Dichte des Pulvers zu Herausforderungen. Die Farbe der Feststoffpartikel beeinflusst das Lichtübertragungsverhalten und die Aushärtungsfähigkeit. Daher erfolgt die finale Festlegung der zu verarbeitenden Materialkombinationen durch den VPP-Prozess auf Basis der durchzuführenden Arbeiten zur Entwicklung von Schlickern für den VPP-Prozess sowie der letztlich zu realisierenden Funktionen der

gedruckten Bauteile. Zusammenfassend sollen jedoch Voruntersuchungen zu allen in den erzielten Ergebnissen genannten Materialien durchgeführt werden.

Aluminiumoxid (Al_2O_3) wird aufgrund seiner ausgezeichneten elektrischen Isoliereigenschaften, der hohen mechanischen Festigkeit, der moderaten Wärmeleitfähigkeit, der geringen Dichte, der zulässigen Betriebstemperaturen von über 100 °C ohne mechanische Belastung sowie seiner hohen Korrosions- und Verschleißbeständigkeit als keramischer Grundkörper näher betrachtet. Ergänzend wird Aluminiumnitrid (AlN) untersucht, das durch seine hervorragende Wärmeleitfähigkeit, den niedrigen Wärmeausdehnungskoeffizienten und eine gute Biegefestigkeit überzeugt. Für die Leiterbahnen kommt insbesondere Kupfer (Cu) in Betracht, da es eine hohe thermische und elektrische Leitfähigkeit, eine sehr gute Korrosionsbeständigkeit sowie vergleichsweise geringe Kosten aufweist. Eine Herausforderung ergibt sich jedoch aus der im Vergleich zu den Sintertemperaturen keramischer Werkstoffe wie Aluminiumoxid deutlich niedrigeren Schmelztemperatur metallischer Komponenten im Multi-Material-Bauteil. Dies ist insbesondere für den VPP-Prozess relevant. Zur Lösung dieser Problematik wird die Materialauswahl auf Low Temperature Co-fired Ceramics (LTCC) erweitert. Durch deren deutlich reduzierte Sintertemperaturen kann ein Aufschmelzen des metallischen Anteils vermieden werden und somit die Realisierung funktionsintegrierter Multi-Material-Strukturen ermöglicht werden.

1.2 Arbeitspaket 2 und 3.1: Leiterbahn Schlickerentwicklung und Prozessentwicklung der VPP-LED Multimaterialanlage (wbk)

Im Rahmen der Vorversuche wurden am KIT bereits verschiedene Schlickerformulierungen auf Basis unterschiedlicher Oxidkeramiken entwickelt. Ein Schlicker besteht dabei typischerweise aus keramischem Feinpulver, mono- und multifunktionalen Monomeren sowie einem Dispergiermittel bzw. Additiven. Letztere dienen der Viskositätsreduktion und der Verringerung der Sedimentation. Das eingesetzte Initiatorsystem umfasst einen Photoinitiator, dessen Absorptionsspektrum auf die 460-nm-Wellenlänge der VPP-Anlage abgestimmt ist, sowie einen Co-Initiator zur Intensivierung der Aushärtung. Für eine prozesssichere Verarbeitung im VPP-Verfahren sind eine niedrige Viskosität, schnelle und ausreichend tiefe Aushärtung sowie eine hohe Auflösung entscheidend. Auf Basis der bestehenden Schlickerrezepturen wurden die Formulierungen daher iterativ angepasst, insbesondere durch Variation der Einzelkomponenten mit dem Ziel, den Feststoffgehalt zu maximieren. Ein hoher Feststoffgehalt reduziert die spätere Schrumpfung beim Sintern und damit das Risiko von Bauteilfehlern.

Vor jedem Druckjob erfolgte eine Charakterisierung der Schlicker hinsichtlich ihrer Viskosität und ihres Aushärtungsverhaltens mithilfe eines Rheometers mit integrierter Belichtungseinheit. Diese Kenngrößen erwiesen sich als maßgeblich für die Prozessstabilität. Aufbauend auf diesen Messdaten wurden die Belichtungsparameter der VPP-Anlage schrittweise optimiert, bis ein zuverlässiger schichtweiser Aufbau monolithischer Bauteile erreicht werden konnte. Aus der Materialauswahl in AP1 gingen Al_2O_3 , AlN und LTCC als Substrate sowie Cu als Leiterbahnwerkstoff hervor, da sie den anwendungsrelevanten Anforderungen entsprechen.

Mit dem Multimaterialprozess der Lithoz 2M30-Anlage konnten anschließend Grünteile in den Bauweisen Al_2O_3 -Cu und Al_2O_3 -Cu- Al_2O_3 erfolgreich hergestellt werden. Im Anschluss wurden die thermischen Nachbehandlungen, insbesondere Entbindern und Sintern, systematisch untersucht. Dabei wurden Temperatur,

Atmosphäre und Haltezeiten variiert, um optimale Prozessbedingungen für sowohl die Multimaterial- als auch die monolithischen Bauteile zu bestimmen.

Das Bindersystem für den späteren Schlicker wurde für jedes Material aus den gleichen Rohstoffen in unterschiedlichen Verhältnissen zusammengesetzt. Ziel war es, den Feststoffgehalt an keramischen oder metallischen Pulvern zu maximieren. Die maximal zumischbare Pulvermenge hängt von den Material- sowie Pulvereigenschaften ab, aufgeführt in Tabelle 2.

Tabelle 02: Vergleich der Eigenschaften des Pulvers im Schlicker.

Material	D50 Pulver	D50 Schlicker
Aluminiumoxid	1,3 µm	1 µm
Aluminiumnitrid	1,6 µm	2,1 µm
LTCC	6,0 µm	7,2 µm
Kupfer	7,9 µm	7,1 µm

Die Schlicker wurden mit einem Planetenzentrifugalmischer (Thinky ARE-250) homogenisiert. Dazu erfolgte zunächst ein kurzer Vormischschritt, bei dem die Suspension mithilfe von Mischkugeln ohne Sedimentation oder Phasentrennung von Fest- und Flüssiganteilen aufbereitet wurde. Die Zusammensetzungen der Schlicker sind entsprechend in Tabelle 3 dargestellt.

Tabelle 03: Zusammensetzung der selbstentwickelten Schlicker.

	Al ₂ O ₃ -Schlicker	AlN -Schlicker	LTCC-Schlicker	Cu -Schlicker
Aluminiumoxid	54 Vol-%	0 Vol-%	0 Gew-%	0 Vol-%
Aluminiumnitrid	0 Vol-%	49 Vol-%	0 Gew-%	0 Vol-%
LTCC	0 Vol-%	0 Vol-%	77 Gew-%	0 Vol-%
Kupfer	0 Vol-%	0 Vol-%	0 Gew-%	44 Vol-%
Additiv	4 Vol-%	4,5 Vol-%	2,5 Gew-%	1 Vol-%
Monomere	30 Vol-%	40,5 Vol-%	16 Gew-%	49 Vol-%
Photoinitiator	8 Vol-%	4 Vol-%	3 Gew-%	4 Vol-%
Co-Photoinitiator	4 Vol-%	2 Vol-%	1,5 Gew-%	2 Vol-%

Voruntersuchungen am Rheometer, bei denen die Viskosität und das Aushärteverhalten mithilfe von Rotations- und Oszillationsmessungen untersucht wurden, haben gezeigt, dass alle drei Schlickerformulierungen als verarbeitbar für die VPP-Anlage gelten. Dies wurde durch die Rheometer-Daten bestätigt, wie in Abbildung 7 und Abbildung 8 dargestellt.

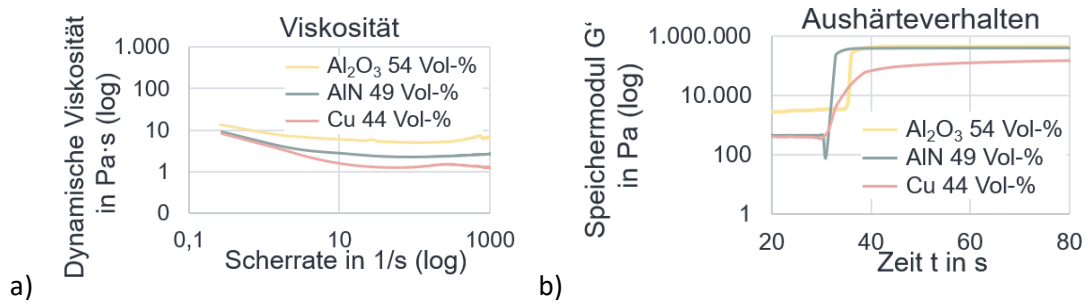


Abbildung 7: Vergleich der a) Viskosität sowie des b) Aushärteverhaltens der selbst entwickelten Schlicker Al₂O₃, AlN und Cu.

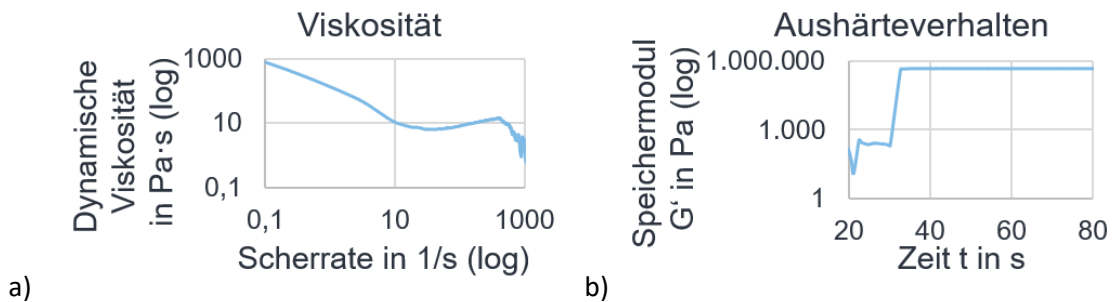


Abbildung 8: Vergleich der a) Viskosität sowie des b) Aushärteverhaltens des selbstentwickelten Schlickers mit LTCC.

Für den eigens entwickelten Al₂O₃-Schlicker wurden als Belichtungsparameter eine Energie von 75 mJ/cm², eine Intensität von 90,56 mW/cm² und eine Schichtdicke von 25 µm festgelegt. Das eigentliche Entbindern erfolgte bis 410 °C und das Vorsintern im Schritt des Entbinderns zur besseren Braunteilstabilität bis 1100 °C in Luft. Das abschließende Sintern wurde bei 1650 °C in Luft durchgeführt. Die Archimedes-Dichtemessung ergab für die Al₂O₃-Keramiken eine Dichte von 3,76 g/cm³, wobei der theoretische Wert bei 3,99 g/cm³ liegt. Für den AlN-Schlicker wurden die Belichtungsparameter auf eine Energie von 75 mJ/cm², eine Intensität von 90,56 mW/cm² und eine Schichtdicke von 25 µm festgelegt. Das Entbindern erfolgte ebenfalls bis 410 °C, das Vorsintern bis 1100 °C in Luft und das abschließende Sintern bei 1600 °C in Stickstoff. Die Dichte der AlN-Keramiken wurde mit 2,62 g/cm³ ermittelt, während der theoretische Wert bei 3,26 g/cm³ liegt. Für LTCC wurden die Belichtungsparameter auf eine Energie von 65 mJ/cm², eine Intensität von 90,56 mW/cm² und eine Schichtdicke von 25 µm festgelegt. Das Entbindern erfolgte ebenfalls bis 410 °C, das Vorsintern bis 750 °C in Luft und das abschließende Sintern bei 880 °C in Luft. Die Dichte der LTCC wurde mit 3,12 g/cm³ ermittelt.

Für den entwickelten Cu-Schlicker wurden als Belichtungsparameter eine Energie von 3000 mJ/cm², eine Intensität von 90,56 mW/cm² sowie Schichtdicken von 10 µm und 25 µm festgelegt. Das Entbindern erfolgte bis 410 °C, das Vorsintern bis 1000 °C in Luft und das abschließende Sintern bei 1050 °C in einem Argon/Wasserstoff-Gemisch. Bei dem Gasgemisch wurde für Wasserstoff eine Durchflussrate von 60 l/h und für Argon eine Rate von 140 l/h gewählt. Die Archimedes-Dichtemessung ergab für die Kupfer-Keramiken eine Dichte von 7,71 g/cm³, wobei der theoretische Wert bei 8,96 g/cm³ liegt.

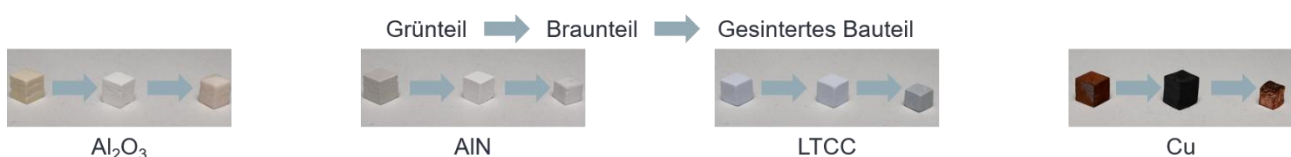


Abbildung 9: Bauteile in den unterschiedlichen Stadien der mehrstufigen Prozesskette.

Der Multimaterial-Prozess mit der Anlage Lithoz 2M30 ermöglicht die Fertigung von Grünteilen mit verschiedenen Multimaterial-Verbindungen, wie $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Cu}$ und $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Cu-Al}_2\text{O}_3$ oder LTCC-Cu. Dabei ist es von besonderer Relevanz, um eine saubere Trennung der Materialien zu gewährleisten, Kreuzkontaminationen zu vermeiden und eine kontinuierliche Überwachung des Prozesses sicherzustellen.

Die auf den Multimaterial-Prozess nachfolgenden Wärmebehandlungsschritte stellen eine Herausforderung dar, insbesondere beim ersten Wärmebehandlungsschritt, dem Entbindern. Bereits hier sind Ablösungen der filigranen Leiterbahnstrukturen vom Substratmaterial erkennbar (Abbildung 10). Beim darauffolgenden gemeinsamen Sintern von $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Cu}$ -Verbindungen können zusätzliche Schwierigkeiten ausfindig gemacht werden, da Al_2O_3 typischerweise bei Temperaturen zwischen 1450 °C und 1800 °C in Luft gesintert wird, während Cu bei Temperaturen zwischen 700 °C und 1100 °C unter Schutzgasatmosphären wie Wasserstoff oder Stickstoff gesintert wird. Diese Diskrepanz zwischen den geforderten Sinterbedingungen erschwert die gleichzeitige Verarbeitung der Materialien und muss durch weitere Untersuchung bei den thermischen Nachbehandlungsschritten angegangen werden.

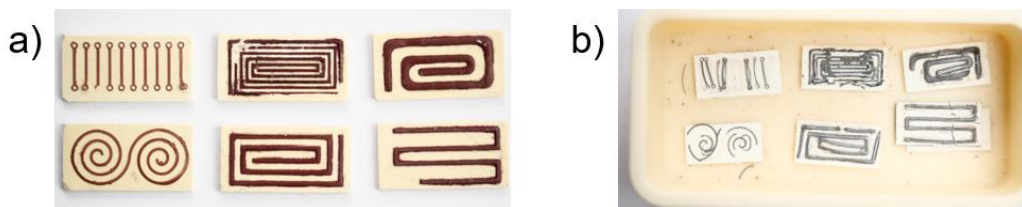


Abbildung 10: a) Kupfer-Leiterbahnen auf einem Aluminiumoxid-Substrat als Grünteil und b) nach dem Entbindern.

Als Alternative wurde die Multimaterialfertigung von LTCC-Cu-Verbunden untersucht, da sich hier die Sintertemperaturen der beiden Werkstoffe besser überschneiden und somit ein kompatiblerer thermischer Prozess möglich ist. Dies liegt an der bei LTCC hinzugefügten Glasphase, die ein Flüssigphasensintern ermöglicht. Erste Grünteile konnten bereits erfolgreich aufgebaut werden. Allerdings steht eine detaillierte Untersuchung der thermischen Nachbehandlung noch aus, da beim Entbindern Abplatzungen auftraten (Abbildung 11).

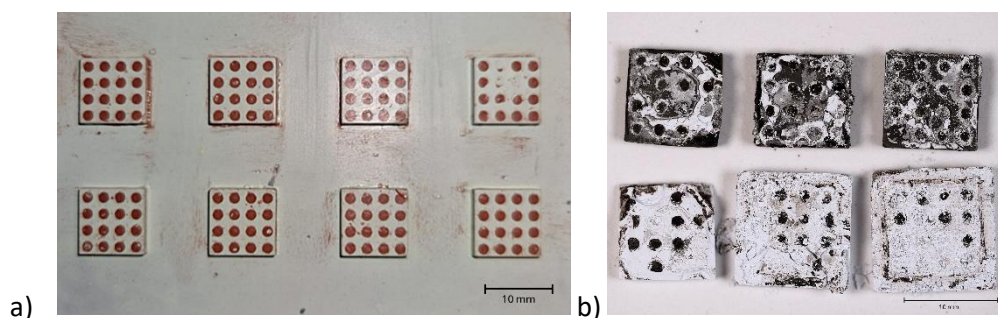


Abbildung 11: Kupfer-LTCC Multi-Material-Verbund im a) Grünteilzustand und b) entbindert.

1.3 Arbeitspaket 3.2: Prozessentwicklung PBF-LB (FAPS)

Im Projekt wurde der PBF-LB-Prozess eingesetzt, da hiermit im Gegensatz zum VPP-Verfahren freistehender Metallauftrag in hohen Schichtdicken und in dreidimensionaler Geometrie auf horizontal angeordneten Keramikoberflächen leicht realisiert werden kann. Gegenüber konventionellen Verfahren besticht PBF-LB insbesondere mit flexibler Layoutgestaltung und kostengünstiger Fertigung von Losgröße Eins.

