

Forschungsberichte aus dem  
**wbk** Institut für Produktionstechnik  
Karlsruher Institut für Technologie (KIT)

Johannes Schubert

**Werkstoff- und Prozessanalyse zur  
Herstellung keramischer Werkstoffverbunde  
mittels badbasierter Photopolymerisation  
(VPP-LED)**

Band 303

Forschungsberichte aus dem  
wbk Institut für Produktionstechnik  
Karlsruher Institut für Technologie (KIT)

Hrsg.: Prof. Dr.-Ing. Jürgen Fleischer  
Prof. Dr.-Ing. Gisela Lanza  
Prof. Dr.-Ing. habil. Volker Schulze  
Prof. Dr.-Ing. Frederik Zanger

Johannes Schubert

**Werkstoff- und Prozessanalyse zur Herstellung  
keramischer Werkstoffverbunde mittels  
badbasierter Photopolymerisation (VPP-LED)**

Band 303



**Werkstoff- und Prozessanalyse zur Herstellung  
keramischer Werkstoffverbunde mittels  
badbasierter Photopolymerisation (VPP-LED)**

Zur Erlangung des akademischen Grades eines  
**DOKTORS DER INGENIEURWISSENSCHAFTEN (Dr.-Ing.)**

von der KIT-Fakultät für Maschinenbau des  
Karlsruher Instituts für Technologie (KIT)

angenommene

**DISSERTATION**

von

Johannes Schubert, M.Sc. MBA

aus Heidelberg

Tag der mündlichen Prüfung: 15.12.2025

Hauptreferent: Prof. Dr.-Ing. Frederik Zanger

Korreferent: Prof. em. Dr.-Ing. Dr. h.c. Konrad Wegener

### **Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek**

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

Zugl.: Karlsruhe, Karlsruher Institut für Technologie, Diss., 2025

Copyright Shaker Verlag 2026

Alle Rechte, auch das des auszugsweisen Nachdruckes, der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe, der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen und der Übersetzung, vorbehalten.

Printed in Germany.

Print-ISBN	978-3-8191-0542-5
PDF-ISBN	978-3-8191-0491-6
ISSN	2944-6430
eISSN	2944-6449

Shaker Verlag GmbH • Am Langen Graben 15a • 52353 Düren  
Telefon: 02421 / 99 0 11 - 0 • Telefax: 02421 / 99 0 11 - 9  
Internet: [www.shaker.de](http://www.shaker.de) • E-Mail: [info@shaker.de](mailto:info@shaker.de)

## **Vorwort des Herausgebers**

Die schnelle und effiziente Umsetzung innovativer, nachhaltiger und wirtschaftlicher Technologien stellt den entscheidenden Wirtschaftsfaktor für produzierende Unternehmen dar. Universitäten können als "Wertschöpfungspartner" einen wesentlichen Beitrag zur Wettbewerbsfähigkeit der Industrie leisten, indem sie wissenschaftliche Grundlagen sowie neue Methoden und Technologien erarbeiten und aktiv den Umsetzungsprozess in die praktische Anwendung unterstützen.

Vor diesem Hintergrund wird im Rahmen dieser Schriftenreihe über aktuelle Forschungsergebnisse des Instituts für Produktionstechnik (wbk) am Karlsruher Institut für Technologie (KIT) berichtet. Unsere Forschungsarbeiten beschäftigen sich mit der Leistungssteigerung von additiven und subtraktiven Fertigungsverfahren, den Produktionsanlagen und der Prozessautomatisierung sowie mit der ganzheitlichen Betrachtung und Optimierung von Produktionssystemen und -netzwerken. Hierbei werden jeweils technologische wie auch organisatorische Aspekte betrachtet.

Prof. Dr.-Ing. Jürgen Fleischer

Prof. Dr.-Ing. Gisela Lanza

Prof. Dr.-Ing. habil. Volker Schulze

Prof. Dr.-Ing. Frederik Zanger



## **Vorwort des Verfassers**

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als akademischer Mitarbeiter am wbk Institut für Produktionstechnik des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT).

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. Frederik Zanger, der die vorliegende Arbeit als Hauptreferent betreut hat. Seine wissenschaftliche Begleitung, das stets in mich gesetzte Vertrauen sowie die vielfältigen Freiräume, die er mir eröffnet hat, waren für die Entstehung dieser Dissertation von zentraler Bedeutung. Darüber hinaus hat er mir die Möglichkeit gegeben, im Rahmen verschiedener Funktionen Verantwortung im Institut zu übernehmen, wofür ich ihm ebenfalls sehr herzlich danke. Ebenso danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Volker Schulze, unter dessen Leitung ich meine Tätigkeit am Institut begonnen habe und der mir auch in dieser frühen Phase Vertrauen und Unterstützung entgegengebracht hat. Es freut mich daher ganz besonders, dass er meine Arbeit bis zum erfolgreichen Abschluss der Prüfung weiter begleitet hat. Für die Übernahme des weiteren Korreferats und der damit verbundenen konstruktiven Kritik danke ich Herrn Prof. em. Dr.-Ing. Dr. h.c. Konrad Wegener. Mein herzlicher Dank gilt ebenso Herrn Prof. Dr.-Ing. Tobias Düser für die Übernahme des Prüfungsvorsitz.

Für die stets verlässliche Unterstützung und den offenen, kollegialen Austausch danke ich allen Kolleginnen und Kollegen des wbk, insbesondere in „meinem“ Team Additive Fertigung. Mein herzlicher Dank gilt auch den Servicecentern des Instituts, insbesondere Herrn Harald Frank und Frau Margit Scheidt, sowie dem Lehre-Team, insbesondere Frau Karin Fuchs und Frau Julia Dvorak, für ihre stets zuverlässige und kompetente Unterstützung. Die Zusammenarbeit hat mir immer große Freude bereitet.

Meinen Abschlussarbeitern Boyana Arnaudova, Jonas Brenneis, Benedikt Burchard, Yannik End, Chantal-Liv Lehmann, Doriane Makiadi, Lena Mohs, Michael Schott, Philip Spöckner, Alina Wehrle und Philipp Weisser danke ich für ihre hervorragende Arbeit, die meine Dissertation in dieser Form erst ermöglicht hat.

Ganz besonderer Dank gilt meinen Eltern für ihre lebenslange und bedingungslose Unterstützung – ohne Euch wäre ich nicht da, wo ich heute stehe. Abschließend danke ich Dir, Saskia Weger, von Herzen für Deinen Rückhalt und Dein Verständnis während der Entstehung dieser Arbeit.

Karlsruhe, im Dezember 2025

Johannes Schubert





## **Abstract**

Due to their special properties, such as high mechanical strength and chemical resistance, ceramics are used in a wide range of applications. Additive manufacturing, in particular by means of vat photopolymerization (VPP), offers new possibilities for producing complex and customized ceramic components. A promising further development is multi-material additive manufacturing (MMAM), which aims to combine different materials in one component. This should improve the component properties and open up new applications. To achieve this, it is necessary to tailor the materials to each other and to consider the interactions along the process chain.

In the present work, therefore, material and process analyses are carried out and the results are used to produce ceramic material composites by vat photopolymerization.

For this purpose, a material selection is performed to identify a material cluster that shows both synergetic properties and a high potential for co-processing along the VPP process chain. A binder system is developed that can be applied to the selected materials with only minor modifications, and suitable exposure parameters are determined for the VPP process. Cleaning stations for automated cleaning of the components are constructed and optimized cleaning strategies are identified. Furthermore, a temperature profile for damage-free debinding is determined and the shrinkage behavior of samples of different materials and filler contents during the sintering process is analyzed in further investigations. In particular, the effect of deviations from typically applied sintering conditions on the density and the mechanical properties of the components is considered. Based on this, a temperature profile for the simultaneous co-sintering of the selected materials is derived. The obtained results are then used for manufacturing composite materials. Here, the approaches of sinter joining and multi-material VPP are applied. Based on a material and process analysis, the work demonstrates the potential of ceramic multi-material manufacturing by VPP and provides a basis for further optimization and specific applications of ceramic composites.



## Kurzfassung

Aufgrund ihrer besonderen Eigenschaften, wie einer hohen mechanischen Festigkeit und chemischen Beständigkeit, werden Keramiken in vielfältigen Anwendungen eingesetzt. Die Additive Fertigung, insbesondere mittels badbasierter Photopolymerisation (VPP), bietet neue Möglichkeiten zur Herstellung komplexer und individualisierter Keramikkomponenten. Eine vielversprechende Weiterentwicklung ist das Multi-Material Additive Manufacturing (MMAM), welches die Kombination verschiedener Materialien in einem Bauteil zum Ziel hat. Dadurch sollen die Bauteileigenschaften verbessert und neue Anwendungen erschlossen werden. Dazu ist es notwendig, die Materialien gezielt aufeinander abzustimmen und die Wechselwirkungen entlang der Prozesskette zu berücksichtigen.

In der vorliegenden Arbeit werden daher Werkstoff- und Prozessanalysen durchgeführt und die Ergebnisse exemplarisch zur Herstellung keramischer Werkstoffverbunde mittels badbasierter Photopolymerisation angewendet.

Dazu wird in einer Werkstoffauswahl ein vielversprechendes Werkstoffcluster, das sowohl synergetische Eigenschaften als auch ein hohes Potenzial zur gemeinsamen Verarbeitung entlang der VPP-Prozesskette aufweist, identifiziert. Es werden ein Bindersystem entwickelt, das mit nur geringfügigen Modifikationen für die ausgewählten Werkstoffe anwendbar ist, und geeignete Belichtungseinstellungen für den VPP-Prozess ermittelt. Zur automatisierten Reinigung der Bauteile werden Reinigungsstationen aufgebaut und optimierte Reinigungsstrategien identifiziert. Ferner wird ein Temperaturprofil zum schädigungsfreien Entbindern ermittelt und in weiteren Untersuchungen das Schrumpfungsverhalten der Proben verschiedener Materialien und Füllstoffgehalte während des Sinterprozesses analysiert. Es wird insbesondere betrachtet, wie sich Abweichungen von den typischerweise angewendeten Sinterbedingungen auf die Dichte und die mechanischen Eigenschaften der Bauteile auswirken. Basierend darauf wird ein Temperaturprofil zum gemeinsamen Sintern der ausgewählten Materialien abgeleitet. Die so ermittelten Erkenntnisse werden abschließend zur Herstellung von Werkstoffverbunden eingesetzt. Dabei werden die Ansätze des Sinterfügens sowie des Multi-Material-VPP angewendet. Die Arbeit demonstriert auf Basis einer Werkstoff- und Prozessanalyse das Potenzial der keramischen Multi-Material-Fertigung mittels VPP und bildet eine Grundlage für weitere Optimierungen und spezifische Anwendungen von keramischen Werkstoffverbunden.



# Inhaltsverzeichnis

<b>Inhaltsverzeichnis</b>	<b>I</b>
<b>Abkürzungen</b>	<b>IV</b>
<b>1 Einleitung</b>	<b>1</b>
<b>2 Stand der Forschung und Technik</b>	<b>2</b>
2.1 Technische Keramiken	2
2.1.1 Grundlagen und Einteilung keramischer Werkstoffe	2
2.1.2 Mechanische Charakterisierung technischer Keramiken	5
2.2 Additive Fertigung von Keramiken mittels badbasierter Photopolymerisation	9
2.2.1 Überblick, Einteilung und Anwendung	9
2.2.2 Keramische Schlicker	11
2.2.3 Druckprozess	24
2.2.4 Reinigen der Grünteile	27
2.2.5 Entbindern	31
2.2.6 Sintern	34
2.3 Sinterfügen	39
2.4 Herstellung keramischer Werkstoffverbunde mittels VPP	42
2.4.1 Anforderungen der keramischen Multi-Material-Fertigung	43
2.4.2 Bisherige Forschungsarbeiten zum Multi-Material-VPP-Verfahren	44
<b>3 Zielsetzung und Vorgehensweise</b>	<b>48</b>
3.1 Zielsetzung	48
3.2 Vorgehensweise	49
<b>4 Werkstoffauswahl</b>	<b>51</b>
<b>5 Verwendete Materialien und Anlagen</b>	<b>56</b>
5.1 Ausgangsmaterialien	56
5.1.1 Keramische Pulver	56
5.1.2 Bindersystem	59
5.1.3 Kommerzieller keramischer VPP-Schlicker	61

---

5.2	Schlickerentwicklung	61
5.3	Druckprozess	64
5.4	Reinigen der Grünteile	66
5.5	Entbindern	67
5.6	Sintern	68
5.7	Bauteilcharakterisierung	69
<b>6</b>	<b>Schlickerentwicklung</b>	<b>72</b>
6.1	Entwickeln eines flexiblen Bindersystems anhand von Aluminiumoxid	72
6.2	Übertragen auf andere keramische Werkstoffe	79
6.3	Optimieren des Mischprozesses	85
6.4	Exkurs: KI-gestützte Schlickerentwicklung	89
<b>7</b>	<b>Optimierung der Prozesskette für monolithische Werkstoffe</b>	<b>97</b>
7.1	Druckprozess	97
7.2	Automatisierte Grünteilreinigung	103
7.2.1	Weiterentwicklung automatisierter Reinigungsstationen	103
7.2.2	Beurteilung der Reinigungswirkung	108
7.2.3	Einfluss auf den nachfolgenden Druckprozess	116
7.3	Entbindern	119
7.3.1	Charakterisierung mittels Thermogravimetrischer Untersuchung	119
7.3.2	Übertragung auf realen Ofenprozess	121
7.4	Sintern	122
7.4.1	Charakterisierung mittels Dilatometrie	122
7.4.2	Realer Ofenprozess	125
7.5	Monolithisches Sinterfügen	131
7.5.1	Sinterfügen aufgrund eines mehrstufigen Sinterns	131
7.5.2	Sinterfügen durch unterschiedliche Volumenschrumpfung	136
<b>8</b>	<b>Herstellung von Multi-Material-Bauteilen mittels VPP</b>	<b>140</b>
8.1	Multi-Material-Sinterfügen	140
8.2	Multi-Material-VPP	146

