

# Schlussbericht vom 29.06.2022

zu IGF-Vorhaben Nr. 20975 N

## Thema

Prozesssichere Herstellung von keramischen 3D Schaltungsträgern

#### **Berichtszeitraum**

01.01.2020 bis 31.12.2021

## Forschungsvereinigung

Hahn-Schickard-Gesellschaft für angewandte Forschung e.V.

# Forschungseinrichtung(en)

- Hahn-Schickard Stuttgart
- Universität Stuttgart Institut f
  ür Mikrointegration (IFM)
- Universität Stuttgart Institut für Fertigungstechnologie keramischer Bauteile (IFKB)





Gefördert durch:



Bundesministerium für Wirtschaft und Klimaschutz

aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages

# Inhaltsverzeichnis

1.	Kurzfassung des Berichts1
2.	Einleitung und Ziel2
3.	Schlickergegossene Substrate4
Nomenk	latur4
3.1	Materialauswahl5
3.2	Substratherstellung5
3.3	Dotierstoffe6
3.3.1	Dotierung von $Al_2O_3$ mit NiO und $Cr_2O_3$ 7
3.3.2	Dotierung von ZTA mit NiO und Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 10
3.3.3	Dotierung von $AI_2O_3$ mit Antimonoxid dotiertem Zinnoxid (ATO)12
3.4	Laseraktivierung und Metallisierung13
3.4.1	Dotierung von $AI_2O_3$ mit NiO und $Cr_2O_3$
3.4.2	Dotierung von ZTA mit NiO und $Cr_2O_3$ 17
3.4.3	Dotierung von $AI_2O_3$ mit Antimonoxid dotiertem Zinnoxid (ATO)23
4.	Spritzgegossene Schaltungsträger25
4.1	Substratherstellung25
4.1.1	Werkstoffcharakterisierung26
4.1.2	Spritzgegossene 2D Substrate
4.1.3	Spritzgegossene 3D Substrate (3D Technologiedemonstrator)
4.2	Geometrie und Oberflächentopographie
4.2.1	Oberflächenanalyse laserstrukturierter und metallisierter Strukturen
4.2.2	3D-Geometrieanalyse für konturgetreue Laserbearbeitung
4.3	Laseraktivierung und Metallisierung43
4.3.1	Spritzgegossene 2D Substrate43
4.3.2	Spritzgegossene 3D Substrate (3D Technologiedemonstrator)57
5.	Erste Untersuchungen zu additiv gefertigten Schaltungsträgern
5.1	Substratherstellung über dotierte Suspensionen60
5.2	Laseraktivierung und Metallisierung62
6.	Gegenüberstellung der durchgeführten Arbeiten und des Ergebnisses mit den Zielen 64
7.	Verwendung der Zuwendung67
7.1	Personaleinsatz
7.2	Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit
8. Ergebnis	Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen der im Projekt erzielten sse

8.1	Innovativer Beitrag und Anwendungsmöglichkeiten	68
8.2	Wirtschaftlicher Nutzen der Projektergebnisse	68
9.	Transfer der Forschungsergebnisse in die Wirtschaft	70
10.	Danksagung	72
11.	Literaturverzeichnis	72

# **1. Kurzfassung des Berichts**

Das Ziel des Projekts war die Entwicklung eines keramischen Werkstoffes, welcher prozesssicher mittels ns-gepulstem IR Laser aktiviert und selektiv metallisiert werden kann. Außerdem sollten Erkenntnisse zu Qualitätsmerkmalen, Prozessmonitoring und Messmethodik bezüglich Charakterisierung und Qualifizierung von dreidimensionalen keramischen Schaltungsträgern erarbeitet werden.

Um diese Ziele zu erreichen, wurden zuerst mittels Schlickerguss Materialkombinationen von Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> und ZTA mit Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> bzw. NiO Dotierung bezüglich ihrer Laseraktivierbarkeit untersucht. Hierbei wurde der Dotierstoffgehalt, die Pulverzusammensetzung, die Sintertemperatur und Haltezeit systematisch variiert und hinsichtlich der Laseraktivierbarkeit und Metallisierung optimiert. Außerdem wurde ein Laserparameterscreening zur Prozessoptimierung erarbeitet, mit welchem gleichzeitig die Charakterisierung der Metallschichteigenschaften wie Haftfestigkeit und Rauigkeit durchgeführt werden kann. Mit diesen Methoden konnte eine Materialkombination aus mit Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> dotiertem ZTA als vielversprechender und unbedenklicher Werkstoff identifiziert werden, welcher durch die Dotierung keine signifikanten Abweichungen der mechanischen und nur geringfügige Abweichungen der thermomechanischen Eigenschaften aufweist, und sich gleichzeitig zuverlässig mit dem ns-gepulsten IR Laser aktivieren und metallisieren lässt.

Diese Materialkombination diente dann als Basis für den Spritzgussprozess. An spritzgegossenen Proben wurde eine systematische Untersuchung der Einflüsse aus der Substratherstellung und der Laserbearbeitung durchgeführt und die Parameter für das Sintern und die Laserstrukturierung wurden optimiert. Hiermit konnten Leiterbahnen bis zu 100 µm kleinster Breite zuverlässig hergestellt werden. Anhand der Ergebnisse der systematischen Untersuchung konnten Qualitätsmerkmale von keramischen Schaltungsträgern und ein Prozessmonitor definiert und hergestellt werden.

Parallel dazu wurden Methoden zur Kontur- und Oberflächenanalyse erarbeitet, mit denen die genaue Bauteilkontur nach dem Sinterschwund und die Oberflächentopografien entlang der Prozesskette charakterisiert werden können. Mit der erarbeiteten Konturanalyse wurde ein Reverse-Engineering Workflow zur konturgetreuen Laserbearbeitung erarbeitet, mit welchem abschließend verschiedene, teils funktionalisierte 3D Technologiedemonstratoren in größerer Stückzahl hergestellt und aufgebaut wurden.

Mit den im Projekt erarbeiteten Richtlinien für die Herstellung spritzgegossener dreidimensionaler keramischer Schaltungsträger mittels ns-gepulstem IR Laser, welcher innerhalb der MID Prozesskette bei KMUs verfügbar ist, ist somit der Grundstein für eine breite industrielle Anwendung der Technologie gelegt.

#### Die Projektziele wurden erreicht.

# 2. Einleitung und Ziel

Räumliche Schaltungsträger oder 3D Mechatronic Integrated Devices (3D-MID) kommen zunehmend in den unterschiedlichsten Bereichen wie Automotive, Automatisierungstechnik, Medizintechnik sowie IT- oder Kommunikationstechnik zum Einsatz [Fri16, Gie14, Kue16, Rem16, Rim16, Mül11]. Durch die Verwendung von Polymerwerkstoffen und die dreidimensionale Formgebung mittels Spritzguss lassen sich zum einen der zur Verfügung stehende Bauraum effizient ausnutzen und somit die Integrationsdichte erhöhen und zum anderen kostengünstige mechatronische Systeme realisieren. Die Metallisierung dieser Schaltungsträger erfolgt zu einem Großteil mittels des volladditiven Laser-Direktstrukturierungsverfahrens (LPKF-LDS®) der Firma LPKF Laser & Electronics AG (Abb. 1). Hierbei kommen Kunststoffe mit speziellen laseraktivierbaren Additiven zum Einsatz, die im Zuge der Laserstrukturierung freigelegt und aktiviert werden, und dadurch eine außenstromlose Kupferabscheidung selektiv auf den strukturierten Bereichen ermöglichen.



Abb. 1: LPKF-LDS<sup>®</sup>-Prozess zur Herstellung kunststoffbasierter 3D-MID.

Der Einsatzbereich dieser kunststoffbasierten Mikrosysteme ist jedoch durch die verfügbaren Substratmaterialien und deren Eigenschaften eingeschränkt. Es besteht zunehmendes Interesse an dreidimensionalen Schaltungsträgern aus robusten Werkstoffen wie Keramiken, die z.B. erhöhten mechanischen, thermischen oder chemischen Anforderungen in leistungselektronischen, optoelektronischen, sensorischen oder medizintechnischen Anwendungen gerecht werden, bei denen kunststoffbasierte Werkstoffe schnell an ihre Grenzen geraten.

Keramische Substratwerkstoffe bieten dabei großes Potential, die Anwendungsgebiete gegenüber klassischen kunststoffbasierten 3D-MID zu erweitern und auch gänzlich neue Felder zu eröffnen. Ein Beispiel hierfür sind Wachstumsmärkte mit Bezug zur Digitalisierung und E-Mobilität. Dies ist vor allem den thermophysikalischen und mechanischen Eigenschaften, sowie der thermischen und chemischen Beständigkeit keramischer Substratmaterialien zu verdanken. Basierend auf bei KMUs entlang der MID Prozesskette verfügbarer Anlagentechnik besteht bisher noch keine wirtschaftliche Möglichkeit zur industriellen, serientauglichen 3D Metallisierung von Keramiken. Erste Untersuchungen zur selektiven 3D Metallisierung von Oxidkeramiken mittels Laserinduzierter Direktmetallisierung (LDM), ähnlich der LPKF-LDS® Technologie, fanden im Rahmen der AiF-IGF Projekte Ladisk (488 ZN) [IGF15] und Lasker3D (18967 N) [IGF18] statt. Hierbei konnte nachgewiesen werden, dass die selektive Metallisierung von Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> mittels LDM möglich ist, wenn der Substratwerkstoff in Wasserstoffatmosphäre gesintert wird. Dies ist jedoch teuer und die Ofentechnik ist zudem industriell wenig verbreitet. Einen alternativen Ansatz bietet das Dotieren von Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> mit Metalloxiden wie NiO oder Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> mit der anschließenden Sinterung an Luft [Nin18]. Allerdings muss bei diesen Keramiken die Laseraktivierung unter Anwendung eines Ultrakurzpulslasers (UKP) durchgeführt werden. Im Gegensatz zu industriell verbreiteten, günstigeren nanosekunden-gepulsten IR Lasersystemen, welche zur Metallisierung von kunststoffbasierten 3D-MID eingesetzt werden, sind diese UKP-Lasersysteme relativ teuer und wenig verbreitet. Dies stellt für die breite industrielle Anwendung der Technologie ebenfalls eine finanzielle Hürde dar. Zudem sind noch nicht alle systematischen Streuungseinflüsse auf Qualitätsmerkmale der Keramik-Metallisierung mittels LDM erforscht, um eine prozesssichere Produktion keramischer 3D-MID zu ermöglichen.

Das Projekt Prokeram3D untersucht die Möglichkeiten, diese Hürden zur industriellen Anwendung der LDM Technologie und damit zur Herstellung keramischer 3D-MID zu überwinden. Ziel ist die Herstellung keramischer Substrate mit ausgezeichneten mechanischen Eigenschaften, welche eine zuverlässige 3D-Metallisierung mittels industriell verfügbaren und kostengünstigen Lasern ermöglichen. Weiter werden systematische Streuungseinflüsse auf substrat- und metallisierungsbezogene Qualitätsmerkmale entlang der gesamten Prozesskette identifiziert, mit dem Ziel eine prozesssichere Herstellung keramischer 3D-MID zu ermöglichen.

Die im Projekt angestrebten Forschungsziele waren im Einzelnen:

- Entwicklung einer für die Laseraktivierung und chemischen Metallisierung optimalen Keramikwerkstoffzusammensetzung auf Basis von Aluminiumoxid unter Verwendung günstiger, industriell verfügbarer Matrix- und Dotierungsstoffe
- Erkenntnisse zur prozesssicheren Feedstockaufbereitung, Formgebung und Sinterung der neu entwickelten Massen mit industriellen Prozessen
- Grundlegende Erkenntnisse zur prozesssicheren Laseraktivierung mit ns-gepulsten IR-Laserquellen sowie Metallisierung mit hoher Selektivität von dotierten Keramikwerkstoffen
- Grundlegende Erkenntnisse zur Einstellung der Metallschichteigenschaften, z.B. Rauheit und Haftfestigkeit, vor allem bezüglich Erfordernissen nachfolgender Prozessschritte der Aufbau- und Verbindungstechnik
- Erkenntnisse zu Qualitätsmerkmalen dreidimensionaler keramischer Schaltungsträger und zum Prozessmonitoring
- Erkenntnisse zur Messmethodik bezüglich Charakterisierung und Qualifizierung dreidimensionaler keramischer Schaltungsträger
- Erkenntnisse zur Zuverlässigkeit von dreidimensionalen keramischen Schaltungsträgern

Um diese Projektziele zu erreichen, bündelten die beteiligten Forschungseinrichtungen ihr Kompetenzen im Bereich der keramischen Materialentwicklung am IFKB der Universität Stuttgart, der Laseraktivierung und Metallisierung von 3D-MIDs bei Hahn-Schickard und der optischen Messtechnik und Analyse am IFM der Universität Stuttgart. Nur durch die enge Kooperation aller Forschungseinrichtungen konnten die Einflüsse entlang der gesamten Prozesskette systematisch analysiert und die Prozesskette optimiert werden.

# 3. Schlickergegossene Substrate

#### Nomenklatur

Für eine bessere Übersicht der im Projekt verwendeten Pulvermaterialien sind die entsprechenden Einzelkomponenten unter Angabe der im Bericht verwendeten Kürzel in Tabelle 1 aufgeführt. Die aus diesen Pulvern verwendeten Materialien sind unter Angabe deren Zusammensetzung und deren Formgebungsprozess in Tabelle 2 gelistet.

Kürzel	Stoff	Hersteller	Bezeichnung Hersteller	Reinheit	
Ag	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Martinswerk	Martoxid MR52	99,8 %	
Af	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Sasol	Ceralox APA 0,5	99,96 %	
Zg	Monoklines ZrO <sub>2</sub>	Saint Gobain	CZE-S1	99,9 %	
Zf	Monoklines ZrO <sub>2</sub>	Saint Gobain	CZE-M1	99,9 %	
Cr-mk	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Alfa Aesar	Chromium(III) oxide, 98+% - 325mesh	99,7 %	
Cr-nk	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Chempur	Chromium(III) oxide Nanopowder/ 99+% 99		
Cr-ns	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	IFKB	Thermisch oxidiert aus Metallsatz -		
Ni-mk	NiO	Chempur	NiO/ F.W. 74.71/ powder/ 75-77% Ni	75,2 % Ni	
Ni-nk	NiO	Chempur	Nickel(II) oxide Nanopowder/ 99.5%	99,5 %	
Ni-ns	NiO	IFKB	Thermisch oxidiert aus Metallsatz	-	
ATO0,8	SnO/	Keeling-		-	
	0,016 % Sb <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Walker	CF40VV		
ATO1,5	SnO/	Keeling-	CP15C		
	0,033% Sb <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Walker	CF 15G	ſ	
ATO5	SnO/	Keeling-	CREC		
	0.1 % Sb <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Walker		-	

Tabelle 1: Übersicht der eingesetzten Ausgangspulverwerkstoffe.

Legende: m: makroskalig, n: nanoskalig, k: kommerzielles Pulver, s: selbst synthetisiertes Pulver

Tabelle 2: Zusammensetzungen und Formgebungsprozess der hergestellten Keramik-Substratwerkstoffe

Kürzel	Zusammensetzung Matrix	Dotierung	Formgebung
AZ10-Cr	90 Vol% Af + 10 Vol% Zf	0,75 Gew% Cr ns	Schlickergegossen
AZ10-Ni	90 Vol% Af + 10 Vol% Zf	0,75 Gew% Ni ns	Schlickergegossen
Ag/Zg	95 Vol% Ag + 5 Vol% Zg	2 Gew% Cr mk	Schlickergegossen
Af/Zg	95 Vol% Af + 5 Vol% Zg	2 Gew% Cr mk	Schlickergegossen
Af/Zf	95 Vol% Af + 5 Vol% Zf	2 Gew% Cr mk	Schlickergegossen
SA-ZTA	95 Vol% Ag + 5 Vol% Zg	2 Gew% Cr mk	Spritzgegossen Feedstockherstel- lung IFKB
SB-ZTA	95 Vol% Ag + 5 Vol% Zg	2 Gew% Cr mk	Spritzgegossen Feedstockherstel- lung INMATEC
S-Ag	Ag	2 Gew% Cr mk	Spritzgegossen Feedstockherstellung IFKB
AM-Ag	Ag	2 Gew% Cr mk	Additiv gefertigt, Suspensionsher- stellung & Formgebung von Lithoz
AM-Af	Af	2 Gew% Cr mk	Additiv gefertigt, Suspensionsher- stellung & Formgebung von Lithoz

Ziel der Untersuchungen an einer breiten Werkstoffauswahl ist es, die Zusammenhänge zwischen Materialzusammensetzung, Materialeigenschaften, Laseraktivierungsparametern und Metallisierung sowie Schichteigenschaften zu erarbeiten. So sollen Kriterien für eine optimale Materialzusammensetzung definiert werden, welche gute Materialeigenschaften besitzt und eine möglichst prozesssichere selektive Metallisierung ermöglicht. Hierzu wurden keramische Plattensubstrate aus Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> mittels Schlickerguss hergestellt. Der Schlickerguss ist ein keramisches Formgebungsverfahren, mit dem im Labormaßstab schnell und einfach Plattensubstrate hergestellt werden können, um verschiedene Werkstoffzusammensetzungen zu evaluieren. Vielversprechende Zusammensetzungen werden später in den Spritzguss überführt, welcher ein industrielles Fertigungsverfahren darstellt. Dabei werden dann weitere Einflüsse aus dem Fertigungsprozess auf die Substrateigenschaften sowie dieser auf die Metallisierung untersucht.

#### 3.1 Materialauswahl

Orientierende Voruntersuchungen Untersuchungen geringen Umfangs zeigten, dass eine Dotierung von Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> mit 2 Gew.-% NiO oder Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> eine effektive Laseraktivierung des Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Werkstoffes mittels pikosekunden-gepulstem Laser mit einer Wellenlänge von 532 nm ermöglicht, weshalb diese Stoffe hier detaillierter untersucht werden. Als Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Ausgangspulver wird ein feinkörniges (d<sub>50</sub> 0,4 µm) Pulver Typ APA 0,5 (Af) der Firma Sasol verwendet, welches eine Reinheit von 99,96 % aufweist und bereits in den Vorgängerprojekten (Ladisk (488 ZN) und Lasker3D (18967 N)) zum Einsatz kam (Kürzel "Af"). Es kombiniert gute Verarbeitungseigenschaften im Spritzguss mit hoher Sinteraktivität, guten mechanischen Eigenschaften und lieferte bisher sehr gute Metallisierungsergebnisse. Anhand des Af Pulvers wurde der Dotierstoff-Gewichtsprozentanteil zwischen 1 und 3 % variiert um dessen Einfluss auf Werkstoffeigenschaften und Metallisierung zu untersuchen. Weiter wurde der Einfluss des Dotierungsstoffgehalts des Af Pulvers durch eine Variation des Dotierstoff-Gewichtsprozentanteils zwischen 1 und 3 % untersucht. Hierbei wurde je ein sehr feinkörniges nanoskaliges ("-nk") Dotierungsstoffpulver wie auch ein grobkörnigeres mikroskaliges ("-mk") Pulver verwendet. In geringem Umfang wurde auch ein grobkörnigeres (d<sub>50</sub> 1,5 µm), relativ sinterträges, aber kostengünstiges Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Ausgangspulver Typ MR52 der Firma Martinswerk untersucht ("Ag").

Weiter wurden ZTA (Zirconia Toughened Alumina – zirkonoxidverstärktes Aluminiumoxid) Mischkeramiken mit einer Matrix aus Aluminiumoxid mit 5 oder 10 Vol.-% Zirkonoxidphasen untersucht. Diese weisen typischerweise bessere mechanische Eigenschaften auf als reine Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Keramiken, zeichnen sich aber auf Grund des Zirkonoxids durch höhere Materialpreise aus. Zudem ist bei der Masseaufbereitung auf eine homogene Mischung der Ausgangspulver zu achten.

#### **3.2 Substratherstellung**

Für die Probenherstellung mittels Schlickerguss werden keramische Ausgangspulver sowie Dotierungsstoffpulver mit Wasser und geringen Mengen an Binder und Dispergieradditiven in einer Attritormühle zu einem Schlicker aufbereitet. Anschließend wird der Schlicker in rechteckige Silikonformen auf eine Gipsplatte gegossen, welche der Probe das Wasser entzieht, woraufhin ein Grünling entsteht. Dieser wird anschließend schonend in einem Pulverbett getrocknet, bei bis zu 350 °C entbindert, wobei Additive und Binder ausgebrannt werden, und abschließend gesintert. Hierbei wurden je 3 Sintertemperaturen untersucht, um eine optimale Dichte der Proben zu erreichen und um den Einfluss der durch die Sintertemperatur beeinflussten Gefügestruktur auf den Metallisierungsprozess zu untersuchen. Die schlickergegossenen Platten sind geometrisch unbestimmt und müssen, im Unterschied zu denen im Laufe des Projektes hergestellten spritzgegossenen Substratproben, mechanisch präpariert werden um ebene Oberfläche mit homogener Rauigkeit zu erhalten. Die Platten wurden dazu mit 15 µm und 6 µm Diamantsuspension mittels einer Automatik Poliermaschine (Fa. Struers, Typ Rotopol) geläppt. Frühere Untersuchungen haben gezeigt, dass eine mechanische Bearbeitung zu Fremdmetallisierungen außerhalb laseraktivierter Bereiche führen kann. Aus diesem Grund wurden alle Proben nach dem Läppen bei 1350 °C angelassen, wodurch nachfolgend keinerlei Fremdmetallisierungen auftraten.