Als Referenz wurden auch konventionell hergestellte Keramiken mittels PBF-LB-Verfahren und Kupferpulver bedruckt. Insgesamt wurden folgende konventionell gefertigte Keramiktypen untersucht: Aluminiumoxid (Al_2O_3), Aluminiumnitrid (AlN), Siliziumnitrid (Si_3N_4). Pulver und Substrate wurden von PA-Mitgliedern (Schlenk, CeramTec, Bach RC, Rauschert, Bosch) zur Verfügung gestellt. Weiterhin wurden additiv gefertigte VPP-Substrate (Al_2O_3 und AlN) vom Projektpartner wbk mit Kupferpulver bedruckt. Dazu wurden für das PBF-LB auf Si_3N_4 die Anlage Aconity Mini mit einem grünen Laser und für alle anderen Keramiken die Anlage Concept Laser Cusing R[®] mit einem infraroten Laser verwendet. Im Folgenden wird der vorbereitende Screening-Versuchsplan zur Eingrenzung des Prozessfensters beschrieben. Die ausführlichen vollfaktoriellen Versuchspläne sowie die resultierenden Haftfestigkeiten sind in AP 4 geschildert.

Konventionelles Al_2O_3

Die erste Testreihe ist ein Screening, um die Grenzen des ersten Versuchsplans zu bestimmen. Basierend auf Voruntersuchungen am Lehrstuhl [3], wurden die folgenden Parameter und Prozessstrategien als veränderbar bestimmt: Fokusdurchmesser, Scangeschwindigkeit, Laserleistung, Höhe der ersten Schicht, Vorheiztemperatur, Hatch-Abstand. Die Parameter wurden auf einen optimalen Bereich geprüft, in dem auf der einen Seite die Keramik nicht beschädigt wird (möglicher Fehler: z.B. Zerspringen der Keramik aufgrund zu hohen Energieeintrags) und auf der anderen Seite ein Interface zwischen gedruckter Kupferstruktur und Keramik entsteht, so dass die Struktur haftet (möglicher Fehler: z.B. unzureichende Haftung des Kupferpulvers auf der Keramik). Tabelle 4 zeigt die Bereiche, in denen die Parameter getestet wurden und die daraufhin bestimmten Prozessfenster. Die durchschnittlichen Rauheitswerte der Substrate betragen $\emptyset Ra = 1,0 \mu\text{m}$ und $\emptyset Rz = 10,7 \mu\text{m}$. Abbildung 12 zeigt exemplarisch eine bedruckte konventionelle Al_2O_3 -Probe.

Tabelle 04: Screening-Versuchsplan (Zeile „Testbereich“) sowie die daraus resultierenden Prozessgrenzen (Zeile „Prozessfenster“) für Kupfer auf konventionellem Al_2O_3 .

Parameter	Laserleistung [W]	Scangeschwindigkeit [mm/s]	Vorheiztemperatur [°C]	Dicke erster Schicht [μm]	Hatchabstand [μm]	Fokusbereich [μm]
Testbereich	25 – 100	50 – 900	0 - 450	30 – 130	45 – 65	38 - 58
Prozessfenster	35 – 55	200 – 300	0 – 250	30 - 80	55	48

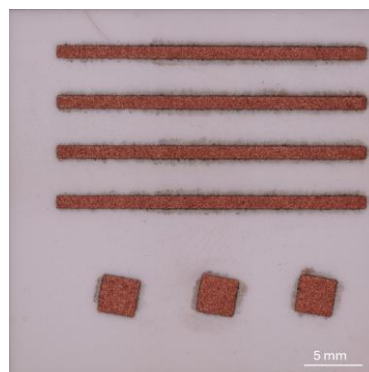


Abbildung 12: Beispielhafte Metallisierung von konventionellem Aluminiumoxid mittels PBF-Verfahren.

VPP- Al_2O_3 mit Lithoz-Schlicker

Die in diesem Abschnitt verwendeten Keramiken wurden mittels VPP-Verfahren mit einem Schlicker der Fa. Lithoz durch den Projektpartner wbk hergestellt. Die verwendeten Keramiken weisen eine ungleichmäßige

Oberfläche und unterschiedliche Abmessungen auf. Die gemessenen Rauheitswerte betragen durchschnittlich $\emptyset Ra = 5,7 \mu\text{m}$ und $\emptyset Rz = 36,1 \mu\text{m}$. Zu Beginn der Versuchsreihen wurde eine Vorheiztemperatur von $450 \text{ }^\circ\text{C}$ realisiert; später, aus anlagentechnischen Gründen, konnten nur noch 250°C erzielt werden. Daher ist diese Versuchsreihe die einzige mit einer Vorheiztemperatur von $450 \text{ }^\circ\text{C}$, die anderen haben hingegen eine Vorheiztemperatur von $250 \text{ }^\circ\text{C}$.

VPP- Al_2O_3 mit wbk-Schlicker

Die VPP-gefertigten Al_2O_3 -Keramiken, die aus einem wbk-eigenen Schlicker hergestellt wurden, zeigten folgende durchschnittliche Rauheitswerte: $\emptyset Ra = 3,1 \mu\text{m}$ und $\emptyset Rz = 23,5 \mu\text{m}$.

Konventionelles AlN

Weiterhin wurde auch Aluminiumnitrid betrachtet, das eine deutlich höhere Wärmeleitfähigkeit (170 W/mK) gegenüber Aluminiumoxid (ca. 25 W/mK) aufweist. Zudem ist zu erwarten, dass sich der Haftmechanismus des aufgebracht Kupferpulvers auf AlN von dem auf Al_2O_3 unterscheidet, da der bei der Kupfer-Aluminiumoxid-Verbindung wichtige Sauerstoff in der Aluminiumnitrid-Substratoberfläche nicht vorhanden ist. Auch auf den AlN-Substraten wurde ein Screening durchgeführt. Berücksichtigt wurden die Laserleistung, die Scangeschwindigkeit, die Vorheiztemperatur und die Höhe der ersten Schicht. Tabelle 5 zeigt die Bereiche, in denen die Parameter getestet wurden und die daraufhin bestimmten Prozessfenster. Die gemessene Rauheit der Keramiken beträgt durchschnittlich $\emptyset Ra = 1,0 \mu\text{m}$ und $\emptyset Rz = 8,6 \mu\text{m}$. Abbildung 13 zeigt exemplarisch eine bedruckte konventionelle AlN-Probe.

Tabelle 05: Screening-Versuchsplan (Zeile „Testbereich“) sowie die daraus resultierenden Prozessgrenzen (Zeile „Prozessfenster“) für Kupfer auf konventionellem Aluminiumnitrid.

Parameter	Laserleistung [W]	Scangeschwindigkeit [mm/s]	Vorheiztemperatur [$^\circ\text{C}$]	Dicke erster Schicht [μm]
Testbereich	35 – 160	100 – 800	0 - 250	30 – 130
Prozessfenster	65 – 85	200 – 300	0 – 250	30 - 80

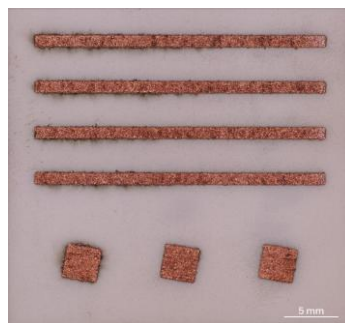


Abbildung 13: Beispielfhafte Metallisierung von konventionellem Aluminiumnitrid mittels PBF-Verfahren.

Das erstellte Prozessfenster, das in Tabelle 5 abgebildet ist, unterscheidet sich in der verwendeten Laserleistung zu dem aus Tabelle 4 für Al_2O_3 . Ein Grund hierfür ist die höhere Wärmeleitfähigkeit des Aluminiumnitrid. Des Weiteren haben die beiden Materialien unterschiedliche Versagensbilder: Bei höherer Energie zerspringt das Al_2O_3 , wohingegen bei AlN der Laserstrahl Material aus der Keramik abträgt, diese jedoch nicht vollständig zerstört. Die höhere Laserleistung beim AlN ist nötig, da bei geringerem Energieeintrag

aufgrund der höheren Wärmeleitfähigkeit des AlN keine Verbindung zwischen Kupfer und AlN entsteht und somit keine hinreichende Haftung auftritt.

VPP-AlN mit Lithoz-Schlicker

Wie bei VPP-Al₂O₃ verwendete der Projektpartner wbk auch für VPP-AlN zwei verschiedene Schlicker. Die aus Lithoz-Schlicker gefertigten Keramiken wiesen eine durchschnittliche Rauheit von $\emptyset Ra = 3,9 \mu\text{m}$ und $\emptyset Rz = 23,0 \mu\text{m}$ auf. Beim PBF-Prozess auf VPP-AlN wurden bei den ersten Versuchen die gleichen Parameter wie für das konventionell gefertigte AlN verwendet. Bei Laserleistungen von über 50 W wurden alle Proben zerstört. Abbildung 14 zeigt das Versagen der Keramiken während des PBF-Prozesses. Die hohen inneren Spannungen, die durch thermischen Schock entstehen, lassen die Keramik reißen. Hier ist zu erkennen, dass das Risswachstum von der Stelle des Energieeintrags durch den Laser an den erzeugten Strukturen beginnt. Aus diesem Grund wurde ein neues Prozessfenster erstellt mit geringeren Laserleistungen und damit einer geringeren Energiedichte (siehe Tabelle 6).

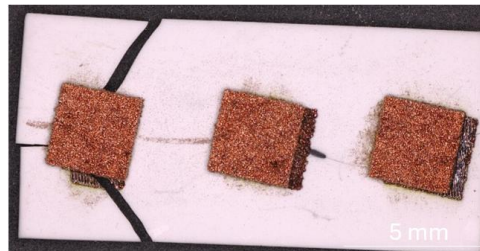


Abbildung 14: Beispiel für Versagen von VPP-AlN während des PBF-Prozesses.

Tabelle 06: Angepasstes Prozessfenster für VPP-AlN.

Parameter	Laserleistung [W]	Scangeschwindigkeit [mm/s]	Vorheiztemperatur [°C]	Dicke erster Schicht [μm]
Prozessfenster	25-25	200 – 300	0 – 250	30 - 80

VPP-AlN mit wbk-Schlicker

Neben den VPP-AlN-Keramiken mit Lithoz-Schlicker wurden auch Proben mit wbk-eigenem Schlicker getestet. Diese Keramiken wiesen eine durchschnittliche Rauheit von $\emptyset Ra = 2,7 \mu\text{m}$ und $\emptyset Rz = 20,8 \mu\text{m}$ auf. Im PBF-Prozess wurden Parametereinstellungen, die aus den Untersuchungen mit dem Lithoz-Schlicker (AlN) bekannt waren, verwendet.

Konventionelles Si₃N₄

Wie erwähnt, wurden die Siliziumnitrid-Substrate mit einem grünen Laser in der Aconity Mini Anlage bearbeitet. Hierfür wurde zunächst eine Sensitivitätsanalyse durchgeführt, die etwas ausführlicher ausfiel, da zu PBF mit Kupferpulver auf Si₃N₄ keine Referenzdaten oder Vorversuchsergebnisse vorlagen. Als Vergleichskriterium wurde hier der Streckenenergieeintrag verwendet, der den Quotienten aus Laserleistung und Lasergeschwindigkeit darstellt (siehe Gleichung 1).

$$SED = \frac{P_L}{v_L} \quad (1)$$

Als untere Grenze wurde mit 0,15 J/mm begonnen, weil hier bei Vorversuchen [3] keine Verbindung von Kupfer zu Al₂O₃ hergestellt werden konnte. Die untere Grenze wurde realisiert durch zwei Kombinationen: zum einen hohe Laserleistung und niedrige Scan-Geschwindigkeit sowie zum anderen eine niedrige Laserleistung und hohe Scan-Geschwindigkeit. Anschließend wurde der Streckenenergieeintrag sukzessive erhöht bis zur oberen Grenze von 2,50 J/mm, realisiert durch zwei Kombinationen (einmal hohe Laserleistung und niedrige Scan-Geschwindigkeit, einmal sowie zum anderen eine niedrige Laserleistung und hohe Scan-Geschwindigkeit). Sollte die Keramik dem Energieeintrag standhalten, würde der Streckenenergieeintrag sukzessive erhöht werden. In der statistischen Versuchsplanung wurden daher als Laserleistung 40 W und 160 W und als Scan-Geschwindigkeit konstant 100 mm/s verwendet. In Abbildung 15 wird der durch die Sensitivitätsanalyse ermittelte Versuchsraum graphisch dargestellt. Bei zu hohem Streckenenergieeintrag (SED > 1,6 J/mm) kam es zu Delamination und Verfärbung des Kupfers. Bei Werten von SED < 0,4 J/mm mangelte es an Haftung. Aus der Sensitivitätsanalyse ergeben sich die in Tabelle 7 dargestellten Parametergrenzen. Ausgehend von diesen werden mehrere faktorielle Versuche mit jeweils zwei Faktorstufen und einem Zentralpunkt durchgeführt, um die Korrelation der Faktoren mit der Haftfestigkeit zu untersuchen und den Versuchsraum sukzessive zu verkleinern. Dies wird in AP 4 näher beschrieben.

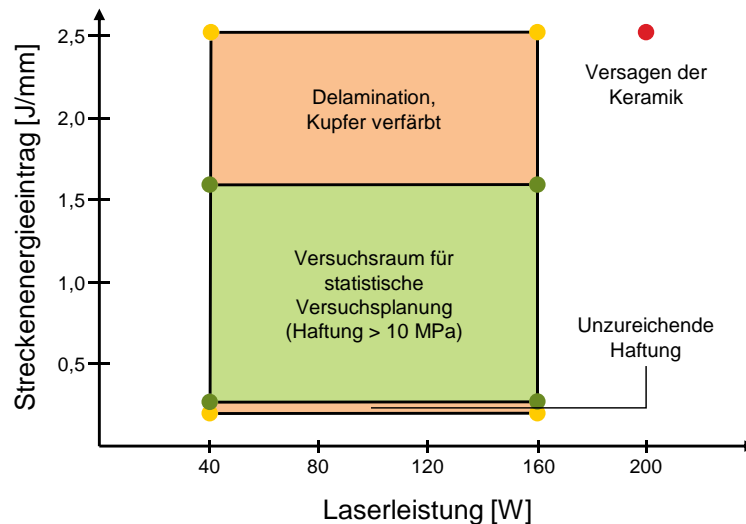


Abbildung 15: Schematische Darstellung des durch die Sensitivitätsanalyse ermittelten Versuchsraum.

Tabelle 07: Mittels Sensitivitätsanalyse bestimmte Prozessgrenzen für den ersten faktoriellen Versuchsplan.

	Laserleistung P_L [W]	Streckenenergieeintrag SED [J/mm]	Scangeschwindigkeit v_L [mm/s]
Minimum	40	0,25	100
Maximum	160	1,60	100

1.4 Arbeitspaket 4: Qualifizierung der Keramik-Kupfer-Verbindung (FAPS/wbk)

Anhand von metallografischen Schlibfbildern lässt sich bei den multimateriell aufgebauten Bauteilen wie in Abbildung 16 erkennen, dass es zu einer stoffschlüssigen Anbindung zwischen den Grenzflächen der Grünteile kommt.

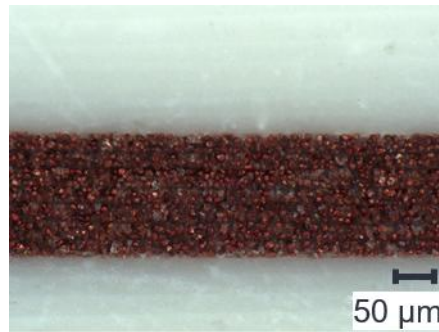


Abbildung 16: Metallografisches Schlibfbild eines Multi-Material-Grünteils bestehend aus Al_2O_3 -Cu- Al_2O_3 .

Während der ersten thermischen Nachbehandlung, dem Entbindern, zeigt das Multi-Materialverbundsystem ein Ablösen der metallischen Phase, das sich durch ein Aufbiegen des Kupfers manifestiert (vgl. Abbildung 17). Zwischen den beiden Werkstoffen liegt somit keine stoffschlüssige Verbindung vor. Es ist lediglich erkennbar, dass vereinzelt Keramikfragmente am Kupfer verbleiben. Durch das Entbindern in Luft oxidiert das Kupfer zusätzlich. In Kombination mit der ohnehin gelösten Grenzflächenanbindung verhindert diese Oxidation die Durchführung weiterer mechanischer oder elektrischer Prüfungen am Gesamtsystem.

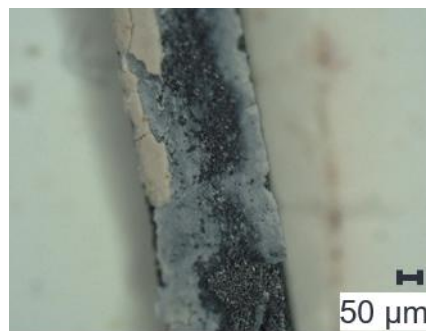


Abbildung 17: Mikroskopische Aufnahme der Delamination der Kupferphase von der keramischen Grundplatte eines mittels VPP hergestellten Multi-Material-Bauteils.

Die Haftfestigkeit der weiteren Proben, die nicht vollständig mittels VPP Multi-Material Fertigung hergestellt wurden, wurde mittels Schertester von XYZTech gemessen (siehe Abbildung 18). Die elektrische Leitfähigkeit wurde mittels Vierleitermessung (elektrischer Widerstand) und mikroskopisch bestimmten Geometriedaten ermittelt (siehe Abbildung 19).

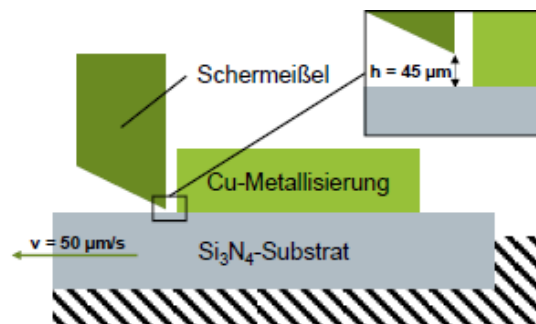


Abbildung 18: Schematische Darstellung des Schertests an einer Kupferstruktur auf einem Siliziumnitrid-Substrat.