---

<b>9</b>	<b>Zusammenfassung</b>	<b>151</b>
<b>10</b>	<b>Literaturverzeichnis</b>	<b>153</b>
	<b>Abbildungsverzeichnis</b>	<b>I</b>
	<b>Tabellenverzeichnis</b>	<b>VI</b>
	<b>Anhang</b>	<b>IX</b>
	<b>Liste der eigenen Publikationen</b>	<b>XVIII</b>
	<b>Werdegang</b>	<b>XXI</b>



## Abkürzungen

Formelzeichen	Größe	Einheit
$A_{DB}$	Grundfläche des Druckbereichs	mm <sup>2</sup>
$A_{VnR}$	Verschmutzte Fläche nach der Reinigung	mm <sup>2</sup>
$A_{VvR}$	Verschmutzte Fläche vor der Reinigung	mm <sup>2</sup>
$C_d$	Aushärtetiefe	µm
$C_w$	Aushärtebreite	µm
$d_{50}$	50 %-Perzentil bzw. Median der Partikelgrößenverteilung	µm
$d_{90}$	90 %-Perzentil der Partikelgrößenverteilung	µm
$d_{Hi}$	Innendurchmesser der Hülse beim Sinterfügen	mm
$D_p$	Eindringtiefe bis Intensitätsreduktion auf $1/e^2$	µm
$d_{Za}$	Außendurchmesser des Zylinders beim Sinterfügen	mm
$e$	Eulersche Zahl, $e \approx 2,718$	-
$E_B$	Belichtungsenergie auf der Schlickeroberfläche	mJ·cm <sup>-2</sup>
$E_c$	Zur Aushärtung notwendige kritische Energie	mJ·cm <sup>-2</sup>
$f_{B3B}$	Faktor beim B3B-Test	-
$F_{B3B}$	Kraft beim B3B-Test	N
$f_\eta$	Viskositätsfunktion für die Bayes'sche Optimierung	-
$G_K$	Korngröße	µm
$G_{K,0}$	Korngröße zu Beginn des Sintervorgangs	µm
$G'$	Speichermodul	Pa
$h_I$	Interpartikulärer Abstand im Schlicker	µm
$h_{\ddot{o}}$	Öffnungshöhe des Lösungsmittel-Ventils	mm
$h_S$	Schlickerhöhe	mm

$I_B$	Real anliegende Belichtungsintensität	$\text{mW} \cdot \text{cm}^{-2}$
$I_{Lr}$	An der Lichtquelle eingestellte relative Intensität	%
$I_P$	Am Projektor eingestellte Intensität	$\text{mW} \cdot \text{cm}^{-2}$
$i_W$	Rangzahl in steigender Reihenfolge (Weibull)	-
$j_{SF}$	Dimensionierungsfaktor beim Sinterfügen	-
$k_3$	Sinterfaktor	-
$K_{IC}$	Risszähigkeit	$\text{MPa} \cdot \text{m}^{0,5}$
$k_R$	Anteil erfolgreich hergestellter Bauteile	%
$k_V$	Versinterungsgrad	%
$L$ bzw. $\Delta L$	Länge bzw. Längenänderung	mm
$L_0$	Länge im Ausgangszustand	mm
$m_W$	Weibull-Modul	-
$\hat{m}_W$	Schätzwert des Weibull-Moduls	-
$n$ bzw. $\Delta n$	Brechungsindex bzw. -differenz	-
$n_B$	Brechungsindex des Binders	-
$n_P$	Brechungsindex des Pulvers	-
$n_R$	Drehzahl des Magnetrührers	$\text{min}^{-1}$
$n_T$	Anzahl der Abtupfvorgänge	-
$N$	Probenumfang (Weibull)	-
$p_{Ext}$	Extern angelegter Druck	bar
$P_f$	Versagenswahrscheinlichkeit (Weibull)	-
$q_{Multi}$	Massenanteil multifunktioneller Monomere am Monomersystem	%
$Q_A$	Aktivierungsenergie beim Sintern	$\text{J} \cdot \text{mol}^{-1}$
$Q_S$	Schlickerfaktor	-
$r$	Radius	mm

---

$r_{B3B,A}$	Auflagerradius beim B3B-Test	mm
$r_{B3B,K}$	Kugeldurchmesser beim B3B-Test	mm
$r_{B3B,S}$	Scheibenradius beim B3B-Test	mm
$R$	Allgemeine Gaskonstante	$\text{J}\cdot\text{mol}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$
$R_R$	Reinigungsgrad	%
$s_T$	Eintauchtiefe der Bauplattform	mm
$t$	Zeit	s
$t_B$	Belichtungszeit	s
$t_{B3B,S}$	Scheibendicke beim B3B-Test	mm
$t_R$	Reinigungszeit	s
$t_S$	Sinterzeit	h
$T_S$	Sintertemperatur	K
$v$	Geschwindigkeit	$\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$
$\dot{V}_D$	Volumenstrom der Druckluft	$\text{ml}\cdot\text{s}^{-1}$
$\dot{V}_L$	Volumenstrom des Lösungsmittels	$\text{ml}\cdot\text{s}^{-1}$
$\dot{V}_S$	Volumenstrom des Sprühnebels	$\text{ml}\cdot\text{s}^{-1}$
$w_0$	Radius des Lichtstrahls	$\mu\text{m}$
$W_B$	Helligkeitswert bzw. Farbintensität: blau	-
$W_G$	Helligkeitswert bzw. Farbintensität: grün	-
$W_{Ges}$	Helligkeitswert bzw. Farbintensität: gesamt	-
$W_R$	Helligkeitswert bzw. Farbintensität: rot	-
$W_S$	Helligkeitswert bzw. Farbintensität: sauber	-
$\alpha_w$	Aufweitungswinkel	°
$\beta$	Öffnungswinkel der Sprühdüse	°
$\dot{\gamma}$	Schergeschwindigkeit bzw. Scherrate	$\text{s}^{-1}$

$\Delta$	Änderung (eines Formelzeichens)	verschieden
$\eta$	Viskosität	Pa·s
$\eta_{Intr}$	Intrinsische Viskosität	-
$\eta_{Rel}$	Relative Viskosität	-
$\lambda$	Wellenlänge des Lichts	nm
$\nu$	Querkontraktionszahl bzw. Poissonzahl	-
$\varrho$	Dichte	kg·m <sup>-3</sup>
$\varrho_{Rel}$	Relative Dichte	%
$\sigma_{B3B,max}$	Max. Zugspannung beim B3B-Test	MPa
$\sigma_U$	Uniaxiale Zugspannung	MPa
$\sigma_{U,i}$	Uniaxiale Zugspannung der Probe i	MPa
$\sigma_\Theta$	Charakteristische Festigkeit	MPa
$\hat{\sigma}_\Theta$	Schätzwert der charakteristischen Festigkeit	MPa
$\varphi_i$	Winkel des Kreissegments i	°
$\phi$	Keramischer Füllstoffgehalt (Massenanteil)	%
$\phi_{c1}$	Massenanteil des Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -Pulvers #1	%
$\phi_{c2}$	Massenanteil des Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -Pulvers #2	%
$\phi_{c3}$	Massenanteil des Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -Pulvers #3	%
$\phi_{Max}$	Max. Füllstoffgehalt (Massenanteil)	-
$\phi_V$	Keramischer Füllstoffgehalt (Volumenanteil)	%
$\phi_{VH}$	Volumenanteil des Keramikpulvers in der Hülse beim Sinterfügen	%
$\phi_{VZ}$	Volumenanteil des Keramikpulvers im Zylinder beim Sinterfügen	%
$\omega$	Rotationsgeschwindigkeit	s <sup>-1</sup>

---

<b>Abkürzung</b>	<b>Material</b>
4-DMA-BN	4-(Dimethylamino)benzonitril
AA	Acrylamid
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Aluminiumoxid
ATZ	Aluminiumoxidverstärktes Zirkoniumoxid (engl. Alumina Toughened Alumina)
AlN	Aluminiumnitrid
B <sub>4</sub> C	Borcarbid
BAPO	Bisacryl-Phosphin-Oxid
CQ	Campherchinon
CO <sub>2</sub>	Kohlenstoffdioxid
Co <sub>3</sub> O <sub>4</sub>	Cobalt(II,III)-oxid
Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Chrom(III)-Oxid
E-4-DMAB	Ethyl-4-dimethylaminobenzoat
EPTTA	Ethoxyliertes Pentaerythritoltetraacrylat
Er <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Erbium(III)-Oxid
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Eisen(III)-Oxid
HAP	Hydroxylapatit
HDDA	Hexandioldiacrylat
HEMA	2-Hydroxyethylmethacrylat
IBOA	Isobornylacrylat
MBAM	N,N'-Methylenbisacrylamid
MEHQ	4-Methoxyphenol
N <sub>2</sub>	Stickstoff
N-PG	N-Phenylglycin
PDMS	Polydimethylsiloxan
PEGDA	Polyethylenglycoldiacrylat

---

PMMA	Polymethylmethacrylat
PQ	Phenanthrenchinon
Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	Siliziumnitrid
SiC	Siliziumcarbid
TCP	Tricalciumphosphat
TEGDA	Tetraethylenglycoldiacrylat
TEGDMA	Triethylenglykoldimethacrylat
TiO <sub>2</sub>	Titanoxid
TMPETA	Trimethylopropanethoxylattriacrylat
TMPTA	Trimethylopropantriacylat
TPGDA	Tripropylenglycoldiacrylate
ZrO <sub>2</sub>	Zirkoniumoxid
ZTA	Zirkoniumoxidverstärktes Aluminiumoxid (engl. Zirconia Toughened Alumina)

<b>Abkürzung</b>	<b>Bedeutung</b>
AM	Additive Fertigung (engl. Additive Manufacturing)
B3B	Kugel-auf-drei-Kugeln (engl. Ball-on-three-Balls)
BET	Brunnauer-Emmett-Teller
BJT	Freistrah-Bindemittelauftrag (engl. Binder Jetting)
CAD	Rechnerunterstütztes Konstruieren (engl. Computer-Aided Design)
CerSL	Keramische Stereolithografie (engl. Ceramic Stereolithography)
CIM	Keramischer Spritzguss (engl. Ceramic Injection Molding)
CSL	Keramische Stereolithografie (engl. Ceramic Stereolithography)
CT	Computertomografie
CTE	Thermischer Ausdehnungskoeffizient (engl. Coefficient of Thermal Expansion)
DLP	Digitale Lichtverarbeitung (engl. Digital Light Processing)
EDX	Energiedispersive Röntgenspektroskopie (engl. Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy)
FEM	Finite Elemente Methode
FFF	Schmelzschichtverfahren (engl. Fused Filament Fabrication)
FGM	Funktionell gradierte Materialien (engl. Functionally Graded Materials)
KI	Künstliche Intelligenz

---

LAMP	Maskenlose Großflächen-Photopolymerisation (engl. Large Area Maskless Photopolymerization)
LCM	Lithografie-basierte Keramikfertigung (engl. Lithography-Based Ceramic Manufacturing)
LED	Leuchtdiode (engl. Light Emitting Diode)
MEX	Materialextrusion
MIM	Metallischer Spritzguss (engl. Metal Injection Molding)
MMAM	Multi-Material Additive Fertigung (engl. Multi-Material Additive Manufacturing)
PTCR	Prozess-Temperatur-Kontrollringe (engl. Process Temperature Control Rings)
REM	Rasterelektronenmikroskop
TGA	Thermogravimetrische Analyse (engl. Thermogravimetric Analysis)
VPP	Badbasierte Photopolymerisation (engl. Vat Photopolymerization)





# 1 Einleitung

Keramiken werden aufgrund ihrer besonderen Eigenschaften, wie einer im Allgemeinen hohen Belastbarkeit, chemischen Stabilität und Hochtemperaturbeständigkeit in vielfältigen Anwendungen gewinnbringend eingesetzt (Verband der Keramischen Industrie e.V. 2003). Um die Restriktionen konventioneller Fertigungsverfahren hinsichtlich der realisierbaren Geometrien zu überwinden und eine Individualisierung zu ermöglichen, gewinnt die Additive Fertigung von Keramiken an zunehmender Bedeutung (Kollenberg 2020). Diese hat in den letzten Jahren ein enormes Wachstum und große technologische Fortschritte erfahren (Bose et al. 2024). Beispielsweise hat die badbasierte Photopolymerisation (engl. Vat Photopolymerization, kurz VPP) bereits einen hohen technologischen Reifegrad erreicht und ermöglicht die hochpräzise Herstellung komplexer und individualisierter Keramikkomponenten (Dadkhah et al. 2023, Stampfl et al. 2023). Bei der badbasierten Photopolymerisation werden photosensitive Schlicker, die aus einem Bindersystem und keramischem Pulver bestehen, zur Formgebung lokal ausgehärtet und die so hergestellten Grünteile entbindert und gesintert, um ihnen ihre charakteristischen Eigenschaften zu verleihen (Schwentenwein & Homa 2015). Um die Bauteileigenschaften noch besser an die Anforderungen anpassen und weitere Anwendungen erschließen zu können, befassen sich neue Prozessansätze mit der Kombination verschiedener Materialien in einem Bauteil, dem sogenannten Multi-Material Additive Manufacturing (MMAM) (Nazir et al. 2023, Hasanov et al. 2022). Diese bietet grundsätzlich das Potenzial, Materialien mit komplementären Eigenschaften zu kombinieren, beispielsweise hart und duktil, oder dicht und porös (Geier & Potestio 2020).