#### **3.3 Dotierstoffe**

Im Rahmen der ersten Untersuchung mit Af wurde je ein mikrokristallines (mk) und ein nanokristallines (nk) Dotierungsstoffpulver für NiO und  $Cr_2O_3$  untersucht. Hierbei handelt es sich um kommerziell erhältliche Pulver. Im Rahmen einer kleineren Studie an AZ10 (10 Vol.-% ZrO<sub>2</sub> Phase) wurden zwei am IFKB aus Metallsalzen synthetisierte (ns) Pulver, Ni-ns und Cr-ns, verwendet.

Die NiO und Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Dotierungsstoffpulver wurden eingangs über Rasterelektronenmikroskopie (REM) Aufnahmen und Lasergranulometrie charakterisiert. Die REM Aufnahmen sind in Abb. 2 dargestellt und geben Aufschluss über die sehr unterschiedlichen Granulat- und Primärpartikelgrößen der Pulver. Auffällig ist hierbei, dass Ni-mk sehr große Agglomerate aufweist, während das nach Herstellerangaben relativ grobe (~40 µm) Cr-mk Pulver sehr lose agglomeriert ist und eine deutlich geringere Primärpartikelgröße aufweist. Dies liegt daran, dass sich beim Cr-mk Pulver die Herstellerangabe zur Partikelgröße auf die Sekundärpartikel bezieht.



Abb. 2: REM Aufnahmen der verwendeten Dotierungsstoffpulver.

Die Ergebnisse der Korngrößenmessung mittels Lasergranulometrie sind in Abb. 3 dargestellt. Die Messungen ergeben teilweise, von den Schlussfolgerungen der REM Aufnahmen abweichende Aussagen über die Größenverteilung der Pulver. So zeigen die sehr feinen Cr-ns und Cr-nk Pulver einen hohen Anteil an Partikeln mit 20-30 µm bzw. 1-10 µm Durchmesser, welche in den REM Aufnahmen so nicht zu erkennen sind. Dies ist höchstwahrscheinlich auf die Bildung von Agglomeraten zurückzuführen. Auffällig ist, dass das nach Herstellerangaben relativ grobe Cr-mk Pulver einen hohen Anteil mit einer Partikelgröße von 1 µm besitzt und wie in den REM Aufnahmen in Abb. 2 zu erkennen, eine Primärpartikelgröße von 100-40 nm aufweist. Zudem zeigt es eine runde Kornmorphologie.



Abb. 3: Mittels Lasergranulometrie gemessene Partikelgrößenverteilung der NiO und Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Ausgangspulver.

#### 3.3.1 Dotierung von Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> mit NiO und Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

Abb. 4 zeigt links die gesinterten und für die Metallisierungsversuche mittels Läppen präparierten Substratplatten mit deren charakteristischen Färbungen in grün bei Dotierung mit NiO und rot bei Dotierung mit Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Die Gefügestrukturen von Af Cr-mk in Abhängigkeit der Sintertemperatur und des Dotierungsstoffgehalts sind in Abb. 4 rechts dargestellt. Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> liegt nicht als separate Phase vor, sondern diffundiert beim Sintern in die Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Körner. Allerdings zeigen die REM Aufnahmen in Abb. 4 rechts, dass Chrom die Kornform und das Kornwachstum beeinflusst und zu länglichen, ab 1500 °C stark beschleunigt wachsenden Körnern führt. Dies wird auch in Abb. 7 über die gemessenen Korngrößen quantifiziert. Ein höherer Chromgehalt scheint sich positiv auf die Homogenität des Gefüges auszuwirken.



Abb. 4: Gesinterte und präparierte Af Plattensubstrate (links) und Gefügestruktur von Af Cr-mk Proben (rechts).

Im Gegensatz dazu bildet Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> mit NiO während des Sinterns Nickelspinell (NiAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>) aus, der sich als separate Phase im Gefüge ausbildet. Zwar ist auch hier zu erkennen, dass sich vermehrt längliche Körner ausbilden, die Verteilung ist jedoch sehr homogen und die Korngröße steigt mit der Sintertemperatur nur leicht linear an (Vgl. Abb. 7). Über die Detektion der Ni-Verteilung mittels EDX in Abb. 5 werden die homogen verteilten Ni-Spinell Phasen sichtbar. In Abb. 5 rechts ist eine

REM-Aufnahme der geläppten Oberfläche der Af-2Ni-mk Probe abgebildet. Die Oberfläche ist von Ausbrüchen der mechanischen Bearbeitung geprägt.



Abb. 5: Darstellung der mittels EDX detektierten Ni Verteilung (links). Türkise Bereiche werden Ni-Spinell Phasen zugeordnet. REM Aufnahme der geläppten Substratoberfläche von Ag 2Ni mk wie sie zur Laseraktivierung verwendet wird (rechts).

Abb. 6 zeigt die mittels Archimedischem Prinzip ermittelte relative Dichte der mit NiO und Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> dotierten Substratwerkstoffe in Abhängigkeit der Sintertemperatur bei 2 Gew.-% Dotierstoffgehalt und in Abhängigkeit des Dotierungsstoffgehalts bei 1500 °C Sintertemperatur. Alle Proben weisen bereits bei 1450 °C eine zur Erzielung von ausreichend guten mechanischen Eigenschaften hohe Dichte von über 98 % auf.



Abb. 6: Relative Dichte der dotierten Af Werkstoffe in Abhängigkeit der Sintertemperatur bei 2 % Dotierungsstoffgehalt (links) und rel. Dichte in Abhängigkeit des Dotierungsstoffgehalts der Proben mit 1500 °C Sintertemperatur (rechts).

Die Analyse der Korngröße mittels Linienschnittverfahren der Af Proben ist in Abb. 7 links dargestellt und zeigt, wie auch die REM Aufnahmen in Abb. 4, dass eine Sintertemperatur von über 1500 °C bei Cr Dotierung zu starkem und irregulärem Kornwachstum führt.

Die mechanischen Eigenschaften der Werkstoffe wurden anhand der Mikrohärte HV0,1 und des Eindringmoduls bewertet, welche mittels Mikroeindringprüfung (Mikroindenter Fischerscope H100C, Helmut Fischer GmbH) mit einem Vickersindenter erfasst wurden. Die Probenoberflächen wurden vorher mittels 1 µm Diamantsuspension kratzerfrei poliert. Die Ergebnisse sind grafisch in Abb. 8 dargestellt.



Abb. 7: Korngröße der dotierten Af Werkstoffe in Abhängigkeit der Sintertemperatur bei 2 % Dotierungsstoffgehalt (links) und Korngröße in Abhängigkeit des Dotierungsstoffgehalts der Proben mit 1500 °C Sintertemperatur (rechts).

Die Eindringhärte HV0,1 steigt bei Cr-mk mit den Chromgehalt an und der Eindringmodul zeigt ein Maximum bei 2 Gew.-% Cr-mk. Bei Cr-nk sinkt die Eindringhärte mit steigendem Dotierungsstoffgehalt. Dies korreliert mit dem Verlauf der relativen Dichte und zeigt die negative Auswirkung des Cr-nk Pulvers auf das Verdichtungsverhalten. Bei Nickel wirkt sich ein steigender Dotierungsstoffgehalt negativ auf die mechanischen Eigenschaften aus, wobei der Abfall gering ausfällt.



Abb. 8: Eindringhärte HV0,1 (links) und Eindringmodul (rechts) in Abhängigkeit des Dotierungsstoffgehalts schlickergegossener Af Proben (Sintertemperatur 1500 °C).

Die Ergebnisse legen nahe, dass die Dotierung von Af mit NiO oder Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> zwischen 1 und 3 Gew.-% die mechanischen Eigenschaften der Werkstoffe nur geringfügig beeinflusst. Dies ergibt zunächst ein recht großes Prozessfenster. Da sich irreguläres Kornwachstum jedoch auf die Isotropie der Sinterschwindung auswirken kann, muss die prozessfähige Einhaltung der Bauteilgeometrie und deren Vorhersage aus Konstruktionsdaten noch genauer betrachtet werden. Der Einsatz der sehr feinkörnigen und teuren nk-Pulver bringt in Bezug auf die hier untersuchten Eigenschaften keinerlei Vorteile. Ihr Einsatz ist aber mit deutlichen prozesstechnischen und arbeitssicherheitstechnischen Nachteilen verbunden. Die kostengünstigen mk-Pulver mit niedrigerer Reinheit sind demnach klar zu bevorzugen und werden im weiteren Verlauf des Projektes ausschließlich betrachtet.

Neben dem feinkörnigen Af wurde auch ein grobkörniges Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Ausgangspulver (Ag) untersucht und mit Cr-mk und Ni-mk Pulvern dotiert. Ag benötigt auf Grund der geringeren Sinteraktivität des Ausgangspulvers höhere Temperaturen, um dicht zu sintern. Abb. 9 zeigt zudem einen starken

Anstieg der Korngröße bei Sintertemperaturen von 1500 °C bis 1650 °C. Dies geschieht im Gegensatz zum Af auch bei der Dotierung mit NiO. Die relative Dichte und die mechanischen Eigenschaften, wie Biegefestigkeit und HV10 Härte (nicht gezeigt), zeigen ein Optimum bei einer Sintertemperatur von 1600 °C und unterscheiden sich für Cr-mk und Ni-mk nur insignifikant. Insgesamt sind die mechanischen Eigenschaften etwas schlechter als die der Werkstoffe mit Af Ausgangspulvern, was jedoch für die im Projekt adressierten Anwendungen als irrelevant eingestuft wird.



Abb. 9: REM Aufnahmen der Gefüge von schlickergegossenen Ag Proben mit 2 Gew.-% NiO (Ni-mk) und 2 Gew.-% Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (Cr-mk). Die Probenoberflächen wurden für diese Aufnahmen poliert und thermisch geätzt.

#### 3.3.2 Dotierung von ZTA mit NiO und Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

In geringem Umfang wurden mit NiO und  $Cr_2O_3$  dotierte ZTAs auf Basis des Af Pulvers hergestellt und untersucht. Die hierbei verwendeten  $Cr_2O_3$  (Cr-ns) und NiO (Ni-ns) Pulver wurden am IFKB aus Metallsalzen synthetisiert. Der Dotierungsstoffgehalt betrug je 0,75 Gew.-%. Die Gefügestruktur wurde in Folge der Dotierung nicht verändert. Auch das Sinterverhalten war unverändert, was durch die hohen relativen Dichten von über 99,3 % verdeutlicht wird (Abb. 10).



Abb. 10: Relative Dichte (links) und Gefügestruktur (rechts) der Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>- und NiO- dotierten ZTA Werkstoffe.

Die Metallisierungsergebnisse (siehe 3.4.2, Abb. 21) der ZTA10 Werkstoffe führten dazu, dass weitere ZTAs untersucht wurden, wobei verschiedene Kombinationen aus feinen und groben Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (Ag/Af) und ZrO<sub>2</sub> (Zg/Zf) Ausgangspulvern verglichen wurden. Der Dotierungsstoffgehalt wurde auf 2 Gew.-% festgelegt, da von diesem höheren Gehalt eine bessere Aktivierung erwartet wurde. Zur Dotierung wurde Cr-mk Pulver verwendet. Die relative Dichte der gesinterten Plattensubstrate in Anhängigkeit der Sintertemperatur ist in Abb. 11 links dargestellt. ZTAs auf Basis des feinkörnigen Af Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Ausgangspulvers sind sinteraktiver und zeigen bereits ab 1550 °C eine hohe Dichte von über 99 %, wobei das ZTA mit dem grobkörnigen ZrO<sub>2</sub> (Af/Zg) höhere Werte erreicht. Das ZTA auf Basis des grobkörnigen Ag Pulvers erreicht erst ab einer sehr hohen Sintertemperatur von 1650 °C eine relative Dichte von über 99 %. Die gemessenen 4-Punkt Biegefestigkeiten der ZTAs sind in Abb. 11 rechts dargestellt. Die ZTAs auf Basis des feinkörnigen Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Ausgangspulvers zeigen höhere Festigkeiten und dies im untersuchten Bereich unabhängig der Sintertemperatur. Die Festigkeiten des Ag/Zg liegen niedriger als die der Af ZTAs aber in Relation zu spritzgegossenem mit Cr-mk dotiertem Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (S-Ag) etwas höher. Alle Werkstoffe zeigen für die Zielanwendung ausreichend hohe Festigkeiten, die den üblichen Werten undotierter, kommerziell erhältlicher Werkstoffe entsprechen. Die hohen benötigten Sintertemperaturen des Ag/Zg liegen nahe der oberen Temperaturgrenze üblicher industrieller Ofenanlagen und sind ggf. mit erhöhtem Anlagenverschleiß verbunden.



Abb. 11: Relative Dichte (links) und Vierpunkt-Biegefestigkeit (rechts) von schlickergegossenen ZTA Proben in Abhängigkeit der Sintertemperatur. Probenpräparation über läppen und polieren.

Die mittels Laser Flash Verfahren bei drei Messtemperaturen ermittelte Wärmeleitfähigkeit der Ag/Zg und Af/Zg Proben und einer spritzgegossenen S-Ag Probe ist in Abb. 12 dargestellt. Die Wärmeleitfähigkeit beider ZTAs liegt bei einer Messtemperatur von 50 °C bei 20 W/m\*K und sinkt bei steigender Messtemperatur linear auf ca. 14 W/m\*K bei 200 °C ab. Auf Grund der niedrigen Wärmeleitfähigkeit von ZrO<sub>2</sub> von ~ 3 W/m\*K (bei 100 °C) gegenüber ~ 30 W/m\*K von Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ist die Wärmeleitfähigkeit der ZTAs erwartungsgemäß geringfügig niedriger als die der spritzgegossenen S-Ag Referenzprobe.



Abb. 12: Wärmeleitfähigkeit von schlickergegossenen ZTA Proben und einer spritzgegossenen S-Ag Probe.

#### **3.3.3 Dotierung von Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> mit Antimonoxid dotiertem Zinnoxid (ATO)**

Die Dotierung von Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> mit ATO erfolgte über die Pulverroute mit verschiedenen kommerziell erhältlichen ATO Pulvern über die sowohl der Anteil (Gew.-% von Gesamtmasse) an ATO als auch der Anteil an Antimonoxid innerhalb des ATO Pulvers variiert wurde.

Die Werkstoffe zeigen keine optischen Veränderungen durch die ATO Dotierung und sind, wie Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> auch, weiß, was für gewisse dekorative Anwendungen wie beispielsweise in der Schmuckoder Uhrenindustrie vorteilhaft seien kann. Die Mikrostruktur hingegen ist deutlich verändert und zeigt stark anisotropes Kornwachstum, wie in Abb. 13 zu erkennen. Zwischen den länglichen Körnern sind zudem vermehrt Poren zu erkennen, welche mit steigendem Antimonoxid Gehalt im ATO deutlich zunehmen, wie die sinkende Dichte und relative Dichte der Proben in Abb. 13 zeigt. Hierbei muss beachtet werden, dass eine theoretische Dichte von 3,98 g/cm<sup>3</sup> angenommen wurde, was der Dichte von reinem Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> entspricht. Es ist jedoch unklar, ob sich auf Grund der Dotierung Phasen mit abweichender theoretischer Dichte gebildet haben.



Abb. 13: REM Aufnahme der Gefügestruktur von Af ATO1,5.

Abb. 14 zeigt die mittels 4 Punkt-Verfahren, anhand von polierten Biegestäben gemessene Biegefestigkeit der Werkstoffe, sowie die über Risslängenvermessung von HV10 Vickerseindrücken nach Evans abgeschätzte Zähigkeit und die Härte nach Vickers (HV10). Ein erhöhter Antimonoxidgehalt wirkt sich negativ auf die Biegefestigkeit und die Härte aus, was auf die gesteigerte Porosität und die mikrostrukturellen Veränderungen der Proben mit steigendem Antimonoxidgehalt zurückgeführt werden kann. Die nach Evans abgeschätzte Risszähigkeit hingegen steigt mit dem Antimonoxidgehalt leicht an, was vermutlich darauf zurückzuführen ist, dass die Rissausbreitung durch Umlenkungen entlang der plattenartigen Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Körner gehemmt wird.



Abb. 14: Biegefestigkeit, Zähigkeit über Risslängenvermessung und Härte von ATO dotierten Proben.

#### 3.4 Laseraktivierung und Metallisierung

Es wurde ein Screeninglayout erstellt, in welchem die Laserleistung (8,5 - 16,3 W), die Pulsfolgefrequenz (55,6 – 100 kHz), die Vorschubgeschwindigkeit (333 - 1800 mm/s) und die Anzahl an Laserüberfahrten pro Struktur (1 – 10) variiert wurde. Aus der Pulsfolgefrequenz und der Vorschubgeschwindigkeit ergibt sich der Pulsüberlapp in Vorschubrichtung (Längspitch LP). Für alle Versuche wurde der Überlapp der einzelnen Laserbahnen (Querpitch QP) gleich gewählt wie der Längspitch (Abb. 15). Grundsätzlich wurde mit jedem Laserparameter ein Feld bestehend aus einer 1,5x2 mm<sup>2</sup> großen Fläche, einer 100 µm breiten Leiterbahn und 3 Lasereinzelbahnen strukturiert (Abb. 15). Mit diesem Layout kann sowohl die Aktivierung flächiger Strukturen als auch die Aktivierung kleinster Leiterbahnen untersucht werden. Die Lasereinzelbahnen liefern Aufschluss über die generelle Laseraktivierbarkeit, sind aber technisch nur untergeordnet relevant.



Abb. 15: Laserbearbeitungsschema und Screeninglayout für jedes Laserparameterset.

Die schlickergegossenen Proben wurden mittels eines ns-gepulsten IR-Lasers (ns-IR) (MicroLine 3D 160i, LPKF) mit einer Laserspotgröße von 60 µm strukturiert. Vor der Strukturierung wurde jede Probe mit 2-Propanol zur Reinigung gespült. Nach der Laserstrukturierung wurden die Proben in Wasser gespült und anschließend im Kupferelektrolyt Enplate LDS Cu400SC (MacDermid

Enthone/USA) für 2 h außenstromlos metallisiert. Ausgewählte Proben wurden nach der Kupfermetallisierung mit dem Oberflächenfinish ENIG (electroless nickel immersion gold) versehen.

#### 3.4.1 Dotierung von Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> mit NiO und Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

In Abb. 16 sind die Metallisierungsergebnisse an den mit NiO und Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> dotierten Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Keramiken mit dem feineren Ausgangspulver (APA 0,5), als auch die hierbei verwendeten Laserparameter (als Inset) dargestellt. Bei der Dotierung mit NiO ist eine sehr gute Aktivierung aller Strukturen über einen breiten Parameterbereich erkennbar. Insbesondere an den Parametern mit dem größeren Pitch in Spalte 1 ist zu erkennen, dass bei der Verwendung von makroskaligem NiO Pulver ein Dotierstoffgehalt von 2 Gew.-% die besten Metallisierungsergebnisse liefert, bei der Verwendung von nanoskaligem NiO-Pulver scheint eine bessere Aktivierung mit höherem NiO Gehalt vorzuliegen. Es ist direkt erkennbar, dass eine Dotierung mit Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, unabhängig von der Dotierstoffkonzentration und der Ausgangspartikelgröße zu einer sehr schlechten bis nicht vorhandenen Laseraktivierbarkeit mit dem ns-IR Laser führt. Nur bei einer hohen Anzahl an Überfahrten und maximaler Leistung ist eine Aktivierung der Fläche erkennbar.



Abb. 16: Metallisierungsergebnisse auf schlickergegossenen mit  $Cr_2O_3$  bzw. NiO dotierten APA 0,5 (Af) Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Proben, welche bei 1500 °C für 3 h gesintert wurden. Die Prozentzahl gibt die Gewichtsprozent des Dotierungspulvers im Schlicker an. Die verwendeten Laserparameter sind im Inset rechts oben dargestellt.

Die Metallisierungsergebnisse nach Veränderung der Sintertemperatur bei konstantem Dotierstoffgehalt sind in Abb. 17 dargestellt. Bei der Verwendung des makroskaligen NiO Pulvers

ist eine Zunahme der Aktivierbarkeit mit steigender Sintertemperatur von 1450 °C zu 1500 °C zu beobachten, die Aktivierbarkeit der Proben mit dem nanoskligen NiO Pulver zeigt keine Sintertemperaturabhängigkeit. Wie zuvor in Abb. 16, ist bei der Dotierung mit Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> bei keiner der verwendeten Sintertemperaturen eine hinreichende Aktivierbarkeit feststellbar.



Abb. 17: Metallisierungsergebnisse auf schlickergegossenen mit 2 Gew.-%  $Cr_2O_3$  bzw. 2 Gew.-% NiO dotierten APA 0,5 (Af) Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Proben, welche bei der angegebenen Sintertemperatur für 3 h gesintert wurden.

Die Verwendung des gröberen Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Ausgangspulvers MR52 erforderte wie bereits in 3.3.1 beschrieben höhere Sintertemperaturen. Die Metallisierungsergebnisse analog zum feineren APA0,5 sind in Abb. 18 dargestellt. Eine Dotierung mit NiO führt zu ähnlich guten Ergebnissen wie bei der Verwendung des feineren APA 0,5 und es ist keine große Abhängigkeit der Sintertemperatur erkennbar. Auch beim MR52 ist eine Aktivierung und Metallisierung nach Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Dotierung nur sehr unzureichend zu erkennen. Lediglich bei der geringsten Sintertemperatur von 1550 °C werden Strukturen auch schon nach einer Laserüberfahrt aktiviert.