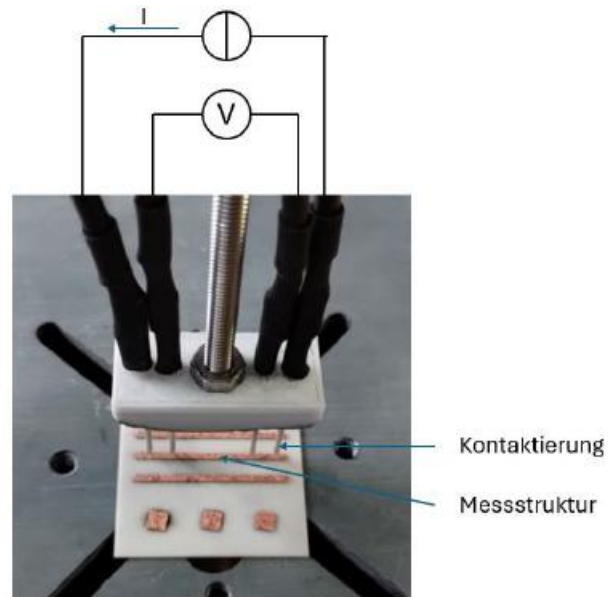


Abbildung 19: Beispiel einer Vierleitermessung zur Ermittlung des elektrischen Widerstands.

Für die Bestimmung der Dichte wurden Querschliffe erstellt. Dazu wird die zu untersuchende Struktur in der Mitte getrennt und anschließend in ein Harz eingebettet. Die Querschnittsfläche wird glattgeschliffen und poliert. Von der Fläche wird ein Bild mit einem Lichtmikroskop erstellt. Dies wird mit der Bildbearbeitungssoftware ImageJ ausgewertet. In Abbildung 20 ist eine beispielhafte Auswertung zu sehen. Hierbei wird ein Grenzwert festgelegt, um zwischen Material und Freiraum unterscheiden zu können. Das Programm berechnet dann den Anteil des Materials in einem ausgewählten Bereich. Im dargestellten Beispiel beträgt die Dichte 84,55 %.

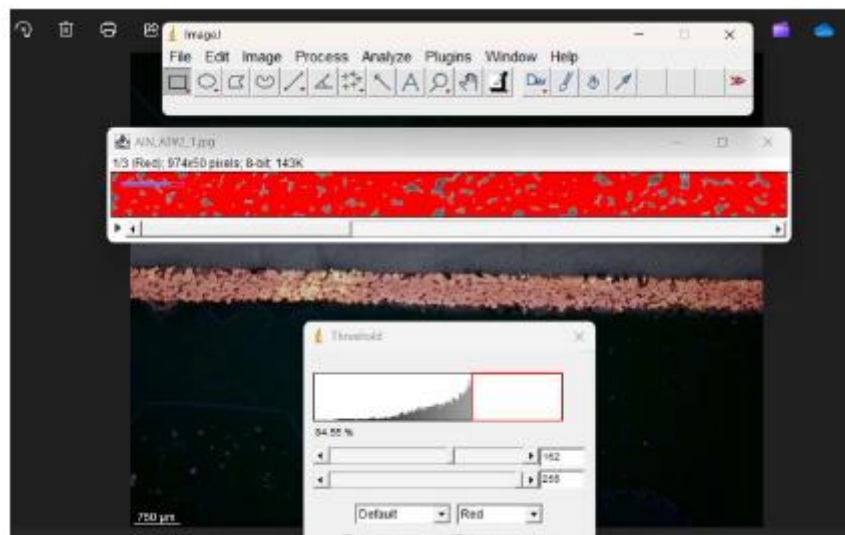


Abbildung 20: Beispiel einer ImageJ-Auswertung zur Bestimmung der Dichte.

Ziel ist sowohl eine hohe Haftfestigkeit als auch eine hohe elektrische Leitfähigkeit des Kupfers. Dazu wurde der Annahme aus [3] gefolgt, dass die unteren Schichten maßgeblich die Haftfestigkeit des Kupfers auf der Keramik beeinflussen und die oberen Schichten maßgeblich die elektrische Leitfähigkeit. Daher wurde nach fünf Schichten eine Anpassung der Parametereinstellung vorgesehen (vgl. Abbildung 21). Eine Einzelschicht betrug 30 μm . Insgesamt wurden 12 Schichten, also 360 μm , aufgetragen, um der industriellen Höhe des Kupfers von mindestens 300 μm zu entsprechen.

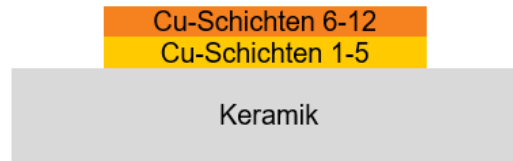


Abbildung 21: Schematischer Aufbau der Probekörper.

Konventionelles Al₂O₃

Tabelle 8 listet den durchgeführten vollfaktoriellen Versuchsplan auf. Die Volumenenergiedichte VED ergibt sich aus Laserleistung P_L , Schichthöhe d_s , Scan-Geschwindigkeit v_L und Hatch-Abstand h_s (vgl. Gleichung 2).

$$VED = \frac{P_L}{d_s v_L h_s} \quad (2)$$

Die Volumenenergiedichte wurde für jede Parameterkombination ermittelt.

Tabelle 08: Vollfaktorieller Versuchsplan zur Ermittlung der Haftfestigkeit für PBF-gefertigtes Kupfer auf konventionellem Aluminiumoxid (Hinweis: Die mit Asterisk [*] gekennzeichneten Ergebnisse betreffen Proben, deren erste Schicht eine Höhe von 80 µm aufwies; von daher ist der Wert der Volumenenergiedichte bei diesen Proben als etwas niedriger anzunehmen. In der Berechnungsformel wurde dies aber als vernachlässigbar eingeschätzt und der Einfachheit halber durchgehend eine Schichthöhe von 30 µm verwendet.)

Parameter	Laserleistung [W]	Scangeschwindigkeit [mm/s]	Vorheiztemperatur [°C]	Dicke erster Schicht [µm]	Haftfestigkeit [MPa] (Ø von 3 Messungen)	Standardabweichung σ [%]	Volumenenergiedichte [J/mm ³]
TR_Al ₂ O ₃ #1	35	200	0	30	7,89	10,80	106,06
TR_Al ₂ O ₃ #2	35	200	0	80	5,45	18,10	106,06*
TR_Al ₂ O ₃ #3	35	300	0	30	4,12	3,16	70,71
TR_Al ₂ O ₃ #4	35	300	0	80	4,19	7,82	70,71*
TR_Al ₂ O ₃ #5	55	200	0	30	16,76	12,12	166,67
TR_Al ₂ O ₃ #6	55	200	0	80	19,78	4,02	166,67*
TR_Al ₂ O ₃ #7	55	300	0	30	14,78	10,85	111,11
TR_Al ₂ O ₃ #8	55	300	0	80	17,76	10,16	111,11*
TR_Al ₂ O ₃ #9	35	200	250	30	16,41	7,67	106,06
TR_Al ₂ O ₃ #10	35	200	250	80	5,23	16,33	106,06*
TR_Al ₂ O ₃ #11	35	300	250	30	8,06	9,09	70,71
TR_Al ₂ O ₃ #12	35	300	250	80	2,90	66,63	70,71*
TR_Al ₂ O ₃ #13	55	200	250	30	23,89	0,00	166,67
TR_Al ₂ O ₃ #14	55	200	250	80	14,14	15,56	166,67*
TR_Al ₂ O ₃ #15	55	300	250	30	23,33	4,12	111,11
TR_Al ₂ O ₃ #16	55	300	250	80	23,89	0,00	111,11*

In dem Haupteffektdiagramm in Abbildung 22 ist insbesondere zu erkennen, dass die Laserleistung den stärksten Einfluss auf die Haftfestigkeit hat, die Scangeschwindigkeit hingegen den geringsten. Hinsichtlich der Bruchcodes lässt sich festhalten, dass überwiegend Kohäsionsbrüche auftreten, sodass die tatsächlichen Werte der Haftfestigkeit zwischen Metall und Keramik als noch höher angenommen werden können.

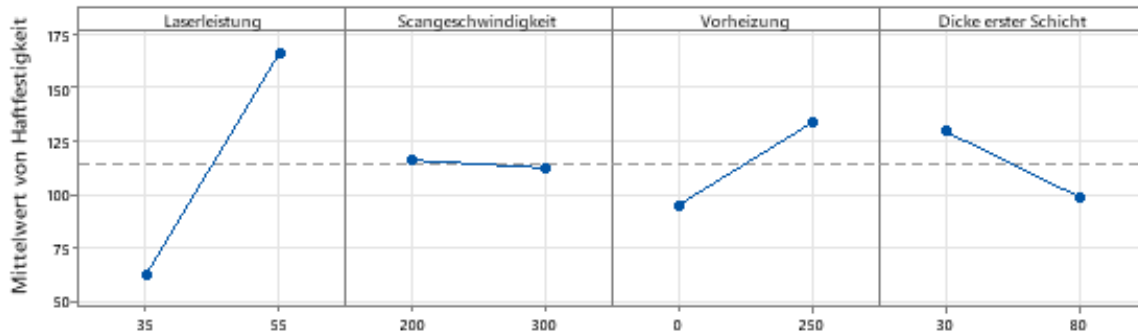


Abbildung 22: Haupteffekte-Diagramm für Haftfestigkeit des PBF-gefertigten Kupfers auf konventionellem Aluminiumoxid.

VPP-Al₂O₃ mit Lithoz-Schlicker

Tabelle 9 zeigt die Ergebnisse zu Haftfestigkeitstests auf VPP-gefertigtem Aluminiumoxid mit Lithoz-Schlicker. In den Ergebnissen ist zu erkennen, dass bei optimalen Parametern auch eine Haftfestigkeit von 23,89 MPa erreicht werden konnte. Das bedeutet, dass die aus dem Lithoz-Schlicker hergestellte Keramik vergleichbar mit der konventionell hergestellten Al₂O₃-Keramik ist.

Bei diesen Keramiken sind allerdings ungleichmäßige Oberflächen und Wölbungen vorhanden. Daher wurden die Versuche VPP_Al2O3#6 und VPP_Al2O3#10 nur mit einer Wiederholung durchgeführt und haben daher eine geringere Aussagekraft. Bei Versuch VPP_Al2O3#15 wurde die Keramik während des Schertests zerstört.

Tabelle 09: Vollfaktorieller Versuchsplan zur Ermittlung der Haftfestigkeit für PBF-gefertigtes Kupfer auf VPP-gefertigtem Aluminiumoxid mit Lithoz-Schlicker (Hinweis: Die mit Asterisk [*] gekennzeichneten Ergebnisse betreffen Proben, deren erste Schicht eine Höhe von 80 µm aufwies; von daher ist der Wert der Volumenenergiedichte bei diesen Proben als etwas niedriger anzunehmen. In der Berechnungsformel wurde dies aber als vernachlässigbar eingeschätzt und der Einfachheit halber durchgehend eine Schichthöhe von 30 µm verwendet.)

Parameter	Laserleistung [W]	Scangeschwindigkeit [mm/s]	Vorheiztemperatur [°C]	Dicke erster Schicht [µm]	Haftfestigkeit [MPa] (Ø von 3 Messungen)	Standardabweichung σ [%]	Volumenenergiedichte [J/mm ³]
VPP_Al ₂ O ₃ #1	35	200	0	30	4,36	28,76	106,06
VPP_Al ₂ O ₃ #2	35	200	0	80	3,03	28,95	106,06*
VPP_Al ₂ O ₃ #3	35	300	0	30	2,95	12,61	70,71
VPP_Al ₂ O ₃ #4	35	300	0	80	3,55	7,97	70,71*
VPP_Al ₂ O ₃ #5	55	200	0	30	17,60	15,03	166,67
VPP_Al ₂ O ₃ #6	55	200	0	80	23,80	k.A.	166,67*
VPP_Al ₂ O ₃ #7	55	300	0	30	12,27	13,89	111,11
VPP_Al ₂ O ₃ #8	55	300	0	80	12,35	11,99	111,11*
VPP_Al ₂ O ₃ #9	35	200	450	30	18,53	22,80	106,06
VPP_Al ₂ O ₃ #10	35	200	450	80	12,20	k.A.	106,06*
VPP_Al ₂ O ₃ #11	35	300	450	30	10,70	34,70	70,71
VPP_Al ₂ O ₃ #12	35	300	450	80	12,63	34,12	70,71*
VPP_Al ₂ O ₃ #13	55	200	450	30	16,72	10,27	166,67
VPP_Al ₂ O ₃ #14	55	200	450	80	23,56	2,41	166,67*
VPP_Al ₂ O ₃ #15	55	300	450	30	k.A.	k.A.	111,11
VPP_Al ₂ O ₃ #16	55	300	450	80	23,89	0,00	111,11*

Hinsichtlich der Bruchcodes lässt sich auch hier festhalten, dass überwiegend Kohäsionsbrüche auftreten, sodass die tatsächlichen Werte als noch höher angenommen werden können.

VPP-Al₂O₃ mit wbk-Schlicker

Weiterhin wurden die VPP-gefertigten Aluminiumoxid-Keramiken mit wbk-Schlicker als Substrate für Haftfestigkeitstests untersucht (siehe Tabelle 10). Auch mit diesen Keramiken wurden hohe Haftfestigkeiten von 23,89 MPa erreicht. Hier ist die Keramik allerdings weniger stabil und hatte an mehreren Stellen ein Versagen gezeigt. Bei VPP_Al₂O₃#24, VPP_Al₂O₃#26 und VPP_Al₂O₃#32 sind die Keramiken nach dem Abscheren der ersten Struktur zerbrochen. Bei VPP_Al₂O₃#29 und VPP_Al₂O₃#31 sind die Keramiken während des LPBF-Prozesses zerstört worden. Diese beiden hatten beide eine dünnere erste Schicht, waren vorgeheizt und wurden mit der höheren Laserleistung bearbeitet.

Tabelle 10: Vollfaktorieller Versuchsplan zur Ermittlung der Haftfestigkeit für PBF-gefertigtes Kupfer auf VPP-gefertigtem Aluminiumoxid mit wbk-Schlicker (Hinweis: Die mit Asterisk [*] gekennzeichneten Ergebnisse betreffen Proben, deren erste Schicht eine Höhe von 80 µm aufwies; von daher ist der Wert der Volumenenergiedichte bei diesen Proben als etwas niedriger anzunehmen. In der Berechnungsformel wurde dies aber als vernachlässigbar eingeschätzt und der Einfachheit halber durchgehend eine Schichthöhe von 30 µm verwendet.)

Parameter	Laserleistung [W]	Scangeschwindigkeit [mm/s]	Vorheiztemperatur [°C]	Dicke erster Schicht [µm]	Haftfestigkeit [MPa] (Ø von 3 Messungen)	Standardabweichung σ [%]	Volumenenergiedichte [J/mm ³]
VPP_Al ₂ O ₃ #17	35	200	0	30	15,95	7,60	106,06
VPP_Al ₂ O ₃ #18	35	200	0	80	9,65	43,20	106,06*
VPP_Al ₂ O ₃ #19	35	300	0	30	8,98	29,95	70,71
VPP_Al ₂ O ₃ #20	35	300	0	80	9,02	25,62	70,71*
VPP_Al ₂ O ₃ #21	55	200	0	30	22,93	5,12	166,67
VPP_Al ₂ O ₃ #22	55	200	0	80	23,04	4,91	166,67*
VPP_Al ₂ O ₃ #23	55	300	0	30	23,89	0,00	111,11
VPP_Al ₂ O ₃ #24	55	300	0	80	23,07	k.A.	111,11*
VPP_Al ₂ O ₃ #25	35	200	250	30	20,96	9,26	106,06
VPP_Al ₂ O ₃ #26	35	200	250	80	13,93	k.A.	106,06*
VPP_Al ₂ O ₃ #27	35	300	250	30	15,23	11,72	70,71
VPP_Al ₂ O ₃ #28	35	300	250	80	11,94	11,92	70,71*
VPP_Al ₂ O ₃ #29	55	200	250	30	k.A.	k.A.	166,67
VPP_Al ₂ O ₃ #30	55	200	250	80	23,89	0,00	166,67*
VPP_Al ₂ O ₃ #31	55	300	250	30	k.A.	k.A.	111,11
VPP_Al ₂ O ₃ #32	55	300	250	80	21,19	k.A.	111,11*

Hinsichtlich der Bruchcodes lässt sich auch hier festhalten, dass überwiegend Kohäsionsbrüche auftreten, sodass die tatsächlichen Werte als noch höher angenommen werden können.

Konventionelles AlN

Der vollfaktorielle Versuchsplan zur Haftfestigkeitsuntersuchung von PBF-gefertigtem Kupfer auf konventionellem Aluminiumnitrid ist in Tabelle 11 zu sehen.

Tabelle 11 Vollfaktorieller Versuchsplan zur Ermittlung der Haftfestigkeit für PBF-gefertigtes Kupfer auf konventionellem Aluminiumnitrid.

Parameter	Laserleistung [W]	Scangeschwindigkeit [mm/s]	Vorheiztemperatur [°C]	Dicke erster Schicht [µm]	Haftfestigkeit [MPa] (Ø von 6 Messungen)	Standardabweichung σ [%]	Volumenenergie-dichte [J/mm ³]
TR_AIN#1	65	200	0	30	12,44	6,91	196,97
TR_AIN#2	65	200	0	80	10,50	13,59	196,97*
TR_AIN#3	65	300	0	30	7,35	33,52	131,31
TR_AIN#4	65	300	0	80	9,33	23,66	131,31*
TR_AIN#5	85	200	0	30	7,27	6,62	257,58
TR_AIN#6	85	200	0	80	7,41	12,44	257,58*
TR_AIN#7	85	300	0	30	8,50	41,96	171,72
TR_AIN#8	85	300	0	80	5,84	29,91	171,72*
TR_AIN#9	65	200	250	30	14,52	13,82	196,97
TR_AIN#10	65	200	250	80	15,08	6,94	196,97*
TR_AIN#11	65	300	250	30	14,28	11,91	131,31
TR_AIN#12	65	300	250	80	12,25	9,96	131,31*
TR_AIN#13	85	200	250	30	10,29	13,81	257,58
TR_AIN#14	85	200	250	80	13,16	42,80	257,58*
TR_AIN#15	85	300	250	30	8,53	18,51	171,72
TR_AIN#16	85	300	250	80	14,42	14,03	171,72*

Die maximal erreichte Haftfestigkeit beträgt 15,08 MPa. Dieser Wert ist um ca. 35 % niedriger als das Ergebnis mit Al₂O₃-Keramik. Zum Teil gibt es sehr hohe Abweichungen mit Werten für die Standardabweichung von über 40 %. Hinsichtlich der Bruchcodes lässt sich festhalten, dass überwiegend Adhäsionsbrüche auftreten. Das Haupteffekte-Diagramm (vgl. Abbildung 23) zeigt einen besonders hohen Einfluss der Laserleistung und der Vorheizung.