Die Prozesskette zur Herstellung von Keramiken, insbesondere auch mittels badbasierter Photopolymerisation, ist defektanfällig (Wu et al. 2023) und erfordert die Berücksichtigung der Wechselwirkungen von Material und Prozess sowie zwischen den einzelnen Prozessschritten (Arshad et al. 2025). Bei der Herstellung von Werkstoffverbunden mittels MMAM müssen darüber hinaus die Wechselwirkungen der unterschiedlichen Materialien berücksichtigt und geeignete Prozessstellgrößen zur gemeinsamen Verarbeitung der Materialien entlang der Prozesskette ermittelt werden (Michaelis et al. 2020). Um das enorme Potential der Multi-Material-Fertigung zu erschließen, sind eine genaue Analyse der Prozessschritte sowie eine ganzheitliche Betrachtung von Material und Prozesskette notwendig (Schubert et al. 2023b).

## 2 Stand der Forschung und Technik

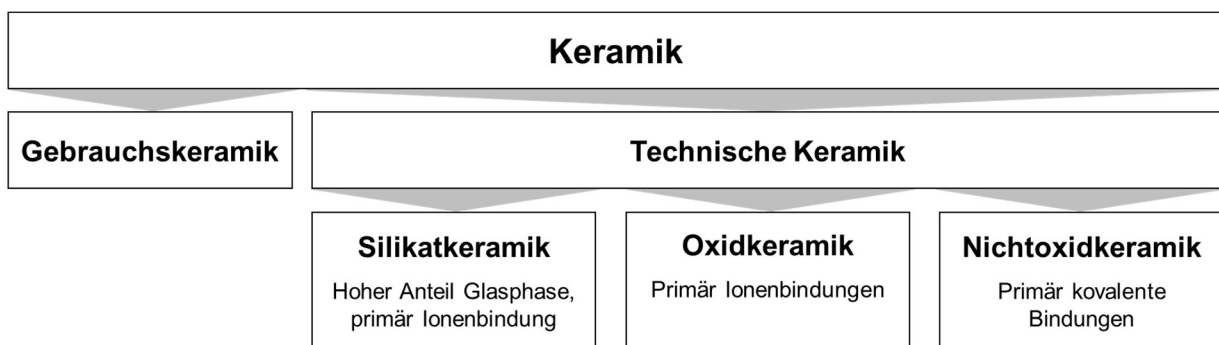
In diesem Kapitel werden der aktuelle Stand der Forschung und Technik sowie die notwendigen Grundlagen zusammenfassend dargestellt. Zunächst werden die Grundlagen und die verallgemeinerte Prozesskette zur Herstellung technischer Keramiken sowie die Besonderheiten bei ihrer mechanischen Charakterisierung behandelt (Kapitel 2.1). Danach erfolgt eine detailliertere Betrachtung der Prozesskette der Additiven Fertigung von Keramiken mittels badbasierter Photopolymerisation (Kapitel 2.2) sowie die Vorstellung des sogenannten Sinterfügens, einem Ansatz zur Kombination verschiedener Bauteile durch einen Sinterprozess (Kapitel 2.3). Abschließend wird der aktuelle Stand der keramischen Multi-Material-Fertigung zusammengefasst (Kapitel 2.4).

### 2.1 Technische Keramiken

#### 2.1.1 Grundlagen und Einteilung keramischer Werkstoffe

Für Keramiken ist im deutschen Sprachraum die Definition von Hennicke etabliert, wonach *„Keramische Werkstoffe [...] anorganisch, nichtmetallisch, in Wasser schwer löslich und zu wenigstens 30% kristallin [sind]“* (Hennicke 1967). Sie werden in der Regel bei Raumtemperatur aus einer Rohmasse geformt und erhalten ihre charakteristischen Eigenschaften durch eine Temperaturbehandlung, der meist bei über 800 °C stattfindet (Hennicke 1967). Innerhalb der Keramiken kann wiederum zwischen sogenannten Gebrauchskeramiken, wie beispielsweise Zier-, Geschirr- und Sanitärkeramik, und technischen Keramiken unterschieden werden (Roos et al. 2017). Letztere umfassen nach dem Verband der Keramischen Industrie e.V. (2003) allgemein *„keramische Produkte für technische Anwendungen“*, wobei Begriffe wie Hochleistungs-, Struktur-, Industrie- und Ingenieurskeramik nicht trennscharf abgegrenzt werden können. Im Rahmen, dieser Arbeit wird die Bezeichnung technische Keramiken verwendet, die synonym auch für die zuvor genannten Begriffe steht. Eine gute Definition für Hochleistungskeramiken gibt die Norm EN 14232, wonach eine Hochleistungskeramik ein *„hochentwickelter, hochleistungsfähiger keramischer [...] Werkstoff, der überwiegend nichtmetallisch und anorganisch ist und über bestimmte funktionelle Eigenschaften verfügt“* (DIN EN 14232:2010). Technische Keramiken lassen sich nach ihrer chemischen Zusammensetzung in Silikat-, Oxid- und Nichtoxidkeramiken unterteilen (Bergmann 2013, DIN EN 60672-1:1996), siehe

Abbildung 2-1. Auch wenn der Hauptbestandteil von Silikatkeramiken Siliziumoxid ist, werden diese aufgrund des Einsatzes tonischer Rohstoffe (Hülsenberg 2014) sowie dem hohen Anteil an Glasphase (Verband der Keramischen Industrie e.V. 2003) als separate Gruppe behandelt. Die weitere Unterscheidung zwischen Oxid- und Nichtoxidkeramiken spiegelt sich auch im Gefügebrau bzw. den Bindungstypen wider: In Oxidkeramiken herrschen primär Ionenbindungen aus negativ geladenen Sauerstoff-Anionen und positiv geladenen Metall-Kationen vor, wohingegen die Bindung in Nichtoxiden in der Regel aufgrund von kovalenten bzw. homöopolaren Atombindungen erfolgt (Hülsenberg 2014).



*Abbildung 2-1: Übersicht der Einteilung keramischer Werkstoffe*

Aufgrund der starken Bindungen haben Keramiken insbesondere im Vergleich zu Metallen grundsätzlich höhere Härten, größere Temperaturfestigkeiten sowie bessere Verschleiß- und Korrosionsbeständigkeiten (Kollenberg 2018b). Im Allgemeinen weisen sie niedrigere Dichten und geringere thermische Ausdehnungskoeffizienten, allerdings auch niedrigere Duktilitäten und eine Sensitivität für thermische Wechselbelastungen bzw. Thermoschocks auf (Verband der Keramischen Industrie e.V. 2003). Die erzielbaren Eigenschaften hängen stark vom verwendeten Rohmaterial und dessen Aufbereitung, dem Formgebungsverfahren sowie dem Sinterprozess ab (Kollenberg 2018b).

Die Tabelle 2-1 gibt in Anlehnung an den Verband der Keramischen Industrie e.V. (2003) sowie Nicklas & El Gammal (2018) einen Überblick über ausgewählte technische Keramiken, ihre Vorteile sowie typische Anwendungsfälle.

Neben den monolithischen Keramiken, die aus einem keramischen Werkstoff bzw. einer Phase bestehen und unter dem Mikroskop homogen erscheinen, gibt es definierte Mischungen mit stochastisch verteilten Phasen, um die Eigenschaften der Werkstoffe zu kombinieren bzw. deren Nachteile zu kompensieren. Ein typisches Beispiel ist die

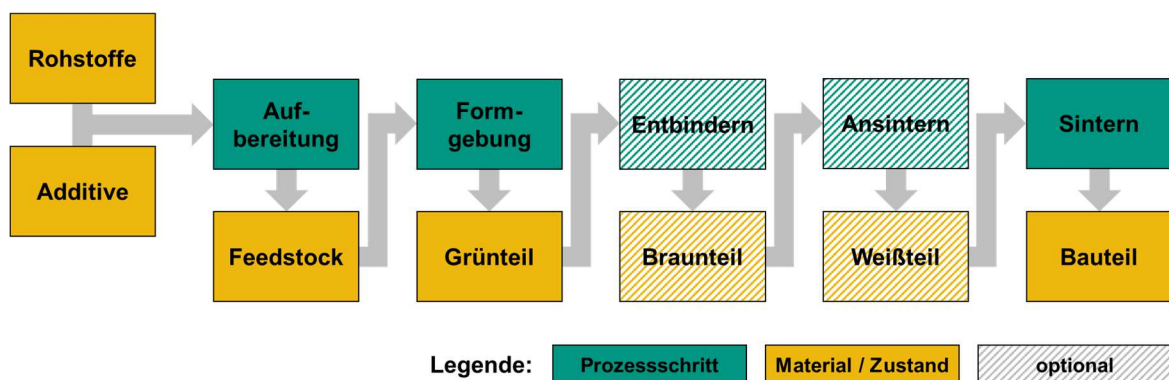
Kombination von Aluminium- und Zirkoniumoxid in sog. Zirkoniumoxidverstärktem Aluminiumoxid (engl. Zirconia Toughened Alumina, kurz ZTA) das beispielsweise gegenüber monolithischem Aluminiumoxid verbesserte Biegefestigkeit und Risszähigkeit aufweist (Verband der Keramischen Industrie e.V. 2003).

*Tabelle 2-1: Übersicht ausgewählter technischer Keramiken, ihrer Vorteile sowie typischer Anwendungen*

<b>Werkstoff</b>	<b>Bevorzugte Eigenschaften</b>	<b>Typische Anwendungen</b>
Aluminiumoxid ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ )	hohe Festigkeit und Härte, große Temperaturstabilität, hohe Verschleiß- und Korrosionsbeständigkeit	Dichtelemente, Isolierteile, Substrat in der Elektronik, Verschleiß- und Korrosions- schutzelemente
Zirkoniumoxid ( $\text{ZrO}_2$ )	relativ hohe Bruchzähigkeit, niedrige Wärmeleitfähigkeit, hohe Verschleiß- und Korrosionsbeständigkeit Sauerstoffionenleitfähigkeit	mechanisch hoch belastete Komponenten, Lambdasonden
Titanoxid ( $\text{TiO}_2$ )	einstellbare Permittivität, Temperaturkoeffizienten, kleine Verlustfaktoren	Kondensatoren in der Hochfrequenztechnik
Aluminiumnitrid ( $\text{AlN}$ )	sehr hohe Wärmeleitfähigkeit, gute Isolationseigenschaften, Resistenz gegen Metallschmelzen	Substrate in der Elektronik, Telekommunikationstechnik
Siliziumnitrid ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ )	hohe Zähigkeit, gute Temperaturwechselbeständigkeit, sehr gute Verschleißbeständigkeit	Dynamisch beanspruchte Bauteile, Wälzlager, Schneidstoffe
Borcarbid ( $\text{B}_4\text{C}$ )	sehr hohe Härte, hohe Festigkeit, hohe Elastizitätskonstanten	(Brenner-) Düsen, Ballistischer Schutz
Siliciumcarbid ( $\text{SiC}$ )	sehr hohe Härte, hohe Wärmeleitfähigkeit, gute Oxidationsbeständigkeit, gute tribologische Eigenschaften	Gleitlager, Ventile, (Brenner-) Düsen, Brennhilfsmittel, Schleifmittel

Nach Kollenberg (2018a) werden alle Keramiken – mit Ausnahme der schmelzgegossenen Steine der Feuerfestindustrie und der Glaskeramiken – mit einer aus Aufbereitung, Formgebung und Sintern bestehenden Prozesskette hergestellt. Die Rohstoffe werden nach chemischen und mineralogischen Aspekten sowie unter Berücksichtigung der spezifischen Pulvereigenschaften ausgewählt und zusammen mit Additiven bzw. einem Binder zum sogenannten Feedstock aufbereitet (Kollenberg

2018a, Witzleben et al. 2018). Anschließend erfolgt die eigentliche Formgebung, wodurch das auch als Grünling bezeichnete Grünteil entsteht. Typische Formgebungsverfahren sind das Schlickergießen, das Extrudieren, der keramische Spritzguss (engl. Ceramic Injection Moulding, CIM) und verschiedene Presstechniken (Verband der Keramischen Industrie e.V. 2003). Ergänzend dazu kann – je nach Prozesskette – ein Entbindersschritt notwendig sein, um den zur Formgebung notwendigen Binder thermisch oder mittels Lösungsmittel aus dem Bauteil zu entfernen, wodurch das sogenannte Braunteil entsteht (Witzleben et al. 2018). Ebenso kann zwischen Entbindern und eigentlichem Sintern ein sogenanntes Ansintern zum Weißteil erfolgen, welches aufgrund des begonnenen Sinterprozesses gegenüber dem Braunteil eine höhere Festigkeit aufweist und dadurch einfacher zwischen dem Entbinder- und Sinterofen transportiert oder spanend nachbearbeitet werden kann (Buchner et al. 2018). In einem abschließenden auch als „Brennen“ bezeichneten Sinterschritt erhält das Bauteil unter Volumenschwindung seine charakteristischen Eigenschaften (Verband der Keramischen Industrie e.V. 2003), siehe Abbildung 2-2.



*Abbildung 2-2: Schematische Prozesskette zur Herstellung keramischer Bauteile*

### Schlussfolgerung 1:

Keramiken besitzen – insbesondere im Vergleich zu Metallen und Kunststoffen – besondere Eigenschaften, die sie sehr interessant für verschiedene anspruchsvolle Anwendungen machen. Um dieses Potenzial zu erschließen, müssen Wechselwirkungen berücksichtigt und die Prozesskette ganzheitlich betrachtet werden.