Abb. 18: Metallisierungsergebnisse auf schlickergegossenen 2 Gew.-% Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> bzw. 2 Gew.-% NiO dotierten MR52 (Ag) Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Proben, welche bei der angegebenen Sintertemperatur für 3 h gesintert wurden.

Zum Vergleich der Aktivierbarkeit der dotierten Werkstoffe mit dem im Vorgängerprojekt Lasker3D (IGF 18967 N) verwendeten pikosekunden gepulsten Laser mit grüner 532 nm Wellenlänge (ps-G) (Spotgröße 10 µm, PX25II-A, Fa. EdgeWave/DE) wurden an denselben Substratmaterialien mit derselben Dotierung Laseraktivierungsversuche durchgeführt. Exemplarisch sind in Abb. 19 die Metallisierungsergebnisse auf mit Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> und NiO dotierten schlickergegossenen APA 0,5 Keramiken dargestellt. Die verwendeten Laserparameter sind in Abb. 20 dargestellt. Allgemein lässt sich feststellen, dass die Laseraktivierbarkeit mit dem ps-G Laser bei beiden Dotierungen sehr gut und über einen sehr großen Parameterraum funktioniert. Auch der Dotierstoffgehalt hat keinen Einfluss auf die optische Qualität der Metallisierungsergebnisse.



Abb. 19: Metallisierungsergebnisse nach Laseraktivierung mittels grünem pikosekunden Laser auf schlickergegossenen mit Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> bzw. NiO dotierten APA 0,5 (Af) Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Proben, welche bei 1500 °C für 3 h gesintert wurden. Die Prozentzahl gibt die Gewichtsprozent des Dotierungspulvers im Schlicker an. Die verwendeten Laserparameter sind in Abb. 20. dargestellt.



Abb. 20: Schema der verwendeten Laserparameter für die Laseraktivierung mittels ps-G Laser. Zugehörige Metallisierungsergebnisse sind in Abb. 19. dargestellt.

Anhand dieser Untersuchungen ist bezüglich einer Aktivierung mittels ns-IR Laser festzustellen, dass eine  $Cr_2O_3$  Dotierung bei keiner Materialkombination zu einer ausreichenden Aktivierbarkeit führt. Die Dotierung mittels NiO führt zu einer sehr guten Aktivierbarkeit. Nach Rücksprache mit dem Projektbegleitenden Ausschuss ist eine Dotierung der Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Pulver mit NiO bei der Feedstockherstellung allerdings aufgrund der stark gesundheitsgefährdenden möglicherweise entstehenden nickelhaltigen Stäube bedenklich. Deswegen soll eine Dotierung mit NiO Pulver möglichst vermieden werden. Ein vielversprechender Ansatz ist die Dotierung von ZTA mit  $Cr_2O_3$ -Pulver, hierauf wird im nächsten Abschnitt eingegangen.

#### 3.4.2 Dotierung von ZTA mit NiO und Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

Zusätzlich zur Dotierung von Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> wurde auch die NiO und Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Dotierung von mit ZrO<sub>2</sub> verstärktem Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (ZTA) untersucht. Die Metallisierungsergebnisse nach Aktivierung mittels ns-IR Laser sind in Abb. 21 dargestellt, hier sind auch Detailaufnahmen des Parameters A2 (55,6 kHz, 6 µm Pitch, 8 W) und eine Weißlichtinterferometrie-Aufnahme (WLI, Contour GTX, Fa. Bruker/DE) des Pads dargestellt. Die Dotierung des ZTAs mit NiO führte zu einer schlechteren Aktivierung im Vergleich zur NiO Dotierung von Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, dies liegt eventuell an dem geringeren NiO-Gehalt im ZTA, hier wurden allerdings aufgrund der oben beschrieben Ni-Problematik keine weiteren Untersuchungen durchgeführt. Der Zusatz von ZrO<sub>2</sub> zum Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ermöglicht augenscheinlich auch eine Aktivierung nach Dotierung mit Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Außerdem ist in Abb. 21 erkennbar, dass bei den ZTA-basierten Proben wesentlich glattere Metallschichten entstehen, als bei den Proben ohne ZrO<sub>2</sub>.

Diese Erkenntnisse aus der ersten Versuchsreihe führten zu dem Schluss, im weiteren Verlauf des Projektes den Fokus auf mit  $Cr_2O_3$  dotiertes ZTA zu legen.

In einer weiteren Versuchsreihe wurden wie in Kapitel 3.3.2 beschrieben, ZTA-Proben mit 2 Gew.-% des makroskaligen Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Pulvers hergestellt. Variiert wurden hierbei wie bereits zuvor das Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Ausgangspulver (Ag und Af) und zusätzlich das ZrO<sub>2</sub> Pulver (Zg und Zf). Aufgrund der Ergebnisse des ersten Laserparameterscreenings wurde für die Untersuchungen der Aktivierbarkeit ein optimiertes ns-IR Laserscreening erarbeitet, welches mit einer variierenden Überfahrtenanzahl (1 - 10) bei 100 kHz strukturiert wurde.



Abb. 21: Metallisierungsergebnisse und WLI Aufnahmen der metallisierten Oberflächen auf schlickergegossenen mit 0,75 Gew.-% Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (Cr-ns) bzw. 0,75 Gew.-% NiO (Ni-ns) dotierten ZTA Proben und einer mit NiO (Ni-mk) dotierten Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Probe, welche bei der angegebenen Sintertemperatur für 3 h gesintert wurden.

Das Schema des Screenings und ein repräsentatives Beispiel der Metallisierungsergebnisse sind in Abb. 22 dargestellt. Es ist klar zu erkennen, dass bei einem Pitch von 18 µm, was einem Pulsüberlapp von 70 % entspricht, auch bei maximaler Leistung von 16,3 W und 10 Überfahrten nur eine unzureichende Aktivierung erreichbar ist. Bei 6 µm Pitch hingegen (Pulsüberlapp 90 %) ist eine bessere Aktivierung mit höherer Leistung und einer höheren Anzahl an Überfahrten erreichbar.



Abb. 22: a) Überarbeitetes ns-IR Parameterscreening mit 100 kHz zur Laseraktivierung von mit Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> dotierten ZTAs unter Variation der Laserleistung und der Überfahrten pro Struktur. b) Mit Parameterscreening aus a) strukturierte ZTA-Cr Probe aus MR52 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> mit gröberem ZrO<sub>2</sub> (Zg) Pulver und makroskaligem Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Pulver (Cr-mk) gesintert bei 1650 °C für 3 h.

Für die Materialqualifizierung ist der Einfluss der Ausgangspulver und der Sintertemperatur auf die Laseraktivierbarkeit in Abb. 23 gezeigt. Zur Vereinfachung sind hier nur die Laserparameter mit 6 µm Pitch und einer Laserüberfahrt dargestellt. Insbesondere Parameter D mit der geringsten Leistung von 8,5 W zeigt deutlich, dass bei der jeweils geringsten Sintertemperatur die beste Aktivierung stattfindet.



Abb. 23: Metallisierungsergebnisse auf schlickergegossenen mit 2 Gew.-%  $Cr_2O_3$  dotierten ZTA Proben mit unterschiedlichen  $Al_2O_3$  und  $ZrO_2$  Ausgangspulvern, welche bei den jeweiligen angegebenen Sintertemperaturen für 3 h gesintert wurden.

Unabhängig von der Sintertemperatur lässt sich anhand dieser optischen Beurteilung kein Zusammenhang zwischen der Laseraktivierbarkeit und den unterschiedlichen Ausgangspulvern ableiten. Um hier eine bessere Beurteilung zu treffen, wurde auf den Af/Zf und Ag/Zg Proben ein weiteres Screening-Layout mit ausgewählten Laserparametern strukturiert. Af/Zg wurde hier aufgrund der im Vergleich zum Af/Zf schlechteren Metallisierung bei 16,3 W nicht untersucht. Das Layout ist exemplarisch in Abb. 24 dargestellt und enthält neben großen Flächen für die Messung der Rauigkeit auch Kreise, an welchen Messungen der Haftfestigkeit mittels Hot-Pin-Pull Test durchgeführt werden können. Zusätzlich sind wie im vorherigen Screeninglayout feine Leiterbahnen bis minimal 100 µm Breite enthalten.

In Abb. 25 sind die Detailaufnahmen nach Laseraktivierung und Cu/Ni/Au Metallisierung in Abhängigkeit der Ausgangspulver und Sintertemperatur dargestellt. Anhand dieser Aufnahmen wird der Einfluss des Substratmaterials deutlich sichtbar. Bei Parameter A mit dem größeren Pitch (18 µm) findet beim APA 0,5 basierten ZTA (Af/Zf) bei den feinen Strukturen praktisch keine Aktivierung statt. Auf den großen Strukturen und Haftfestigkeitskreisen ist eine durchgehende Metallisierung zu erkennen, allerdings sind hier deutliche Blasen zu erkennen. Parameter D mit dem kleineren Pitch (6 µm) führt beim Af/Zf zu einer wesentlich besseren Aktivierung als Parameter A, jedoch sind auch hier kleinere Blasen zu erkennen. Im Gegensatz zum APA 0,5 basierten ZTA zeigt das MR52 basierte ZTA (Ag/Zg) auch bei Parameter A eine gute Aktivierbarkeit. Hier sind bei 1650 °C Sintertemperatur noch kleinere Blasen zu erkennen, welche bei 1700 °C nicht mehr vorhanden sind.



Abb. 24: Screeninglayout für Haftfestigkeits- und Rauigkeitsmessungen an ZTA-Cr Proben, exemplarisch mit Metallisierungsergebnis mit Cu/Ni/Au Metallisierung und den verwendeten Laserparametern.

Parameter D liefert hier insbesondere bei den kleineren Strukturen noch bessere Ergebnisse, aber hier zeigt sich auch schon eine leichte Kantenüberhöhung. Hieraus geht klar hervor, dass Ag/Zg dem Af/Zf zu bevorzugen ist und eine möglichst hohe Sintertemperatur laserparameterunabhängig zu einer zuverlässigeren Aktivierung führt.



Abb. 25: Metallisierungsergebnisse (Cu/Ni/Au) zweier verschiedener Laserparametersätze auf schlickergegossenen mit 2 Gew.-%  $Cr_2O_3$  dotierten ZTA Proben mit unterschiedlichen  $Al_2O_3$  und  $ZrO_2$ Ausgangspulvern, welche bei den jeweiligen angegebenen Sintertemperaturen für 3 h gesintert wurden.

In Abb. 26 sind zusätzlich zu allen verwendeten Laserparametern noch die entsprechenden WLI Aufnahmen der Padflächen dargestellt. Hier sind die eventuellen Blasen sehr gut zu erkennen. Wie bereits zuvor beschrieben, zeigt sich ein deutlicher Unterschied hinsichtlich der Metallisierungstopographie zwischen beiden Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Ausgangspulvern, die Blasen beim feineren Ausgangspulver sind klar erkennbar. Außerdem zeigt sich hier auch deutlich der Effekt der unterschiedlichen Laserparameter. Je größer der Energieeintrag durch höhere Leistung (B  $\rightarrow$  E) oder mehrere Überfahrten (B  $\rightarrow$  C, D  $\rightarrow$  E) desto rauer wird die Metallschicht. Blasen sind insbesondere bei Parametern mit einem geringen Energieeintrag zu erkennen, weswegen die Schlussfolgerung angebracht ist, dass die Blasen durch zunehmenden Energieeintrag vermieden werden können.



Abb. 26: Metallisierungsergebnisse und Weißlichtinterferometrie-Aufnahmen verschiedener Laserparametersätze auf unterschiedlichen Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> und ZrO<sub>2</sub> Ausgangspulvern.

Die anhand der WLI Aufnahmen messbaren Flächenrauigkeiten S<sub>a</sub> und die mittels Hot-Pin-Pull Test (Dage 4000Plus, Nordson/UK) gemessenen Haftfestigkeiten sind in Abb. 27 dargestellt. Der in Abb. 26 an den WLI Aufnahmen gezeigte Trend zu höheren Metallschichtrauigkeiten bei höherer Leistung und höherer Überfahrtenanzahl lässt sich anhand der Flächenrauigkeitswerte, zumindest für das Ag/Zg, bestätigen. Bei den Af/Zf Proben werden die Messwerte durch die Blasenbildung verfälscht. Die Sintertemperatur hat keinen Einfluss auf die Metallschichtrauigkeit. Bei Betrachtung der Haftfestigkeitswerte zeigt sich, dass die Parameter mit starker Blasenbildung (A für alle Materialien und D beim Af/Zf) stark verringerte Haftfestigkeiten aufweisen. Dies ist ein Indikator, dass es sich bei den Blasen um Delaminationen zwischen dem Substrat und der Kupferschicht handelt. Sofern keine Blasen bzw. Delamination sichtbar waren, betrugen die Haftfestigkeitswerte bei allen Materialien und Laserparametersets über 20 N/mm<sup>2</sup>.



Abb. 27: Mittels Weißlichtinterferometrie ermittelte Flächenrauigkeiten Sa und entsprechende, mittels Hot-Pin-Pull Test ermittelte Haftfestigkeitswerte verschiedener Laserparametersets und Ausgangspulverpartikelgrößen.

Als mögliche Ursache für die beschriebenen Blasen, welche als Delaminationen identifiziert wurden, könnte eine unzureichende Aktivierung durch unzureichenden Materialabtrag in Frage kommen. Dies konnte aber durch vergleichende WLI Messungen nach der Laserstrukturierung und nach der Kupfer-Metallisierung nicht bestätigt werden (Abb. 28), weswegen die Ursache der Delaminationen noch nicht geklärt ist. Wie aber bereits zuvor beschrieben, treten diese bei Laserparametern mit hohem Energieeintrag nicht mehr auf.



Aufwürfe/Delaminationen nicht auf unzureichenden Abtrag zurückzuführen

Abb. 28: Vergleichende WLI Untersuchungen nach Strukturierung und nach Metallisierung zur Ursachensuche der beobachteten Blasen, eine Korrelation mit unzureichendem Abtrag kann nicht erkannt werden.

Neben der Untersuchung mittels WLI wurden zur Auflösung der Delaminationen auch Untersuchungen mittels Ultraschallmikroskopie (SAM: Scanning Acoustic Microscopy) an einem SONIX Echo durchgeführt. Eine repräsentative Aufnahme aus dem Parameterscreening aus Abb. 22a ist in Abb. 29 dargestellt. Die Delaminationen sind hier als dunkle Schatten deutlich zu erkennen. Der Trend, dass bei höherem Energieeintrag, also rechts unten im Screening, keine Delaminationen mehr vorliegen, kann auch hier klar gezeigt werden. Bezüglich der Messmethodik ist allerdings zu erwähnen, dass eine Übersichtsaufnahme, wie sie in Abb. 29a dargestellt ist, nur möglich ist, wenn die Oberfläche sehr glatt ist, was bei den geläppten Proben aus dem Schlickerguss der Fall war. Jeglicher Probenverzug macht eine solche Aufnahme unmöglich.



Abb. 29: Übersichtsaufnahme aus Parameterscreening mit optischem Mikroskop aufgenommen (a) und mit Ultraschallmikroskop aufgenommen (b). Die Blasen sind bei der Ultraschallmikroskopieaufnahme deutlich zu erkennen.

Aufgrund der Delaminationsproblematik und der schlechteren Aktivierbarkeit bei Verwendung des feineren Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Ausgangspulvers wird für die folgenden Untersuchungen und die Überführung in den Spritzguss das gröbere Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> mit dem gröberen ZrO<sub>2</sub> Pulver (Ag/Zg) verwendet.

Für eine abschließende Beurteilung der grundsätzlichen Eignung der ausgewählten Materialkombination als Substrate für dreidimensionale Schaltungsträger wurden die schlickergegossenen Ag/Zg Proben (1650 °C 5 h) unter einem Lasereinfallswinkel von 45° laseraktiviert. Wie in Abb. 30 zu erkennen, findet bei einer Überfahrt eine schlechtere Aktivierung unter 45° als unter 0° statt, dies kann aber bei einer höheren Anzahl an Überfahrten (5) kompensiert werden, sodass auch die 100 µm Leiterbahn zuverlässig metallisiert. Für die Strukturierung von 3D Bauteilen bedeutet dies, dass an den Flanken mit mehr Überfahrten strukturiert werden sollte.



Abb. 30: Metallisierungsergebnisse an schlickergegossenen Ag/Zg 1650 °C Proben unter 0° und 45° Lasereinfallswinkel mit einer und fünf Laserüberfahrten.

#### **3.4.3 Dotierung von Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> mit Antimonoxid dotiertem Zinnoxid (ATO)**

Die schlickergegossenen mit ATO dotierten  $AI_2O_3$  Proben wurden analog zu Abb. 20 mit dem ps-G Laser und analog zu Abb. 22 mit dem ns-IR Laser aktiviert und mit Kupfer metallisiert. Die entsprechenden Metallisierungsergebnisse in Abhängigkeit des Antimongehalts im ATO sind in Abb. 31 dargestellt. Der Übersicht wegen sind die verwendeten Laserparameter des Screenings ergänzend in Abb. 32 dargestellt. Es ist zu erkennen, dass die Aktivierung mittels ps-G Laser unabhängig vom Antimonanteil im ATO Pulver über den gesamten Laserparameterraum zu einer homogenen Metallisierung führt. Im Vergleich zum ps-G Laser zeigt die Aktivierung mittels ns-IR Laser eine starke Abhängigkeit vom Antimongehalt im ATO. Beim ATO0,8 ist so gut wie keine Metallisierung erkennbar, beim ATO1,5 zeigen die Laserparameter mit dem größten Energieeintrag (geringer Pitch von 6 µm, höchste Leistung) mit zunehmender Überfahrtenanzahl eine homogene Metallisierung der Padfläche. Beim ATO5 hingegen ist bei allen Parametern bis auf die Parameter mit der geringsten Leistung und dem weiten Pitch von 18 µm eine homogene Metallisierung erkennbar. Insbesondere der Vergleich mit den Metallisierungsergebnissen auf dem Ag/Zg (vgl. Abb. 22b) zeigt, dass eine Dotierung mit ATO sehr vielversprechend ist, was die Laseraktivierung mittels ns-IR Laser angeht. Im Projekt wurde die Dotierung mittels ATO allerdings nicht weiterverfolgt, da derzeit keine Klarheit herrscht, ob beim Sintern oder der Laserstrukturierung gesundheitsschädliche Antimonverbindungen freigesetzt werden. Hier sind noch weitere Untersuchungen nötig.



Abb. 31: Metallisierungsergebnisse auf schlickergegossenen mit ATO dotierten APA0,5 (Af) Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Proben, welche bei 1500 °C für 3h gesintert wurden. Die Prozentzahl gibt die Gewichtsprozent des Dotierungspulvers im Schlicker an. Die verwendeten Laserparameter sind in nachfolgender Abb. 32 dargestellt.



Abb. 32: Schema der verwendeten Laserparameter für die Laseraktivierung der ATO dotierten  $AI_2O_3$ Proben mittels ps-G Laser und ns-IR Laser. Zugehörige Metallisierungsergebnisse sind in Abb. 31. dargestellt.

# 4. Spritzgegossene Schaltungsträger

Der keramische Spritzguss stellt ein großserientaugliches und industriell verbreitetes Formgebungsverfahren zur Herstellung technischer Keramiken dar und zeichnet sich durch hohe erreichbare Bauteilkomplexität, Formgenauigkeiten und Oberflächengüten, sowie gute Reproduzierbarkeit und Automatisierbarkeit aus. Die keramischen Ausgangspulver werden mit einem thermoplastischen Bindersystem zu einer plastifizierbaren Masse, dem sogenannten Feedstock aufbereitet. Der Volumenanteil des Binders beträgt üblicherweise 55-65 Vol.-% des Feedstocks. Die Benetzung des Binders um die Pulverpartikel und die homogene Verteilung aller Pulver- und Binder-Komponenten wird durch die Aufbereitung beeinflusst und ist entscheidend für eine defektfreie Formgebung. Zur Formgebung wird eine, wie im Bereich der Kunststoffverarbeitung übliche, Spritzgussmaschine verwendet, wobei Schnecke und Zylinder zur Verschleißminimierung in Hartmetall ausgeführt sind. Formgebungsparameter wie der Einspritzdruck, Masse- und Werkzeugtemperatur wirken sich auf die Bauteileigenschaften wie Festigkeit und Oberflächengüte aus, welche je nach Werkzeugauslegung ortsabhängig über das Bauteilvolumen und die Oberfläche variieren können. Nach der Formgebung müssen die Binderkomponenten restlos entfernt werden, ebenfalls ohne dabei Bauteildefekte wie Risse zu generieren. Anschließend werden die Bauteile bei Temperaturen von 1500 °C bis 1700 °C für 3-5 h gesintert, wobei die Porosität vollständig eliminiert wird und das Bauteil linear um 15 - 20 % schwindet.

Anhand der Metallisierungsergebnisse der verschiedenen Dotierungspulver im Schlickerguss aus Kapitel 3.4 wurde Ag/Zg als vielversprechendstes Material mit den geringsten Sicherheitsbedenken für die Überführung in den Spritzguss ausgewählt. Das Ag/Zg lässt sich mit dem ns-IR Laser zuverlässig bei einem hohen Energieeintrag aktivieren, auch die Neigung zur Blasenbildung ist sehr gering und bei einem hohen Energieeintrag nicht mehr vorhanden. Des Weiteren zeigen die Metallschichten gute Haftfestigkeiten und lassen sich auch unter einem 45° Winkel aktivieren.