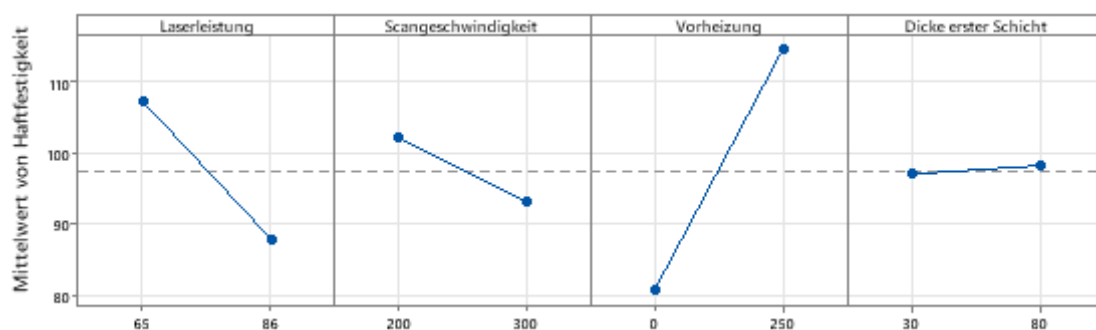


Abbildung 23: Haupteffekte-Diagramm für Haftfestigkeit des PBF-gefertigten Kupfers auf konventionellem Aluminiumnitrid.

Um die Haftfestigkeit von Kupferpulver auf AlN zu erhöhen, wurden einige Substrate unter Sauerstoffatmosphäre bei erhöhter Temperatur ausgelagert. Durch die hohe Temperatur soll in der Keramik Sauerstoff angereichert werden, um eine chemische Verbindung zwischen dem Sauerstoff in der Keramikoberfläche und dem Kupfer, analog zur Metallisierung von Al₂O₃, zu erreichen und dadurch die Haftfestigkeit zu erhöhen.

In der ersten Versuchsreihe wurde AlN bei 1000°C für 8 h, in der zweiten und dritten Versuchsreihe bei 1200°C in einer Zeitspanne von einmal 4 h und einmal 8 h ausgelagert. Nach der Auslagerung war nur bei der höheren Temperatur eine deutliche Verfärbung zu einer weißen Schicht zu erkennen, die als Aluminiumoxid

identifiziert wird. Als Testparameter für den PBF-Prozess wurden die Werte, die zu den höchsten Haftfestigkeitsergebnissen beim AlN führten, verwendet. Die Ergebnisse sind in Tabelle 11 dargestellt.

Tabelle 11: Versuchsreihe für Haftfestigkeit von PBF-gefertigtem Kupfer auf oberflächlich oxidiertem AlN.

Parameter	Laserleistung [W]	Scangeschwindigkeit [mm/s]	Vorheiztemperatur [°C]	Dicke erster Schicht [µm]	Haftfestigkeit [MPa] (Ø von 7 Messungen)	Standardabweichung σ [%]	Volumenenergie-dichte [J/mm ³]	Auslagerung
AlN_#98	65	300	250	30	14,38	8,35	131,31	1000°C/8 h
AlN_#99	85	300	250	30	14,60	31,92	171,71	1000°C/8 h
AlN_#100	65	300	250	30	6,87	18,30	131,31	1200°C/4 h
AlN_#101	85	300	250	30	8,11	31,55	171,71	1200°C/4 h
AlN_#102	65	300	250	30	6,15	11,14	131,31	1200°C/8 h
AlN_#103	85	300	250	30	5,80	12,92	171,71	1200°C/8 h
AlN_#104	55	300	250	30	7,81	1,52	111,11	1200°C/8 h

Bei $T = 1000^\circ\text{C}$ änderte sich die Haftfestigkeit nicht nennenswert. Die Temperatur war somit zu gering, um einflussreich zu sein. Bei $T = 1200^\circ\text{C}$ sank die Haftfestigkeit entgegen der Erwartung. Eine mögliche Erklärung ist, dass die erzeugte Aluminiumoxidschicht zu dünn ist, um einen positiven Effekt auf die Haftfestigkeit zu haben. Zeitgleich hat diese Schicht auch einen negativen Einfluss auf die Haftfestigkeit. Zur Überprüfung wurde die Schichtdicke der entstandenen Aluminiumoxidschicht mit einem Querschliff bestimmt. Die Dicke wurde mit 50 bis 70 µm charakterisiert. In Abbildung 24 ist der Querschliff einer in Sauerstoff ausgelagerten Keramik. Die dünne weiße Schicht auf der linken Seite ist die Oxidschicht. In Abbildung 25 ist die Messung der Tiefe der Ausbruchsstelle einer Kupferstruktur aus der Oberfläche des oxidierten Aluminiumnitrids zu sehen. Die Tiefe beträgt 230 µm, also deutlich mehr als die Dicke der Oxidschicht. Zudem hat die Haftfestigkeit abgenommen. Daraus kann gefolgert werden, dass der Laser tiefer in die Keramik eingedrungen ist als die 70 µm, die die Oxidschicht aufweist. In diesem Fall würde die Oxidschicht die Haftung des Kupfers also nicht beeinflussen. Für eine genaue Bestimmung der Eindringtiefe wäre ein weiterer Schliff nötig.

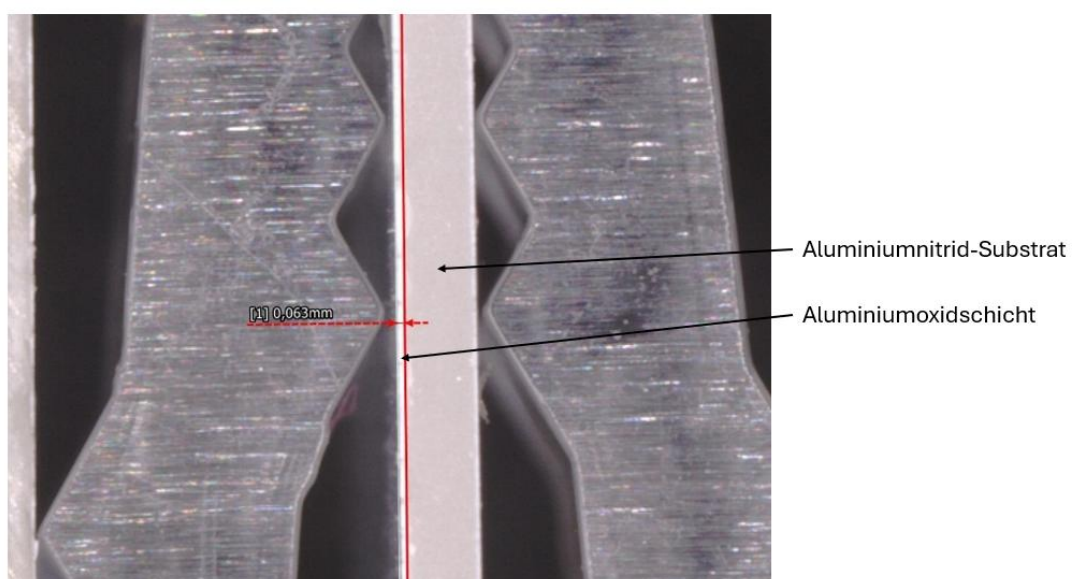


Abbildung 24: Querschliff einer AlN-Keramik nach Auslagerung an Luft für 8h bei 1200°C.

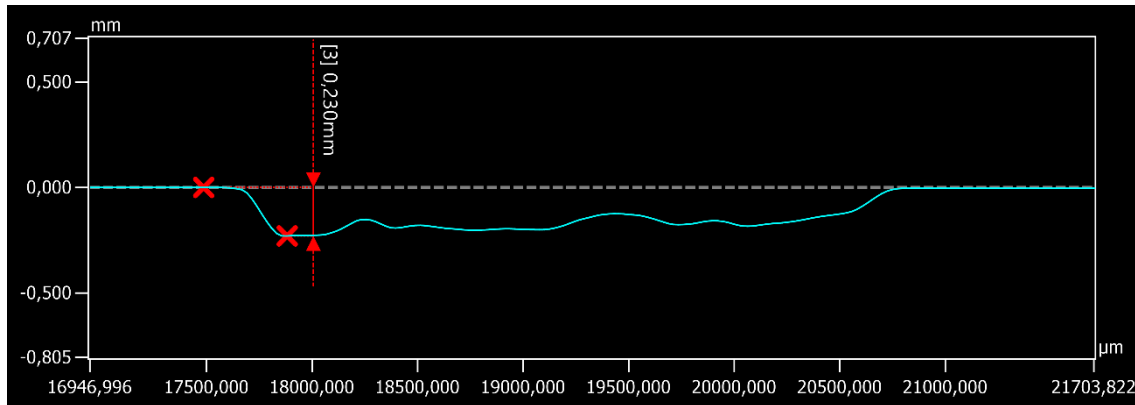


Abbildung 25: Profil der Ausbruchsstelle einer PBF-gefertigten Kupferstruktur auf voroxidiertem AlN.

VPP-AlN mit Lithoz-Schlicker

In Tabelle 12 sind die Haftfestigkeitsergebnisse der PBF-gefertigten Kupferstrukturen auf den mittels VPP hergestellten AlN-Keramiken aus Lithoz-Schlicker aufgelistet. Die angepassten Werte für die Laserleistung haben eine geringere Volumenenergiedichte zur Folge. Die Nachwirkung davon ist eine stark verringerte Haftfestigkeit von maximal 5,14 MPa. Dies ist um ca. 65% niedriger als auf einer konventionellen Keramik aus AlN erreicht wurde. Aufgrund der niedrigen Werte haben die auftretenden Streuungen eine hohe Standardabweichung von bis zu 50 % zur Folge. Abbildung 26 demonstriert den auffallend dominanten Einfluss der Laserleistung auf die Ergebnisse.

Tabelle 12: Vollfaktorieller Versuchsplan zur Ermittlung der Haftfestigkeit für PBF-gefertigtes Kupfer auf VPP-gefertigtem Aluminiumnitrid mit Lithoz-Schlicker.

Parameter	Laserleistung [W]	Scangeschwindigkeit [mm/s]	Vorheiztemperatur [°C]	Dicke erster Schicht [µm]	Haftfestigkeit [MPa] (Ø von 2 Messungen)	Standardabweichung σ [%]	Volumenenergiedichte [J/mm ³]
VPP_AlN_#1	35	200	0	30	3,32	4,97	106,06
VPP_AlN_#2	35	200	0	80	3,43	3,66	106,06*
VPP_AlN_#3	35	300	0	30	3,82	19,32	70,71
VPP_AlN_#4	35	300	0	80	4,59	2,05	70,71*
VPP_AlN_#5	25	200	0	30	1,44	31,12	75,76
VPP_AlN_#6	25	200	0	80	1,81	19,09	75,76*
VPP_AlN_#7	25	300	0	30	0,70	38,61	50,51
VPP_AlN_#8	25	300	0	80	0,77	49,85	50,51*
VPP_AlN_#9	35	200	250	30	4,85	12,83	106,06
VPP_AlN_#10	35	200	250	80	4,51	32,96	106,06*
VPP_AlN_#11	35	300	250	30	5,14	15,75	70,71
VPP_AlN_#12	35	300	250	80	3,13	0,19	70,71*
VPP_AlN_#13	25	200	250	30	2,50	49,98	75,76
VPP_AlN_#14	25	200	250	80	1,51	1,57	75,76*
VPP_AlN_#15	25	300	250	30	1,33	13,02	50,51
VPP_AlN_#16	25	300	250	80	0,71	3,34	50,51*

Hinsichtlich der Bruchcodes lässt sich auch hier festhalten, dass überwiegend Adhäsionsbrüche auftreten.

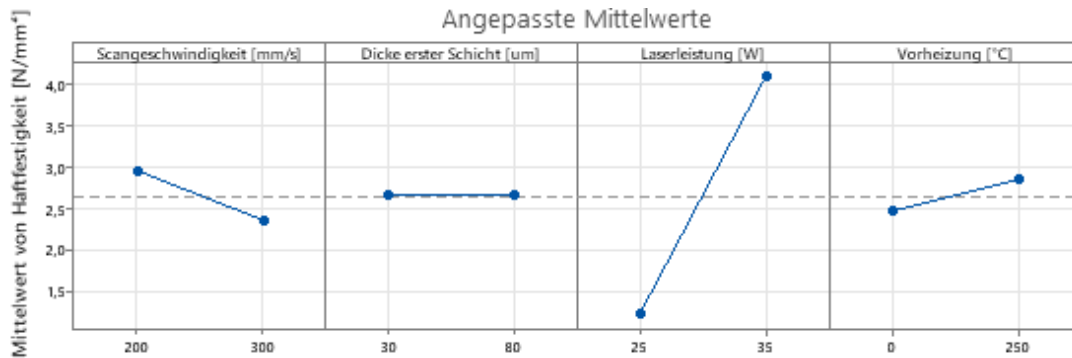


Abbildung 26: Haupteffekte-Diagramm für Haftfestigkeit des PBF-gefertigten Kupfers auf VPP-gefertigtem Aluminiumnitrid mit Lithoz-Schlacker.

VPP-AIN mit wbk-Schlacker

In Tabelle 13 sind die Haftfestigkeitsergebnisse der PBF-gefertigten Kupferstrukturen auf den mittels VPP hergestellten AlN-Keramiken aus Lithoz-Schlacker aufgelistet. Aufgrund der geringen Anzahl an Ergebnissen kann hier keine aussagekräftige Auswertung erstellt werden. Allerdings ist hier zu erkennen, dass auch diese VPP-AIN-Keramik eine geringe Haftfestigkeit zu den erzeugten Strukturen aufweist.

Tabelle 13: Vollfaktorieller Versuchsplan zur Ermittlung der Haftfestigkeit für PBF-gefertigtes Kupfer auf VPP-gefertigtem Aluminiumnitrid mit wbk-Schlacker.

Parameter	Laserleistung [W]	Scangeschwindigkeit [mm/s]	Vorheiztemperatur [°C]	Dicke erster Schicht [µm]	Haftfestigkeit [MPa] (Ø von 2 Messungen)	Volumenenergiedichte [J/mm ³]
VPP_AIN_#17	35	300	250	30	1,75	70,71
VPP_AIN_#18	35	300	0	30	0,86	70,71
VPP_AIN_#19	35	300	250	30	5,81	70,71
VPP_AIN_#20	35	300	0	30	0,71	70,71

Konventionelles Si₃N₄

Die Untersuchungen von PBF-gefertigtem Kupfer auf konventionellem Siliziumnitrid zeigten, dass sowohl die Laserleistung als auch der Energieeintrag signifikante nichtlineare Auswirkungen auf die Haftfestigkeit haben. Insbesondere führt ein unzureichender Energieeintrag dazu, dass keine metallurgische Verbindung hergestellt werden kann, während ein übermäßiger Eintrag zu thermischen Schäden an der Keramik führt, wie z.B. Rissen und Delamination. Es wurde ein Regressionsmodell zweiter Ordnung entwickelt, um die Beziehung zwischen den Prozessvariablen und der Haftfestigkeit zu beschreiben. Das Modell ist zwar statistisch signifikant, kann jedoch nur 34 % der Varianz in den Datenpunkten erklären, was seine Fähigkeit zur Vorhersage einer optimalen Parameterkombination einschränkt. Wie in Abbildung 27 dargestellt, wird gemäß dem Regressionsmodell eine maximale Scherfestigkeit von 23,4 MPa bei 125 W und 265 mm/s erreicht. Im Gegensatz dazu wurde die stärkste Haftung mit 31 MPa (n=6) bei einer Laserleistung von 80 W und einer Scangeschwindigkeit von 200 mm/s gemessen.

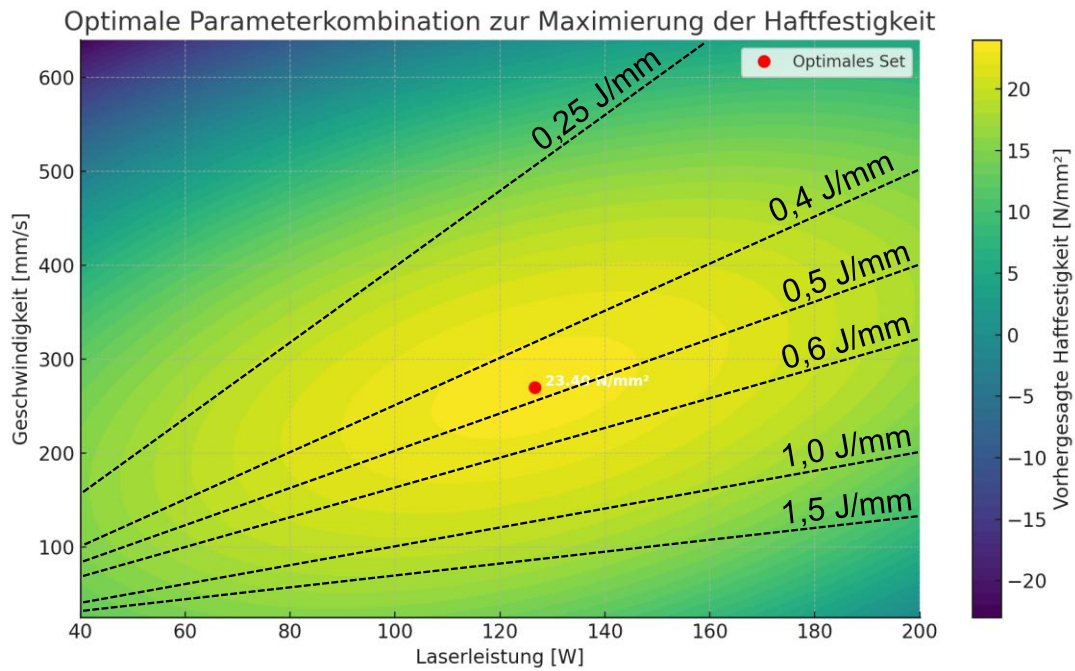


Abbildung 27: Visualisierung des quadratischen Regressionsmodells und der daraus folgenden optimalen Parameter.