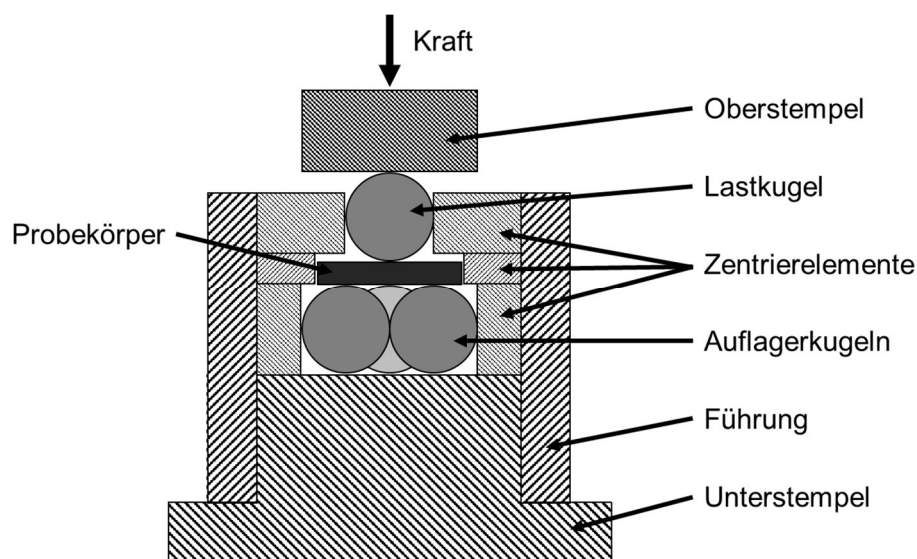
## **2.1.2 Mechanische Charakterisierung technischer Keramiken**

Die Festigkeit eines Materials beschreibt nach dem Orowan'schen Ansatz die maximal ertragbare Zugspannung bis zum Versagen und entspricht idealisiert, d.h. in einem defektfreien Bauteil, der Stärke der atomaren Bindung, die bei den für Keramiken

typischen kovalent-ionischen Bindungen sehr hoch ist (Telle 2007). Nach Kuntz & Grathwohl (2018) weisen im Allgemeinen alle realen Bauteile prozessbedingt Defekte auf, die bei mechanischer Beanspruchung zu lokalen Spannungskonzentrationen führen. Dabei handelt es sich typischerweise um Poren, Fremdpartikel, Agglomerate, grobe Kristalle oder Mikrorisse, die beispielsweise durch das Sintern ausgelöst werden. Bei Keramiken korreliert die Festigkeit mit der Verteilung der natürlichen Defekte im Bauteil, wohingegen die Festigkeit duktiler Werkstoffe aufgrund der plastischen Verformbarkeit stärker durch die Materialeigenschaften bestimmt wird. Daher kommt den Defekten in sprödharten Werkstoffen wie Keramiken eine besondere Bedeutung zu. Dieser Effekt spiegelt sich auch in gegenüber Metallen vergleichsweise niedrigen Risszähigkeiten bzw. kritischen Spannungsintensitätsfaktoren  $K_{Ic}$  wider (Verband der Keramischen Industrie e.V. 2003). Nach Kuntz & Grathwohl (2018) gilt für Keramiken das sog. „Weakest-Link“-Modell, das besagt, dass eine Kette an ihrem schwächsten Glied versagt. Bei Keramiken mit homogener Spannungsverteilung ist somit der größte bzw. schwerwiegendste Defekt versagensursächlich. Aufgrund der geringeren Wahrscheinlichkeit entsprechend schwerwiegender Defekte erzielen sehr kleine Bauteile gegenüber größeren Bauteilen deutlich höhere Festigkeiten (Griffith 1921). Obwohl mit der Norm ISO 15490:2008 ein standardisiertes Vorgehen zur Bestimmung der Zugfestigkeiten von Keramiken existiert, kommen aufgrund von Herausforderungen bei der Einspannung von Zugproben, primär Biegeversuche zum Einsatz (Bergmann 2013, Pelleg 2014). Hauptschwierigkeit bei Zugversuchen ist neben der formgenauen Herstellung insbesondere die präzise Ausrichtung der Proben, um eine ungleichmäßige Belastung des Probenquerschnitts zu verhindern, wohingegen Biegeversuche außerdem ein übermäßiges Schließen von Defekten wie bei Kompressionsversuchen verhindern (Pelleg 2014). Insbesondere bei Verwendung von beweglichen Auflagern werden Reibungseffekte minimiert und somit genaue Messergebnisse ermöglicht (Munz & Fett 1999).

Gemäß der Norm DIN EN 843-1 kann die Biegefestigkeit durch Drei- bzw. Vier-Punkt-Biegeversuche bestimmt werden, bei denen balkenförmige Probekörper zwischen zwei Auflagerrollen durch ein bzw. zwei Belastungsrollen auf Biegung bis zum Bruch belastet werden (DIN EN 843-1:2008). Herausforderungen bei Drei- und Vier-Punkt-Biegeversuchen liegen u.a. in den Reibungskräften, die aufgrund der Relativbewegung zwischen Auflagern und Proben entstehen, einer exzentrischen Belastung sowie Abweichungen der Probekörpergeometrie (Baratta et al. 1987). Nach Danzer et al.

(2003) herrschen bei Zug- und Drei- bzw. Vier-Punkt-Biegeversuchen im Messbereich der Probe einachsige Spannungszustände vor, wohingegen in realen Bauteilen häufig zwei oder mehrachsige Spannungszustände vorherrschen, deren Schädigungswirkung über sogenannte Vergleichsspannungen approximiert werden. Um diese Nachteile möglichst zu kompensieren, wurde eine Reihe alternativer Messaufbauten zum Test von scheibenförmigen Probekörpern entwickelt (Börger et al. 2002), beispielsweise der Ring-on-Ring- (z.B. Fessler & Fricker 1984), der Punch-on-Ring- (z.B. Matthewson & Field 1980) oder der Punch-on-three-Balls-Versuch (z.B. Kirstein & Woolley 1967). Ein weit verbreiteter und für den weiteren Verlauf der Arbeit relevanter Messaufbau aus dieser Gruppe ist der sogenannte Kugel-auf-drei-Kugeln-Versuch (auch 4-Kugel-Versuch, engl. Ball-on-three-Balls Test, kurz B3B-Test), bei dem eine scheibenförmige Probe auf drei zum Scheibenmittelpunkt äquidistanten Kugeln aufgelegt und zentrisch durch eine vierte Kugel von oben bis zum Bruch belastet wird (Börger et al. 2002). Abbildung 2-3 zeigt den schematischen Aufbau des Kugel-auf-drei-Kugeln-Versuchs in Anlehnung an Harrer et al. 2007.



*Abbildung 2-3: Schematische Darstellung des Kugel-auf-drei-Kugeln-Versuchs (in Anlehnung an Harrer et al. 2007)*

Die Vorteile dieses Aufbaus liegen in der niedrigen Reibung (Danzer et al. 2003) sowie der niedrigen Sensitivität für Maß- und Formabweichungen des Probekörpers, sodass auch Sinterkörper ohne gesonderte Bearbeitung der Oberfläche verwendet werden können (Börger et al. 2002). Aufgrund der höchstbelasteten Stelle im Zentrum der Scheibe kann im Gegensatz zu Drei- und Vier-Punkt-Biegeversuchen eine Beeinflussung durch Kantendefekte bzw. eine Kantenbearbeitung praktisch ausgeschlossen werden (With & Wagemans 1989, vgl. Börger et al. 2002). Nachteilig



am B3B-Test ist die hohe Auswertekomplexität, die durch die dreifache Biegesymmetrie bedingt ist und praktisch numerische Lösungen, beispielsweise mittels Finiter-Elemente-Methode (FEM) erfordert (Börger et al. 2002). Die Eignung des Kugel-auf-drei-Kugeln-Versuchs konnte für verschiedene keramische Werkstoffe nachgewiesen werden (Danzer et al. 2007). Anknüpfend an die allgemeinen Erkenntnisse von Griffith (1921) zeigten Harrer et al. (2007) spezifisch für den B3B-Test, dass die Festigkeit von Keramikproben aufgrund der höheren Wahrscheinlichkeit versagenskritischer Defekte signifikant mit zunehmender Größe der Proben abnimmt.

Das spröde Bruchverhalten und der starke Einfluss von statistischen Defekten auf die mechanischen Eigenschaften führt selbst bei hochwertig produzierten Bauteilen zu Festigkeitsstreuungen im Bereich von  $\pm 25\%$ , was eine statistische Beschreibung der Kennwerte nahelegt (Bergmann 2013). Ein allgemein anerkanntes Verfahren zur mathematischen Beschreibung der Festigkeit bzw. der Versagenswahrscheinlichkeit ist der von Weibull veröffentlichte Ansatz (Weibull, 1951), der auch häufig als sog. Weibull-Statistik oder Weibull-Verteilung bezeichnet wird und u.a. in der Norm DIN EN ISO 20501:2023 verbindlich beschrieben ist.

Technische Keramiken zeichnen sich im Allgemeinen durch hohe Härten aus (Verband der Keramischen Industrie e.V. 2003). Die Messung der Härte kann gemäß der Norm DIN EN ISO 14705:2021 mit den Verfahren nach Knoop und Vickers erfolgen, bei denen pyramidenförmige Diamant-Eindringkörper mit rhomboedrischer (Knoop) bzw. quadratischer Grundfläche (Vickers) in das Prüfstück eingedrückt und die Kraft im Verhältnis zum projizierten Flächeninhalt des Eindrucks durch Auswertung der langen Diagonalen (Knoop) bzw. des Mittelwerts der Diagonalen (Vickers) bestimmt werden. Obwohl die Wahrscheinlichkeit für Risse bei Hochleistungskeramiken in der Härtemessung nach Knoop deutlich geringer ist (DIN EN ISO 14705:2021), ist die Messung nach Vickers weiter verbreitet (Verband der Keramischen Industrie e.V. 2003). Um systematische Abweichungen zu reduzieren, ist normgemäß die maximal mögliche Prüfkraft zu wählen, bei der noch keine Abplatzungen oder Verzerrungen der Eindruck-Ecken auftreten (DIN EN ISO 14705:2021). Die Norm empfiehlt für werkstoffübergreifende Untersuchungen die Wahl von HV 1 (DIN EN ISO 14705:2021), wohingegen der Verband der keramischen Industrie e.V. die Bestimmung von HV 10 als praxistauglich bezeichnet (Verband der Keramischen Industrie e.V. 2003). In jedem Fall ist die Prüfkraft anzugeben, da sich die Werte zwischen HV 0,1 und HV 50 teilweise um bis zu 30 % unterscheiden (Verband der Keramischen Industrie e.V. 2003).

### Schlussfolgerung 2:

Die besonderen Eigenschaften von Keramiken müssen bei deren mechanischer Charakterisierung berücksichtigt werden. Die Härtemessung nach Vickers sowie der Kugel-auf-drei-Kugeln-Versuch liefern bei richtiger Durchführung zuverlässige Ergebnisse. Die im Allgemeinen hohe Streuung der mechanischen Eigenschaften von Keramiken kann mit der Weibull-Statistik gut beschrieben bzw. ausgewertet werden.

## **2.2 Additive Fertigung von Keramiken mittels badbasierter Photopolymerisation**

### **2.2.1 Überblick, Einteilung und Anwendung**

Die Additive Fertigung (engl. Additive Manufacturing, kurz AM) bezeichnet allgemein einen „Prozess, der durch Verbinden von Material Bauteile [...] aus 3-D Modelldaten, im Gegensatz zu subtraktiven und umformenden Fertigungsverfahren, üblicherweise Schicht [...] für Schicht, herstellt“ (DIN EN ISO/ASTM 52900:2022). Dieses Vorgehen wird auch als sogenanntes Schichtbauprinzip bezeichnet (Gebhardt 2016). Additive Fertigungsverfahren lassen sich nach der Norm DIN EN ISO/ASTM 52900:2022 primär in ein- und mehrstufige additive Fertigungsverfahren unterteilen. In einstufigen AM-Verfahren erhalten die Bauteile ihre Grundgeometrie und ihre grundlegenden Eigenschaften in einem Prozessschritt, wohingegen bei mehrstufigen AM-Verfahren die Formgebung in einem primären Schritt und die Herstellung der Eigenschaften in einem sekundären Prozessschritt erfolgen.

Aufgrund der geringen Duktilität und im Allgemeinen niedrigen Wärmeleitfähigkeit sind Keramiken anfällig für Eigenspannungen und Rissbildung in den thermisch beanspruchenden einstufigen AM-Verfahren, weshalb für Keramiken industriell primär mehrstufige AM-Verfahren mit nachgelagertem Sinterschritt zum Einsatz kommen (Kollenberg 2020). Zunehmend gibt es auch Forschungsarbeiten zur Herstellung von Keramiken mit einstufigen AM-Verfahren (Lakhdar et al. 2021). Darüber hinaus kann zwischen Verfahren mit selektiver Aushärtung und selektiver Abscheidung sowie nach dem Zustand des Ausgangsmaterials, d.h. flüssig, fest oder pulverförmig, unterschieden werden, wobei für Keramiken grundsätzlich alle Varianten denkbar sind (Kollenberg 2020). Durch die erst seit 2022 für Deutschland gültige Normung der Terminologie in DIN EN ISO/ASTM 52900:2022 existieren im Stand der Technik eine Vielzahl an Verfahrensbezeichnungen, die nahezu synonym und teilweise auch

entgegen dieser Normung verwendet werden, beispielsweise in der VDI-Richtlinie VDI 3405 in ihrer aktuell gültigen Fassung aus 2014. Der weiteren Arbeit sollen die normgerechten Bezeichnungen aus der DIN EN ISO/ASTM 52900:2022 zugrunde liegen.