#### 4.1 Substratherstellung

Zur Herstellung mittels Spritzguss verarbeitbarer Feedstocks wurden die keramischen Ausgangspulver (Ag/Zg) sowie das Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Pulver (Cr-mk) mit einem kommerziell erhältlichen Bindersystem (Embemould ®) der Firma Krahn aufbereitet. Die Aufbereitung erfolgte einerseits vom IFKB bei der Fa. Arburg, wobei die Pulver in einem Sigma-Schaufelkneter mit dem Binder bei 100 °C vorgemischt und vorgranuliert wurden anschließend in zwei Durchläufen auf einer Scherwalze (Fa. Bellaform Typ Lab100) homogenisiert und granuliert wurden (SA-ZTA). Weiter wurden auch ein ZTA5 Feedstock von der Firma Inmatec im industriellen Maßstab mittels Scherwalze aufbereitet (SB-ZTA). Aufgrund der geringen Batchgröße von unter 20 kg ergaben sich hier jedoch prozesstechnische Nachteile, welche sich vermutlich negativ auf die Verarbeitungseigenschaften des Feedstocks ausgewirkt haben.

Für die Formgebung und die Entbinderung konnten Parameter verwendet werden, welche sich im Bereich der Angaben des Bindersystemherstellers bewegen. Die Formgebung wurde mit einer ARBURG 270 – 400 mit einer für Keramikpulver ausgelegten, hartmetallverstärkten Spritzeinheit mit einer 18 mm Schnecke durchgeführt. Es wurden Plattensubstrate (27\*30\*1,9 mm<sup>3</sup>) als auch Biegestäbe (36\*4,7\*2,4 mm<sup>3</sup>) sowie zwei verschiedene 3D Demonstratoren abgeformt. Die Spritzparameter mussten Bauteilspezifisch angepasst werden um eine defektfreie Formgebung zu erreichen. Die Massetemperaturen betrugen 155-160 °C, die Werkezugtemperaturen 58-62 °C, die Einspritzgeschwindigkeiten wurde zwischen 5 und 20 ccm/s eingestellt. Der erste Entbinderungsschritt wurde bei allen spritzgegossenen Teilen im Wasserbad bei 35 °C für 48 h

durchgeführt. Anschließend wurden die Teile bei 40 °C für 24 h getrocknet und umgehend thermisch entbindert wobei sie bis 800 °C erhitzt wurden, um eine für das Handling der Teile notwenige Festigkeit zu erhalten. Dilatometriemessungen konnten nachweisen, dass durch die Dotierung mit Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> die Sinteraktivität geringfügig herabsetzt wird, was abhängig vom Ausgangspulver durch entsprechend höhere Sintertemperaturen und/oder Haltezeiten ausgeglichen werden muss, um ausreichend dichte Substrate zu erhalten. Dieser Effekt ist auch vom Ausgangswerkstoff anhängig und muss Materialspezifisch evaluiert werden. Die Plattensubstrate wurden zur Untersuchung der Metallisierung bei unterschiedlichen Temperaturen gesintert.

Im Zuge der Anpassung der Sintertemperaturen bei den SB-ZTA Feedstocks auf 1700 °C und Sinterhaltezeiten von 5 h, kam es bei dem verwendeten Kammer-Sinterofen (Fa. Thermconcept HT1800) zu Ausfällen einzelner Heizwendeln (Siehe Abb. 33 links). Diese sind auf Ablagerungen an den Kontaktierungen der MoSi<sub>2</sub> Heizstäbe zurückzuführen, welche den elektrischen Kontakt unterbrechen. Es wird vermutet, dass sich diese Schichten in Verbindung mit  $Cr_2O_3$  bzw. Chrom bilden, welches aus den Sinterproben ausdampft und entlang der Heizstäbe zu den kälteren Kontaktierungen diffundiert. Es wird vermutet, dass diese Problematik durch eine Reduktion der Sinterproben ausdampft und entlang der Heizstäbe zu den kälteren Kontaktierungen diffundiert. Es wird vermutet, dass diese Problematik durch eine Reduktion der Sinterproben ausdampft und entlang eine Reduktion der Sinterproben zu den die Diffusionsvorgänge erschwert werden.



Abb. 33: Sinterofen mit ausgefallener Heizwendel nach mehrmaliger Sinterung spritzgegossener ZTA Proben bei 1700 °C für 5 h (links). Aussehen der Kontaktfläche einer neuen Heizwendel (Mitte) und einer Heizwendel nach Ausfall (rechts).

#### 4.1.1 Werkstoffcharakterisierung

Die Zugabe von ZrO<sub>2</sub> zu Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> erfordert generell geringfügig höhere Sintertemperaturen und/oder Haltezeiten. In Abb. 34 ist der Verlauf der relativen Dichte von SA-ZTA und SB-ZTA Platten mit der Sinterhaltezeiten bei zwei Temperaturen gezeigt. Auffällig ist, dass SA-ZTA deutlich höhere Dichtewerte erreicht.



Abb. 34: Relative Dichte von 27\*30 mm<sup>2</sup> Platten aus SA-ZTA und SB-ZTA in Abhängigkeit der Sintertemperatur und Haltezeit.

Die Ursache für die geringere Dichte der SA-ZTA Proben findet sich in einer erhöhten Porosität und einer höheren Anzahl großvolumiger Defekte im Inneren der spritzgegossenen Platten, die bereits während des Formgebungsprozesses entstand. Abb. 35 zeigt Quer- und Längsschliffe gesinterter Platten auf denen Porosität und Risse durch dunkle Bereiche zu erkennen sind.



Abb. 35: Querschliffe und Längsschliffe durch gesinterte 27\*30 mm<sup>2</sup> Platten aus SA-ZTA und SB-ZTA.

Die nach dem Sintervorgang mechanisch nicht bearbeiteten, sogenannten as-fired Oberflächen der zwei ZTAs sind in Abb. 36 dargestellt und zeigen, dass die oberflächlichen Gefügestrukturen der beiden ZTA Werkstoffe ein annähernd identisches Bild mit vergleichbarer Korngrößenverteilung und Kornform zeigen. Im Vergleich zu mechanisch bearbeiteten Oberflächen der schlickergegossenen Proben, zeigen die Bilder eine stärkere Topographie. Es wird vermutet, dass die unterschiedlichen Dichten und Defektbilder der beiden Werkstoffe auf die unterschiedliche Aufbereitung der Feedstocks zurückzuführen ist. Es wird vermutet, dass die Ursache dessen in der Aufbereitung des SB-ZTA Feedstocks begründet ist, die zwar mit industriellen Anlagen jedoch unterhalb der üblichen Minimalgröße eines Verarbeitungsbatches der Maschinen liegt und deshalb unzureichend homogenisiert wurde. Da beide Feedstocks auf demselben Bindersystem basieren wurden außerdem identische Spritzgussparameter zur Formgebung verwendet, obwohl die unterschiedlichen Feedstockeigenschaften aus nachträglicher Sicht ggf. eine Anpassung erfordert hätten. Die Ergebnisse verdeutlichen die Relevanz einer optimalen Feedstockaufbereitung und optimierter Formgebungsparameter für die Eigenschaften keramischer Substratbauteile.



Abb. 36: REM Aufnahmen der as-fired Oberflächen von 27\*30 mm<sup>2</sup> Platten mit polierter Oberfläche aus SA-ZTA und SB-ZTA bei zwei Sintertemperaturen/Haltezeiten.

Die mittels Linienschnittverfahren anhand von REM Aufnahmen von as-fired Oberflächen ermittelten Korngrößen der Proben sind in Abb. 37 dargestellt. Mit steigender Sintertemperatur wird sowohl die oberflächliche Porosität geschlossen als auch parallel ein Anstieg der Korngröße beobachtet. Beide Faktoren können der Ursprung der mit der Sintertemperatur/Haltezeit variierenden Metallisierungsergebnisse, welche in Abb. 58 gezeigt sind sein. Die Flächenrauigkeit Sa, dargestellt in Abb. 37 verändert sich mit der Sintertemperatur nur minimal und wird hier als Einflussfaktor ausgeschlossen. Ebenfalls wird ein Einfluss der inneren Porosität, wie in Abb. 35 gezeigt, auf Grund der geringen Eindringtiefe des Lasers ausgeschlossen.



Abb. 37: Korngröße von 27\*30 mm<sup>2</sup> Platten mit polierter Oberfläche aus SA-ZTA und SB-ZTA.

In Abb. 38 ist die REM Aufnahme einer as-fired Oberfläche von SA-ZTA dargestellt, welche mit dem Rückstreuelektronendetektor aufgenommen wurde, in der die Dichteunterschiede von ZrO<sub>2</sub> und Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> eine optische Unterscheidung der Phasen ermöglichen. Es zeigt sich eine homogene und agglomeratfreie Verteilung der hellen ZrO<sub>2</sub> Phasen sowie gleichmäßige Korngrößen, was für die mechanischen Eigenschaften der Werkstoffe und vermutlich auch für die Gleichmäßigkeit der Laserstrukturierung entscheidend ist.



Abb. 38: : REM Aufnahme von SA-ZTA, Sintertemperatur 1650 °C / 5h.

Die mittels 4-Punkt Biegebruchversuch ermittelten Festigkeiten spritzgegossener und as-fired, also nicht mechanisch nachbearbeiteter, Biegestäbe sind in Abb. 39 gezeigt. Die ZTA Werkstoffe zeigen keine höheren Festigkeiten als das S-Ag Referenzmaterial.



Abb. 39: 4-Punkt Biegefestigkeit spritzgegossener Biegestäbe aus SA-ZTA, SB-ZTA und S-Ag.

Um den Einfluss der Laserstrukturierung auf die Festigkeit des Substratwerkstoffs zu untersuchen, wurden Biegestäbe auf der Zugseite mit 250 µm breiten Leiterbahnen strukturiert. Die Topographie der Struktur mit einer Tiefe von ca. 25 µm ist in Abb. 40 a) und b) dargestellt. Unter c) ist eine Mikroskopaufnahme der Laserstruktur auf einem Biegestab dargestellt. Die Biegefestigkeit der laserstrukturierten Proben (BF-Las) ist unter d) mit der Biegefestigkeit unstrukturierter Biegestäbe (BF) für SA-ZTA gegenübergestellt. Es ist kein signifikanter Abfall der 4 Punkt Biegefestigkeit in Folge der Strukturierung zu erkennen, was für die Anwendung der LDM Technologie bei mechanisch belasteten Substraten als sehr positives Ergebnis gewertet werden kann.



Abb. 40: Topographie der Laserstruktur auf SA-ZTA Biegestab (a, b), Mikroskopaufnahme der Struktur (c) und Biegefestigkeit von SA-ZTA ohne (BF) und mit Laserstruktur (BF-Las) (d). Laserstrukturierung mit ns-IR 16,3 W, Pitch 4 µm, 2 Laserüberfahrten.

Die Charakterisierung der dotierten Werkstoffe ergibt, dass ihre Herstellung keine Anpassung der Formgebungsverfahren oder -parameter erfordert und sie dieselben mechanischen und thermophysikalischen Eigenschaften wie undotierte Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> bzw. ZTA Werkstoffe aufweisen.

#### 4.1.2 Spritzgegossene 2D Substrate

Für die Untersuchung der Laseraktivierung und Metallisierung wurden ebene Plattensubstrate mit einer Größe von 27\*30\*1,9 mm<sup>3</sup> spritzgegossen. In Abb. 41 a) ist ein Grünteil mit dem eigentlichen Plattenbauteil, dem Anguss und dem Überlauf im Spritzgusswerkzeug vor der Entnahme dargestellt. Der breite Filmanguss wie auch der Überlauf dienen der defektfreien Formgebung und einer möglichst homogenen Oberflächenbeschaffenheit der Platte und werden nach der Formgebung vom Plattenbauteil abgetrennt.



Abb. 41: Formgegebenes Grünteil (27\*30 mm<sup>2</sup> Platte) im Werkzeug vor der Entnahme (links) und nach Entnahme (rechts). Überlauf und Anguss werden vor der Entbinderung abgebrochen.

Das Werkzeug besitzt einen wechselbaren rechteckigen Einsatz über welchen die Oberflächenbeschaffenheit des Grünteils beeinflusst werden kann, welche sich auch auf das Sinterteil überträgt. Es wurden drei verschiedene Einsätze mit geschliffener, polierter und erodierter Kavitätsoberfläche verwendet, um den Einfluss der Bauteiloberflächenrauheit auf die Metallisierung zu ermitteln (Abb. 42).



Abb. 42: Oberflächentopographie der drei eingesetzten und unterschiedlich bearbeiteten Werkzeugeinsätze zur Plattenformgebung.

Die mittels WLI ermittelten Rauheitskennwerte Sa und Sz von gesinterten SA-ZTA Platten (Sintertemperatur 1650 °C / 5h) welche mit den drei oben beschriebenen Werkzeugeinsätzen gespritzt wurden sind in Abb. 43 dargestellt. Während der Unterschied zwischen geschliffener und polierter Kavitätsoberfläche gering ist, zeigt die erodierte Oberfläche stark erhöhte Rauigkeitskennwerte.



Abb. 43: Mittels WLI ermittelte Rauheitskennwerte Sa und Sz von gesinterten SA-ZTA Platten (Sintertemperatur 1650 °C / 5h) nach eingesetztem Werkzeugeinsatz mit polierter, geschliffener und erodierter Kavitätsoberfläche.

Abb. 44 zeigt die Topographie der gesinterten Probe, welche mit erodiertem Werkzeugeinsatz formgegeben wurde. Die Höhenunterschiede zwischen den Senken und Tälern der Oberfläche betragen hier bis zu 80 µm.



Abb. 44: Darstellung der Topographie einer gesinterten SA-ZTA Platte (Sintertemperatur 1650 °C / 5h) welche mit erodiertem Werkzeugeinsatz formgegeben wurde.

#### 4.1.3 Spritzgegossene 3D Substrate (3D Technologiedemonstrator)

In Absprache mit dem PA wurden zwei 3D Technologiedemonstratoren konzipiert und angefertigt. Einerseits ein dünnwandiger Pyramidenstumpf und andererseits ein mit einer LED bestückter Stick, welcher in einen USB Port passt.

Für die Herstellung des USB 3D Technologiedemonstrators wurde eine bestehende Demonstratorgeometrie wie auch der Werkzeugeinsatz, welcher im Lasker3D Projekt erarbeitet wurde, in Bezug auf eine defektfreie Formgebung optimiert. Der Demonstrator, wie auch der zugehörige Werkzeugeinsatz sind in Abb. 45 dargestellt. Der Einsatz wurde mit einem vergrößerten Filmanguss (a) und einem reduzierten Überlaufvolumen (b) ausgelegt. Zudem wurde die vorher geschlossene 3D Geometrie einseitig geöffnet um die Bildung einer Bindenaht beim Formgebungsprozess zu unterbinden.



Abb. 45: Bauteilgeometrie (links) und optimierter Werkzeugeinsatz mit größerem Filmanguss a) und kleinerem Überlaufvolumen b) (rechts).

Die Optimierung wurde auch mit der SIGMASOFT Software der Firma MAGMA betrachtet, über welche unter anderem das Auftreten von Lufteinschlüssen innerhalb der Werkzeugkavität betrachtet wurde. Die Eingangsmaterialkennwerte für die Simulation konnten auf Grund des hohen zeitlichen und finanziellen Aufwands im Rahmen des Projektes nicht feedstockspezifisch ermittelt werden, weshalb auf Daten vergleichbarer Massen zurückgegriffen wurde. Formgebungsparameter wurden entsprechend der realen eingesetzten Werte verwendet. In Abb. 46 ist die simulativ vorhergesagte Bildung von Lufteinschlüssen zu erkennen, welche bei der ursprünglichen Geometrie an der geschlossenen 3D Geometrie a) und im Bereich des Filmangusses b) zu erkennen sind. Die Bildung der Bindenaht wurde im Rahmen der Geometrieoptimierung am realen Bauteile verhindert. Hier dargestellte mögliche Defekte im Angussbereich konnten an den realen Bauteilen nicht nachgewiesen werden. Die Simulation ist hier nicht zur quantitativen Vorhersage von Defekten in der Lage, lieferte aber wertvolle Hinweise zu möglichen Defektstellen wodurch eine flächendeckende, aufwändige Analyse ggf. eingegrenzt werden kann. Weitere Untersuchungen zur Korrelation von Simulationsergebnissen mit experimentell ermittelten Bauteileigenschaften könnten die Entwicklung komplexer Schaltungsträger unterstützen und deren Qualität steigern.



Abb. 46: Darstellung von Lufteinschlüssen über das Kavitätsvolumen für das ursprüngliche und das optimierte Bauteil-/Werkzeugdesign.
Die Optimierungen von Bauteilgeometrie und Werkzeugeinsatz wurden anhand einer Füllstudie validiert. Die Demonstrator-Grünteile sind frei von Bindenähten, Rissen und Oberflächendefekten und zeigen homogene Oberflächenrauigkeiten. Die Sinterteile zeigen ebenfalls keine oberflächlichen Defekte welche die Metallisierung beeinflussen könnten und besitzen eine über die Bauteiloberfläche homogene Rauigkeit. Die Rauheitskennwerte eines SA-ZTA Demonstrators sind in Abb. 47Abb. 47 dargestellt und zeigen homogene Sa und Sz Werte über die Bauteiloberfläche. Die Kavitätsoberfläche auf der im Bild dargestellten Oberseite des 3D Demonstrators ist funkenerosiv bearbeitet und zeigt eine dementsprechend typische Oberflächenstruktur am Sinterteil (rechts). Der Flächenrauheitskennwert Sa der Oberflächen liegt mit einem Wert von ca. 1,7 µm nahe derer mittels poliertem und geschliffenem Werkzeugeinsatz hergestellten 2D Plattensubstrate (vgl. Abb. 43).



Abb. 47: Ergebnisse der Oberflächenanalyse eines spritzgegossenen USB Demonstrators aus SA-ZTA mittels WLI. Die Kavität des Werkzeugeinsatzes ist funkenerosiv bearbeitet; dessen typische Oberflächenstruktur ist auch auf den Sinterteilen erkennbar.

Für die Fertigung des Pyramidenstumpf 3D Technologiedemonstrators wurde ein neuer, auf die Formgebung von keramischen Feedstocks optimierter Werkzeugeinsatz konzipiert und gefertigt. Die beiden Werkzeughälften mit den Werkzeugeinsätzen sind in Abb. 48 abgebildet. Der Anguss, wie auch Details der Bauteilgeometrie wurden nach ersten Füllstudien und Computertomographie (CT) Analysen an Sinterteilen erfolgreich optimiert.



Abb. 48: CAD Modelle der Werkzeughälften mit Werkzeugeinsätzen zur Herstellung des Pyramidenstumpf 3D Technologiedemonstrators (links). Spritzgegossenes Grünteil mit Anguss, der nach der Formgebung entlang der markierten Sollbruchstelle abgetrennt wird (rechts).

Die CT Analyse von gesinterten Bauteilen wurde von der Firma Proplas durchgeführt und ermöglichte die schnelle und zerstörungsfreie Detektion von Bauteildefekten welche mikroskopisch, aufgrund ihrer von außen geringen Sichtbarkeit und unbekannter Position nur schwer zu ermitteln gewesen wären (vgl. Abb. 49). In Folge der Analyse wurde an den im Bild orange markierten Stellen größere Radien eingebracht, um die Defektbildung zu minimieren. Die CT Analyse wurde hier als effektives Werkzeug zur Optimierung im Rahmen der Produktentwicklung keramischer Schaltungsträger identifiziert, da vermutet wird, dass sich die mittels CT detektierten, aber mit optischen Methoden schwer erkennbaren Risse, sowohl auf die Bauteilfestigkeit und damit die Zuverlässigkeit als auch auf die Metallisierung der Schaltungsträger auswirken können.



Abb. 49: Röntgenaufnahme eines gesinterten Pyramidenstumpf 3D Technologiedemonstrators.

Die entwickelten Werkstoffe lassen sich mit konventionellen Methoden, Anlagen und Parametern aufbereiten sowie defektfrei formgeben, entbindern und sintern. Um die Problematik mit dem verfrühten Ausfall von Ofenanlagen bei elektrischer Heizung zu verhindern werden weiter Untersuchung zur Vermeidung z.B. über Anpassungen der Ofentechnik oder der Werkstoffzusammensetzung für sinnvoll erachtet.

## 4.2 Geometrie und Oberflächentopographie

Für die prozesssichere Herstellung von dreidimensionalen keramischen Schaltungsträgern ist die Oberflächen- und Konturanalyse ein essentieller Bestandteil. Die Oberflächentopographie ist für das Verständnis und die Definition von Prozesseinflussfaktoren bei der laseraktivierten Keramikmetallisierung ein zentraler Punkt. Aufgrund der Tatsache, dass es sich um einen oberflächenbasierten Prozess handelt, ist die Wechselwirkung der Laserstrahlung mit der Oberfläche von entscheidender Bedeutung. Diese Wechselwirkung hängt unter anderem von der Oberflächentopographie ab. Die Aufnahme dieser Oberflächentopographie an den verschiedenen Stellen im Prozess liefert deswegen wichtige Erkenntnisse über die entsprechenden Einflussfaktoren entlang der Prozesskette und die Auswirkungen auf die abgeschiedenen Metallschichten.