An ausgewählten Querschnitten wurden metallografische Analysen durchgeführt, um den Verbindungsmechanismus und die Gründe für die vom Modell nicht erklärbaren Abweichungen zu untersuchen. Proben mit geringer Scherfestigkeit, die bei unzureichenden Energiedichten hergestellt wurden, wiesen lediglich eine poröse Kupferstruktur auf, die das Substrat teilweise benetzte. Proben mit guter Haftung hingegen zeigen deutlich eine Vermischung der beiden Materialien in der Grenzschicht, wie in Abbildung 28 zu sehen ist. Die chemischen Bindungen in reinen Cu-Si₃N₄-Grenzschichten, die in den Experimenten von Song et al. nachgewiesen wurden, konnte in dieser Studie nicht beobachtet werden. Die Vermischung der geschmolzenen Cu- und Si₃N₄-Phasen führt zu einer mechanischen Verkrallung, sobald der Erstarrungspunkt erreicht ist. Da die Haftfestigkeit etwa doppelt so hoch ist wie die in [4], wird geschlossen, dass die mechanische Verkrallung der dominierende Haftmechanismus ist, da chemische Bindungen in dieser Arbeit aufgrund der Schnelligkeit des PBF-Prozesses, der bei hohen Temperaturen nicht viel Zeit für Phasenübergänge und Diffusionsprozesse lässt, weniger verbreitet sein dürften. Im Vergleich zu den 68 µm tiefen Strukturen, die durch Laserbehandlung der Keramikoberfläche bei 56 W in [4] hervorgerufen wurden, wurden mit dem laserbasierten AM-Verfahren in dieser Studie tiefere Strukturen erzeugt, was die Erkenntnis bestätigt, dass eine rauere Verbindungsfläche sich positiv auf die Verbindung auswirkt. Die in dieser Studie erzielte Haftfestigkeit liegt im Bereich von 30 bis 36 MPa, der auch in früheren Experimenten zur Metallisierung von Al₂O₃ erreicht wurde [5].

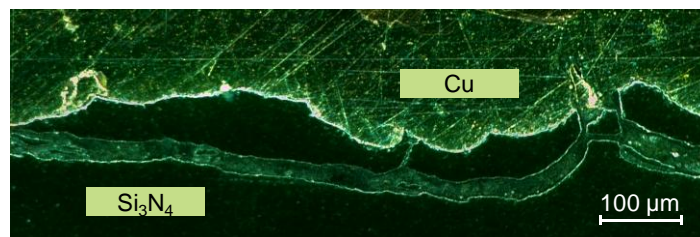


Abbildung 28: Mechanische Verkrallung in der Grenzfläche zwischen Kupfer und Siliziumnitrid.

ELEKTRISCHE LEITFÄHIGKEIT

Al₂O₃ – konventionell und VPP

Die PBF-Parameter, die zur höchsten Haftfestigkeit der Kupferstrukturen auf der Keramik führten, wurden für die ersten fünf Schichten eingesetzt. Anschließend wurden Laserleistung und Scan-Geschwindigkeit angepasst, um die Porosität zu verringern. Weiterhin wurden Proben im Rohrofen unter Stickstoff-Atmosphäre bei 850°C für 10h ausgelagert, um ein weiteres Versintern der Kupferpartikel sowie eine Reduktion der Porosität zu erreichen. Die höchsten Ergebnisse der elektrischen Leitfähigkeit sind in Tabelle 14 zusammengefasst. Es zeigt sich, dass die Leitfähigkeitswerte des Kupfers auf konventionell und additiv hergestellten Keramiken relativ nah beieinander liegen (16,5 MS/m und 15,5 MS/m). Weiterhin wird deutlich, dass die Wärmebehandlung sehr positive Resultate zeigt und die Leitfähigkeit deutlich steigert (bei konventionellem Al₂O₃ auf 25,0 MS/m).

Tabelle 14: Übersicht über die Ergebnisse der elektrischen Leitfähigkeit von PBF-gefertigtem Kupferpulver auf konventionellem und VPP-gedrucktem Al₂O₃.

Parameter bzw. Art d. Keramik	Laserleistung [W]	Scan-Geschw. [mm/s]	Vorheiz-temp. [°C]	Höhe erste Schicht [µm]	Spezif. Elektr. Leitf. [MS/m]
Schichten 1-5:	35	200	250	30	-
Schichten 6-12:					
Konv. Al ₂ O ₃	65	300	250	-	16,5
VPP (Lithoz-Schlicker)	65	300	250	-	15,5
Konv.: Tempern 850°C / 10h	65	300	250	-	25,0

AlN – konventionell und VPP

Analog wurde die elektrische Leitfähigkeit des Kupfers auf den konventionell sowie additiv gefertigten AlN-Substraten, mit und ohne Wärmebehandlung, untersucht. Die Ergebnisse sind in Tabelle 15 gelistet. Nach zehnstündiger Auslagerung bei 850°C wurden bei den konventionellen Substraten Leitfähigkeiten von bis zu 31,3 MS/m erreicht. Dies ist auf die verwendete höhere Laserleistung, die aufgrund der höheren Wärmeleitfähigkeit von AlN möglich ist und zu einer besseren Verschmelzung der Kupferpartikel führt, zurückzuführen. Die Ergebnisse der additiv gefertigten Substrate waren deutlich schlechter (6,4 MS/m), was mit der eingesetzten niedrigen Laserleistung aufgrund der hohen Porosität in der Keramik zusammenhängt.

Tabelle 15: Übersicht über die Ergebnisse der elektrischen Leitfähigkeit von PBF-gefertigtem Kupferpulver auf konventionellem und VPP-gedrucktem Al₂O₃.

Parameter bzw. Art d. Keramik	Laserleistung [W]	Scan-Geschw. [mm/s]	Vorheiz-temp. [°C]	Höhe erste Schicht [µm]	Spezif. Elektr. Leitf. [MS/m]
Schichten 1-5:	65	300	250	30	-
Konv.	120	300	250	-	18,2
VPP	65 (35)	300	250	-	6,4
Konv.: Tempern 850°C / 10h	120	300	250	-	31,3

Außerdem wurden beschleunigte Alterungstests (Temperaturschocktests, TST) nach DIN EN 600 68-2-14 eingesetzt, um die Beständigkeit des jeweiligen Materialverbunds gegenüber thermomechanischen Spannungen zu prüfen.

Si₃N₄

Mit einem Mittelwert von 27,7 MS/m wurde die höchste Leitfähigkeit auf Siliziumnitrid bei einer Laserleistung von 400 W und einer Scan-Geschwindigkeit von 1000 mm/s sowie nach einer Temperierung der Probe bei 850 °C für 10 h erreicht. Obwohl dieser Wert mit den von Stoll und Hecht et al. hergestellten Proben vergleichbar ist, die spezifische elektrische Leitfähigkeiten von 33 bzw. 30 MS/m erreichten [3, 6], führt das Auftreten von Delamination zu einer fehlerhaften Metallisierung (vgl. Abbildung 29). Um Delamination entgegenzuwirken, sollte die Laserleistung über die Höhe der Metallisierung hinweg allmählich erhöht werden.

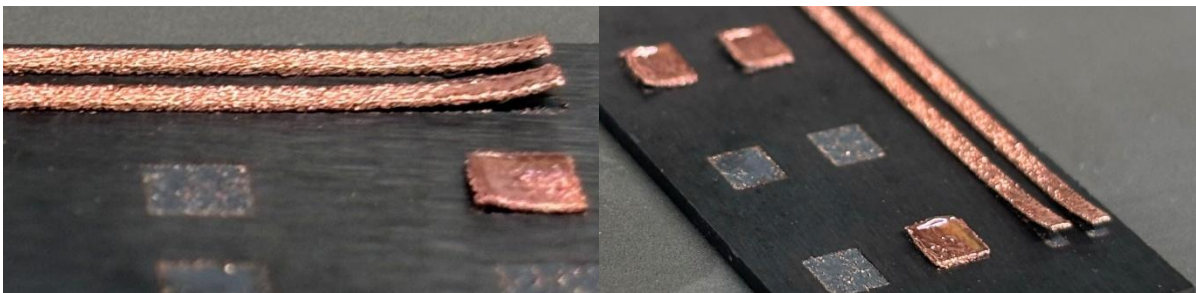


Abbildung 29: Delamination bei der Nutzung hoher Laserleistung (400 W) zur Maximierung der Leitfähigkeit.

NEUES PULVER (Rogal Select 15/45)

Weiterhin wurde ein Kupferpulver im PBF-Prozess getestet, bei dem der Feinanteil (< 15 µm) im Herstellungsprozess eliminiert wurden. Es wurden dieselben Druckparameter wie für das bisherige Pulver eingesetzt und die Ergebnisse von Haftfestigkeit und Leitfähigkeit verglichen. Dazu sind in Tabelle 16 die Durchschnittswerte von 7 Leitfähigkeitsmessungen und 3 Haftfestigkeitsmessungen auf unterschiedlichen konventionellen Keramiken zusammengefasst.

Tabelle 16: Vergleich der durchschnittlichen Ergebnisse, die mit den unterschiedlichen Kupferpulvern erzielt wurden.

	Keramik (konventionell)	Kupferpulver 1: Rogal GK 0/45:	Kupferpulver 2: Rogal Select 15/45
Elektrische Leitfähigkeit	Al ₂ O ₃	16,5 MS/m	8,9 MS/m
	AlN	18,2 MS/m	22,8 MS/m
Haftfestigkeit	Al ₂ O ₃	16,4 MPa	14,5 MPa
	AlN	15,1 MPa	3,8 MPa

Mit dem Select Pulver sinkt die Leitfähigkeit auf Aluminiumoxid, wohingegen sie auf Aluminiumnitrid steigt. Der höhere Lasereintrag auf AlN wirkt sich also positiv auf das neue Pulver aus, dessen Sauerstoffgehalt laut Hersteller geringer ist als beim bisher verwendeten. Hinsichtlich der Haftfestigkeit ist ein Rückgang der Werte zu beobachten. Daher wird die Laserleistung von 65 W auf 95 W erhöht und erneut Versuche auf konventionellem AlN durchgeführt (siehe Tabelle 17). Die Folge ist nun eine deutliche Erhöhung der maximal erreichten Haftfestigkeit. Daraus kann gefolgert werden, dass das neue Pulver mit geringer Oxidation eine verbesserte thermische Leitfähigkeit aufweist, sodass die Laserleistung im PBF-Prozess deutlich erhöht werden muss, um vergleichbare Ergebnisse hinsichtlich Haftfestigkeit zu erzielen. Auch zu vermuten ist, dass sich die Absorption durch die Oxidschicht auf dem Pulver unterscheidet.

Tabelle 17: Angepasste PBF-Parametereinstellungen für das neue Pulver Select 15/45 auf konventionellem AlN.

Art des Pulvers	Laserleistung [W]	Scan-Geschw. [mm/s]	Vorheiz-temp. [°C]	Höhe erste Schicht [µm]	Maximal erreichte Haftfestigkeit [MPa]
GK 0/45	65	200	250	80	15,1
Select 15/45	95	200	250	30	17,8

TEMPERATURSCHOCKTEST (TST)

Zur Abschätzung der Lebensdauer wurden Temperaturschocktests durchgeführt. Dazu wurden Temperaturen von -40°C bzw. +150°C für 4x250 Zyklen und einer Haltezeit von jeweils 15 min eingesetzt.

Als Referenz der Leitfähigkeitsmessung wurde eine Teststruktur auf einer konventionellen DCB ausgelasert und im TST untersucht. Hier konnte ein leichter Rückgang der elektrischen Leitfähigkeit im Lauf der Zeit beobachtet werden (vgl. Abbildung 30).



Parameter	Keramik	Zyklenzahl	Leitfähigkeit MS/m (Ø von 2 Messungen)
DCB_#1	DCB	250	51,55
DCB_#2	DCB	500	51,9
DCB_#3	DCB	750	50,1
DCB_#4	DCB	1000	49,25

Abbildung 30: Ausgelaserte Struktur auf der DCB (li.) zur Leitfähigkeitsmessung und TST.

In den Abbildung 31 und Abbildung 32 sind die Ergebnisse der Haftfestigkeit und der elektrischen Leitfähigkeit dargestellt. Es wird sichtbar, dass die Haftfestigkeit im Lauf der Zeit abnimmt, was mit entstehenden Rissen und Delamination infolge der thermomechanischen Spannungen im Materialverbund zu erklären ist. Die Leitfähigkeit dagegen nimmt auf den konventionellen Substraten tendenziell zu, was mit lokalen Nachsinterungseffekten erklärt werden kann. Bei den VPP-Keramiken nimmt die Leitfähigkeit leicht ab. Offenbar überwiegt hier das Auftreten von Rissen und Delaminationen gegenüber der lokalen Nachsinterung.

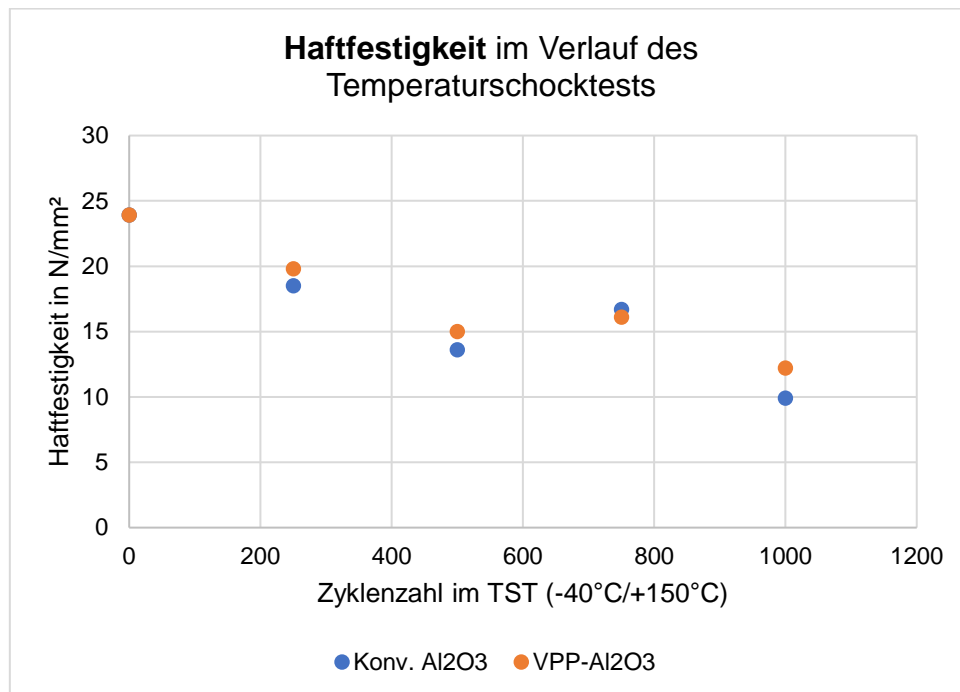


Abbildung 31: Haftfestigkeit von PBF-gefertigtem Kupfer auf konventionell und mittels VPP gefertigten Aluminiumoxid-Substraten im Verlauf des Temperaturschocktests.

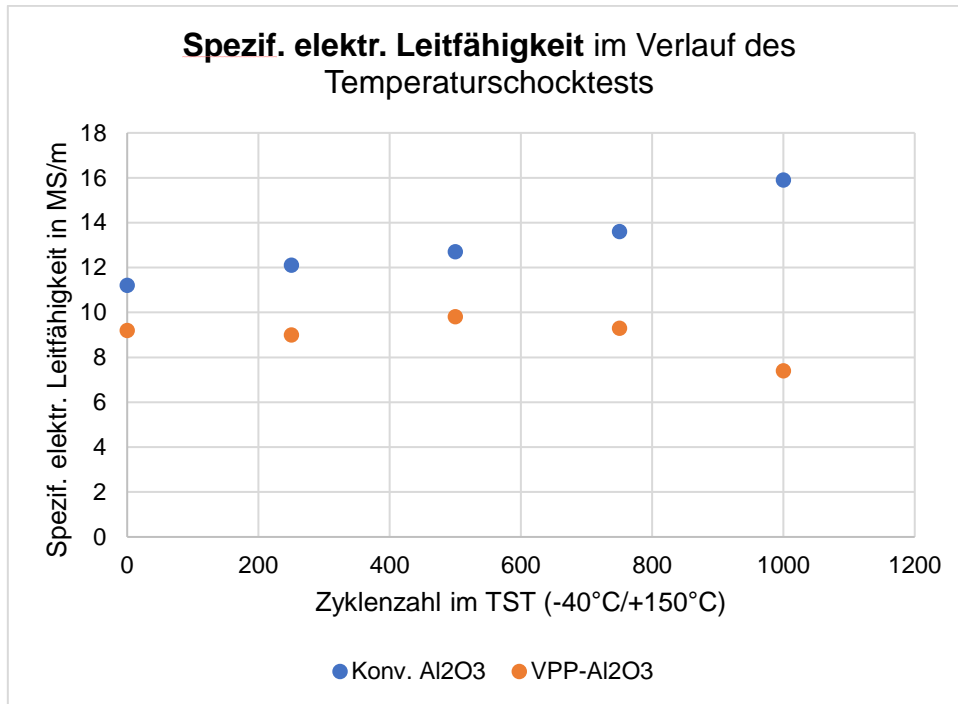


Abbildung 32: Spezifische elektrische Leitfähigkeit von PBF-gefertigtem Kupfer auf konventionell und mittels VPP gefertigten Aluminiumoxid-Substraten im Verlauf des Temperaturschocktests.