Die badbasierte Photopolymerisation (engl. Vat Photopolymerization, kurz VPP) ist ein „Prozess der additiven Fertigung [...], in dem flüssiges Photopolymer in einem Bad gezielt durch lichtaktivierte Polymerisation ausgehärtet wird“ (DIN EN ISO/ASTM 52900:2022). Im Falle von Keramiken werden dabei sogenannte Schlicker, bestehend aus einem photosensitiven Bindersystem und keramischen Partikeln, zur Formgebung lokal ausgehärtet und die dadurch hergestellten Grünteile anschließend entbindert und gesintert, wodurch sie ihre charakteristischen Eigenschaften erhalten (Deckers et al. 2014). Folglich handelt es sich bei der badbasierten Photopolymerisation um ein mehrstufiges AM-Verfahren (DIN EN ISO/ASTM 52900:2022). Innerhalb der badbasierten Photopolymerisation kann primär zwischen laser- bzw. scannerbasierten Verfahren, der sogenannten Stereolithografie im engeren Sinne, und projektorbasierten Verfahren, allgemein als Digital Light Processing (DLP) bezeichnet, unterschieden werden (Lakhdar et al. 2021). Darüber hinaus existiert eine Vielzahl an weiteren Verfahrensbezeichnungen und Eigennamen von Herstellern, die grundsätzlich Verfahren zur Herstellung von Keramiken auf Basis der badbasierten Photopolymerisation beschreiben, beispielsweise Large Area Maskless Photopolymerization (LAMP), Ceramic Stereolithography (CSL bzw. CerSLA) oder Lithography-Based Ceramic Manufacturing (LCM) als Eigenname des Anlagenherstellers Lithoz (vgl. Deckers et al. 2014).

Vorteile der badbasierten Photopolymerisation gegenüber anderen additiven Fertigungsverfahren für Keramiken liegen insbesondere in der hohen Druckauflösung (Lakhdar et al. 2021) und der hohen Oberflächengüte der Bauteile im gedruckten Zustand (Wang et al. 2019). Darüber hinaus können Bauteile mit großer geometrischer Komplexität (Lakhdar et al. 2021) und hohen relativen Dichten (Wang et al. 2019) gefertigt werden. Limitationen des Verfahrens liegen insbesondere in der Herstellung dickwandiger Bauteile (Lakhdar et al. 2021) sowie in der Verarbeitung dunkler Werkstoffe aufgrund ihres hohen Absorptionsgrads (Ding et al. 2019).

Typische Anwendungen der badbasierten Photopolymerisation liegen im Bereich komplexer Präzisionsteile, beispielsweise von Zahnrädern (Schwentenwein & Homa 2015), von Implantaten in Form von Zahn- und Knochenersatz (Kollenberg 2020), sowie

in thermisch und chemisch hochbelasteten Bauteilen, beispielsweise in Reaktoren (Scheithauer et al. 2016) und Wärmetauschern (Scheithauer et al. 2018). Darüber hinaus kann die badbasierte Photopolymerisation als Vorstufe zum keramischen Spritzguss zur kurzfristigen Fertigung von Mustern oder von Kleinserien dienen (Kollenberg 2020).

### Schlussfolgerung 3:

Die badbasierte Photopolymerisation eignet sich zur Herstellung von Keramiken und ermöglicht als additives Fertigungsverfahren eine hohe Gestaltungsfreiheit. Im Vergleich zu anderen AM-Verfahren bietet sie eine hohe Druckauflösung und Oberflächengüte.

## **2.2.2 Keramische Schlicker**

Damit die angestrebten vorteilhaften Eigenschaften von VPP-Bauteilen erreicht werden können, ist eine genaue Abstimmung der Ausgangsmaterialien, der sogenannten Schlicker, auf die gesamte Prozesskette notwendig (Schwarzer-Fischer et al. 2022, vgl. Zakeri et al. 2020).

### **Technologische Anforderungen an VPP-Schlicker:**

Die Wechselwirkungen können in Anlehnung an Zakeri et al. (2020) und Komissarenko et al. (2018) ansatzweise in den nachfolgend aufgeführten primären Anforderungen zusammengefasst werden:

- **Hoher keramischer Füllstoffgehalt**

Ein hoher keramischer Feststoffanteil ist zur Vereinfachung und Beschleunigung des Entbinderns notwendig, da so nur geringere Bindermengen ausgebrannt und aus dem Bauteil diffundieren müssen (Zimbeck & Rice 1997). Insbesondere das Entbindern ist ursächlich für Bauteildefekte wie Risse und Delamination (Sim et al. 2022). Darüber hinaus führt ein erhöhter Füllstoffanteil zur Reduktion der Volumenschrumpfung beim Sintern und damit zu einer besseren Maßhaltigkeit sowie im Allgemeinen zu höheren relativen Bauteildichten (Zimbeck & Rice 1997). Der Marktführer Lithoz gibt den minimal notwendigen Füllstoffgehalt mit 38 % Volumenanteil an (Lithoz GmbH 2017c).

- **Niedrige bzw. angepasste Viskosität**

Damit die keramischen Schlicker im VPP-Verfahren prozessiert werden können, muss eine ausreichend hohe Mobilität des Schlickers in Form niedriger Viskositäten vorliegen (Bae et al. 2017). Als Obergrenze für zulässige

Viskositäten wurden im Stand der Technik typischerweise 3 Pa·s angegeben (Camargo et al. 2021). Darüber hinaus werden in verschiedenen Arbeiten zulässige Grenzwerte von 5 Pa·s (Hinczewski et al. 1998), 10 Pa·s (Gonzalez et al. 2019), 30 Pa·s (Xing et al. 2020a), 60 Pa·s (Lithoz GmbH 2017c) sowie 100 Pa·s (Schwarzer-Fischer et al. 2022) genannt. Durch eine Anpassung der Anlagentechnik können auch höherviskose Schlicker verarbeitet werden, beispielsweise durch ein mechanisch unterstütztes Nachfließen des Schlickers (Kollenberg 2020). Zu niedrige Schlickerviskositäten können hingegen zu einer schlechten Benetzung des Wannenbodens aufgrund des dann vergleichsweise großen Einflusses der Oberflächenspannung des Schlickers sowie zu Veränderungen der Schlickerhöhe führen, wodurch das Risiko der Poren- und Defekterzeugung steigt (Schwarzer-Fischer et al. 2023). Als typische Untergrenze gelten 2 Pa·s (Hinczewski et al. 1998). Im Allgemeinen wird eine möglichst konstante Viskosität über den relevanten Scherratenbereich, insb. bei VPP-Anlagen mit rotatorischem Schlickerauftrag, der prinzipbedingt zu unterschiedlichen Scherraten führt, angestrebt (Schwarzer-Fischer et al. 2023), wobei ein (leicht) scherverdünnendes Verhalten des Schlickers in der Regel vorteilhaft ist (Hinczewski et al. 1998).

- **Ausreichende Aushärtetiefe**

Um einen Schichtverbund zu gewährleisten, muss die Aushärtetiefe  $C_d$  größer als die im VPP-Verfahren verwendete Schichthöhe sein (Griffith & Halloran 1996). Diese liegt typischerweise im Bereich von 25  $\mu\text{m}$  (Schwarzer-Fischer et al. 2022), wobei allgemein Schichthöhen zwischen 10  $\mu\text{m}$  und 200  $\mu\text{m}$  möglich sind (Zakeri et al. 2020). Lithoz gibt die minimale Aushärtetiefe bei 60  $\mu\text{m}$  an (Lithoz GmbH 2017c).

Darüber hinaus existieren auch sekundäre Anforderungen an Schlicker, die teilweise auch von den Prozessstellgrößen des Druckprozesses abhängen und insbesondere für die industrielle Anwendung relevant sind:

- **Hohe Druckauflösung:**

Die keramischen Partikel im Schlicker führen gegenüber reinen Harzen zu Lichtstreuung (Griffith et al. 1995). Diese äußert sich in einer reduzierten Aushärtetiefe  $C_d$  und einer erhöhten Aushärtebreite  $C_w$ , die im Sinne einer hohen Druckauflösung möglichst gering sein sollte (Chartier et al. 2012).

- **Große Gestaltungsfreiheit:**

Eine weitere Anforderung betrifft die mittels VPP-Verfahren realisierbaren Strukturen, beispielsweise in Form von Überhang- oder Kanalstrukturen, insbesondere ohne Stützstrukturen (vgl. Lithoz GmbH 2020a). Grundsätzlich sind Stützstrukturen, u.a. aufgrund des manuellen Aufwands zur Entfernung, möglichst zu vermeiden (Gebhardt 2016).

- **Ausreichende Grünfestigkeit:**

Um das Bauteilhandling nach dem Druckvorgang zu ermöglichen sowie Verformungen zwischen Druck- und Sinterprozess, beispielsweise durch den Einfluss der Gewichtskraft, zu vermeiden, ist eine ausreichende Festigkeit des Grünkörpers notwendig (Lee et al. 2021).

- **Reinigbarkeit der Bauteile:**

Ebenfalls von Relevanz ist die Reinigbarkeit der Grünteile von anhaftendem Schlicker nach dem Druckvorgang, um das volle Potenzial des VPP-Verfahrens nutzen zu können. Diese wird bereits durch die Schlickerzusammensetzung beeinflusst (Schwarzer et al. 2017).

- **Homogenität und Stabilität des Schlickers:**

Damit innerhalb einer Schicht und über den gesamten Druckvorgang die gleiche Schlickerzusammensetzung und der gleiche Füllstoffgehalt vorherrscht, müssen die einzelnen Schlickerbestandteile homogen vermischt werden (Zakeri et al. 2020). Zusätzlich muss einer Entmischung, insbesondere in Form von Agglomerationen und einer Sedimentation der vergleichsweise schweren Keramikpartikel, entgegengewirkt werden (Bae & Halloran 2019).

Diese teilweise konträren Ziele stellen ein Optimierungsproblem dar. Daher müssen die Schlicker entsprechend den Anforderungen optimiert und zusätzlich die Wechselwirkungen entlang der Prozesskette berücksichtigt werden (vgl. Zakeri et al. 2020, vgl. Wu et al. 2016). Nach Zakeri et al. (2020) und Camargo et al. (2021) bestehen VPP-Schlicker neben dem keramischen Pulver aus einem Bindersystem, welches sich aus Monomeren bzw. Oligomeren, Verdünnungs- bzw. Lösungsmitteln, Dispergiermitteln und Photoinitiatoren sowie optionalen Additiven zusammensetzt.

### **Grundlegende Zusammenhänge:**

Die grundlegenden Zusammenhänge der Wechselwirkungen im Bindersystem sind in Anlehnung an Zakeri et al. (2020) und Camargo et al. (2021) nachfolgend dargestellt. Die nachfolgenden Formeln wurden ursprünglich für Gauß'sche Laserstrahlen ermittelt.

Kang et al. (2012) zeigten experimentell und simulativ, dass die Intensitätsverteilung innerhalb der Pixel in der projektorbasierten Photopolymerisation als Gauß-Profil modelliert werden kann, sodass die nachfolgenden Abhängigkeiten auch für projektorbasierte Ansätze gelten (vgl. Hafkamp et al. 2018).

Die Aushärtetiefe des Schlickers  $C_d$  kann durch die in Formel 2-1 dargestellte Jacob'sche Version des Beer-Lambert-Gesetz beschrieben werden (Jacobs 1992), wobei  $D_p$  die Eindringtiefe bis zu einer Intensitätsreduktion auf  $1/e^2 \approx 37\%$ ,  $e$  die Eulersche Zahl,  $E_B$  die maximale Energie auf der Schlickeroberfläche und  $E_c$  die zur Aushärtung notwendige kritische Energie sind:

$$C_d = D_p \cdot \ln\left(\frac{E_B}{E_c}\right) \quad \text{Formel 2-1}$$

$D_p$  und  $E_c$  sind reine Schlickerparameter, d.h. sie werden ausschließlich durch die Schlickerzusammensetzung beeinflusst, wohingegen  $E_B$  ein reiner Prozess- bzw. Anlagenparameter ist (Jacobs 1992). Nach Chartier et al. (2002) kann die Eindringtiefe  $D_p$  wiederum in Abhängigkeit des Volumenanteils des keramischen Pulvers  $\phi_V$ , dem Median dessen Partikelgrößenverteilung  $d_{50}$  sowie dem Faktor  $Q_S$  mit Formel 2-2 beschrieben werden.

$$D_p = \frac{2}{3} \frac{d_{50}}{Q_S \cdot \phi_V} \quad \text{Formel 2-2}$$

Der Faktor  $Q_S$  lässt sich nach Griffith & Halloran (1996) wiederum mit dem interpartikulären Abstand  $h_I$ , der Wellenlänge der Belichtung  $\lambda$  und der Brechungsindex-Differenz  $\Delta n$  aus dem Brechungsindex des Pulvers  $n_P$  und dem des Bindersystems  $n_B$  mit Formel 2-3 beschreiben.

$$Q_S = \frac{h_I}{\lambda} \cdot \Delta n^2 = \frac{h_I}{\lambda} \cdot (n_P - n_B)^2 \quad \text{Formel 2-3}$$

Durch Einsetzen von Formel 2-2 und Formel 2-3 in Formel 2-1 ergibt sich der in Formel 2-4 dargestellte Zusammenhang:

$$C_d = \frac{2}{3} \frac{d_{50} \cdot \lambda}{h_I \cdot \phi_V \cdot \Delta n^2} \cdot \ln\left(\frac{E_B}{E_c}\right) \quad \text{Formel 2-4}$$

Der logarithmische Anstieg der Aushärtetiefe mit steigender Belichtungsenergie wurde beispielsweise von Gentry & Halloran (2013b) und Chartier et al. (2002) experimentell bestätigt.

Der Einfluss der Partikelgröße wird in der Literatur unterschiedlich bewertet. In den meisten Veröffentlichungen konnten steigende Aushärtetiefen mit steigender Partikelgröße nachgewiesen werden, was auch Formel 2-4 entspricht (bspw. Chartier et al. 2002, vgl. Zakeri et al. 2020). Demgegenüber postulierten Griffith & Halloran (1996), dass die allgemeinen Lichtstreuungstheorien nach Rayleigh-Gans oder Mie ausschließlich für Suspensionen mit niedrigen Feststoffgehalten gültig sind, nicht jedoch für hochgefüllte VPP-Schlicker, da sie eine steigende Aushärtetiefe  $C_d$  mit abnehmender Partikelgröße beobachten konnten.