Da die Keramikbauteile nach dem Sintern um durchschnittlich 15-20 % schwinden ist eine entsprechend genaue Aufnahme der Ist-Kontur nach dem Sintern für die Laserbearbeitung extrem relevant. Insbesondere bei Laseroptiken mit einer geringen Tiefenschärfe, wie beim im Projekt verwendeten ps-G Laser mit 10 µm Spotgröße, kann an zu bearbeitenden Flanken bereits eine leichte Abweichung der Ist-Kontur von der angenommenen Außenkontur zu unzureichender Aktivierung führen, da die Energiedichte auf der Oberfläche nicht dem optimalen Wert entspricht. Im Rahmen der IGF-Vorgängerprojekte Ladisk (488 ZN) und Lasker3D (18967 N) wurde die Ist-Geometrie nach dem Sintern lediglich mit dem Messschieber grob ermittelt, dies war aber bei den verwendeten Materialien ausreichend genau, um dennoch eine gute Aktivierung zu erreichen. Dennoch ist es teilweise zu Schwankungen der Metallisierungsgüte an den Flanken von 3D-Bauteilen gekommen, welche durch eine fehlerhafte Fokuslage erklärt werden könnten.

# 4.2.1 Oberflächenanalyse laserstrukturierter und metallisierter Strukturen

Im Rahmen des Projekts wurde die Weißlichtinterferometrie (WLI) als Methode der Wahl für die Analyse der Oberflächentopographie entlang der Prozesskette identifiziert. Es wurde eine Routine zur automatisierten Aufnahme und Auswertung an den Laserparameterscreening-Substraten erarbeitet. Somit ist zu jedem verwendeten Laserparameter eine Aufnahme nach der Laserstrukturierung und eine Aufnahme nach der Kupfer-Metallisierung vorhanden, aus denen Erkenntnisse zur jeweiligen Ablationstiefe, der abgeschiedenen Kupfer-Schichtdicke und der Flächenrauigkeit der laserstrukturierten Flächen und der Metallschichten erzielt werden können. In Abb. 21Abb. 26 aus Kapitel 3.4.2 wurden bereits die entsprechenden WLI Aufnahmen aus dem Screening zur Parameterbeurteilung verwendet. Hier sind die optisch teilweise nur schwierig erkennbaren Blasen deutlich sichtbar. In Abb. 50 ist exemplarisch eine vergleichende WLI Aufnahme einer Struktur nach der Laserstrukturierung und nach der Kupfermetallisierung gezeigt. Anhand der dargestellten Profile ist die abgeschiedene Kupferschichtdicke von 12 µm bei der Leiterbahn errechenbar. Außerdem ist bei der metallisierten Struktur eine Kantenüberhöhung sichtbar. Der Vergleich der Strukturgrößen nach der Strukturierung und nach der Metallisierung zeigt, dass diese Überhöhung darauf beruht, dass in den Randbereichen wenig bis kein Materialabtrag stattfindet, aber die Oberfläche trotzdem aktiviert ist und somit auch an den Randbereichen Kupfer aufwächst. Die entstehende Randüberhöhung ist somit bei allen Strukturen vorhanden und ist bei der Layouterstellung zu berücksichtigen. In Bereichen, in denen später Bauelemente aufgelötet werden sollen, könnte die Randüberhöhung auch als eine Art "Lötstopp-Barriere" dienen, um das Lot auf der Metallisierung zu halten und Kurzschlüsse in Bereichen mit engem Pitch zu verhindern.



Abb. 50: Vergleichende WLI Aufnahmen nach der Laserstrukturierung und nach der Kupfer-Metallisierung mit zugehörigen Profilen der Leiterbahnen.

#### 4.2.2 3D-Geometrieanalyse für konturgetreue Laserbearbeitung

Eine konturgetreue Laserbearbeitung ist nur möglich, wenn die Ist-Kontur des Bauteils nach der Sinterschrumpfung bekannt ist und die Layoutanpassung eben auf die gemessene Ist-Kontur des Bauteils erfolgt. Im Projekt wurden mehrere Messmethoden zur Aufnahme der dreidimensionalen Bauteilgeometrie angewendet und miteinander verglichen. Außerdem wurde ein Workflow erarbeitet um aus den gemessenen Konturdaten CAD-Modelle für die Laser-Layoutanpassung und die Laserstrukturierung zu erhalten. Hier wurde eine Art Reverse-Engineering angewendet. Allgemein wurde der Workflow so definiert, dass zuerst die notwendigen Maße des Körpers ermittelt werden, aus welchen sich dieser konstruieren lässt. Dies lässt sich am besten anhand der bereits bestehenden CAD Datei für den Spritzling ableiten. Anschließend werden aus den 3D-Messdaten des Probekörpers die entsprechenden Kennwerte ermittelt und in die entsprechende CAD Datei übernommen. Im Optimalfall erfolgt im Anschluss ein Vergleich der so ermittelten Ist-Probengeometrie mit der gemessenen Geometrie. Sofern die hieraus resultierenden Abweichungen innerhalb der definierten Toleranz liegen, kann im Anschluss das zu strukturierende Layout auf der erstellten CAD Datei mit der Ist-Kontur erstellt werden. Für den Laserprozess wird dann das Bauteil an definierten Fiducial-Punkten ausgerichtet (P1 und P2). Dieser Workflow ist in Abb. 51 dargestellt.



Abb. 51: Schematischer Workflow für die konturgetreue Laserbearbeitung von 3D-Teilen anhand Demonstratorgeometrie aus Vorgängerprojekt Lasker3D (IGF 18967 N).

Für eine Beurteilung zur hinreichenden Genauigkeit der Messmethodik ist zuerst die akzeptierbare Abweichung der angenommenen Außenkontur von der Ist-Geometrie in Abhängigkeit des verwendeten Lasersystems und der entsprechenden Tiefenschärfe zu bestimmen, bei der noch eine zuverlässige Aktivierung stattfindet. Deswegen wurde in einer ersten Iteration an spritzgegossenen Proben untersucht, inwiefern sich Abweichungen der Fokusebene des Lasers von der Bauteiloberfläche auf das Bearbeitungsergebnis auswirken. Es konnte ermittelt werden, dass mit dem ns-IR Laser eine Fokusabweichung von  $\pm$  0,6 mm immer noch zu einer ausreichenden Aktivierung führt, jedoch die Rauigkeit der Metallschichten mit zunehmender Fokusabweichung zunimmt (vgl. Abb. 52). Ähnliche Untersuchungen wurden auch mit dem ps-G Laser durchgeführt und lieferten die in Tabelle 3 angegeben Resultate. Um ein einheitliches Vorgehen bei der Konturaufnahme sicherzustellen, wurde der niedrigste akzeptable Wert von  $\pm$  150 µm als Genauigkeit für die aus der Konturaufnahme resultierende Ist-Kontur gewählt.



Abb. 52: Auswirkungen der Abweichung der Laserfokusebene von der Bauteiloberfläche bei Strukturierung mit dem ns-IR Laser. Die entsprechenden Flächenrauigkeiten in Abhängigkeit der Fokusverschiebung und der Überfahrtenanzahl sind ebenfalls angeben.

Tabelle 3: Ermittelte akzeptierbare Fokusabweichung aus Bauteilebene ohne Verschlechterung des Aktivierungs- und Metallisierungsergebnisses für die verwendeten Laseranlagen.

Laseranlage	Spotgröße	Akzeptierbare Fokusabweichung
ns-IR	60 µm	± 600 μm
ps-G	23 µm	± 600 μm
ps-G	10 µm	± 150 µm

Als erste Messmethodik wurde ein Point-Autofocus-Probe (MLP-3, Mitaka/Japan) zur Geometrieaufnahme verwendet. Hierbei handelt es sich um ein chromatisch-konfokales Messverfahren, welches durch Linienscans die Oberfläche aufnimmt. Hierbei wird einerseits der Abstand der Einzelmesspunkte in X, als auch der Abstand der Linien in Y eingestellt. Mit dieser Messmethode können theoretisch in einer Messung sowohl Informationen über die Außenkontur, als auch über die Oberflächenrauigkeit ermittelt werden. Dies setzt allerdings voraus, dass der Messabstand in X sehr gering ist, um die entsprechenden Linienprofile genau genug aufzunehmen. Dies erhöht dann im Gegenzug die Messzeit der Außenkontur stark. In Abb. 53 ist die Vermessung der Pyramidenstruktur des LasKer3D Technologiedemonstrators gezeigt. Hierbei wurde der X-Messabstand mit 5 µm ausreichend klein gewählt um eine Linienrauigkeit bestimmen zu können und der Y-Messabstand mit 500 µm so, dass die Feinheiten der Außenkontur aufgenommen werden können. Wie in Abb. 53 erkennbar, müssen hier allerdings 2 Messungen längs und quer über die Struktur aufgenommen werden, um alle nötigen Geometriekennwerte zu erhalten. Anschließend können die einzelnen Linien zu einem Kontur-Netz zusammengefügt werden. Die Messdauer der in Abb. 53 gezeigten Messungen betrug je Richtung ca. 3-4 Stunden, was als Gesamtmesszeit doch sehr beträchtlich ist. Die Bestimmung der Linienrauigkeit aus den Einzel-Messstrecken ist außerdem mit Vorsicht zu betrachten, da insbesondere an den Flanken die Messung nicht orthogonal zur Oberfläche erfolgt, und somit die Profile nicht normgerecht ermittelt wurden. Zusätzlich ist die Ausgabe einer Ist-CAD Datei des Messobjekts nicht möglich, da nur Konturlinien des Körpers aufgenommen wurden. Der maximale z-Messbereich des verwendeten Objektivs betrug ca. 3,2 mm. Grundsätzlich aber können alle nötigen Geometriekennwerte zur Anpassung der CAD Datei über die MLP-3 Messung erhalten werden.

Linienmessungen mit Mitaka MLP-3



Abb. 53: Messung der Außenkontur des LasKer3D Technologiedemonstrators mittels Mitaka MLP-3. 3D-Darstellung der Linienmessungen entlang beider Richtungen und zugehörige exemplarische Einzellinienprofile.

Aufgrund der langen Messzeit und der Liniencharakteristik des Messverfahrens wurde als weitere Messmethodik ein Laser-Scanning Mikroskop (VK-X1000, Keyence/Japan) verwendet, welches ebenfalls auf chromatisch konfokaler Messtechnik beruht, aber aufgrund des verbauten Laser-Scanning Systems über die Oberfläche scannt, und somit die Höheninformation Pixel für Pixel aufnimmt. Hier ist jedoch das Sichtfeld begrenzt, weswegen für die Aufnahme der Demonstratorkontur mehrere Aufnahmen zusammengefügt werden mussten. Grundsätzlich konnte mit dieser Messmethode die gesamte Außenkontur mit hoher Genauigkeit aufgenommen werden und auch die Ausgabe der Messdaten als CAD Datei ist möglich (Abb. 54). Aus der Gesamtkontur können dann wieder Linienprofile extrahiert werden, aus welchen die nötigen Geometriekennwerte ermittelt werden können. Die Messzeit der in Abb. 54 dargestellten Messung bei geringster Vergrößerung betrug ca. 2 Stunden. Der maximale messbare z-Bereich beträgt bei dieser Messmethodik ca. 7 mm. Bei geringster Vergrößerung ist die X-Y Auflösung für eine genaue Rauigkeitsmessung nicht ausreichend. Bei höherer Vergrößerung und dementsprechend aber auch längerer Messzeit ist auch die Aufnahme der Oberflächenrauigkeit und Topografie aussagekräftig möglich.



Abb. 54: Messung der Außenkontur des LasKer3D Technologiedemonstrators mittels Keyence VK-X1000 Laser-Scanning-Mikroskop. Ausgabe als CAD-Modell ist möglich und die Geometriekennwerte werden anhand von auswertenden Linienprofilen aus den Messdaten bestimmt.

Als weitere Methode der schnellen Konturaufnahme wurden Messungen mit einem Streifenlichtprojektionsmikroskop durchgeführt (VR-6200, Keyence/Japan). Hier ist die maximal erreichbare z-Genauigkeit auf ±2,5 µm begrenzt, was jedoch für die Aufnahme der Außenkontur ausreichend genau ist. Zuverlässige Aussagen über die Oberflächenrauigkeit lassen sich hiermit aber nicht treffen. Da die Messmethodik erst gegen Ende des Projekts verfügbar wurde, wurden hiermit die beiden im Projekt erarbeiteten Demonstratorgeometrien vermessen und nicht der Demonstrator aus LasKer3D. Die Aufnahme des Demo-USBV2 Technologiedemonstrators und der entsprechende Workflow bis zur Layouterstellung auf der Ist-Kontor ist in Abb. 55 dargestellt. Die Aufnahme der Kontur dauerte mit dem Streifenlichtprojektionsmikroskop lediglich 2 Minuten. Somit war diese Methode die schnellste verwendete und lieferte für die Außenkonturaufnahme dennoch eine völlig ausreichende Genauigkeit.



Abb. 55: Messung der Außenkontur des Demo-USBV2 Technologiedemonstrators mittels Keyence VR-6200 und entsprechender Reverse-Engineering zur Layouterstellung auf der gemessenen aber vereinfachten Ist-Kontur.

Die Aufnahme des Pyramidenstumpf-Demonstrators mit demselben Workflow ist in Abb. 56 dargestellt. Hier ist an dem Vergleich der aus den Geometriekennwerten erstellten Ist-Kontur mit den Messdaten deutlich zu erkennen, dass über diese Methodik auch Aussagen über einen ungleichmäßigen Sinterschwund getroffen werden können. Es ist deutlich zu sehen, dass die Mitte der Pyramidenoberseite im Vergleich zu den Ecken leicht einfällt (ca. 60 µm), ebenso wie die Flanken. Wie zuvor beschrieben, ist aber eine Abweichung bis 600 µm beim ns-IR Laser unkritisch, weswegen diese Einfälle für die Laserbearbeitung und die Metallisierungsergebnisse zu vernachlässigen sind. Die Erkenntnis über diese Einfälle kann helfen, die Spritzgusswerkzeugauslegung und die Spritzparameter besser zu optimieren.



Abb. 56: Messung der Außenkontur des Pyramidenstumpf Technologiedemonstrators mittels Keyence VR-6200 und entsprechender Reverse-Engineering Prozess.

Anhand dieser Ergebnisse kann die Aussage getroffen werden, dass die Streifenlichtprojektion als Methode zur Außenkonturaufnahme aufgrund ihrer Schnelligkeit und ausreichenden Genauigkeit sehr gut geeignet ist. Die Aufnahme der Oberflächenrauigkeit und der Außenkontur in einer Messung konnte mit keiner der verwendeten Messmethoden in einem sinnvollen Verhältnis von Messzeit und Genauigkeit durchgeführt werden. Für die Aufnahme der Oberflächenrauigkeit wird es als am sinnvollsten erachtet, lokale Aufnahmen mittels Weißlichtinterferometrie durchzuführen. Für die Aufnahme an Flanken ist hierbei die Probe so einzuspannen, dass sich die Messfläche orthogonal zur Messrichtung befindet um möglichst aussagekräftige Messwerte zu generieren.

## 4.3 Laseraktivierung und Metallisierung

Nachdem in Kapitel 3.4 der Materialeinfluss auf den Laser- und Metallisierungsprozess im Fokus stand, soll nun an spritzgegossenen Proben systematisch der Einfluss der laserseitigen Prozesskette auf die Metallisierung und die Metallschichteigenschaften untersucht werden. Hierfür wird wie in Kapitel 3.4.2 der ns-IR Laser verwendet. Zuerst wird der Einfluss der Sintertemperatur bzw. der Sinterhaltezeit der spritzgegossenen Plattensubstrate auf die Metallisierung untersucht. Im Anschluss wird neben einer Laserparameterfeinauswahl auch die Laserbearbeitungsstrategie variiert, um homogene Metallschichten zu erhalten. An 2D Substraten wird außerdem untersucht, inwiefern sich der Laserauftreffwinkel zur Oberfläche auf die Aktivierung und die Metallschichteigenschaften auswirkt. Außerdem wird für 2D Substrate ein Prozessmonitorlayout erarbeitet, welches als Referenz dienen soll. Nachdem auf den 2D Substraten ein zuverlässiger Laseraktivierungs- und Metallisierungsprozess erarbeitet wurde, werden die 3D Technologiedemonstratoren strukturiert und metallisiert.

#### 4.3.1 Spritzgegossene 2D Substrate

Nachdem die spritzgegossenen Substrate verfügbar waren, wurde in einer ersten Iteration das auf den schlickergegossenen Platten durchgeführte Laserparameterscreening für die Haftfestigkeitsbestimmungen (Abb. 24) mit leicht angepassten Laserparametern wiederholt. Der 18 µm Pitch wurde komplett weggelassen, dafür wurde beim 6 µm Pitch mit 16,3 W Leistung noch ein Parameter mit 5 Überfahrten ergänzt. Außerdem wurden noch Lasereinzellinien eingefügt. Der Vergleich zwischen Spritzguss und Schlickerguss am selben Materialsystem (CIM: SB-ZTA, Schlickerguss: Ag/Zg) ist in Abb. 57 dargestellt. Hier ist allerdings zu beachten, dass hier Proben bei derselben Sintertemperatur und Haltezeit gegenübergestellt sind, diese sich aber in der relativen Dichte stark unterscheiden, da wie in Abb. 34 und Abb. 35 gezeigt und diskutiert, die SB-ZTA Platten eine starke Porosität aufweisen. Dennoch ist grundsätzlich feststellbar, dass sich die spritzgegossenen Proben ähnlich gut aktivieren und metallisieren lassen wie die schlickergegossenen Proben. Eventuell muss hier allerdings beachtet werden, dass sich die Metallisierungsergebnisse bei einer höheren relativen Dichte der Proben nochmals ändern können.



Abb. 57: Vergleich der Laseraktivierung und Metallisierung zwischen Spritzguss und Schlickerguss bei selben Laserparametern und prinzipiell demselben Materialsystem.

Wie in Kapitel 4.1.1 beschrieben, wurde bei den spritzgegossenen Proben die Sintertemperatur und Haltezeit variiert und deren Effekt auf die Aktivierung und Metallisierung untersucht. Die entsprechenden Metallisierungsergebnisse in Abhängigkeit der Sintertemperatur sind in Abb. 58 dargestellt. Hier ist zu erkennen, das insbesondere bei dem Parameter mit einer Laserüberfahrt eine zunehmende Sinterhaltezeit mit einer schlechteren Aktivierung einhergeht. In Kombination mit Abb. 34 und Abb. 37 lässt sich feststellen, dass eine bessere Laseraktivierbarkeit somit entweder mit einer geringeren Dichte, oder einer geringeren Korngröße an der Oberfläche einhergeht. Eine Differenzierung lässt sich hier treffen, wenn man die bei 1700 °C mit 3 h Haltezeit gesinterte Probe betrachtet. Wie in Abb. 34 zu erkennen, ist hier die Dichte im Verhältnis zu den bei 1650 °C gesinterten Proben am größten, jedoch ist die Aktivierbarkeit eher mit der zu vergleichen, welche bei 1650 °C für 5 h gesintert wurde. Somit lässt sich klar festhalten, dass die Korngrößenverteilung an der Oberfläche einen starken Einfluss auf die grundsätzliche Laseraktivierbarkeit hat. Dies scheint auch plausibel, da durch eine höhere Dichte an Korngrenzen auch eine höhere Dichte an Streuzentren besteht und der Laser somit besser einkoppeln kann. Aus Abb. 58 lässt sich aber ebenso aussagen, dass alle technisch relevanten Strukturen, also alle bis auf die Einzelbahnen, mit einer höheren Überfahrtenanzahl zuverlässig aktiviert werden können, unabhängig der Sintertemperatur und Haltezeit.



Abb. 58: Metallisierungsergebnisse des spritzgegossenen SB-ZTA mit unterschiedlichen Sinterhaltezeiten, Sintertemperaturen und Laserüberfahrten.

In Abb. 59 sind Rasterelektronenmikroskopieaufnahmen der breiten Leiterbahn aus Abb. 58 nach der Laserstrukturierung in verschiedenen Vergrößerungen dargestellt. Anhand dieser Aufnahmen ist klar zu erkennen, wie stark der Laser die Oberfläche verändert. Außerdem zeigen diese Aufnahmen deutlich, wie sehr der höhere Energieeintrag durch mehrere Überfahrten sich insbesondere auf die Randbereiche auswirkt. Hier ist ein Randbereich erkennbar, in welchem die Oberflächenmodifikation nicht so stark ist wie im restlichen strukturierten Bereich. Dieser Randbereich trägt lediglich der niederenergetische Randbereich des Laserspots zur Aktivierung bei. Es ist außerdem zu erkennen, dass bei 5 Überfahrten sich eine sog. "Wiederauftragsschicht" am Rand des nichtstrukturierten Bereichs ausbildet. Diese führt aber zu keiner Fremdmetallisierung. Die "Wiederauftragsschicht" ist an den Bruchflächen in Abb. 60 nochmals deutlich sichtbar. In Abb. 59 ist außerdem der Unterschied zwischen rechtem und linkem Rand zu erkennen. Am linken Rand ist der Übergangsbereich wesentlich stärker ausgeprägt als am rechten Rand, an welchem der Laser ser beginnt zu strukturieren.



Abb. 59: Rasterelektronenmikroskop-Aufnahmen der laserstrukturierten Bereiche an SB-ZTA mit unterschiedlichen Vergrößerungen bei Laserparametern mit unterschiedlicher Überfahrtenanzahl.