Bei Siliziumnitrid gingen sowohl die Werte der Haftfestigkeit als auch der Leitfähigkeit im Lauf des TST zurück (vgl. Abbildung 33).

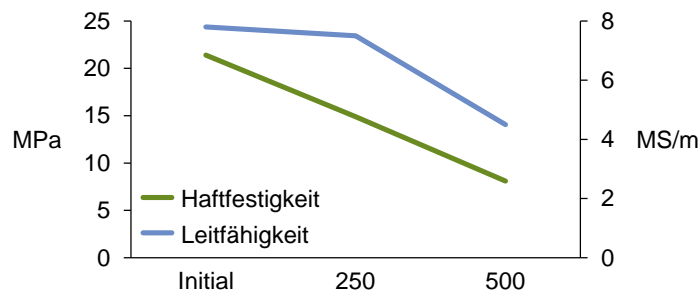


Abbildung 33: Haftfestigkeit und spezifische elektrische Leitfähigkeit von PBF-gefertigtem Kupfer auf konventionellen Siliziumnitrid-Substraten im Verlauf des Temperaturschocktests.

1.5 Arbeitspaket 5: Design-Optimierung (FAPS)

Arbeitspaket 5.1: Design-Optimierung zur Reduktion thermomechanischer Spannungen

Im Rahmen von AP 5.1 wurden die erzielten Erkenntnisse hinsichtlich Design-Optimierung für erhöhte Kühlleistung und verbesserte thermische und thermo-mechanische Performance als Design-Richtlinien ausgearbeitet. Die ermittelten Zahlenwerte sind als relative Vergleiche verschiedenen innovativen Designs untereinander zu sehen, da Geometrie- und Materialdaten von realen Baugruppen abweichen können.

Im Vergleich zu einem typischen konventionellen Modul sind die innovativen Aufbauten deutlich kompakter und sparen Prozessschritte ein. Die folgenden Design-Richtlinien orientieren sich an der Bewertung der thermischen und thermo-mechanischen Performance verschiedener innovativer Layouts – siehe auch das am International IEEE MID Congress 2025 veröffentlichte Paper: Lehmann, Utsch et al. „Evaluation and improvement of the thermal performance of power modules using the Finite-Element-Method (FEM) and

Multi-Material Additive Manufacturing (MMAM)“. Ausgehend von Tabelle 1 werden die vier Kategorien sukzessive durchgegangen und jeweils Design-Richtlinien auf Basis der durchgeführten FEM-Simulationen definiert. In Abbildung 34 ist beispielhaft das Modul 1-2-2-1 gezeigt, d.h.: höhere Lotschicht ($h = 0,15$ mm statt $0,08$ mm), höhere Keramik-oberseitige Kupferschicht ($h = 0,45$ mm statt $0,15$ mm), AlN als Kühlkörpermaterial, quadratische Kühlkörperausführung mit höherer Höhe (3 mm statt 1 mm).

Höhe der Lotschicht

Die Höhe der Lotschicht ist von vergleichsweise geringer Relevanz hinsichtlich thermischer und thermo-mechanischer Performance. Empfohlen wird $h = 0,15$ mm, aber Werte bis zu $h = 0,4$ mm sind ebenfalls möglich.

Höhe der Keramik-oberseitigen Kupferschicht, auf die der Halbleiter-Chip aufgelötet wird

Empfohlen wird eine möglichst hohe Kupferschicht, das heißt: $h = 0,45$ mm. Im Vergleich mit $h = 0,15$ führte die Verwendung des höheren Wertes sowohl hinsichtlich des thermischen Widerstands als auch der thermo-mechanischen Spannungen zu besseren Ergebnissen.

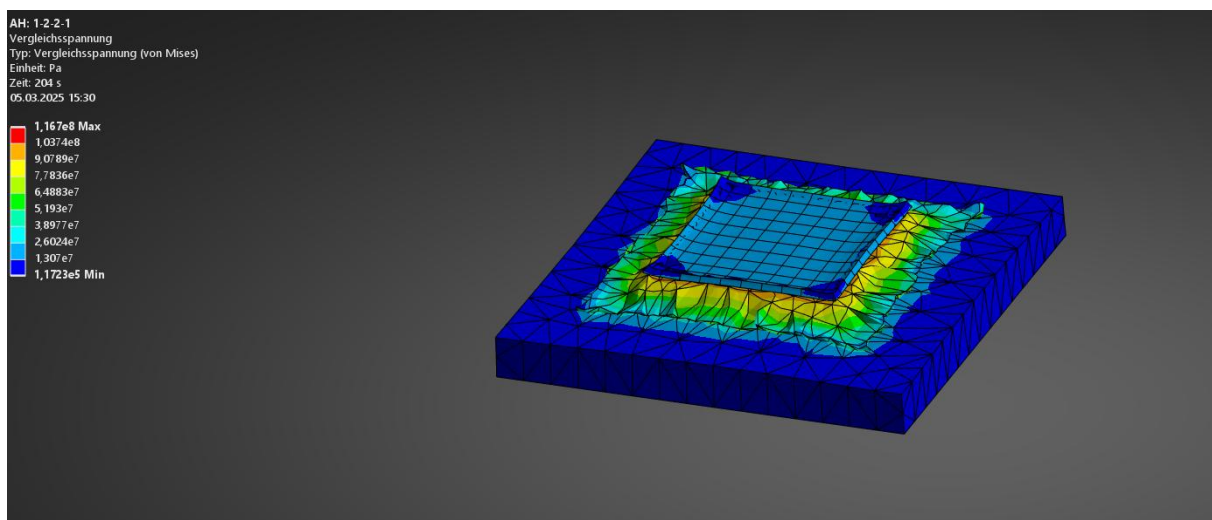


Abbildung 34: Modul 1-2-2-1, d.h. die Höhe der Keramik-oberseitigen Kupferschicht beträgt $0,45$ mm, nach 100 Zyklen: Maximal treten von Mises Spannungen in Höhe von 117 MPa auf; diese sind in der Grenzfläche zwischen Kupfer und Keramik lokalisiert.

Wahl der Kühlkörper-Geometrie

Hinsichtlich des thermischen Widerstands zeigen die quadratischen Designs (30×30 mm) etwas niedrigere Werte als die rechteckigen Designs (40×20 mm), was an der größeren Fläche liegen dürfte, die zur Entwärmung genutzt werden kann (900 mm² gegenüber 800 mm²). Hinsichtlich der thermo-mechanischen Spannungen im simulierten Temperaturwechseltest werden jedoch bei den rechteckigen Designs etwas niedrigere Werte bei gleicher Kühlkörperhöhe festgestellt.

Je höher die eingebettete Kupferschicht ist ($0,45$ mm statt $0,15$ mm), desto mehr thermo-mechanische Spannungen treten auf (mehr Material, das zum CTE-Mismatch beiträgt), aber desto besser ist auch die thermische Performance (bessere Entwärmung durch mehr Kupfer mit höherer thermischer Leitfähigkeit).

Ein flacherer Kühlkörper (1 mm statt 3 mm) führt zu niedrigeren thermo-mechanischen Spannungen und leicht niedrigeren thermischen Widerstandswerten.

Empfohlen wird daher ein quadratisches Design (30x30 mm) mit niedriger Kühlkörperhöhe (1 mm) und einer dünnen eingebetteten Kupferschicht (0,15 mm), siehe Abbildung 35. Entscheidend hierbei ist aber auch die Keramik-oberseitige hohe Kupferschicht, die stark zur Entwärmung beiträgt.

Noch niedrigere thermische Widerstandswerte zeigt das Design 2-2-6-1, welches jedoch etwas höhere thermo-mechanische Maximalspannungen von 312 MPa an den Rändern der eingebetteten Kupferschicht aufweist.

Wahl des Kühlkörper-Materials

Empfohlen wird die Verwendung von Aluminiumnitrid, da dies gegenüber Aluminiumoxid eine bessere thermische Leitfähigkeit aufweist. Durch eine dicke oberseitige Kupferschicht und eine dünne eingebettete Kupferschicht können die thermo-mechanischen Spannungen in tolerierbaren Grenzen gehalten und zugleich die positiven Effekte auf den thermischen Widerstand genutzt werden.

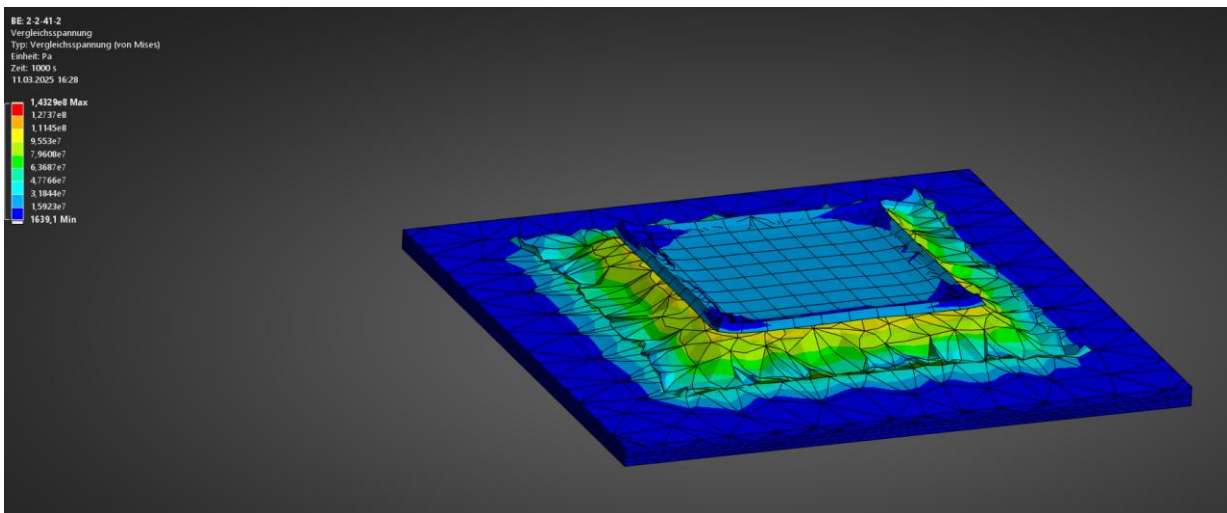


Abbildung 35: Das Design „2-2-5-2“ besteht aus einem quadratischen Design (30x30x1 mm) mit einer dünnen eingebetteten Kupferschicht im Kühlkörper aus AlN (0,15 mm) sowie einer dicken äußeren Kupferschicht ($h = 0,45$ mm) und einem dünnen Lot-Pad ($h = 0,08$ mm).

AP 5.2: Design-Optimierung zur vollständig 3D-fähigen Metallisierung mittels Piezojet-Verfahren

Das Piezojet-Verfahren ist ein Inkjet-Druckverfahren (Drop-on-Demand), welches berührungslos leitende Strukturen durch den Auftrag von Tinten oder Pasten mit leitfähigen Partikeln auf 2D- oder 3D-Substrate erzeugen kann, indem die Bewegungen eines Piezo-Aktors das Material durch die Düsenöffnung steuern (siehe Abbildung 36). Zum Einstellen der Leitfähigkeit werden die organischen Komponenten der Tinte durch einen dem Drucken nachgelagerten Ofenprozess entfernt [8-11].

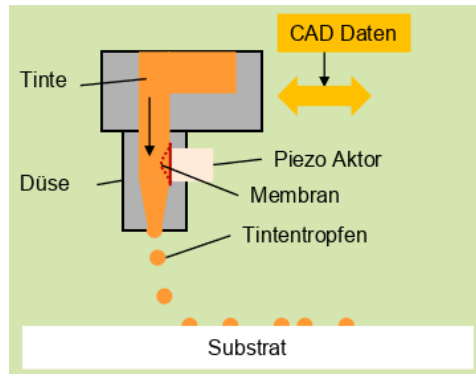


Abbildung 36: Funktionsprinzip des Piezojet-Verfahrens.

Gerade bei Leistungsmodulen ist die Temperaturüberwachung möglichst nahe am Halbleiter essentiell. Dazu wurde im Rahmen des AP 5.2 der Piezojet-Druck zum flexiblen Einbringen metallischer Strukturen ins Leistungsmodul genutzt, um temperaturabhängige Widerstandsmessungen durchführen und somit die Temperaturentwicklung überwachen zu können. Die Vorteile des Piezojet-Verfahrens liegen insbesondere in der hohen Flexibilität sowie in der 3D-Fähigkeit zur elektrischen Funktionalisierung von 2D- und 3D-Substraten. Vom projektbegleitenden Ausschuss wurde eine Silbernanopartikelntinte bereitgestellt. Mit dieser wurden am FAPS mittels Piezojet-Drucks definierte Messtrukturen auf Al_2O_3 -Keramiksubstrate gedruckt und anschließend für 40 min bei 240°C thermisch gesintert (Konvektionsofen). Anschließend wurde mittels des in Abbildung 37 dargestellten Messaufbaus inkrementell Strom in die Leiterbahn eingebracht und sowohl der elektrische Widerstand im Leiter als auch die Temperatur am Prüfling gemessen. Die Kupferlitzen wurden mittels Leitleber auf den gedruckten Pads befestigt.

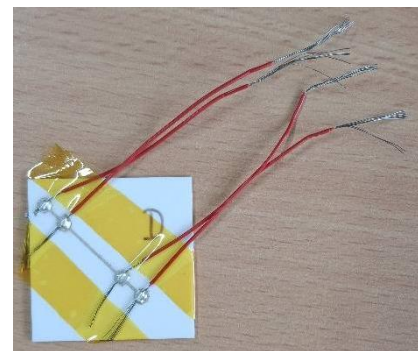
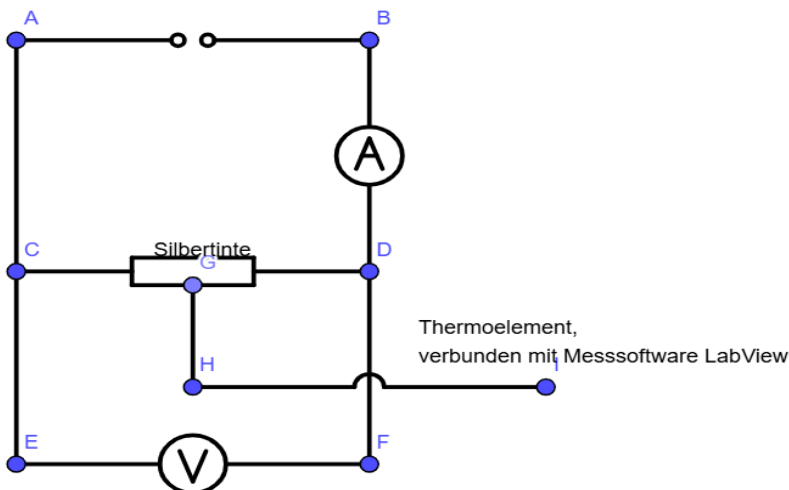


Abbildung 37: Aufbau zur temperaturabhängigen Widerstandsmessung. A-B: Stromquelle; B-D: Strommessgerät; C-D: gedruckte Leiterbahn; G-I: Thermoelement; E-F: Spannungsmessgerät. Rechts: Foto eines Prüflings.

Die Ergebnisse sind in Abbildung 38 zu sehen. Bei konstantem Stromanstieg erhöhen sich auch der gemessene elektrische Widerstand sowie die Temperatur in der silberhaltigen Leiterbahn. Dies ist plausibel, da eine erhöhte Temperatur im Metall zu verstärkten Gitterschwingungen der Ionenrümpfe führt, was wiederum die Beweglichkeit der Elektronen und damit die elektrische Leitfähigkeit beeinträchtigt. Dementsprechend sinkt auch die spezifische elektrische Leitfähigkeit σ , die sich aus dem elektrischen Widerstand sowie mikroskopisch ermittelten Geometriedaten der Leiterbahn (Länge und Querschnittsfläche) ergibt. Wie in Abbildung 38 rechts zu sehen, konnte ein weitgehend linearer Verlauf des temperaturabhängigen Widerstands in der

betrachteten Leiterbahn festgestellt werden. Somit ist in zukünftigen Anwendungen die Integration einer Temperaturüberwachung mittels additiv gefertigter Messstruktur möglich, indem über entsprechende Kontaktierungen der elektrische Widerstand des gedruckten Layouts gemessen wird.

I [A]	U [V]	R [Ω]	T [°C]	σ [MS/m]
0,11	0,38	3,50	25,5	7,45
0,21	0,73	3,51	29	7,43
0,41	1,50	3,67	47	7,11
0,61	2,35	3,86	73	6,77
0,81	3,40	4,20	118	6,22
1,01	4,73	4,69	181	5,57
1,11	5,43	4,91	230	5,31

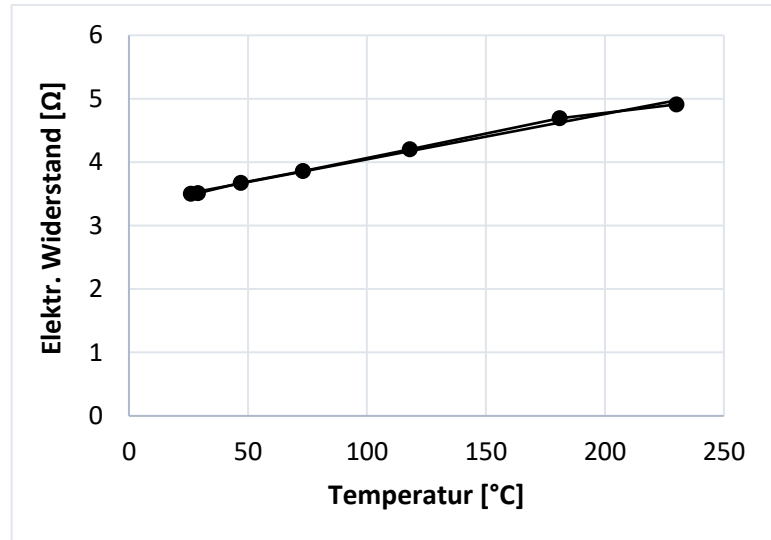


Abbildung 38: Links: Gemessene Werte der elektrischen Spannung U und der Leiterbahn-Temperatur T bei beaufschlagtem Strom I; daraus resultierender elektrischer Widerstand R und spezifische elektrische Leitfähigkeit σ . Rechts: Zusammenhang von Temperatur und elektrischem Widerstand in der betrachteten Leiterbahn.