Die durch Lichtstreuung vergrößerte Aushärtebreite  $C_w$  kann durch die von Jacobs (1992) ermittelten Zusammenhänge mit Formel 2-5 beschrieben werden, wobei ergänzend die Abhängigkeiten aus Formel 2-2 und Formel 2-3 eingesetzt wurden und  $w_0$  den Radius des zur Aushärtung eingesetzten Lichtstrahls auf der Schlickeroberfläche beschreibt:

$$C_w = w_0 \cdot \sqrt{\frac{2C_d}{D_p}} = w_0 \cdot \sqrt{\frac{3C_d \cdot \phi_V \cdot h_I \cdot \Delta n^2}{d_{50} \cdot \lambda}} \quad \text{Formel 2-5}$$

Es ist ersichtlich, dass die Aushärtebreite  $C_w$  direkt von der Aushärtetiefe  $C_d$  abhängt und zudem durch einen höheren Füllstoffanteil  $\phi_V$ , eine höhere Brechungsindex-Differenz  $\Delta n$  und niedrigere Partikelgrößen  $d_{50}$  ansteigt. Für eine hohe Aushärtetiefe und eine hohe Druckauflösung sollten folglich der keramische Füllstoffanteil möglichst gering, der Pulverdurchmesser möglichst groß und der Brechungsindex von Pulver und Binder möglichst übereinstimmend sein (vgl. beispielsweise Zakeri et al. 2020).

Zur Beschreibung der relativen Schlickerviskosität  $\eta_{Rel}$  wird insbesondere das in Formel 2-6 dargestellte Modell von Krieger & Dougherty (1959) verwendet, das neben dem keramischen Füllstoffgehalt  $\phi_V$  auch noch den maximal möglichen Füllstoffgehalt  $\phi_{Max}$  und die intrinsische Viskosität  $\eta_{Intr}$  zur Beschreibung der Interaktion von Partikeln und Binder sowie den Einfluss der Partikelform, beinhaltet (vgl. Kollenberg 2020).  $\eta_{Intr}$  nimmt typischerweise Werte im Bereich von 2,5 bzw. 2,7 für Kugeln bis 10 für Platten bzw. Fasern an, wohingegen für  $\phi_{Max}$  Werte von ca. 0,2 für Fasern bis 0,7 für Kugeln ermittelt wurden (Barnes et al. 1993, vgl. Kollenberg 2020).

$$\eta_{Rel} = \left(1 - \frac{\phi}{\phi_{Max}}\right)^{-\eta_{Intr} \cdot \phi_{Max}} \quad \text{Formel 2-6}$$

Es ist ersichtlich, dass mit steigendem Partikelgehalt und abweichender Sphärizität, d.h. Abweichung der Partikelgeometrie von der idealisierten Kugelform, die Viskosität



ansteigt (vgl. Kollenberg 2020). Aus der Arbeit von Farris (1968) wird außerdem deutlich, dass die Viskosität von Schlickern mit abnehmender Partikelgröße bei ansonsten gleichen Randbedingungen im technisch relevanten Bereich zunimmt.

### **Keramisches Pulver:**

Bei isolierter Betrachtung von Viskosität und Aushärtetiefe wäre naheliegend, möglichst große und möglichst sphärische keramische Partikel als Füllstoff zu verwenden. Dies geht allerdings mit einer Verschlechterung der Sinterfähigkeit aufgrund der geringeren Partikeloberfläche und der freien Oberfläche als Triebkraft des Sinterprozesses einher (Mieller 2018, siehe auch Kapitel 2.2.6). Darüber hinaus neigen größere Partikel aufgrund ihrer höheren Masse gemäß der Richardson-Zaki-Gleichung zu einer schnelleren Sedimentation (Richardson & Zaki 1954). Auch wenn diese Gleichung für kolloidale Suspensionen, d.h. mit Partikelgrößen im Nanometerbereich, keine uneingeschränkte Gültigkeit hat, so gibt sie für gröbere Partikel im Mikrometerbereich, die zu hohen Aushärtetiefen führen, hinreichende Informationen (vgl. Camargo et al. 2021). Feine Partikel neigen wiederum zur Flocken- bzw. Agglomeratbildung, wodurch diese – ohne geeignete Stabilisierung – ebenfalls schnell sedimentieren (Camargo et al. 2021). Gleichzeitig weisen diese Agglomerate im Allgemeinen geringe Sphärizitäten auf (Kollenberg 2020), wodurch die Schlickerviskosität ansteigt. Typischerweise werden in VPP-Schlickern keramische Pulver mit Medianwerten von 90 bis 500 nm eingesetzt (Camargo et al. 2021), wobei in einigen Forschungsarbeiten auch Pulver mit bis zu 10 µm mittlerem Partikeldurchmesser eingesetzt wurden (Zakeri et al. 2020).

Farris (1968) untersuchte in einer theoretischen Abhandlung den Einfluss von Mischungen verschiedener Partikelgrößen auf die Viskosität von Suspensionen bzw. Schlickern und überführte sie in ein Vorhersagemodell. Er zeigte, dass durch die Kombination von verschieden großen Partikeln die Viskosität der Schlicker reduziert bzw. der Stoffanteil gesteigert werden kann, wobei seinen Überlegungen Partikel mit dedizierten Durchmessern und keine Partikelgrößenverteilungen, wie sie in der Realität vorliegen, zugrunde lagen. Ferner zeigte er, dass mit zunehmender Anzahl an Partikeldurchmessern und zunehmendem Größenabstand die relative Viskosität des Schlickers abnimmt. Folglich stellt eine unendlich-modale Pulvermischung möglichst unterschiedlich großer Partikel das theoretisch beste Ergebnis dar. Die jeweils optimierten Anteile der einzelnen Partikelgrößen hängen von ihrer Größenverteilung sowie vom Gesamtfüllstoffanteil ab (Farris 1968).

**Dispergiermittel:**

Um die Partikel in der Suspension zu stabilisieren und damit Agglomerationen und eine Sedimentation zu verhindern, werden in praktisch allen im Stand der Technik bekannten Suspensionen Dispergiermittel verwendet (vgl. Camargo et al. 2021). Nach Liu et al. (2006) weisen keramische Partikel, insbesondere Oxidkeramiken, hydrophile Oberflächeneigenschaften auf, wohingegen das Bindersystem in der Regel hydrophob und damit zunächst inkompatibel ist. Nach Camargo et al. (2021) sind in Abhängigkeit des Bindersystems grundsätzlich drei Stabilisierungsmechanismen möglich. Bei der sogenannten sterischen Stabilisierung lagern sich langkettige organische Moleküle mit einer hydrophilen, d.h. polaren Gruppe an der Oberfläche der Keramikpartikel an, wodurch diese abstoßende Kräfte erzeugen, wenn sich Partikel nähern und sich die durch die Moleküle gebildeten Hüllen überlagern (Mewis & Macosko 1994). Nach Tanurdjaja et al. (2011) kann innerhalb der sterischen Stabilisierung zwischen einer chemischen und einer physikalischen Adsorption der Moleküle unterschieden werden, je nachdem ob eine chemische Reaktion des Dispergiermittels mit der keramischen Partikeloberfläche stattfindet oder die Anhaftung aufgrund von Van-der-Waals-Kräften erfolgt. Demnach erfordert erstere eine gesonderte Vorbehandlung des keramischen Pulvers mit dem Dispergiermittel und gegebenenfalls einem Lösemittel, wohingegen die physikalische Absorption direkt in der Schlickermischung erfolgen. Als zweiter Mechanismus ist bei wässrigen Suspensionen eine elektrostatische Stabilisierung möglich, bei der gezielt Ionen mit einer der keramischen Oberfläche gegensätzlichen Ladung in das Bindersystem eingebracht werden, wodurch diese sich an der keramischen Oberfläche anlagern und dadurch eine Stabilisierung hervorrufen (Lewis 2000). Darüber hinaus ist eine Stabilisierung in Form einer elektrosterischen Stabilisierung möglich, bei der beide Effekte kombiniert werden (Camargo et al. 2021). Dabei werden organische Moleküle eingesetzt, die nicht nur einen polaren Kopf aufweisen, sondern auch entlang der Molekülkette geladen sind und deren übergeordnete Ladung durch den pH-Wert der Suspension beeinflusst werden kann (Lewis 2000). Die Effektivität verschiedener Dispergiermittel hängt von deren Anteil am Schlicker, dem verwendeten keramischen Pulver sowie der Zusammensetzung des restlichen Bindersystems ab, sodass der Abstimmung des Dispergiermittels eine besondere Bedeutung zukommt (Zakeri et al. 2020). Typische Dispergiermittel für keramische Schlicker umfassen ungesättigte Carbonsäuren bzw. Säuregruppen, Ammoniumsalze, Ammoniumchloride sowie Silane (Camargo et al. 2021).

### Monomere bzw. Oligomere und deren Vernetzungsreaktion:

Hauptbestandteil des Bindersystems sind Monomere bzw. Oligomere (Zakeri et al. 2020). Diese werden durch die sogenannte Photopolymerisation, eine lichtinduzierte Vernetzungsreaktion von Monomeren bzw. Oligomeren, ausgehärtet und schließen die Keramikpartikel in das dadurch gebildete Polymernetzwerk ein (Kollenberg 2020). Für die badbasierte Photopolymerisation eignen sich insbesondere Epoxide und Acrylate als Ausgangsstoffe (Gibson et al. 2015). Nach Kollenberg (2020) führen Epoxide im Vergleich zu Acrylaten im Allgemeinen zu einer höheren Genauigkeit und einer geringeren Schwindung, allerdings benötigen sie höhere Belichtungsenergien, weshalb Acrylate insbesondere bei VPP-Anlagen mit LED-Lichtquellen eingesetzt werden.

Hinsichtlich des Prinzips der Polymerisation kann zwischen der radikalischen und der kationischen Polymerisation unterschieden werden (Crivello & Reichmanis 2014). Nach Koltzenburg et al. (2013) initiiert bei der radikalischen Photopolymerisation (siehe Abbildung 2-4, in Anlehnung an Kollenberg 2020) ein sogenanntes Radikal, das ein freies Elektron aufweist, die Reaktion, indem sich dessen freies Elektron mit einem Elektron aus der Doppelbindung eines Monomers paart (Abbildung 2-4 a). Dadurch bleibt ein Elektron aus der Doppelbindung übrig, welches wiederum als Radikal fungiert (Abbildung 2-4 b). Diese Reaktion wiederholt sich immer wieder, sodass – je nach Anzahl der Doppelbindungen in den Monomeren – längere Ketten oder Netzwerke entstehen. Die Kettenreaktion endet durch Reaktion mit einem ursprünglichen Radikal (Abbildung 2-4 c) oder einer anderen Polymerkette (Koltzenburg et al. 2013).

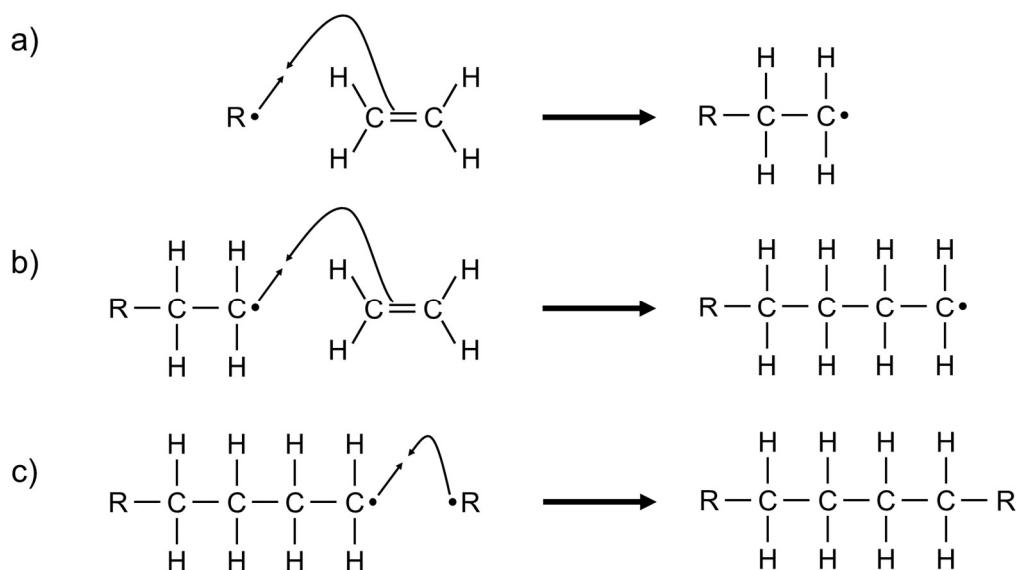


Abbildung 2-4: Schematische Darstellung der radikalischen Polymerisation  
(in Anlehnung an Kollenberg 2020)

Bei der kationischen Polymerisation führen positiv geladene Ionen, die Kationen, zu einem Aufbrechen der Doppelbindungen, sodass eine Kettenreaktion analog zur radikalischen Polymerisation initiiert wird (Kollenberg 2020). Darüber hinaus kann nach Crivello & Reichmanis (2014) auch nach dem genauen Typ der Vernetzungsreaktion bzw. dem Kettenwachstum unterschieden werden.