In Abb. 60 sind REM-Aufnahmen der Bruchkanten quer durch die laserstrukturierten Bereiche aus Abb. 59 dargestellt. Hier ist zu erkennen, dass im laserstrukturierten Bereich die Oberfläche leicht aufgeschmolzen wirkt. Dieser Effekt verstärkt sich bei einer zunehmenden Anzahl an Laserüberfahrten. Außerdem ist die entstehende "Wiederauftragsschicht" bei 5 Überfahrten deutlich zu erkennen. Hier liegt kein Gefüge mehr vor, sondern eher ein lamellenartiges Wachstum. Diese "Wiederauftragsschicht" wird allerdings als unkritisch betrachtet, da sie zu keinerlei Fremdmetallisierung führte. Eventuell könnte diese Schicht auch durch eine stärkere Reinigung entfernt werden, sollte sie später wiedererwartend doch zu Problemen führen.



Abb. 60: Rasterelektronenmikroskop-Aufnahmen der Bruchkanten über den laserstrukturierten Bereich an SB-ZTA mit unterschiedlichen Vergrößerungen bei Laserparametern mit unterschiedlicher Überfahrtenanzahl.

Wie in Kapitel 4.1.2 beschrieben, wurden spritzgegossene Platten mit unterschiedlichen Werkzeugeinsätzen, und dementsprechend unterschiedlichen Oberflächenrauigkeiten hergestellt. Die Proben wurden mit den in Abb. 57 links dargestellten Laserparametern strukturiert. Die Metallisierungsergebnisse sind in Abb. 61 dargestellt. Grundsätzlich ist zu erkennen, dass bei keinem verwendeten Werkzeugeinsatz sehr schlechte Metallisierungsergebnisse beobachtet werden konnten. Bei genauerer Betrachtung der Unterkante der breiten Bahn bei 6 µm Pitch, 16,3 W und 1 Überfahrt wird deutlich, dass die Proben mit dem sehr welligen erodierten Werkzeugeinsatz die beste Aktivierung und Metallisierung zeigen, gefolgt von den Proben mit dem polierten Werkzeugeinsatz. Der geschliffene Werkzeugeinsatz liefert hier im Vergleich die am schlechtesten aktivierbaren Proben. Der erodierte Werkzeugeinsatz wird technisch aufgrund der hohen Oberflächenrauigkeit eher irrelevant sein, deswegen wird empfohlen, wenn möglich polierte Werkzeugoberflächen zu nutzen.

#### SB-ZTA 1650°C 5h



Abb. 61: Metallisierungsergebnisse auf SB-ZTA mit verschiedenen Werkzeugeinsätzen. Laserparameter wie in Abb. 57 links.

Zur Bestimmung der Metallschichteigenschaften wurde exemplarisch an der SB-ZTA Probe welche bei 1650 °C für 5 h gesintert wurde zuerst die Linienrauigkeit R<sub>a</sub> nach ISO 4288:1996 gemessen. Die Messung erfolgte hierbei mittels des bereits in Kapitel 4.2.2 verwendeten Point-Autofocus-Probe Mitaka MLP-3. Der Abtastabstand in X-Richtung betrug hierbei 5 µm. Anschließend wurde die Haftfestigkeit mittels Hot-Pin-Pull Test ermittelt. Die Messergebnisse sind in Abb. 62 dargestellt. Es ist deutlich zu erkennen, dass die Rauigkeit mit zunehmender Überfahrtenanzahl stark zunimmt. Die gemessene Haftfestigkeit nimmt ebenfalls mit zunehmender Überfahrtenanzahl zu. Es ist hier davon auszugehen, dass die Steigerung der Haftfestigkeit mit der zunehmenden Rauigkeit korreliert, da bei höherer Rauigkeit eine bessere mechanische Verankerung der Metallschicht besteht. Generell ist festzuhalten, dass die bei einer Überfahrt erzielte Rauigkeit der Metallschicht von R<sub>a</sub> < 1 µm sehr gering ist und grundsätzlich für das Drahtbonden geeignet sein sollte. Die dem entgegenstehende Haftfestigkeit von F<sub>H</sub> > 25 N/mm<sup>2</sup> ist sehr hoch und vergleichbar mit der auf den schlickergegossenen Proben gemessenen Haftfestigkeit (vgl. Abb. 27).



Abb. 62: Rauigkeits- und Haftfestigkeitswerte der Metallschichten auf dem SB-ZTA (Sintertemperatur 1650 °C / 5 h) in Abhängigkeit der Laserüberfahrten bei 6  $\mu$ m Pitch und 16,3 W Leistung.

Bei der Auswertung der oben beschriebenen Versuche wurde immer wieder deutlich, dass bei unzureichender Strukturierung eine Richtungsabhängigkeit der Fehlstellen besteht. Eine genauere Betrachtung eines nur sehr schlecht aktivierenden Laserparameters in Abb. 63 in Kombination mit der verwendeten Füllstrategie legt den Schluss nahe, dass die Einkopplung und somit die Aktivierung stark von der Füllstrategie abhängt. In Abb. 63 ist im laserstrukturierten Zustand bereits zu erkennen, dass die Einkopplung im Zusammenhang zur Füllstrategie steht. Bei den ersten Füllinien koppelt der Laser noch nicht gut ein, sondern erst mit fortschreitender Füllung der Struktur. Somit ist die Kante an welcher die letzte Fülllinie liegt immer scharf strukturiert, wohingegen die Kante des Füllbeginns eher ausgefranst wirkt. Hinsichtlich der einzelnen Füllinien ist ein ähnliches Phänomen feststellbar: Die Kante am Ende jedes Füllvektors ist eher scharf als diejenige an welcher alle Füllvektoren beginnen. Diese Beobachtung könnte so erklärt werden, als dass der Laser in nachfolgende Strukturen besser einkoppelt, wenn bereits davor ein Plasma entstanden ist, bzw. zumindest ein Teil des Gaußförmigen Strahlprofils noch auf eine bereits strukturierte Fläche trifft. Die initiale Einkopplung muss hierbei dann an lokalen Unregelmäßigkeiten im Gefüge o.ä. erfolgen. Dies deckt sich auch mit der Beobachtung, dass ein mehrmaliges Überfahren der Strukturen zu einer zuverlässigen Aktivierung auch an den kritischen Randbereichen des Füllbeginns führt. Hier sind allerdings noch weiterführende Untersuchungen notwendig. Für das Projekt ist diese Beobachtung insofern relevant, als dass insbesondere bei kleineren Strukturen eher Laserparameter mit mehreren Überfahrten gewählt werden sollten, um eine vollflächige Aktivierung auch bei kleinen Strukturen zu erhalten.



Strukturierungsrichtung

Abb. 63: Mikroskopie-Aufnahmen derselben Struktur nach der Laserstrukturierung und nach der Metallisierung mit schematisch eingezeichneter Füllstrategie. Eine weitere interessante Beobachtung aus Abb. 63 ist, dass sich alle Bereiche, in denen der Laser eingekoppelt hat, dunkel verfärben, und alle diese Bereiche aber auch zuverlässig metallisieren. Somit lässt sich bereits nach der Laserstrukturierung der zu erwartende Metallisierungserfolg abschätzen. Insbesondere bei der Prozesseinrichtung kann dies von extremem Vorteil sein, da an kritischen Stellen, an denen nach dem ersten Strukturieren noch keine Einkopplung sichtbar ist, mit angepassten Parametern direkt nachgesteuert werden kann ohne eine Metallisierung abzuwarten.

Aufgrund des beschriebenen starken Einflusses der Füll- bzw. Laserbearbeitungsstrategie wurden hierzu weitere Versuche durchgeführt, in denen die in der LPKF MicroLine3D Lasersoftware auswählbaren Füllstrategien variiert wurden. Die einzelnen Füllstrategien bzw. Hatches unterscheiden sich hauptsächlich in der Anordnung der Startpunkte der Markier- und Sprungvektoren und in deren Orientierung im X-Y-Koordinatensystem. In Abb. 64 sind die entsprechenden Füllstrategien schematisch dargestellt. Bisher wurden alle Proben mit Hatch 1a (H1a) strukturiert, also parallel zur langen Seite gefüllt und zwar so, dass alle Markiervektoren an derselben Seite starten. Dies ist für MIDs aus Kunststoffen die beste Strategie, da die Sprungzeit maximiert und somit der Wärmeeintrag verringert wird. Zusätzlich wurden in Abb. 64 noch weitere Hatches verwendet wie Hatch 2 (H2), welcher alternierende Startpunkte der Markiervektoren aufzeigt, also mit stark verkürzter Sprungzeit strukturiert. In Abb. 64 wurde als Screeninglayout wieder das in Abb. 15 dargestellt Layout verwendet, Pad und Leiterbahn wurden mit derselben Füllstrategie gefüllt. Generell ist zu erkennen, dass die verwendete Füllstrategie einen großen Einfluss auf die resultierende Metallisierung, insbesondere auf die Kanten des Pads und die 100 µm Leiterbahn ausübt. Der konzentrische Hatch H3 liefert die schlechtesten Ergebnisse und wird deshalb nicht weiter betrachtet. Klar die besten Ergebnisse liefert der kreuzweise Hatch H1a+b, hier ist aber zu beachten, dass eine Überfahrt dieses Parameters aus je einer Überfahrt H1a und einer Überfahrt H1b besteht, also eigentlich aus 2 Überfahrten. Von den anderen Hatches zeigt lediglich H2b bei 3 Überfahrten ein vollständiges Metallisierungsergebnis. Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass die Füllstrategien, welche lokal den größten Energieeintrag liefern, wie insbesondere der Hatch parallel zur kurzen Seite und allgemein H2, die besten Ergebnisse liefern.



Abb. 64: Einfluss unterschiedlicher Füllstrategien auf die Metallisierung von SB-ZTA (Sintertemperatur 1650 °C / 5 h) mit 6 µm Pitch, 16,3 W Leistung und variierender Überfahrtenanzahl.

Zur weiteren Verifikation, ob mit den gewählten Laserparametern und der variierten Füllstrategie zuverlässige Strukturen hergestellt werden können, wurde ein Mäander-Kamm Layout entworfen, welches neben der Mäander-Kamm Struktur noch Bahnen zur Rauigkeitsmessung und Haftfestigkeitskreise enthält. Der Abstand zwischen den Einzelbahnen, wie auch die Leiterbahnbreite beträgt 100 µm. Das Layout und Vergrößerungen der verwendeten Füllstrategien zur Verdeutlichung sind in Abb. 65 dargestellt.



Abb. 65: Schematisches Mäander-Kamm-Layout zur Beurteilung der zuverlässigen Strukturierung mit vergrößerten Ausschnitten der verwendeten Füllstrategien. Der Abstand der Fülllinien wurde zur besseren Darstellbarkeit vergrößert und entspricht somit nicht dem real verwendeten Abstand.

In Abb. 66 sind die Metallisierungsergebnisse der Mäander-Kamm Struktur mit den verschiedenen Füllstrategien und unterschiedlicher Überfahrtenanzahl dargestellt. Zusätzlich ist noch die benötigte Strukturierungszeit dargestellt. Optisch ist klar erkennbar, dass mit keinem der verwendeten Parameter eine vollständige Metallisierung möglich ist. H1a mit 5 Überfahrten liefert klar die schlechtesten Ergebnisse, hier wären eventuell noch mehr Überfahrten nötig. H2b mit 3 Überfahrten liefert schon größtenteils gute Ergebnisse, allerdings sind insbesondere in den Randbereichen Defekte zu erkennen. Die Strukturierungszeit ist hier mit 14,5 Minuten bereits relativ hoch. H1a+b mit 2 Überfahrten dauerte 18,5 Minuten und strukturierte zwar am besten, aber auch nicht unterbrechungsfrei. Bei allen Parametern wurden die größeren Strukturen problemfrei metallisiert.





Abb. 66: Metallisierungsergebnisse der Mäander-Kamm Struktur mit 3 verschiedenen Füllstrategien und verschiedener Überfahrtenanzahl. Die Strukturierungszeit ist ebenfalls aufgeführt. Im Inset sind die mit denselben Parametern strukturierten Pads aus Abb. 64 zum Vergleich dargestellt.

Aufgrund dieser Ergebnisse wurde ein weiteres Parameterscreening durchgeführt, in welchem der Pitch nochmals signifikant verringert wurde, um den Energieeintrag weiter zu erhöhen. Somit soll sichergestellt werden, das auch Leiterbahnen bis 100 µm Breite zuverlässig aktiviert werden können. Die Screening-Parameter und die entsprechenden Metallisierungsergebnisse sind in Abb. 67 dargestellt. Je Platte wurde entlang der Spalten der Pitch variiert. Platte 1 und 2 (P1 & P2) wurden komplett mit 16,3 W strukturiert, wobei in den Zeilen die Überfahrtenanzahl variiert wurde. Platte 3 (P3) wurde überall mit einer Überfahrt strukturiert, wobei in den Zeilen die Leistung variiert wurde. Der Trend, dass mit höherem Energieeintrag bessere Metallisierungsergebnisse erzielt werden können wird hier klar sichtbar.



#### SB-ZTA 1650°C 5h

Abb. 67: Erweitertes Screening mit engerem Pitch bis 3  $\mu$ m auf SB-ZTA (Sintertemperatur 1650 °C / 5 h) mit zugehörigen Laserparametern.

Anhand dieses Screenings wurden weitere Parameter mit 16,3 W Leistung du einem Pitch < 6 µm für die Strukturierung des Mäander-Kamm-Layouts ausgewählt. Die verwendeten Parameter sind mit den entsprechenden Metallisierungsergebnissen und Strukturierungszeiten in Abb. 68 dargestellt. Aufgrund der bisherigen langen Strukturierungszeiten, wenn parallel zur kurzen Seite der Leiterbahnen strukturiert wurde (vgl. Abb. 66), wurde entschieden, die Mäander-Kamm-Strukturen mit dem engen Pitch mit H2a zu strukturieren. Hierbei werden die Sprungzeiten minimiert und somit auch der Energieeintrag pro Zeit erhöht, aber gleichzeitig entlang der langen Seite strukturiert und somit die Anzahl der Einzelsprünge im Vergleich zur Strukturierung parallel zur kurzen Seite verringert. In Abb. 68 ist deutlich zu erkennen, dass die Verwendung der engeren Pitches, insbesondere 3 µm und 4 µm zu einer deutlichen Verbesserung der Metallisierung führen. Auch die Strukturierungszeiten haben sich stark verringert. Als bester Parameter hier wird ein Pitch von 4 µm bei 3 Laserüberfahrten definiert. Mit diesem Parameter ist eine durchgängige Aktivierung auch an den Randbereichen möglich und die Strukturierungszeit beträgt lediglich 4 Minuten und 18 Sekunden. Von diesem Parametersatz sind in Abb. 68 auch noch Detailaufnahmen der Mäander-Kamm-Struktur dargestellt. Auf diesen Detailaufnahmen ist eine Fremdmetallisierung zu erkennen, welche wahrscheinlich durch sich wiederablagernden Debris entsteht. Mit den verwendeten Reinigungsmethoden konnte dieser Debris nicht entfernt werden. Auch die Mäander-Kamm-Struktur konnte nicht kurzschlussfrei hergestellt werden.



Abb. 68: Metallisierungsergebnisse der Mäander-Kamm Struktur mit 3 verschiedenen Laserparametern mit 16,3 W Leistung, einem Pitch < 6  $\mu$ m und verschiedener Überfahrtenanzahl. Detailaufnahmen des Parameters mit 4  $\mu$ m Pitch und 3 Überfahrten zeigen eine für die Dimensionen der Mäander-Kamm-Struktur kritische Fremdmetallisierung.

Aufgrund der Fremdmetallisierungsproblematik wurde mit dem besten Laserparameter ein weiteres Mäander-Kamm Layout strukturiert, welches einen doppelt so großen Leiterbahnabstand von 200 µm aufweist bei gleicher Leiterbahnbreite von 100 µm. Die Mäander-Kamm-Struktur wurde hierbei mit 16,3 W Leistung, 4 µm Pitch und 3 Laserüberfahrten strukturiert und die Pads und Rauigkeitsbahnen mit lediglich einer Laserüberfahrt. Für alle Strukturen wurde H2a verwendet. Das Metallisierungsergebnis ist in Abb. 69 dargestellt. Die Aktivierung und Metallisierung war hier unterbrechungs- und kurzschlussfrei. Insgesamt wurden 3 Proben mit diesem Layout und denselben Parametern prozessiert, welche alle 3 unterbrechungs- und kurzschlussfrei waren. Die Haftfestigkeit der Metallschicht bei einer Laserüberfahrt wurde an den Haftfestigkeitskreisen zu  $F_{H} = 34,62 \pm 1,33 \text{ N/mm}^2$  ermittelt.

Somit ist ein optimaler Parametersatz für die 2D Strukturierung ermittelt, welcher eine zuverlässige Metallisierung bei relativ kurzer Strukturierungszeit ermöglicht.





Abb. 69: Metallisiertes Mäander-Kamm-Layout mit 200  $\mu$ m Leiterbahnabstand und 100  $\mu$ m Leiterbahnbreite, welches mit 16,3 W, 4  $\mu$ m Pitch, 3 Überfahrten und H2a strukturiert wurde.

Zur Vergleichbarkeit mit dem im Vorgängerprojekt Lasker3D verwendeten pikosekunden gepulsten grünen Laser, wurden SB-ZTA Proben mit beiden vorhandenen Objektiven strukturiert, welche sich durch ihre Spotgröße und Tiefenschärfe unterscheiden (10 µm Spot und 23 µm Spot). Mit dem 10 µm Spot wurde ein Haftfestigkeitsscreening mit unterschiedlichen Pitches und Leistungen bei 200 kHz Pulsfolgefrequenz strukturiert. Mit dem 23 µm Spot wurde ein Mäander-Kamm Layout mit 100 µm Leiterbahnabstand und 100 µm Leiterbahnbreite strukturiert. Die Metallisierungsergebnisse sind in Abb. 70 dargestellt. Der beim 23 µm Spot im unteren Bereich sichtbare Defekt rührt von einer fehlerhaften Halterung während der Metallisierungsergebnisse sehr gut bei beiden Spotgrößen. Die Strukturen haben eine hohe Kantenschärfe und es ist keine Fremdmetallisierung feststellbar. Durch die Strukturierung bei 200 kHz und 9 µm Pitch beträgt die Strukturierungszeit mit dem ps-G Laser für die Mäander-Kamm Struktur lediglich 40 Sekunden. Dies ist extrem gering im Vergleich zu den Strukturierungszeiten, welche mit dem ns-IR Laser erreicht wurden (Abb. 69). Die gemessenen Haftfestigkeiten betrugen beim 23 µm Spot und 7 µm Pitch  $F_{\rm H} = 31,10 \pm 1,34$  N/mm<sup>2</sup>.



Abb. 70: Metallisierungsergebnisse nach Strukturierung mit dem ps-G Laser auf SB-ZTA mit unterschiedlichen Objektiven, welche sich in der Laserspotgröße unterscheiden.

Somit lässt sich zusammenfassen, dass mit dem SB-ZTA ein Material entwickelt wurde, welches zuverlässig sowohl mit dem ns-IR Laser, als auch mit dem ps-G Laser mit beiden Spotgrößen aktivierbar und metallisierbar ist. Der ns-IR Laser bietet den Vorteil einer besseren Verfügbarkeit bei KMUs entlang der MID Prozesskette und allgemein einem geringen Anschaffungspreis. Jedoch ist hier mit deutlich längeren Strukturierungszeiten als mit dem in der Anschaffung teureren ps-G Laser zu rechnen. Auch konnte mit der Mäander-Kamm Struktur ein aussagekräftiges Prozessmonitor Layout erarbeitet werden, um Einflüsse aus der Metallisierung und neuer Substrate erkennen zu können.

Für eine Überführung der Ergebnisse auf 3D-Technologiedemonstratoren ist noch der Einfluss des Laserauftreffwinkels auf die Aktivierung und die Metallschichteigenschaften zu untersuchen. Im Schlickerguss konnte bereits erarbeitet werden, dass an Flanken mit mehr Überfahrten zu strukturieren ist (vgl. Abb. 30). Für die SB-ZTA Proben wurde hier eine systematische Untersuchung durchgeführt, in welcher der Auftreffwinkel zwischen 0°, 30°, 45° und 60° variiert wurde, und anschließend die Rauigkeit der Metallschichten und die Haftfestigkeit bestimmt wurde. Die Probe wurde hierzu in eine Halterung mit dem entsprechenden Kippwinkel eingespannt und das Layout in der Lasersoftware um denselben Winkel rotiert. In Abb. 71a sind die Metallisierungsergebnisse unter Variation der Überfahrtenanzahl bei 60° Laserauftreffwinkel gezeigt. Es ist klar erkennbar, dass bei einer Laserüberfahrt nur eine unzureichende Aktivierung stattfindet. Zwischen 3 und 5 Überfahrten sind alle Strukturen bis auf die Lasereinzelbahnen zuverlässig aktiviert und metallisiert. Bei 10 Überfahrten ist eine Kraterbildung durch den Auftreffwinkel deutlich sichtbar. In Abb. 71b ist das Metallisierungsergebnis nach 10 Laserüberfahrten unter Variation des Laserauftreffwinkels dargestellt. Hieraus ist ersichtlich, dass bei 10 Überfahrten alle Winkel zuverlässig aktiviert werden können, jedoch die Kantenschärfe bei zunehmendem Laserauftreffwinkel abnimmt.





Abb. 71: Metallisierungsergebnisse in Abhängigkeit des Lasereinfallswinkels und der Überfahrtenanzahl. a) Variation der Überfahrtenanzahl unter 60° Lasereinfallswinkel, b) Variation des Lasereinfallswinkels bei 10 Laserüberfahrten.