1.6 Arbeitspaket 6: Technologie-Demonstrator und Wirtschaftlichkeitsanalyse (wbk/FAPS)

AP 6.1: Herstellung und Charakterisierung eines Technologie-Demonstrators

Ziel dieses AP ist die Herstellung eines Demonstrators zur Veranschaulichung der im Projekt entwickelten Materialien und Prozesse. Dieser Demonstrator umfasst ein leistungselektronisches Modul mit Kühlstruktur sowie außenliegender Funktionalisierung. Dazu wurden Metall-Keramik-Grundkörper, die sich am Design von AP 5.1 orientieren, produziert. Eine Eins-zu-Eins-Umsetzung war nicht möglich aufgrund der unzureichenden Ergebnisse im AlN-Druck bzw. im Co-Sintern von Keramik und eingebetteten Kupferschichten. Dennoch konnten Voruntersuchungen geleistet werden, indem aus dem PA zwei Lotpasten zur Verfügung gestellt wurden, um das Benetzungsverhalten von Lotpaste auf konventionell und additiv gefertigten Kupferflächen zu bewerten. Weiterhin wurde ein Chip mittels Lötverfahren unterseitig kontaktiert und die prinzipielle Machbarkeit gezeigt.

Folgende Substrate wurden verwendet:

- Konventionelle DCB
- Konventionell gefertigtes Al_2O_3 und AlN, bedruckt mit PBF und Cu-Pulver (Rogal GK 0/45), dann ausgelagert bei 850°C für 10 h in N_2
- Additiv gefertigtes Al_2O_3 (VPP-Verfahren), bedruckt mit PBF und Cu-Pulver (Rogal GK 0/45).

Folgende Lotpasten wurden untersucht:

- Microbond SMT650 IL-89 M40 (Heraeus) – Legierungszusammensetzung: Innotot (Zinn, Silber, Kupfer, Nickel); Abk.: **Lot H**
- JEAN-151-SN100CV (Balver Zinn) – Legierungszusammensetzung: SnBi1.5Cu0.7NiGe; Abk.: **Lot BZ**

Folgende Lotverfahren wurden eingesetzt:

- Dampfphase ohne Vakuum (IBL VAC 645):
Rampe bis 160°C; Peak: 240°C; Lötprofil angelehnt an Reflow-Löten
- Reflow-Prozess mit Stickstoff (ERSA Hotflow 2/14):
Rampe bis 200°C; Peak: 268°C; N₂-Atmosphäre

Die Ergebnisse mit dem Dampfphasenlöten an Luft sind in Abbildung 39 zusammengefasst. Es wird deutlich, dass das Lot BZ auf der DCB gut benetzt (b, oben), während es auf den additiv gefertigten PBF-Strukturen aufgrund höherer Porosität anteilig versickert (d – f, insbesondere f). Schliffbilder der Proben zeigen, dass insbesondere die poröse VPP-Keramik zu diesem Phänomen tendiert (vgl. Abbildung 40). Zudem fielen vertikale Mikrorisse in den VPP-Keramiken auf. Da diese in einer unbearbeiteten VPP-Keramik nicht detektiert werden konnten (vgl. Abbildung 41), ist anzunehmen, dass sie durch die Laserbearbeitung im PBF-Prozess entstanden sind.

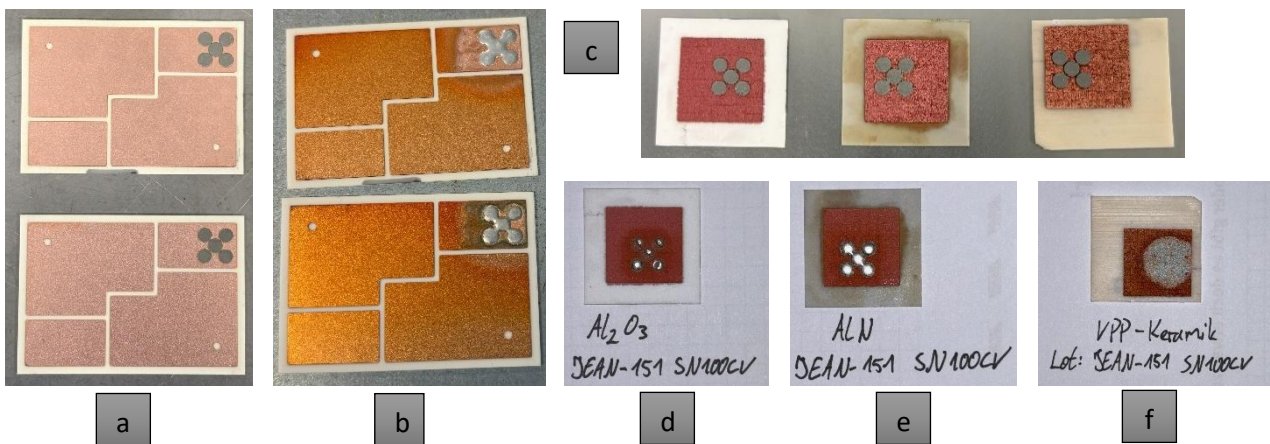


Abbildung 39: Ergebnisse mit Dampfphasenlöten an Luft. (a) und (b): jeweils DCBs mit Lot BZ (oben) und Lot H (unten); (a): VOR dem Löten; (b): NACH dem Löten. (c): Lot BZ auf PBF-Cu auf VPP- Al₂O₃ (re.), auf konventionellem AlN (2.v.r.) und auf konventionellem Al₂O₃ (3.v.r.); VOR dem Löten. (d) – (f): Lot BZ auf PBF-Cu NACH dem Löten; (d) auf konv. Al₂O₃; (e) auf konv. AlN; (f) auf VPP-Al₂O₃.

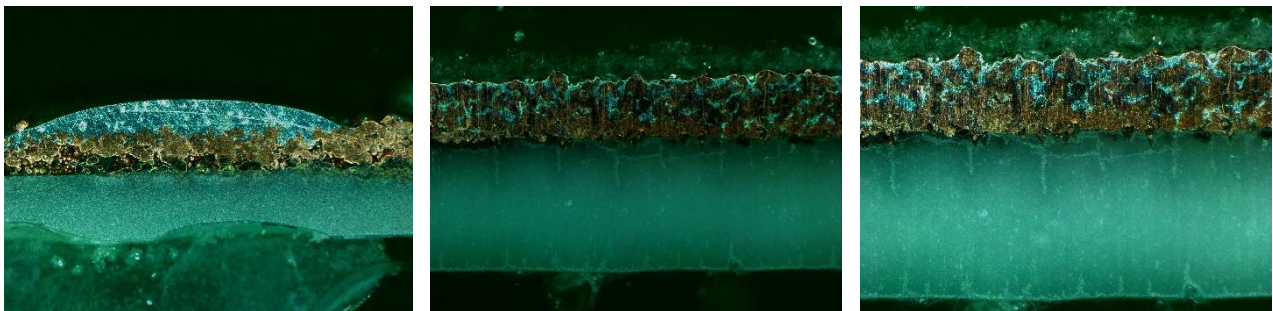


Abbildung 40: Schliffbilder von Lot BZ auf PBF-Cu auf konv. AlN (li.) und VPP- Al₂O₃.



Abbildung 41: Schliffbild einer VPP- Al₂O₃ ohne PBF-Bearbeitung; hier sind keine vertikalen Mikrorisse detektiert.

Die Ergebnisse mit dem Reflow-Löten unter Stickstoff sind in Abbildung 42 zusammengefasst. Mit beiden Loten konnte eine gute Benetzung gezeigt werden, auch auf PBF-Cu und auch auf VPP-Al₂O₃. Maßgebliche Änderungen im Vergleich zum Dampfphasenprozess und daher potenziell ausschlaggebend für die besseren Ergebnisse sind die Verwendung des Reflow-Lötens (Konvektion) statt Dampfphasenlötens (Kondensation), die höhere Peak-Temperatur (268°C statt 240°C) und die Stickstoff-Atmosphäre statt Luft.

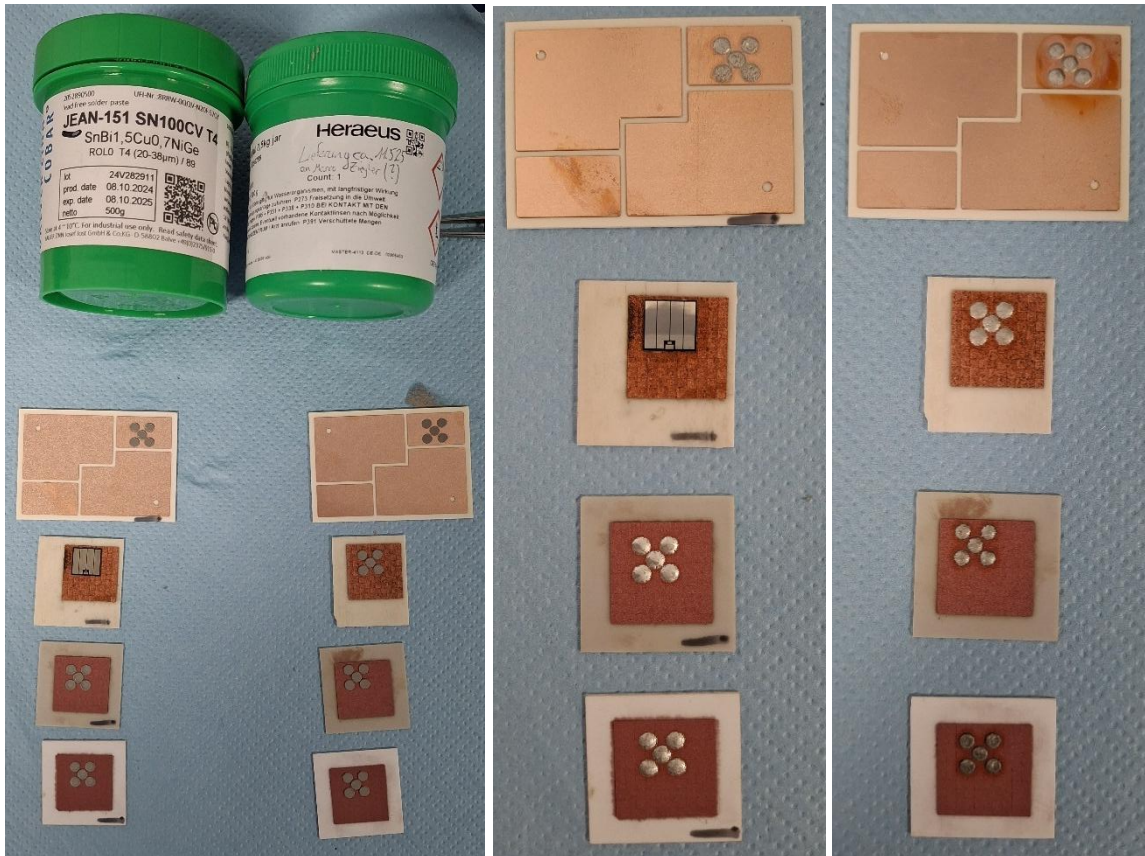


Abbildung 42: Ergebnisse mit dem Reflow-Löten unter Stickstoff. Links: Vor dem Löten (li.: Lot BZ, re.: Lot H); Mitte: Nach dem Löten (Lot BZ); Rechts: Nach dem Löten (Lot H). Jeweils von oben nach unten: konv. DCB; VPP- Al₂O₃ und PBF-Cu; konv. AlN und PBF-Cu; konv. Al₂O₃ und PBF-Cu.

Weiterhin wurde das Bonden auf den additiv gefertigten Strukturen untersucht. Dazu wurde Dickdraht-Bonden (125 µm Al / 150 µm Cu) mittels F&K Delvotec 5650 Tischbondgerät auf Piezojet-gedruckten Silberstrukturen und PBF-gefertigten Cu-Strukturen auf Al₂O₃ eingesetzt. Die verwendeten Parameter sind in Abbildung 43 links dargestellt. Es konnte jedoch keine erfolgreiche Bondverbindung hergestellt werden, da die Silberoberfläche zu weich war und die Kupferoberfläche zu porös (vgl. Abbildung 43 rechts).

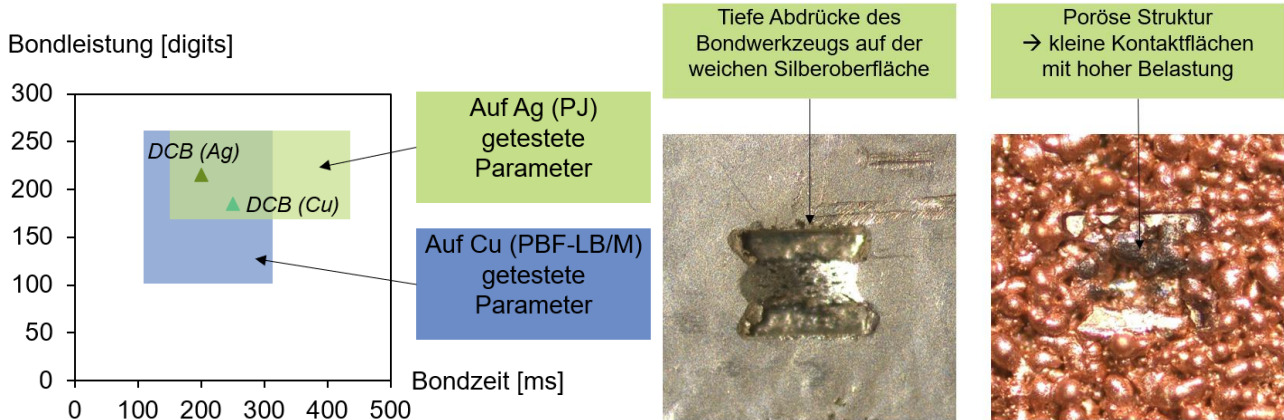


Abbildung 43: Verwendete Parameter beim Bonden (li.) und erzielte Ergebnisse (re.).

Hier besteht also noch weiterer Forschungsbedarf. Abschließend ist in Abbildung 44 der Technologie-Demonstrator dieses Forschungsprojekts dargestellt: Ein Aufbau aus Al_2O_3 -Kühlkörper, mittels VPP hergestellt, einer Kupfermetallisierung, mittels PBF gefertigt, eine Lotschicht und ein Chip.

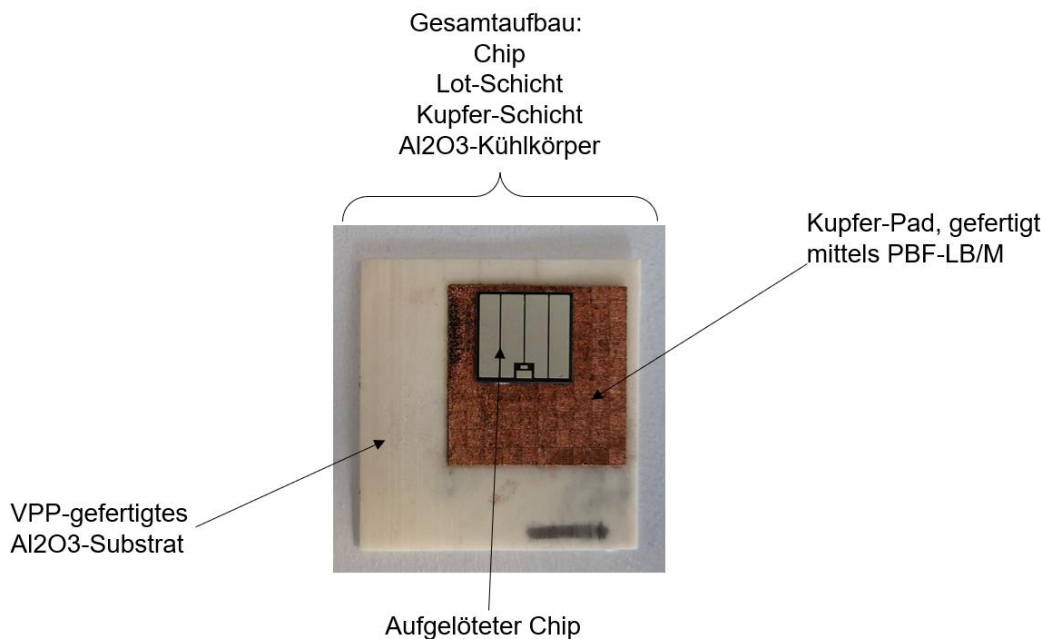


Abbildung 44: Technologie-Demonstrator.

AP 6.2: Wirtschaftlichkeitsanalyse

Die Gegenüberstellung der verschiedenen Fertigungsansätze von konventionell zu additiv ist mit mehreren Herausforderungen verbunden. Zum einen liegen keine ausreichenden quantitativen Daten vor, die einen zahlenbasierten Vergleich der Verfahren ermöglichen würden. Zum anderen hängen die Bauteilkosten von einer Vielzahl variabler Faktoren ab, darunter die Personalkosten, die Materialkosten sowie die geometrische Komplexität des herzustellenden Bauteils. Für eine belastbare Bewertung ist daher zunächst eine klare Definition des Betrachtungsrahmens erforderlich, insbesondere im Hinblick auf die Unterscheidung zwischen Vorserien- und Großserienfertigung. Vor diesem Hintergrund kann auf Basis der derzeit verfügbaren Informationen lediglich eine qualitative Analyse anhand verschiedener Kriterien wie in Tabelle 18 vorgenommen werden.

Tabelle 18: Wirtschaftlichkeitsanalyse: Vergleich anhand unterschiedlicher Kriterien.