Für die radikalische Photopolymerisation werden primär Acrylate bzw. Methacrylate eingesetzt, wobei allgemein zwischen Oligomeren bzw. Pre-Polymeren, die schon eine relativ komplexe Struktur aufweisen, und eher verdünnenden Monomeren, die aufgrund ihrer kleinen Molekülgröße und der daraus resultierenden niedrigen Viskosität als reaktives Verdünnungsmittel agieren können, unterschieden werden kann (Allen 1996, vgl. Zakeri et al. 2020). Nach Camargo et al. (2021) werden in keramischen Schlickern insbesondere Hexandiol-Diacrylat (HDDA), Polyethylenglycol-Diacrylat (PEGDA), Trimethylopropan-Triacrylat (TMPTA), N,N'-Methylenbisacrylamid (MBAM), Ethoxyliertes Pentaerythritol-Tetraacrylat (EPTTA) und Acrylamid (AA) eingesetzt, wobei gleichermaßen diverse weitere Monomere eingesetzt werden können. Zu verschiedenen Monomermischungen und ihrer Eignung wurden bereits eine Vielzahl an Studien durchgeführt, wobei aufgrund der Wechselwirkungen – auch mit dem Initiatorsystem, dem keramischen Pulver und der eingesetzten Anlagentechnik – kaum allgemeingültige Abhängigkeiten in Form von Rezepten beschrieben werden konnten (Zakeri et al. 2020).

Xu et al. (2021) untersuchten den Einfluss der Anzahl der funktionellen Gruppen, d.h. der Doppelbindungen, der Monomere auf die Eigenschaften keramischer VPP-Schlicker anhand von Isobornyl-Acrylat (IBOA, 1 Doppelbindung), HDDA (2 Doppelbindungen), TMPTA (3 Doppelbindungen), EPTTA (4 Doppelbindungen) sowie weiterer ausgewählter Monomere. Sie zeigten, dass durch die Kombination von Monomeren verschiedener Anzahl an funktionellen Gruppen optimierte Aushärte- und Haftungseigenschaften erzielt werden können. Durch höherfunktionelle Monomere kann demnach eine steife Matrix ausgebildet werden, wohingegen Monomere mit nur einer funktionellen Gruppe die Mobilität der freien Radikale erhöhen und damit die Aushärtung verbessern. Gleichzeitig nimmt durch den geringeren Grad der Vernetzung von monofunktionellen Monomeren die Volumenschrumpfung bei der Polymerisation ab, wodurch die Anhaftung an der Bauplattform sowie zu vorgedruckten Schichten verbessert wird. Auf der anderen Seite wird der hohe Vernetzungsgrad von höherfunktionellen Monomeren benötigt, um eine ausreichende Grünfestigkeit zu

erreichen. Die besten Ergebnisse konnten Xu et al. (2021) für eine Mischung von 20 % IBOA, 50 % HDDA und 30 % EPTTA Volumenanteil erreichen.

Aufbauend darauf untersuchten Schwarzer-Fischer et al. (2022) Schlicker mit Mischungen von Monomeren verschiedener Funktionalität hinsichtlich ihrer Viskosität, ihren Aushärteeigenschaften sowie der Anfälligkeit für Defekte beim Entbindern. Sie zeigten, dass Mischungen, die u.a. vierfach-funktionelle Monomere beinhalten, eine höhere Reaktivität besitzen und daher schon bei niedrigeren Energien aushärten und bei gleichen Energieeinträgen zu größeren Aushärtetiefen führen. Auf der anderen Seite wies die Mischung mit einem hohen Anteil an vierfach-funktionellem Monomer eine hohe Viskosität bei niedriger Scherrate sowie einen starken Viskositätsabfall mit steigender Scherrate auf, was für die badbasierte Photopolymerisation nur bedingt geeignet ist. In den nachfolgenden Entbinderuntersuchungen zeigten sie, dass ein hoher Anteil an vierfach-funktionellen Monomeren aufgrund der starken Vernetzung auch zu deutlich mehr Defekten im Bauteil führt.

### **Initiatorsystem:**

Zur Initiierung der Aushärtung ist ein Photoinitiator notwendig, der bei Bestrahlung mit Licht der entsprechenden Wellenlänge die für die Polymerisationsreaktion notwendigen freien Radikale bildet (Allen 1996). Zu den am häufigsten eingesetzten und am besten bekannten Photoinitiatoren gehört Campherchinon (QC) (Yudin et al. 2023), das seine maximale Absorption im Bereich von 468 nm Wellenlänge aufweist (Kowalska et al. 2021). Darüber hinaus gibt es eine Reihe an anderen Photoinitiatoren, die insbesondere bei niedrigeren Wellenlängen eine hohe Reaktivität aufweisen, beispielsweise Bisacryl-Phosphin-Oxid (BAPO, ca. 370 nm) oder Phenanthrenchinon (PQ, ca. 410 nm) (Sodré et al. 2015). Campherchinon weist isoliert betrachtet gegenüber anderen Photoinitiatoren eine vergleichsweise niedrige Absorption auf, jedoch kann dessen Wirkung durch geeignete Co-Initiatoren enorm erhöht werden (Yudin et al. 2023). Typische Co-Initiatoren für Campherchinon sind Amine, beispielsweise 2-Ethyl-Dimethylbenzoat sowie N-Phenylglycin, deren Wirkung jedoch von den spezifischen Umständen abhängt (Jakubiak et al. 2003).

### **Lösungsmittel bzw. Additive:**

Darüber hinaus werden in keramischen Schlickern im Allgemeinen Verdünnungs- bzw. Lösungsmittel und weitere Additive benötigt, um primär die Viskosität einstellen, d.h. erniedrigen zu können (Zakeri et al. 2020), ohne die Aushärtungsreaktion nennenswert zu beeinflussen (Lee et al. 2019). Des Weiteren können Lösungsmittel bzw. Additive

die Plastizität erhöhen (Xing et al. 2018), den Brechungsindex des Binders modifizieren (Griffith & Halloran 1996) und eine Schaumbildung hemmen (Dufaud et al. 2002). Ebenso können gezielt Absorber als Additive hinzugemischt werden, um die Aushärtetiefe zu reduzieren (Gentry & Halloran 2013a). Auf der anderen Seite können Lösungsmittel, insbesondere bei niedriger Verdampfungstemperatur, zu Bauteildefekten führen (Zhang et al. 2020), weshalb diese sorgfältig ausgewählt und nach Möglichkeit vermieden werden sollten (Camargo et al. 2021).

### **Einfärben keramischer Schlicker bzw. Bauteile:**

Da viele keramische Werkstoffe, insbesondere Oxidkeramiken, eine ähnliche Farbe aufweisen, bietet sich zur Visualisierung von Werkstoffverbunden das Einfärben eines der beiden Werkstoffe an. Chang et al. (2022) untersuchten die Herstellung von eingefärbten Zirkoniumoxid-Schlickern mit Magnesiumoxid (MgO) als Sinteradditiv. Als Färbemittel verwendeten sie Erbiumoxid ( $\text{Er}_2\text{O}_3$ , pink), Cobaltoxid ( $\text{Co}_3\text{O}_4$ , blau) und Chromoxid ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ , grün bzw. violett). Der Massenanteil der Färbemittel wurde im Bereich von 1 bis 10 % variiert, wobei mit steigendem Anteil des Färbemittels aufgrund der dunkleren Farbe und der damit höheren Absorption die Aushärtetiefe abgenommen hat. Überraschenderweise stellten sie bei mittels Chromoxid eingefärbten Bauteilen einen Farbwechsel während des Sinterprozesses von grün zu violett fest. Anhand von Untersuchungen mittels Röntgenbeugung konnten sie nachweisen, dass das von ihnen verwendete Zirkoniumoxid-Pulver Verunreinigungen von Aluminiumoxid aufwies und dass das eigentlich grüne Chromoxid während des Sinterprozesses mit dem Aluminiumoxid einen violetten  $(\text{Al}_{1-x}\text{Cr}_x)_2\text{O}_3$ -Mischkristall bildet. Um die grüne Farbe zu erhalten muss folglich hochreines Zirkoniumoxid ohne Verunreinigungen von Aluminiumoxid verwendet werden. Ergänzend zeigten Wang et al. (2023) die Eignung von Eisenoxid ( $\text{Fe}_2\text{O}_3$ , gelb) für das Einfärben von  $\text{ZrO}_2$ -Schlickern bzw. Bauteilen.

### **Vorgehen zur Herstellung keramischer VPP-Schlicker:**

Insgesamt wurden bislang nur wenige Arbeiten zur Optimierung des Herstellungsprozesses keramischer VPP-Schlicker veröffentlicht. Vielmehr beschreiben einzelne Arbeiten ein für die jeweilige Schlickerzusammensetzung geeignetes Mischungsverfahren, ohne jedoch den Einfluss der Prozessstellgrößen näher zu betrachten und die Homogenität des Schlickers tiefergehend zu analysieren.

In Gonzalez et al. (2019) sowie dem zugehörigen Video ist die Herstellung von keramischen VPP-Schlickern ausführlich beschrieben worden. Pulver mit mittlerem Durchmesser kleiner  $0,5\text{ }\mu\text{m}$  wurde zunächst in einer Planetenkugelmühle mit einem

Dispergiermittel funktionalisiert und das zur Mischung notwendige Ethanol durch Trocknung in einem Abzug und einem Wärmeschrank entfernt. Das Bindersystem wurde zusammen mit keramischen Misch- / Mahlkugeln in einem Planetenzentrifugalmischer für vier Minuten bei 1.000 Umdrehungen pro Minute vorgemischt, bevor das keramische Pulver hinzugefügt wurde. Die Mischung wurde anschließend für 4 Minuten, 45 Sekunden und 30 Sekunden mit 1.000, 1.500 bzw. 2.000 Umdrehungen homogenisiert. Aufgrund der Wärmeentwicklung durch den Mischprozess war anschließend eine Kühlung in einem kalten Wasserbad notwendig. Vom Hersteller von Planetenzentrifugalmischern Thinky Corporation bzw. dessen deutschen Vertriebspartner C3 Prozess- und Analysetechnik GmbH wurden grundsätzliche Abhängigkeiten beim Mischen beschrieben und daraus grundlegende Empfehlungen zusammengefasst. Demnach hängt das Mischergebnis neben den eingestellten Mischparametern auch von der Viskosität bzw. der Partikelgrößenverteilung der zu mischenden Substanzen, der Bechergeometrie sowie dem Höhenverhältnis aus Füllhöhe zu Becherdurchmesser ab. Je nach Viskosität wird ein Höhenverhältnis von 0,1 für eher niedrigviskose bis 0,5 für eher mittel- bis hochviskose Substanzen empfohlen. Ebenso wird herstellerseitig empfohlen, zunächst Flüssigkeiten und erst danach Feststoffe bzw. Pulver zuzugeben. Außerdem sollten zuerst Substanzen mit niedriger Viskosität und Dichte vor Substanzen mit hoher Viskosität und Dichte hinzugegeben werden. Ergänzend kann durch die Zugabe von Misch- bzw. Mahlkugeln die Mischintensität gesteigert und ggf. auch das Pulver zerkleinert werden. Aufgrund der Komplexität des Mischvorgangs und der noch nicht vollständig beschriebenen Vorgänge bzw. Wechselwirkungen können diese Empfehlungen nur Anhaltspunkte sein und bedürfen einer situativen Anpassung auf das jeweils zu mischende System (C3 Prozess- und Analysetechnik GmbH & Thinky Corporation 2023).

Andere Arbeiten setzten sogenannte Dreiwalzwerke, die im pharmazeutischen Kontext auch als Salbenmühle bezeichnet werden, zur Dispergierung ein (beispielsweise Santoliquido et al. 2019, Li et al. 2020b). Alazzawi et al. (2018) konnten in einer kleinen Studie den deagglomerierenden Effekt des Dreiwalzwerks aufgrund der Scherung zwischen den Walzen nachweisen. Darüber hinaus zeigten sie, dass durch die Mischung des Schlickers in einem Planetenzentrifugalmischer im Vakuum-Modus Luftblasen aus dem Schlicker entfernt und dadurch die Aushärtetiefe gesteigert werden konnte. Dies führten sie auf eine geringe Sauerstoffmenge zurück, die sonst die freien Radikale des Photoinitiators bindet und damit die Aushärtung negativ beeinflusst.

**Kommerzielle keramische VPP-Schlicker:**

Vom Marktführer in der badbasierten Photopolymerisation mit Keramiken, Lithoz aus Wien, gibt es Schlicker mit verschiedenen keramischen Materialien, beispielsweise Aluminiumoxid, Zirkoniumoxid und Hydroxylapatit (HAP) und Tricalciumphosphat (TCP). In einem Industrialisierungsstadium befinden sich Aluminiumoxidverstärktes Zirkoniumoxid (engl. Alumina Toughened Zirconia, kurz ATZ), ZTA und Aluminiumnitrid, wohingegen Glas, Disilikat- und Piezokeramiken noch im Vorserienstadium sind (Lithoz GmbH 2023c). Die keramischen Füllstoffgehalte liegen dabei zwischen 40,5 % für ATZ (Lithoz GmbH 2023a) und 49,5 % für Aluminiumoxid (Lithoz GmbH 2021). Weitere Angaben hinsichtlich den jeweiligen Bindersystemen sowie den verwendeten Keramikpulvern sind nicht öffentlich zugänglich.

Aufgrund der vielfältigen Wechselwirkungen ist es notwendig bzw. zumindest empfohlen, für jedes keramische Pulver ein individuelles Bindersystem zu entwickeln (Griffith & Halloran 1996). Für eine Übersicht über im Stand der Technik entwickelte keramische VPP-Schlicker sei auf einschlägige Literatur verwiesen (beispielsweise Zakeri et al. 2020 und Camargo et al. 2021).

**Schlussfolgerung 4:**

An VPP-Schlicker werden vielfältige und teilweise auch gegensätzliche Anforderungen gestellt, sodass eine ganzheitliche Optimierung und eine Berücksichtigung der Wechselwirkungen erforderlich sind.