Die entsprechenden Rauigkeits- und Haftfestigkeitswerte der in Abb. 71 dargestellten Metallschichten sind in Abb. 72 dargestellt. Die Rauigkeit wurde hier aus WLI Aufnahmen und die Haftfestigkeit mittels Hot-Pin-Pull Test ermittelt. Es ist deutlich zu erkennen, dass die Rauigkeit mit zunehmender Überfahrtenanzahl zunimmt, dies konnte auch bereits in Abb. 62 gezeigt werden. Bezüglich des Laserauftreffwinkels ist allerdings kein Einfluss auf die resultierende Metallschichtrauigkeit feststellbar. Die Haftfestigkeit hingegen zeigt insbesondere bei 3 Überfahrten einen deutlichen Einfluss bezüglich des Laserauftreffwinkels. Bei 30° Auftreffwinkel wurde die höchste Haftfestigkeit ermittelt, und bei 60° die niedrigste. Warum bei 30° und nicht bei 0° die höchste Haftfestigkeit gemessen wurde, kann nicht begründet werden. Bei 10 Überfahrten war der Einfluss des Strukturierungswinkels hingegen nicht mehr signifikant. Allgemein lässt sich zusammenfassen, dass auch bei einem steilen Strukturierungswinkel von 60° mit einer erhöhten Überfahrtanzahl eine zuverlässige Aktivierung erreicht werden kann, ohne dass es hierbei zu einem kritischen Abfall der Haftfestigkeit kommt. Lediglich eine durch die höhere Anzahl an Überfahrten bedingte höhere Rauigkeit an den Flanken muss eventuell beachtet werden.



Abb. 72: Rauigkeit und Haftfestigkeit der in Abb. 71 dargestellten Metallschichten in Abhängigkeit der Überfahrtenanzahl und des Laserauftreffwinkels.

#### 4.3.2 Spritzgegossene 3D Substrate (3D Technologiedemonstrator)

Mit den im vorherigen Kapitel erarbeiteten Grundlagen für die zuverlässige Aktivierung von 2D Strukturen und den Erkenntnissen über die Aktivierung unter verschiedenen Laserauftreffwinkeln sind die Grundlagen für die Strukturierung dreidimensionaler Teile geschaffen worden. In Kapitel 4.2.2 in Abb. 55 und Abb. 56 wurde außerdem bereits der entsprechende Workflow für die Layouterstellung auf beiden Demonstratorgeometrien dargestellt. Für den Demo-USBV2 wurden 2 verschiedenen Layouts erstellt, wovon eines 2 lasergebohrte Vias enthält. Die Leiterbahnen wurden auf 200 µm Breite ausgelegt. Neben dem funktionalen Layout mit Pads für eine Hochleistungs-LED (H-LED) und einen 0603 Vorwiderstand, welche über USB betrieben werden können, wurde auch eine Dummy-Interdigitalstruktur und ein Dummy-Tiefpass strukturiert. Die Strukturierung wurde mit 16,3 W und 4 µm Pitch bei 100 kHz Pulsfolgefrequenz durchgeführt. Für die Laserstrukturierung wurden alle Strukturen bis auf die Pads für die Bestückung der Bauteile, die Interdigitalstruktur und der Tiefpass mit 3 Laserüberfahrten strukturiert. Die anderen Strukturen wurden mit 7 Überfahrten strukturiert. Mit diesen Parametern konnten alle Strukturen zuverlässig aktiviert werden. Die Metallisierungsergebnisse sind in Abb. 73 dargestellt. Nach der Metallisierung wurde die H-LED und der Vorwiderstand mittels Standard SAC-Lot (F169, Heraeus/DE) bestückt und anschließend in einem Reflow-Ofen bei 255 °C Spitzen-Temperatur verlötet. Die aufgebauten Bauteile sind ebenfalls in Abb. 73 dargestellt.

#### SB-ZTA 1650°C 5h, 16,3 W, 4 µm



Abb. 73: Metallisierter und mit H-LED und 3 k $\Omega$  Vorwiderstand bestückter Demo-USBV2 3D Technologiedemonstrator ohne Vias.

In Abb. 74 ist der Demo-USBV2 Technologiedemonstrator mit lasergebohrten und aktivierten Vias dargestellt. Die Vias wurden beidseitig mit einem konzentrischen Hatch gebohrt und metallisieren zuverlässig.

#### Seite 58 des Schlussberichts zu IGF-Vorhaben 20975 N



Abb. 74: Metallisierter und mit H-LED und 3 k $\Omega$  Vorwiderstand bestückter Demo-USBV2 3D Technologiedemonstrator mit lasergebohrten und metallisierten Vias.

Der zweite 3D Technologiedemonstrator wurde als Pyramidenstumpf mit verschiedenen Flankenwinkeln für die Untersuchung der Zuverlässigkeit der Metallisierung über Kanten ausgelegt. Dafür wurde ein Layout erstellt, in welchem Leiterbahnen verschiedener Breiten (200 µm, 400 µm und 600 µm) über die unterschiedlichen Kanten gelegt wurden. Hier wurden die 50° Flanken mit 2 Überfahrten und die 60° Flanken mit 4 Überfahrten strukturiert. Die Pads und Haftfestigkeitskreise wurden mit H2a+b, also kreuzweise, strukturiert, da insbesondere bei den 200 µm Pads an der Ober- und Unterseite die Aktivierung unregelmäßig war. Insgesamt wurden 76 Pyramiden laserstrukturiert und metallisiert. Eine davon ist exemplarisch in Abb. 75 dargestellt. Hier ist auch eine nicht aktivierte 200 µm Leiterbahn gekennzeichnet. Bei diesen nicht aktivierten Leiterbahnen konnte der Defekt bereits nach der Laserstrukturierung festgestellt werden, der Laser hat hier also nicht eingekoppelt. Aufgrund der in Abb. 63 dargestellten und beschriebenen Begebenheit findet im Anschluss auch keine Metallisierung des Leiterbahnbereiches statt.

Aufgrund der Unregelmäßigkeiten in der Strukturierung der dünnen Leiterbahnen, wurden alle strukturierten Leiterbahnen in strukturiert und nicht strukturiert klassifiziert und auf die Häufigkeit der unstrukturierten Bahnen ausgewertet. Das Ergebnis der statistischen Auswertung ist in Tabelle 4 aufgeführt. Das Ergebnis zeigt klar, dass die dünnen Leiterbahnen problematisch sind bezüglich der Aktivierung, und die breiteren Leiterbahnen sehr zuverlässig metallisieren. Dies sollte in der Layouterstellung beachtet werden.

Seite 59 des Schlussberichts zu IGF-Vorhaben 20975 N



Nicht strukturierte Leiterbahn

Abb. 75: Metallisierter Pyramidenstumpf 3D-Technologiedemonstrator für Zuverlässigkeitsuntersuchungen, mit markierter nicht strukturierter Leiterbahn.

Tabelle 4: Statistische Auswertung nicht strukturierter Leiterbahnen des Pyramidenstumpf-3D-Technologiedemonstrators. Gesamtbahnen Ober- und Unterseite je 1520 Stück.

Leiterbahnbreite	Oberseite	Unterseite	Gesamt
200 µm	7,11 %	13,55 %	10,33 %
400 µm	0,13 %	1,64 %	0,89 %
600 µm	0,13 %	0,33 %	0,23 %

Interessant ist hier, dass bei dem Demo-USBV2 diese Problematik nicht beobachtet wurde, obwohl die Leiterbahnen ebenfalls 200 µm breit waren. Dies kann eventuell daran liegen, dass die Leiterbahnen grundsätzlich länger waren, und somit der Energieeintrag pro Fläche größer, oder aber es wurden nicht genügend Teile strukturiert um diesen Effekt zu beobachten. An den mit H2a+b strukturierten Haftfestigkeitskreisen konnten eine sehr hohe Haftfestigkeit von  $F_{\rm H} = 36,07 \pm 1,44$  N/mm<sup>2</sup> gemessen werden.

Die Pyramidenstümpfe wurden zu Temperaturwechseltests an ein Mitglied des projektbegleitenden Ausschusses geschickt, leider konnten diese Versuche aber bis zur Vollendung des Berichts aufgrund von Anlagenausfällen nicht abgeschlossen werden.

# 5. Erste Untersuchungen zu additiv gefertigten Schaltungs-

#### trägern

Wie jedes keramische Formgebungsverfahren erfordern auch additive Verfahren (AM: Additive Manufacturing) die Aufbereitung der Keramikpulver mit Hilfsstoffen zu verarbeitbaren Massen wie Suspensionen, Granulaten oder Feedstocks. Deren maschinenspezifische Entwicklung sowie die

Erarbeitung entsprechender Formgebungsparameter ist zeit- und kostenintensiv. Bei einigen additiven Verfahren welche beispielsweise auf der schichtweisen Aushärtung von photosensitiven Suspensionen basieren, beeinflussen zudem die optischen Eigenschaften der Pulverwerkstoffe den Formgebungsprozess. Um den Einfluss von  $Cr_2O_3$  Pulver auf den additiven Formgebungsprozess mittels LCM (LCM®-Lithography based ceramic manufacturing) zu ermitteln, wurden in geringem Umfang Versuche zur Aufbereitung und Verarbeitung von  $Cr_2O_3$  dotierten  $Al_2O_3$  Suspensionen mittels LCM bei der Fa. Lithoz durchführt. Dazu wurden Suspensionen aus Ag und Af Pulvern mit 2 Gew.-% Cr-mk Pulver aufbereitet und damit Formgebungsversuche auf einer Maschine Typ Cerafab 7500 der Fa. Lithoz durchgeführt. Eine schematische Darstellung des LCM Verfahrens und der schichtweisen Aushärtung der partikelbeladenen Suspension mit  $Al_2O_3$  und  $Cr_2O_3$  Partikeln ist in Abb. 76 dargestellt.



Abb. 76: Schematische Darstellung des LCM Verfahrens der Fa. Lithoz (links) sowie schematische Darstellung der Schichtaushärtung bei diesem Verfahren (rechts) wobei verdeutlicht werden soll, dass die Dotierungsstoffpartikel die Schichtaushärtung beeinflussen können.

#### 5.1 Substratherstellung über dotierte Suspensionen

Es wurden vom IFKB ein Ag und ein Af Pulver sowie das Cr-mk Pulver bereitgestellt und von Lithoz nach Ihrem, für Oxidkeramiken üblichen Rezept und mittels üblicher Anlagentechnik, zu photosensitiven Suspension aufbereitet, welche im Folgenden AM-Ag und AM-Af genannt sind. Dies war für beide Pulver ohne Komplikationen oder spezielle Anpassungen möglich. Der geringe Anteil an Cr-mk Pulverpartikeln hatte nur geringe Auswirkungen auf die Farbe der Suspensionen welche bereits vor der Formgebung einen ersten Hinweis auf die optischen Eigenschaften, bzw. das Aushärteverfahren im Druckprozess gibt. Die Formgebung zu Platten mit einer Größe von 25\*23\*2,5mm<sup>3</sup> war sowohl für AM-Ag als auch für AM-Af möglich. Die Plattengeometrie und die Aufbaurichtung sind in Abb. 77 dargestellt. Die Aufbaurichtung wurde so gewählt, dass der Einfluss der sich durch den schichtweisen Aufbau ergebenden mikroskopischen Stufenstruktur auf die Metallisierung untersucht werden kann. Bei AM-Af kam es wie in Abb. 77 rechts zu erkennen, bereits bei der Entbinderung zu starker Rissbildung entlang der Aufbauebenen, die sich durch eine Optimierung der Formgebungsparameter nicht verhindern ließ. Bei AM-Ag kam es unter Verwendung von Standardformgebungsparametern ebenfalls zu Rissbildung welche sich aber durch eine Parameteroptimierung verhindern ließ.



Abb. 77: Aufbaurichtung der Proben und mittels LCM von der Fa. Lithoz hergestellte Plattenbauteile aus AM-Af im "weißen" und gesintertem Zustand mit Rissen. Beeinflussung der optischen Eigenschaften der Dotierungsstoffpartikel beeinträchtigten die Schichtaushärtung und führten zur Rissbildung welche bei AM-Af auch durch eine Optimierung der Belichtungsparameter nicht verhindert werden konnte.

Die gesinterten Platten aus AM-Ag und die Entwicklung der relativen Dichte mit der Sintertemperatur/Haltezeit sind in Abb. 78 dargestellt. Bereits bei 1650°C / 3 h zeigen die Proben relativ hohe Dichtewerte und sind ab 5 h Haltezeit vollständig verdichtet.





Abb. 78: Mittels LCM von der Fa. Lithoz hergestellte Plattenbauteile aus AM-Ag im gesinterten Zustand (links) und relative Dichte von AM-Ag Plattensubstraten in Abhängigkeit der Sinterhaltezeit (rechts).

Die Ergebnisse zeigen die Beeinflussung der Formgebung durch die Eigenschaften des Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Ausgangspulvers. Das deutlich feinkörnigere Af Pulver erschwert die Formgebung, so dass trotz Anpassung der einstellbaren Schichtdicke sowie der Belichtungsdauer und der Intensität keine defektfreie Formgebung möglich ist. Die AM-Ag Suspension auf Basis des Ag Pulvers hingegen zeigt deutlich bessere Verarbeitungseigenschaften wodurch nach einer Parameteroptimierung die defektfreie Formgebung erreicht werden konnte.

Im Anschluss wurden auch 3D Technologiedemonstratoren aus AM-Ag gefertigt. An den Flanken der Demonstratoren, welche auf Grund des schichtweisen Aufbaus eine typische Treppenstruktur aufweisen, wurde der Einfluss dieser Strukturen auf die Metallisierung untersucht. Der Demonstrator wie auch die auf der ebenen Fläche und den schrägen Flanken gemessenen Flächenrauheitskennwerte Sa und Sz mit entsprechenden Darstellungen der Topographie sind in Abb. 79 gezeigt.



Abb. 79: WLI Aufnahmen und Flächenrauigkeitskennwerte der Oberflächen des additiv mittels LCM hergestellten USB Demonstrators aus AM-Ag.

Einige Proben zeigten Risse, welche sich aber nicht entlang der Aufbauebenen ausbreiteten und daher nicht auf den Formgebungsprozess, sondern auf die unterschiedlichen Wandstärken des Bauteils zurückgehen und die Relevanz einer Keramik-gerechten Bauteilauslegung verdeutlichen (Abb. 80).



Abb. 80: Riss an additiv gefertigtem 3D Technologiedemonstrator.

#### **5.2 Laseraktivierung und Metallisierung**

Da für die additiv hergestellten Proben keine ZTAs verwendet wurden, sondern dotierte  $Al_2O_3$ Keramiken, erfolgte die Laseraktivierung in diesem Kapitel ausschließlich mit dem pikosekunden gepulsten grünen Laser bei 200 kHz Pulsfolgefrequenz mit dem 10 µm Spot. In Abb. 81 sind die Metallisierungsergebnisse mit Laserparametern verschiedener Leistungen und Pitches dargestellt. Allgemein ist zu erkennen, dass die Laseraktivierung und Metallisierung über den gesamten verwendeten Laserparameterraum sehr gut funktioniert. Eine Detailaufnahme der Struktur bei 7 µm Pitch und 8 W Leistung zeigt, dass auch feinste Strukturen wie Lasereinzelbahnen und 100 µm breite Leiterbahnen zuverlässig und mit einer hohen Kantenschärfe metallisieren. In Abb. 81 ist außerdem die REM-Aufnahme einer laserstrukturierten Leiterbahn dargestellt, in welcher deutlich sichtbar ist, dass der Laser die entstehende Oberflächentopgraphie einebnet, und sich diese dementsprechend nicht oder nur in geringem Maße auf die abgeschiedenen Metallschichten übertragen sollte.



Abb. 81: Metallisierungsergebnisse nach ps-G Laserstrukturierung auf AM-Ag Substrat (Sintertemperatur 1650 C / 5h) mit REM Aufnahmen eines laserstrukturierten Bereichs und der as-fired Oberfläche.

Anhand des Laserparameterscreenings wurde für die Strukturierung des 3D Technologiedemonstrators der Parameter mit 7 µm Pitch und 8 W Leistung ausgewählt. Für die Layouterstellung wurde der in Kapitel 4.2.2 beschriebene Workflow angewendet. In erster Iteration wurden die Flanken mit 1 Überfahrt laserstrukturiert. Wie in Abb. 82 links zu erkennen, konnten damit keine unterbrechungsfreien Flanken metallisiert werden. Es wird vermutet, dass dies aufgrund der in Abb. 79 dargestellten stufenartigen Struktur der Seitenflanken beobachtet werden kann. Eine Laserparameteranpassung auf 3 Laserüberfahrten führte zu einer unterbrechungsfreien Metallisierung der 3D Technologiedemonstratoren, welche anschließend wie die spritzgegossenen SA-ZTA 3D Technologiedemonstratoren mittels einer H-LED mit Vorwiderstand funktionalisiert wurden und funktional waren (Abb. 82 rechts).



Abb. 82: Metallisierter 3D Technologiedemonstrator aus AM-Ag, welcher durch eine Erhöhung der Überfahrtenanzahl an den Flanken mittels ps-G Laser unterbrechungsfrei metallisiert werden konnte.

# 6. Gegenüberstellung der durchgeführten Arbeiten und des

# Ergebnisses mit den Zielen

Tabelle 5: Tabellarischer Vergleich der Ziele und der Ergebnisse der einzelnen Arbeitspakete.

Ziele der Arbeitspakete (AP) laut Antrag	Durchgeführte Arbeiten und Ergebnisse			
AP1: Erarbeitung prozesssicherer Dotierun- gen von Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -Keramiken zur laserbasier- ten Metallisierung	Herstellung und Untersuchung verschiedener Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> Werkstoffe und deren Aktivierung mittels ns-IR Laser			
<ul> <li>Untersuchungen zur Strukturierung von Keramiken mit feinerem Gefüge und gerin- geren Korngrößen</li> </ul>	<ul> <li>Nickel ist effektiv f ür Laseraktivierung aber zu problematisch f ür industrielle Verarbei- tung (kein weiterer Einsatz)</li> </ul>			
<ul> <li>Untersuchung Einfluss Laserparameter auf abgeschiedene Metallschichten</li> </ul>	<ul> <li>Zugabe von Zirkonoxid zu Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> not- wendig für ns-IR Laseraktivierung</li> </ul>			
<ul> <li>Untersuchungen zur Reinigung laserstruk- turierter Substrate</li> </ul>	<ul> <li>Einfluss der Sintertemperatur / Korngröße auf Metallisierung gering. Niedrigere Sin- tertemperatur vorteilhaft</li> </ul>			
	<ul> <li>Einfluss der Laserparameter auf Metalli- sierungsergebnis stark. Beste Ergebnisse mit hoher Leistung und geringem Pitch</li> </ul>			
	<ul> <li>Mechanische Eigenschaften durch Dotie- rung nur minimal beeinflusst</li> <li>Das erreichte Ergebnis entspricht dem vorge- gebenen Ziel.</li> </ul>			
AP2: Prozesssichere Feedstockaufbereitung und Formgebung mit industriellen Prozes- sen	Füllstudien durchgeführt und Einfluss Form- gebungsparameter auf Bauteileigenschaften betrachtet.			
<ul> <li>Untersuchungen zur Strukturierung von hochreinen keramische Pulverqualitäten; Reduzierung von Verunreinigungen durch</li> </ul>	<ul> <li>Eingesetzte kommerzielle Pulver ermögli- chen Herstellung und Verarbeitung der Feedstocks nach Herstellerangaben</li> </ul>			
Keramik-Herstellungsprozess (z.B. Abrieb)	<ul> <li>Es treten keine Fremdmetallisierungen auf</li> </ul>			
	<ul> <li>Dotierung mit Cr mindert Sinteraktivität wodurch Sintertemperaturen bzw. Halte- zeiten ggf. erhöht werden müssen</li> </ul>			
	<ul> <li>Austritt von Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> bei hohen Sintertemperaturen kann zu Ausfall von Ofentechnik führen. Niedrigere Sintertemperaturen / Sinteraktivere Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Ausgangspulver sind zu bevorzugen.</li> </ul>			
	Das erreichte Ergebnis entspricht dem vorge- gebenen Ziel.			
AP3: Erarbeiten von Methoden zur Form- und Oberflächenanalyse	Vergleich verschiedener Methoden zur Kon- tur und Oberflächenanalyse.			
<ul> <li>Erarbeitung von Methoden zur Erfassung der Geometrie und der Oberflächentopo- graphie</li> </ul>	<ul> <li>Oberflächentopographie kann mittels WLI entlang der gesamten Prozesskette aufge- nommen werden</li> </ul>			
<ul> <li>Qualifizierung von SAM (Scanning A- coustic Microscope) zur zerstörungsfreien</li> </ul>	<ul> <li>SAM Aufnahmen detektieren Blasenbil- dung klar</li> </ul>			
Prüfung	<ul> <li>Ein Workflow zur konturgetreuen Laserbe- arbeitung wurde erarbeitet</li> </ul>			