Kriterium	Konventionelle Fertigung	Additive Fertigung (DLP/SLA mit Multimaterial)
Investitionskosten (Maschinen)	Geringer pro Einheit, aber hohe Werkzeugkosten (z. B. Formbau, Pressformen)	Höhere Maschinenkosten, aber kein Werkzeug nötig
Materialkosten	Effizient bei hohen Stückzahlen, hoher Abfall	Nahezu kein Abfall, gezielter Materialeinsatz
Druck-/Fertigungszeit pro Teil	Längere Vorbereitungszeit, Einzelteilerfertigung	Parallelisierung im Bauvolumen, schnellere Iterationen
Stückzahlabhängigkeit	Vorteilhaft ab mittleren Stückzahlen (>100)	Wirtschaftlich bei Einzelteilen, Kleinserien (<50)
Geometrieflexibilität	Eingeschränkt durch Werkzeugform	Hochkomplexe Geometrien ohne Zusatzaufwand, Potentiell Gewichtsersparnis durch Funktionsintegration
Multimaterialfähigkeit	Aufwendig und mit Prozessbrüchen	Materialwechsel innerhalb des Prozesses möglich
Nachbearbeitung	Oft notwendig	Supportentfernung, Reinigung
Automatisierung	Hoch in Serie, gering in Prototypenphase	Mittlerer bis hoher Automatisierungsgrad möglich
Personalkosten	Gerade in der Vorserie und im R&D Bereich kann durch automatisierte Multimaterial-Herstellung der (Kosten-)Anteil „Mensch“ reduziert werden. Zugleich werden kürzere Entwicklungsschleifen für das Entwicklungsteam möglich.	Gerade in der Vorserie und im R&D Bereich kann durch automatisierte Multimaterial-Herstellung der (Kosten-)Anteil „Mensch“ reduziert werden. Zugleich werden kürzere Entwicklungsschleifen für das Entwicklungsteam möglich.
Abfall / Umwelt / Nachhaltigkeit	Ausschuss, chemische Reinigung, Gefahrstoffe	Minimaler Abfall, aber Harzreste kritisch; ressourceneffizient: rezyklierbares Pulver
Skalierbarkeit	Gut für Serien, schlecht für Einzelstücke	Gut für unterschiedliche Geometrien in einer Charge

2 Verwendung der Zuwendung

- wissenschaftlich-technisches Personal (Einzelansatz A.1 des Finanzierungsplans)

AP 1-7	Q1			Q2			Q3			Q4		
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
wbk geplant												
1 wiss. MA (HPA-A)	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
1 techn. MA (HPA-C)	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3
1 Hilfskraft (HPA-F)	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5
wbk tatsächlich												
1 wiss. MA (HPA-A)	0	0	0	0	0	0,5	1	1	1	1,5	2	1
1 techn. MA (HPA-C)	0	0	0	0	0	0	1	1	1	0,59	0,75	0,75
1 Hilfskraft (HPA-F)	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,76	0,88	0,73
FAPS geplant												
1 wiss. MA (HPA-A)	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
1 techn. MA (HPA-C)	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3
1 Hilfskraft (HPA-F)	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5
FAPS tatsächlich												
1 wiss. MA (HPA-A)	0	0	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
1 techn. MA (HPA-C)	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
1 Hilfskraft (HPA-F)	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0

AP 1-7	Q5			Q6			Q7			Q8		
	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24
wbk geplant												
1 wiss. MA (HPA-A)	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
1 techn. MA (HPA-C)	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3
1 Hilfskraft (HPA-F)	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5
wbk tatsächlich												
1 wiss. MA (HPA-A)	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
1 techn. MA (HPA-C)	0,75	1,75	1,75	0,25	0,25	0,25	0,25	0,25	0,25	0	0	0
1 Hilfskraft (HPA-F)	0,73	0,55	0,37	0,37	0,24	0,24	0,24	0,24	0,24	0,366	0,366	0,366

FAPS geplant												
1 wiss. MA (HPA-A)	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
1 techn. MA (HPA-C)	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3	1/3
1 Hilfskraft (HPA-F)	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5
FAPS tatsächlich												
1 wiss. MA (HPA-A)	1	1	1	1	1	0	1	1	0,5	0,5	1	1
1 techn. MA (HPA-C)	0	0	0	0	0	0	0	1,5	1,5	0,5	0,5	0
1 Hilfskraft (HPA-F)	1	1	2	2	3	3	4	4	3	2	1	0,5

AP 1-7	Q9			Q10		
	25	26	27	28	29	30
wbk geplant						
1 wiss. MA (HPA-A)	0	0	0	0	-	-
1 techn. MA (HPA-C)	0	0	0	0	-	-
1 Hilfskraft (HPA-F)	0	0	0	0	-	-
wbk tatsächlich						
1 wiss. MA (HPA-A)	1	1	1	0	-	-
1 techn. MA (HPA-C)	0	0	0	0	-	-
1 Hilfskraft (HPA-F)	0,244	0,366	0,366	0,244	-	-
FAPS geplant						
1 wiss. MA (HPA-A)	0	0	0	0	-	-
1 techn. MA (HPA-C)	0	0	0	0	-	-
1 Hilfskraft (HPA-F)	0	0	0	0	-	-
FAPS tatsächlich						
1 wiss. MA (HPA-A)	0	0	0	0	-	-
1 techn. MA (HPA-C)	0	0	0	0	-	-
1 Hilfskraft (HPA-F)	0,4	0,4	0,4	0,4	-	-

- Geräte (Einzelansatz B des Finanzierungsplans)

Nicht zutreffend.

- Leistungen Dritter (Einzelansatz C des Finanzierungsplans)

Nicht zutreffend.

3 Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit

Der VPP-Prozess erzielt vielversprechende Erfolge bis zur Grünteilfertigung von Multimaterial-Bauteilen, doch die thermische Nachbehandlung bleibt herausfordernd. Variierende thermische Ausdehnungskoeffizienten und Unterschiede in der Ausgangszusammensetzung, etwa im Feststoffgehalt der Schlicker, verursachen Delamination an den Grenzflächen und beeinträchtigen die Funktionalität. Für die Entwicklung und Optimierung von Multimaterial-Bauteilen spielt die Gestaltung der Grenzflächen eine zentrale Rolle. Dabei können sowohl konstruktive als auch materialtechnische Anpassungen auch in Zukunft vorgenommen werden, um die Verbundqualität zwischen den unterschiedlichen Werkstoffen zu verbessern. Konstruktive Modifikationen können darauf abzielen, den zugrunde liegenden Verbindungsmechanismus gezielt zu beeinflussen, beispielsweise durch geometrische Strukturen, die eine formschlüssige oder kraftschlüssige Anbindung begünstigen. Ergänzend dazu ermöglichen materialtechnische Anpassungen, etwa durch eine geeignete Wahl des jeweiligen Feststoffgehalts, eine Reduktion von Spannungen infolge unterschiedlicher thermischer Ausdehnungskoeffizienten. In Fällen, in denen trotz solcher Optimierungen kein zufriedenstellendes Verbundverhalten erreicht wird, kann zudem die Auswahl eines alternativen Substratmaterials eine wirkungsvolle Option darstellen, um die Kompatibilität der Werkstoffe an der Grenzfläche zu erhöhen.

4 Darstellung des wissenschaftlich-technischen und wirtschaftlichen Nutzens der erzielten Ergebnisse insbesondere für KMU sowie ihres innovativen Beitrags und ihrer industriellen Anwendungsmöglichkeiten

Folgende Erkenntnisse konnten aus dem Projekt gewonnen werden:

Anlagenhersteller:

Im Bereich der badbasierten Photopolymerisation (VPP) profitieren die Anlagenhersteller maßgeblich von den im Projekt entwickelten Prozessen zur Multimaterialherstellung. Besonders die Erkenntnisse zur Parameterwahl für den Aufbau sowohl monolithischer als auch multimaterieller Bauteile bieten einen hohen Mehrwert. Trotz unterschiedlicher Wellenlängenbereiche der eingesetzten Lichtquellen in den Anlagen der Industrie liegen eindeutige Ergebnisse zur Gestaltung und prozesssicheren Anbindung der Grenzflächen im Druckprozess vor. Erweisen sich die eingesetzten Materialien als kompatibel, insbesondere hinsichtlich der thermischen Nachbehandlung, entsteht ein erhebliches Potenzial, Materialeigenschaften gezielt zu kombinieren und gleichzeitig die Anzahl der Prozessschritte zu reduzieren. Durch die Nutzung einer einheitlichen Rohstoffbasis für den Binder können verschiedene Feststoffpartikel flexibel zu einem Schlicker verarbeitet werden, was den Aufwand für die industrielle Anwendung zusätzlich senkt.

Die additive Fertigung bietet dabei hohe geometrische Flexibilität, da beliebige 3D-fähige Strukturen realisierbar sind. Einzig die Grenzflächen müssen konstruktiv angepasst werden. Die erzielten Projekterkenntnisse sind nicht nur für die Leistungselektronik relevant, sondern lassen sich auch auf weitere Anwendungsfelder übertragen, beispielsweise auf die Herstellung von Keramik-Keramik- oder Keramik-Wachs/Kunststoff-Verbundbauteilen.

Im Vergleich zu Anlagenherstellern aus Österreich und den Niederlanden standen bei deutschen Herstellern reine Keramikanwendungen bislang weniger im Fokus. Durch das Projekt konnten jedoch sowohl keramische als auch metallische Materialien erfolgreich verarbeitet werden. Gleichzeitig erhielten die Hersteller umfassende Einblicke in die gesamte Prozesskette sowie in die damit verbundenen Herausforderungen, wodurch sich neue Ansatzpunkte zur Erweiterung ihrer Produktpalette ergeben.

Materialhersteller:

Durch die Verwendung eines universellen Bindersystems ist es möglich, relativ flexibel unterschiedliche Feststoffe und dem Binder zu einem Schlicker zu vermischen. Dadurch ergibt sich eine Reduzierung der zu besorgenden und eingesetzten Rohstoffe und den Vorteil, dass der Binder zur gleichen Temperatur beim Entbindern ausgebrannt wird. Die Rohstoffe sind allgemein auch in Deutschland gut verfügbare Rohstoffe, womit diese leicht bezogen werden können. Die Erkenntnisse im Bereich Bindersystem- und Suspensionseinstellung können dabei von Materialherstellern zur Entwicklung eigener pulverversetzter Schlickersysteme genutzt werden.

Anwender:

Anwenderseitig lag der Fokus des Projekts insbesondere auf der Charakterisierung der hergestellten Bauteile und dem Vergleich mit konventionell gefertigten Komponenten. Eine belastbare quantitative Aussage zu Investitionskosten ist aufgrund fehlender Daten derzeit jedoch nicht möglich.

Nicht zu unterschätzen ist allerdings die hohe Flexibilität der additiven Fertigung in Kombination mit der Metallisierung. Sie ermöglicht schnelle Produktwechsel und eine große Variantenvielfalt hinsichtlich der herzustellenden Bauteile. Geometrieadjustments können kurzfristig umgesetzt werden, wodurch sich die Produktionsprozesse deutlich dynamischer gestalten lassen.

5 Wissenstransfer in die Wirtschaft

Ein wirksamer Wissenstransfer in die Wirtschaft wurde durch den kontinuierlichen Austausch mit dem projektbegleitenden Ausschuss sichergestellt. Dabei fanden gezielte Abstimmungen zu spezifischen Themen statt, insbesondere in den Dienst- und Sachleistungen aufgegriffene Punkte.

Weitere Impulse für den Wissenstransfer entstanden in den gemeinsamen Sitzungen des Gesamtausschusses, in denen der Austausch in einer größeren Gruppe zusätzliche Einblicke und Anhaltspunkte eröffnete. Darüber hinaus unterstützen die in Punkt 6 beschriebenen Transfermaßnahmen den gesamten Prozess nachhaltig.

Im Anschluss an dieses Projekt wird ein Folgeprojekt eingereicht sowie den Firmen zudem die Möglichkeit gegeben, im Rahmen kleiner Industrietransfer-Projekte die Erkenntnisse des Projektes auf ihre individuellen Produkte zu übertragen.

6 Durchgeführte Transfermaßnahmen

Maßnahme	Ziel	Ort/Rahmen	Datum/Zeitraum
Sitzungen des PbAs	Förderung der Lösungssuche durch kooperative Arbeit und Austausch	wbk, Karlsruhe	26.05.2023
	Förderung der Lösungssuche durch kooperative Arbeit und Austausch	FAPS, Nürnberg	17.01.2024 12.02.2025
	Förderung der Lösungssuche durch kooperative Arbeit und Austausch	wbk, Karlsruhe	25.06.2025
Newsletter Publikationen der Institute	Ansprache von Unternehmen außerhalb des PbAs	Online, LinkedIn	26.05.2023
		Online, LinkedIn	17.01.2024
		Online, LinkedIn	26.06.2025
Präsentationen auf Messen und Konferenzen	Bekanntmachung der Forschungsergebnisse	Poster beim 15th Internationaler MID-Kongress – Mechatronic Integrated Discourse	06.2023
		Projektvorstellung formnext-Messe	11.2023
		Poster LOPEC-Messe	03.2024
		Poster beim MID Summit und MID Workshop	23. – 24.10.2024
		Poster beim 16th Internationaler MID-Kongress – Mechatronic Integrated Discourse	02. – 03.07.2025
		Projektvorstellung formnext-Messe	11.2025
Veröffentlichungen in Fachzeitschriften	Veröffentlichung der Ergebnisse interdisziplinär	Veröffentlichung in Ceramic Applications, Göller Verlag GmbH	23.10.2023
		Open ceramics, Journal of the European ceramic society	12.2024
		Paper eingereicht beim 16th Internationaler MID-Kongress – Mechatronic Integrated Discourse	Veröffentlichung noch ausstehend
		Paper in Ceramics 2025, 8(3), 105	13.08.2025

Bereitstellung der aktuellen Ergebnisse auf den Internetseiten von wbk und FAPS	Breite Streuung der Ergebnisse über den bisherigen Nutzerkreis hinaus	Internetseiten des wbk	Während des gesamten Vorhabens
Präsentationen auf Messen und Konferenzen	Bekanntmachung der Forschungsergebnisse	16th Internationaler MID-Kongress – Mechatronic Integrated Discourse	03.07.2025
Fachvorträge auf Fachkonferenzen von Industrieverbänden	Ergebnistransfer und Erweiterung des Nutzerkreises	MID Summit	24.09.2025

7 Geplante spezifische Transfermaßnahmen nach der Projektlaufzeit

Maßnahme	Ziel	Ort/Rahmen	Datum/Zeitraum
Präsentationen auf Messen und Konferenzen	Bekanntmachung der Forschungsergebnisse	Hi AM, Canada	22. – 23.06.2025
Fachvorträge auf Fachkonferenzen von Industrieverbänden	Ergebnistransfer und Erweiterung des Nutzerkreises	16. International Mechatronic Integration Discourse	02. – 03.07.2025
Veröffentlichungen in Fachzeitschriften	Veröffentlichung der Ergebnisse interdisziplinär	Proceedings Hi AM, Canada	November 2026

8 Literaturverzeichnis

[1] L. Wang; J. Gong; T. Long; F. Blaabjerg; B. Hu; Y. Wang (2024). Direct Metallization-Based DBC-Free Power Modules for Near-Junction Water Cooling: Analysis and Experimental Comparison. IEEE Transactions on Power Electronics, 39 (6), pp. 7052-7063, doi: 10.1109/TPEL.2024.3368276.

[2] CeramTec GmbH 2026 (05.01.2026). Effiziente keramische Kühlsysteme: CeramCool® Prinzip und Funktion. <https://www.ceramtec-industrial.com/de/produkte-anwendungen/kuehlkoerper/ceramcool-prinzip-funktion>.

[3] T. Stoll (2023). Laser Powder Bed Fusion von Kupfer auf Aluminiumoxid-Keramiken. FAU University Press. ISBN 978-3-96147-632-9.

[4] Y. Song; H. Zhu; D. Liu; X. Song; H. Bian; W. Fu; D. Lin; C. Tan; J. Cao (2024). Synergistically enhanced Si₃N₄/Cu heterostructure bonding by laser surface modification, Journal of Materials Science & Technology, vol. 182, pp. 187-197, <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2023.10.014>.

[5] S. Karadayi-Usta (2025). Sustainability Through Additive Manufacturing Operations: A Comparative Industrial Analysis with a Life Cycle Assessment Case Study of Türkiye. Logistics 2026, 10 (1), 7. <https://doi.org/10.3390/logistics10010007>.

- [6] C. Hecht; M. Oeckel; T. Stoll; J. Franke (2024). Fabrication of metal-ceramic substrates by laser powder bed fusion using a high-power green laser and high temperature preheating. Proceedings vol. 12876, Laser 3D Manufacturing XI, 1287608. <https://doi.org/10.1117/12.3001350>.
- [7] A. H. Espera; J. R. C. Dizon; Q. Chen; R. C. Advincula (2019). 3D-printing and advanced manufacturing for electronics. Prog Addit Manuf 4, pp. 245–267. <https://doi.org/10.1007/s40964-019-00077-7>.
- [8] J. Wiklund; A. Karakoc; T. Palkp; H. Yigitler; K. Ruttik; R. Jäntti; J. Paltakari (2021). A Review on Printed Electronics: Fabrication Methods, Inks, Substrates, Applications and Environmental Impacts. J. Manuf. Mater. Process., 5 (3), 89. <https://doi.org/10.3390/jmmp5030089>.
- [9] M. Ankenbrand; Y. Eiche; J. Franke (2019). Programming and Evaluation of a Multi-Axis/Multi-Process Manufacturing System for Mechatronic Integrated Devices. 2019 International Conference on Electronics Packaging (ICEP), Niigata, Japan, pp. 273-278. doi: 10.23919/ICEP.2019.8733548.
- [10] D. Utsch; M. Sippel; C. Voigt; F. Häußler; J. Franke (2024). Assessment and improvement of adhesion of printed silver-based inks on alumina produced by fused filament fabrication. Power Electronic Devices and Components, vol. 8, 100067. <https://doi.org/10.1016/j.pedc.2024.100067>.