	<ul> <li>Ausreichend genaue Konturdaten können mittels Streifenlichtprojektionsmikroskop schnell erhalten werden</li> <li>Das erreichte Ergebnis entspricht dem vorge- gebenen Ziel.</li> </ul>
<ul> <li>AP4: Erarbeitung Laserstrukturierungsprozess und Metallisierungsprozess für dotierte Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Keramiken</li> <li>Erarbeiten geeigneter Laserparameter für optimale Schichthomogenität, Metallisierungsselektivität und Haftung</li> </ul>	<ul> <li>Verschiedene Laserparameterscreenings auf den Proben durchgeführt und ausgewertet. An ausgewählten Parametern Haftfestigkeit und Metallschichtrauigkeit bestimmt.</li> <li>Bessere Einkopplung und Metallisierung durch höhere Leistung, kleinerer Pitch und höhere Überfahrtenanzahl</li> <li>Rauigkeit nimmt mit zunehmender Über- fahrtenanzahl zu</li> <li>Metallschichten haben hohe Haftfestigkeit &gt; 30 N/mm<sup>2</sup></li> <li>Das erreichte Ergebnis entspricht dem vorge- gebenen Ziel.</li> </ul>
<ul> <li>AP5: Untersuchungen zur Optimierung der Metallisierungsselektivität</li> <li>Untersuchungen des Ursprungs und Mög- lichkeiten zur Vermeidung von Fremdme- tallisierungen</li> </ul>	<ul> <li>Analyse von Substratoberflächen und metallisierten Strukturen.</li> <li>Es traten unabhängig der Probenherstellung und der Werkstoffzusammensetzung nur bei sehr engen Leiterbahnstrukturen und einem sehr hohen Energieeintrag Fremdmetallisierungen auf</li> <li>Die Fremdmetallisierung ist auf Laserdebris zurückzuführen und kann durch einen weiteren Abstand zwischen den Leiterbahnen vermieden werden.</li> <li>Das erreichte Ergebnis entspricht dem vorgegebenen Ziel.</li> </ul>
<ul> <li>AP6: Untersuchungen zur prozesssicheren Einstellung der Metallschichteigenschaften</li> <li>Untersuchung Einflüsse entlang gesamter Prozesskette auf Metallschichteigenschaf- ten, insbesondere Haftfestigkeit, Rauheit und Homogenität</li> </ul>	<ul> <li>Es wurden systematische Untersuchungen zum Einfluss der Sinter- und Laserparameter auf die Metallisierung und die Metallschichtei- genschaften durchgeführt.</li> <li>Metallschichteigenschaften sehr gut</li> <li>Minimale Einflüsse aus Herstellungspro- zess</li> <li>Höhere Rauheit positiv für Aktivierung</li> <li>Blasenbildung bei ZTA kann über Laser- parameter (mehrere Überfahrten) verhin- dert werden</li> <li>Eine Füllstrategie mit minimaler Sprung- zeit und dementsprechend maximiertem Energieeintrag führt zu guter Metallisie- rung bei schneller Strukturierung</li> </ul>

	<ul> <li>Stufenstruktur Additiv gefertigter Bauteile erfordert Anpassung der Laserparameter durch mehrere Überfahrten</li> <li>Flachere Lasereinfallswinkel erfordern An- passung der Laserparameter durch meh- rere Überfahrten</li> </ul>
	Das erreichte Ergebnis entspricht dem vorge- gebenen Ziel.
<ul> <li>AP7: Erarbeitung Methodik zum Prozessmo- nitoring</li> <li>Prozesskette wird systematisch analysiert</li> <li>Erarbeitung eines Prozessmonitorlayouts</li> </ul>	<ul> <li>Es wurden kritische Qualitätsmerkmale ent- lang der Prozesskette identifiziert welche ein Prozessmonitoring erlauben.</li> <li>Sobald der ns-IR Laser auf dem Cr-dotier- ten ZTA einkoppelt, kommt es auch zu ei-</li> </ul>
	<ul> <li>ner Metallisierung</li> <li>Die Strukturierung kleiner Strukturen ist aufgrund des geringen Energieeintrags teilweise kritisch</li> </ul>
	<ul> <li>Ein Prozessmonitorlayout wurde erarbeitet</li> </ul>
	Das erreichte Ergebnis entspricht dem vorge- gebenen Ziel.
<ul> <li>AP8: Aufbau 3D-Demonstratorbauteile</li> <li>Design und Fertigung 3D Demonstrator</li> <li>Untersuchung Mäanderstrukturen</li> </ul>	Design und Fertigung eines praxisnahen 3D Demonstrators aus der Beleuchtungstechnik. Fertigung von 3D Testsubstratbauteilen für Zuverlässigkeitsuntersuchungen.
	<ul> <li>Das Bohren von Vias ist möglich</li> </ul>
	<ul> <li>Leiterbahnen über Flanken bis 60° Kipp- winkel konnten zuverlässig metallisiert werden.</li> </ul>
	Das erreichte Ergebnis entspricht dem vorge- gebenen Ziel.
<ul> <li>AP9: Untersuchungen zur Charakterisierung und Zuverlässigkeit an 3D-Demonstra- torbauteilen</li> <li>Charakterisierung anhand von erarbeite-</li> </ul>	Aufgebaute 3D-Demonstratoren wurden hin- sichtlich ihrer Funktionalität untersucht und zur Durchführung von Umwelttests an ein PA-Mit- glied gesendet.
ten Qualitätsmerkmalen <ul> <li>Durchführung von Umwelttests</li> </ul>	<ul> <li>Richtlinien zur Gestaltung von kerami- schen 3D Schaltungsträgern wurden er- stellt</li> </ul>
	<ul> <li>Zuverlässigkeitsuntersuchungen konnten aufgrund von Anlagenausfällen nicht mehr in der Projektlaufzeit abgeschlossen wer- den.</li> </ul>
	Das erreichte Ergebnis entspricht größten- teils dem vorgegebenen Ziel.
AP10: Erstellung des Abschlussberichts und Veröffentlichungen	Es wurde der Abschlussbericht erstellt sowie Projektergebnisse veröffentlicht. Das erreichte Ergebnis entspricht dem vorge- gebenen Ziel.

Seite 67 des Schlussberichts zu IGF-Vorhaben 20975 N

# 7. Verwendung der Zuwendung

#### Durchführende Forschungseinrichtungen

Forschungseinrichtung 1 (federführend):

Hahn-Schickard Stuttgart Allmandring 9b 70569 Stuttgart

Leiter der Forschungseinrichtung: Prof. Dr.-Ing. André Zimmermann

Forschungseinrichtung 2:

Universität Stuttgart Institut für Mikrointegration (IFM) Allmandring 9b 70569 Stuttgart

Leiter der Forschungseinrichtung: Prof. Dr.-Ing. André Zimmermann

Forschungseinrichtung 3:

Universität Stuttgart Institut für Fertigungstechnologie keramischer Bauteile (IFKB) Allmandring 7b 70569 Stuttgart

Kommissarischer Leiter der Forschungseinrichtung: apl. Prof. Dr. rer. nat. Andreas Killinger

Seite 68 des Schlussberichts zu IGF-Vorhaben 20975 N

#### 7.1 Personaleinsatz

Forschungseinrichtung 1:

Wissenschaftlich-technisches Personal: 23 Personenmonate

Technisches Fachpersonal: 12,5 Personenmonate

Forschungseinrichtung 2:

Wissenschaftlich-technisches Personal: 12 Personenmonate

Forschungseinrichtung 3:

Wissenschaftlich-technisches Personal: 28,45 Personenmonate

## 7.2 Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit

Die im Rahmen des Forschungsvorhabens durchgeführten Arbeiten waren für die Erreichung der Forschungsziele notwendig und angemessen.

# 8. Wissenschaftlich-technischer und wirtschaftlicher Nutzen der im Projekt erzielten Ergebnisse

#### 8.1 Innovativer Beitrag und Anwendungsmöglichkeiten

In diesem Vorhaben wurden keramische Werkstoffe entwickelt, welche sich mittels Keramikspritzguss verarbeiten und zuverlässig mittels industriell verfügbarem ns-IR Laser aktivieren lassen. Zusätzlich wurde ein Workflow zur konturgetreuen Laserbearbeitung unter Beachtung der notwendigen Toleranzen erarbeitet, welcher eine zuverlässige, endkonturnahe 3D Laserbearbeitung auch mit Laseroptiken mit sehr kleinen Tiefenschärfen ermöglicht. Weiterhin kann der erarbeitete Workflow genaue Rückschlüsse auf das Sinterverhalten ermöglichen und somit zu einem besseren Prozessverständnis beitragen. Dadurch wurde der Wissensstand zur Herstellung von spritzgegossenen keramischen 3D Schaltungsträgern hinsichtlich des Reifegrades der Technologie deutlich erweitert. Die erarbeitete Prozesskette erlaubt die prozesssichere Herstellung keramischer 3D Schaltungsträger mit industriell weit verbreiteten und kostengünstigen ns-IR Lasersystemen.

Anwendung finden die prozesssicher herstellbaren keramischen 3D Schaltungsträger beispielsweise in Sensoren für thermisch oder chemisch anspruchsvolle Umgebungen, oder bei der Integration elektrischer Funktionen in keramische Strukturbauteile im Maschinenbau, der Automatisierung, der Medizintechnik sowie der chemischen und biologischen Verfahrenstechnik.

#### 8.2 Wirtschaftlicher Nutzen der Projektergebnisse

Der wirtschaftliche Nutzen der erzielten Ergebnisse für KMU wird als sehr hoch eingestuft. Durch die Forschungsergebnisse werden insbesondere kleinen und mittleren Unternehmen (KMU)

Grundlagen und Prozesswissen für einen wirtschaftlichen Herstellungsprozess für dreidimensionale spritzgegossene Keramikschaltungsträger zur Verfügung gestellt, der eine Nutzung bestehender Infrastruktur, sowohl seitens der Keramikfertigung als auch seitens der Laserstrukturierung, Metallisierung und AVT-Technologien, zur Fertigung von keramischen Schaltungsträgern erlaubt. KMU, welche sich bereits mit der Herstellung von kunststoffbasierten Schaltungsträgern beschäftigen, haben durch die Projektergebnisse erleichterten Zugang zu einem erweiterten Anwendungsfeld.

Die erarbeiteten und identifizierten Einflussfaktoren entlang der Fertigungskette keramischer Substrate als auch der Laserinduzierten Direktmetallisierung auf die Substrat- und die Metallschichteigenschaften ermöglichen die anwendungsorientierte Werkstoff- und Technologieauswahl.

Aufgrund der hervorragenden Projektergebnisse ist mit einem vermehrten Einsatz von keramischen Substraten in 3D Schaltungsträgern und damit einer erhöhten Nachfrage nach keramischen Substratbauteilen zu rechnen. Viele Hersteller technischer Keramiken sind KMU und mit Hilfe der Projektergebnisse in der Lage, keramische Substrate zur Herstellung von 3D-MID mittels vorhandener Technologien zu produzieren. Der Keramikhersteller muss jedoch ggf. moderate Investitionen in neue Aufbereitungs- bzw. Verarbeitungsanlagen tätigen, um die Kontamination bestehender Prozesse mit Dotierungsstoffen zuverlässig vermeiden zu können. Langfristig wird aber vermutet, dass diese Investitionen profitabel sind und entsprechende Firmen einen hohen wirtschaftlichen Nutzen haben.

Darüber hinaus besteht ein hoher wirtschaftlicher Nutzen für die Firmen im Bereich keramischer Fertigungstechnologien, da die Ergebnisse eine erhöhte Nachfrage keramischer Bauteile und Investitionen in entsprechende Fertigungsanlagen zur Erweiterung der Kapazitäten erwarten lassen. Explizit sind dabei Hersteller von Aufbereitungsanlagen keramischer Massen wie Mühlen, Kneter, Extruder, Formgebungsmaschinen wie Spritzgussanlagen und Pressen sowie Entbinderungs- und Sintertechnik zu nennen. Viele dieser Hersteller sind spezialisierte KMU die auch davon profitieren, wenn große Elektronikhersteller und Systemanbieter in eigene Produktionsanlagen zur Herstellung keramischer Substrate investieren.

Von der erhöhten Nachfrage nach keramischen ready-to-use Massen wie beispielsweise Feedstocks zum Spritzgießen, Pressmassen oder Suspensionen profitieren deren Anbieter, von denen die Mehrzahl KMU darstellen.

KMUs, welche sich auf die Herstellung von 3D-MID spezialisiert haben, können mit den erarbeiteten Projektergebnissen ohne zusätzlichen Anlageninvest ihr Portfolio um robuste keramische MIDs erweitern. Mit den nach Projektende vorhandenen Richtlinien und Prozessparametern kann die Technologie ohne großen zeitlichen Vorlauf umgesetzt werden.

Anwender, wie zum Beispiel Hersteller von Sensoren und Sensorsystemen oder Hersteller medizintechnischer Geräte haben mit den erarbeiteten Projektergebnissen eine größere Designfreiheit für neuen Produkte, da auf komplexe gekapselte Schaltungsträger verzichtet werden kann, wenn diese durch keramische Schaltungsträger ersetzt werden können. Dies ermöglicht für viele Produkte eine zunehmende Integrationsfähigkeit und Miniaturisierung, und es können auch Anwendungen realisiert werden, welche bisher aufgrund der fehlenden robusten 3D Schaltungsträger nur schwer oder kostenintensiv umsetzbar waren.
Zur Sicherstellung der industriellen Relevanz der durchgeführten Arbeiten und der Verwertbarkeit der erzielten Ergebnisse erfolgte die Projektbearbeitung unter enger Einbindung des projektbegleitenden Ausschusses. Die Projektergebnisse wurden fortlaufend den beteiligten Unternehmen zur Verfügung gestellt.

## 9. Transfer der Forschungsergebnisse in die Wirtschaft

In Tabelle 6 sind die während der Projektlaufzeit durchgeführten Maßnahmen zum Ergebnistransfer in die Wirtschaft dargestellt.

Kat.	Maßnahme	Ziel und Rahmen	Datum/Zeitraum
A	Beratung des Projektbe- gleitenden Ausschuss (PA)	A1: Vorstellung des geplanten Projektes und Dis- kussion der geplanten Arbeiten	08.07.2020
		A2: Vorstellung der ersten erzielten Ergebnisse und Diskussion weiteres Vorgehen	19.01.2021
		A3: Vorstellung der weiteren Ergebnisse und Dis- kussion weiteres Vorgehen	08.06.2021
		A4: Abschlusspräsentation und Diskussion der er- zielten Ergebnisse	24.11.2021
В	Transfer der Projekter- gebnisse	B1: Präsentation der Ergebnisse auf einer europäi- schen Keramiktagung, z.B. ECERS 2021, EUS- PEN 2021	Pandemiebe- dingt entfallen
		B2: Vorstellung der im Projekt erzielten Ergebnisse auf dem Workshop "Visions to Products – MID and Beyond" von Hahn-Schickard	Pandemiebe- dingt verscho- ben
		B3: Präsentation von Teilergebnissen auf der Ce- ramitec Conference (AM Ceramics)	16.09.2021
		B4: Präsentation der Ergebnisse auf dem MST Kongress in Ludwigsburg	08. – 10.11.2021
С	Veröffentlichung der Projektergebnisse	C1: Information von interessierten Kunden über Homepage Hahn-Schickard	kontinuierlich
		C2: Projektinformationen über Institutswebseite IFKB	kontinuierlich
		C3: 4 Seitiger Flyer mit plakativer Darstellung der Projektergebnisse zur Ausgabe bei Messen/Ta- gungen	Dezem- ber 2021
D	Aufnahme der Ergeb- nisse in die Lehre bzw.	D1: Ausbildung der Studenten verschiedener Stu- dienrichtungen	jährlich
		D2: Studienarbeit zur Konturvermessung	2020
		D3: Studienarbeit zu $Cr_2O_3$ und Ni dotiertem $Al_2O_3$	2020
	Durchführung von Stu-	D4: Studienarbeit zu ATO dotiertem Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	2021
	dien-/Bachelor- und Masterarbeiten	D5: Studienarbeit zum Geometrieeinfluss auf die Aktivierung	2021
		D6: Studienarbeit zum Spritzgießen von $Cr_2O_3$ dotiertem $Al_2O_3$	2021

Tabelle 6: Durchgeführte Transfermaßnahmen während der Projektlaufzeit.

In Tabelle 7 sind zusätzlich die geplanten bzw. bereits durchgeführten Transfermaßnahmen in die Wirtschaft nach Projektende aufgeführt.

Kat.	Maßnahme	Ziel und Rahmen	Datum/Zeitraum
A	Beratung und Akquisition von Firmen	A1: Abschlussbericht und alle Projektergebnisse werden dem PA zur Verfügung gestellt.	III. Quartal 2022
		A2: Akquisition von Firmen aus dem Mitglieder- kreis von Hahn-Schickard, insbesondere KMU, für geeignete Kooperationen in Form von Direktauf- trägen, Verbundprojekten etc.	Nach Abschluss des Projekts
В	Transfer der Projekter- gebnisse	B1: Vorstellung der im Projekt erzielten Ergeb- nisse auf der Mitgliederversammlung Hahn- Schickard	2022
		B2: Vorstellung der im Projekt erzielten Ergeb- nisse auf dem Workshop "Visions to Products – MID and Beyond" von Hahn-Schickard	Sept. 2022
		B3: Vorstellung der im Projekt erzielten Ergeb- nisse auf der CICMT2022 in Wien	1315.07.2022
		B4: Vorstellung der im Projekt erzielten Ergeb- nisse auf der Keramik Fachmesse CERAMITEC über Demonstratoren und Flyer an 5 Ständen von PA Mitgliedern (Lithoz, Alumina Systems, Inma- tec, 3D Ceram, Kläger)	2124.06.2022
		B5: Vorstellung der Projektergebnisse auf dem In- novationstag Mittelstand des BMWK in Berlin mit- tels 2 Postern und Demonstratoren.	23.06.2022
		B6: Transfer der erzielten Ergebnisse über den GMM Fachausschuss 5.6 in der Richtlinie zur Herstellung von MID	Nach Abschluss des Projekts
С	Veröffentlichung der Pro- jektergebnisse	C1: Information von Kunden über die Homepage Hahn-Schickard	2022
		C2: Wissenschaftliche Publikation der For- schungsergebnisse zur Cr-Dotierung von ZTA und der Laserstrukturierung und Metallisierung in IEEE oder Keramik-Journal	2022
		C3: Wissenschaftliche Publikation der For- schungsergebnisse zur Herstellung von laserakti- vierbaren additiv gefertigten Keramiken und deren Metallisierung in IEEE oder Keramik-Journal	2022
D	Aufnahme der Ergeb- nisse in die Lehre bzw. Durchführung von Stu- dien-/Bachelor- und Masterarbeiten	D1: Ausbildung der Studenten verschiedener Stu- dienrichtungen	Nach Abschluss des Projekts

Tabelle 7: Geplante Transfermaßnahmen nach der Projektlaufzeit.

Sechs Unternehmen des projektbegleitenden Ausschusses stellten auf der Ceramitec Messe (21.-24.06.2022, München), einer der wichtigsten Fachmessen der Keramikindustrie, die im Rahmen des Projektes erarbeiteten Technologiedemonstratoren an Ihren Ständen aus. Dazu wurde ein Flyer mit den wichtigsten Projektergebnissen erstellt, welcher an den Ständen der PA Mitglieder auslag und an interessierte Personen ausgegeben wurde.

## Seite 72 des Schlussberichts zu IGF-Vorhaben 20975 N



Abb. 83: Flyer zum Transfer der Forschungsergebnisse des Prokeram3D Projektes.

## 10. Danksagung

Das IGF-Vorhaben Nr. 20975 N der Forschungsvereinigung Hahn-Schickard-Gesellschaft für angewandte Forschung e. V. wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der industriellen Gemeinschaftsforschung und -entwicklung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Klimaschutz aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert. Für diese Förderung sei gedankt.

Dem projektbegleitenden Ausschuss sei für die Unterstützung und die wertvollen Hinweise aus den zahlreichen Diskussionen gedankt.

## **11.Literaturverzeichnis**

[Fri16]	Friedrich, A.; Geck, B.; Posselt, A.; Klemp, O.; Kriebitzsch, I: A Novel 3d De- sign Approach for Active Patch Antennas Using 3D-MID Technology in Context of a Vehicular Application, 12th International Congress MID, Würzburg, 2830. September 2016
[Gie14]	Giersbeck, M.: Potential of Plastics Technology for Innovative Mechatronic Prod- ucts; 11th International Congress MID, Fürth, 2426. September 2014
[IGF15]	IGF-Vorhaben 488 ZN "Ladisk" (Laserdirektstrukturierung von spritzgegossenen keramischen 3D-Schaltungsträgern), 2015
[IGF18]	IGF-Vorhaben 18967 N "LasKer3D" (Verfahren zur wirtschaftlichen und praxisori- entierten Herstellung, Laserstrukturierung, Metallisierung und Systemintegration von 3D Keramiksubstraten), 2018
[Kue16]	Kuepfer, R.; Hess, T.: A volume business –MID in the pole position; 12th Interna- tional Congress MID, Würzburg, 2830. September 2016

- [Mül11] Müller, M.; Goth, C.; Franke, J.: Markt- und Technologieanalyse für räumliche elektronische Schaltungsträger; Workshop Innovative Anwendungen der MID-Technik, Stuttgart, 5. Oktober 2011
- [Nin18] Ninz, P.; Kern, F.; Ermantraut, E.; Müller, H.; Eberhardt, W.; Zimmermann, A.; Gadow, R.; Doping of alumina substrates for laser induced selective metallization; Procedia CIRP, Volume 68, 2018, Pages 772-777 https://doi.org/10.1016/j.procir.2017.12.037
- [Rem16] Remer, U.: Smart Series Applications in 3D Shape; 12th International Congress MID, Würzburg, 28.-30. September 2016
- [Rim16] Rimmel, S.; Schliltzkus, M.: Further Development of the MID Component in the Pressure Sensor DS8 and Essential Testing Strategies of Safety critical Sensor with MID Parts; 12th International Congress MID, Würzburg, 28.-30. September 2016