**Schlussfolgerung 5:**

Die Aushärtetiefe  $C_d$  und die Aushärtebreite  $C_w$  korrelieren miteinander und steigen mit größerem keramischen Partikeldurchmesser, höherer Belichtungsenergie sowie mit niedrigerem Füllstoffanteil und geringerer Brechungsindex-Differenz von Keramik und Bindersystem an. Keramische Pulver mit mittleren Durchmessern im Bereich von 90 bis 500  $\mu\text{m}$ , Mischung von Monomeren verschiedener Funktionalität sowie die Verwendung des Photoinitiators Campherchinon zusammen mit einem Co-Initiator bieten ein hohes Potenzial für keramische VPP-Schlicker.

**Schlussfolgerung 6:**

Chromoxid eignet sich zum Einfärben von Aluminiumoxid und Chromoxid. Es sorgt nach dem Sinterprozess bei  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -haltigen Materialien für eine violette Farbe und bei reinem  $\text{ZrO}_2$  für eine grüne Färbung des Bauteils.

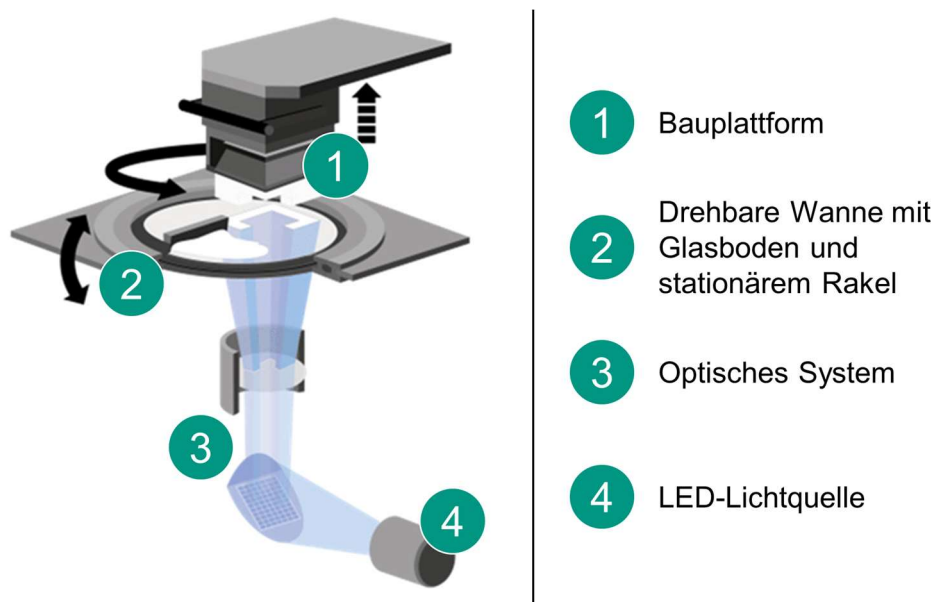


### Schlussfolgerung 7:

Die Verwendung eines Zentrifugalmischers und eines Dreiwalzwerks scheint zur Schlickerherstellung geeignet. Dennoch ist eine spezifische Anpassung des Mischprozesses an die Schlickerzusammensetzung notwendig.

### 2.2.3 Druckprozess

Die badbasierte Photopolymerisation mittels Leuchtdiode (LED) bzw. DLP-Projektor im sogenannten Bottom-Up-Prinzip ist in Anlehnung an den Anlagenhersteller Lithoz bzw. Stampfl et al. (2023) in Abbildung 2-5 schematisch dargestellt und in Anlehnung an die Entwickler Felzmann et al. (2012) bzw. Gruber et al. (2011) nachfolgend beschrieben.



*Abbildung 2-5: Schematische Darstellung der badbasierten Photopolymerisation mittels LED im Bottom-Up-Prinzip (in Anlehnung an Stampfl et al. 2023)<sup>1</sup>*

In einer Wanne mit Glasboden wird durch Rotation der Wanne und einen feststehenden Rakel eine Schlickerschicht mit definierter Höhe, der sogenannten Schlickerhöhe, appliziert. Anschließend fährt die Bauplatzform von oben in den Schlicker bis zur gewünschten Schichthöhe (Felzmann et al. 2012). Diese ist in der Regel deutlich geringer als die Schlickerhöhe (Lithoz GmbH 2017c, vgl. Zakeri et al. 2020). Durch eine erste Kippbewegung der Wanne bzw. der gesamten Unterkonstruktion, das sogenannte Aufkippen, wird unter der Bauplatzform eine Schlickerbewegung induziert, sodass gegebenenfalls eingeschlossene Luftblasen seitlich entweichen können (Lithoz GmbH 2017c). Die dafür zur Verfügung gestellte Zeit wird als Setzzeit bezeichnet.

<sup>1</sup> Abbildung adaptiert nach Stampfl et al. (2023), CC BY 4.0, <https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>.

Anschließend erfolgt über den DLP-Projektor von unten ortsselektiv mit einem Pixelraster die Belichtung, wodurch der Schlicker lokal ausgehärtet wird (Gruber et al. 2011). Hauptparameter sind dabei die Belichtungsintensität, die Belichtungszeit und die Belichtungsenergie (vgl. Lithoz GmbH 2019b), wobei sich die Energie als Produkt aus Intensität und Belichtungszeit ergibt.

Durch eine zweite Kippbewegung der Wanne, das sog. Abkippen, wird das gedruckte Bauteil nach der Belichtung vom Wannenboden abgelöst (Felzmann et al. 2012). Das Abkippen sowie eine Anti-Haft-Beschichtung auf dem Wannenboden reduzieren die Abzugskräfte beim Ablösen des am Wannenboden anhaftenden Bauteils, wodurch das Risiko von Bauteildefekten oder einem Abreißen der Bauteile von der Bauplattform reduziert werden kann (Gruber et al. 2011). Anschließend wird die Bauplattform nach oben gefahren, eine neue Schlickerschicht appliziert und das gesamte Vorgehen wiederholt, bis schrittweise das gesamte Bauteil aufgebaut ist (Felzmann et al. 2012).

Neben dem vorgestellten Bottom-Up-Prinzip ist auch ein Anlagenaufbau nach dem Top-Down-Prinzip möglich, bei dem die Bauplattform innerhalb eines Schlickerbads schrittweise nach unten bewegt wird und die Belichtung von oben erfolgt (Kollenberg 2020). Nach Santoliquido et al. (2019) liegen die Hauptvorteile des Top-Down-Prinzips in der geringen benötigten Schlickermenge sowie der konstanten und präzise einstellbaren Schichthöhe, wohingegen unter anderem die auf das Bauteil wirkenden Kräfte, der Einfluss der Gewichtskraft bei großen hängenden Bauteilen sowie der komplexere Anlagenaufbau nachteilig sind.

Santoliquido et al. (2019) untersuchten außerdem die auf das keramische Grünteil wirkenden Kräfte im Bottom-Up-Prinzip mittels Kraftmesstechnik. Sie stellten fest, dass die Abzugskräfte nahezu proportional zur ausgehärteten Fläche sind und der nachfließende Schlicker aufgrund des Kapillareffekts die Abzugskräfte ebenfalls beeinflusst. Am kritischsten sind nach Santoliquido et al. (2019) dünnwandige (Gitter-) Strukturen, die nur geringe Festigkeiten aufweisen, wenngleich die Abzugskräfte aufgrund der geringeren anhaftenden Fläche ebenfalls geringer sind. Dies ist in Übereinstimmung mit den Ergebnissen von Pan et al. (2017), die experimentell die Abzugskräfte an acrylat-basierten Kunststoff-Bauteilen untersuchten. Sie führen dieses Phänomen auf eine größere effektive Fläche in porösen Bauteilen zurück. Sie zeigten darüber hinaus, dass die Abzugskräfte durch eine Anti-Haftbeschichtung aus Polydimethylsiloxan (PDMS) und eine luftdurchlässige Membran, die eine Sauerstoffzufuhr erlaubt und dadurch die Aushärtereaktion am Wannenboden

abschwächt, reduziert werden können. Lithoz GmbH (2017c) gibt allgemein an, dass die Abzugskräfte u.a. von der Viskosität und der Höhe des Schlickers, der Bauteilhöhe, der Bauteilgeometrie und der Kippgeschwindigkeit abhängen. Für weitere Sondereffekte, beispielsweise eine Deformation der PDMS-Beschichtung durch die beim Druckprozess wirken Kräfte, wird aufgrund der zunächst geringen Relevanz für diese Arbeit auf einschlägige Literatur verwiesen (beispielsweise Kollenberg 2020).

Nach Kollenberg (2020) und Lithoz GmbH (2017c) muss bei der Wahl der geeigneten Belichtungsparameter ein Kompromiss aus guter Schichthaftung bzw. Grünfestigkeit und hoher Druckauflösung gefunden werden, da die für eine höhere Festigkeit notwendige höhere Belichtungsenergie mit einer höheren Aushärtebreite einhergeht. Einen Anhaltspunkt dafür geben Halloran et al. (2011) mit ihrer Empfehlung, dass die Aushärtetiefe typischerweise 10 – 35 % größer als die zu druckende Schicht sein sollte, wobei immer die spezifischen Umstände berücksichtigt werden müssen und auch kommerziell erhältliche Schlicker teilweise deutlich von dieser Empfehlung nach oben abweichen (vgl. Lithoz GmbH 2021). Für kommerziell erhältliche Schlicker werden in den meisten Fällen vom jeweiligen Hersteller Datenblätter bereitgestellt, die geeignete Belichtungs- und Prozessparameter als Ausgangspunkt für eine spezifische Anpassung der Druckparameter empfehlen (beispielsweise Lithoz GmbH 2021 und Lithoz GmbH 2019b).

Mitteramskogler et al. (2014) untersuchten in einer Studie den Einfluss des Zusammenspiels von Belichtungsintensität und Belichtungszeit auf die Aushärtetiefe. Dabei zeigten Sie, dass bei iso-energetischer Betrachtung, d.h. bei gleicher Belichtungsenergie, kürzere Belichtungen mit höherer Intensität grundsätzlich zu höheren Aushärtetiefen führen. Darüber hinaus zeigten sie, dass durch eine zunächst geringe und zeitlich steigende Intensität innerhalb der Belichtung einer Schicht, die sogenannte „Soft-start-Polymerization“, die Anzahl der Bauteildefekte reduziert werden kann.

Um die Abweichungen aufgrund der Lichtstreuung und eine erhöhte Aushärtetiefe zu kompensieren, gibt es anlagen- bzw. softwareseitige Lösungen. Die Lichtstreuung kann durch den sogenannten Konturoffset kompensiert werden, bei dem die äußere Kontur des Bauteils softwareseitig um einen definierten Abstand oberflächenparallel nach innen versetzt wird (Lithoz GmbH o.D.). Die sogenannte Z-Kompensation ermöglicht ein Versetzen horizontaler Überhangstrukturen um eine definierte Anzahl an Schichten, sodass deren Position gezielt angepasst werden kann und größere Aushärtetiefen nicht

zu dickeren Strukturen und Verschiebungen führen (Lithoz GmbH 2017a, Lithoz GmbH o.D.). Darüber hinaus können einzelnen Schichtbereichen unterschiedliche Belichtungsparameter zugewiesen werden, beispielsweise um die Anhaftung an der Bauplattform zu erhöhen (Lithoz GmbH 2022b).

#### Schlussfolgerung 8:

Das VPP-Verfahren wurde anlagenseitig an vielen Stellen optimiert und bildet eine gute Basis für material- und prozesseitige Optimierungen.

#### Schlussfolgerung 9:

Die Prozessparameter müssen sorgfältig gewählt werden, um das Potenzial des VPP-Verfahrens zu erschließen, wobei bei gleichem Energieeintrag tendenziell höhere Belichtungsintensitäten zu wählen sind.

### **2.2.4 Reinigen der Grünteile**

Nach dem Druckprozess haftet noch nicht ausgehärteter Schlicker am gedruckten Grünteil an. Dieser muss entfernt werden, um die hohe Druckauflösung der badbasierten Photopolymerisation vollständig zu nutzen. Darüber hinaus ist bei der Multi-Material-Fertigung eine Reinigung zwischen dem Materialwechsel notwendig, um Querkontaminationen zu verhindern (Lithoz GmbH 2023b, Nohut & Schwentenwein 2022). Auch wenn leichte Querkontaminationen grundsätzlich im Sinne einer Gradierung das Risiko von Defekten im Grenzbereich reduzieren, muss diese verhindert werden, um definierte Schlickerzusammensetzungen, insbesondere auch am Ende des Baujobs, zu gewährleisten (Nohut & Schwentenwein 2022).

Reinigungsverfahren im Sinne eines Fertigungsverfahrens können nach DIN 8592:2003 hinsichtlich ihrer zugrundeliegenden Wirkprinzipien in verschiedene Untergruppen eingeteilt werden. Im sog. Sinner'schen Kreis bzw. Waschkreis, der ursprünglich auf Sinner (1960) zurückgeht und mehrfach erweitert wurde, wurden verschiedene Einflussgrößen in Reinigungsprozessen erfasst und systematisiert. Nach Wildbrett (2006) bzw. Mauermann (2012) kann dabei zwischen dem Zustand, der Menge und der Art der Verschmutzung, dem Design, der Rauigkeit und dem Material des Reinigungsguts, der Chemie und der Temperatur des Reinigungsmediums sowie der Reinigungszeit und der Mechanik unterschieden werden.

Schwarzer et al. (2017) untersuchten verschiedene Reinigungsverfahren und -flüssigkeiten hinsichtlich der Eignung zur Reinigung von VPP-Grünteilen anhand eines

von ihnen definierten Versuchsträgers mit verschiedenen Kavitäten durch Zählen der offenen Vertiefungen nach der Reinigung. Zusätzlich analysierten sie etwaige durch die Reinigung verursachte Bauteilbeschädigungen. Sie zeigten, dass bei einer manuellen Reinigung durch ein mit Reinigungsflüssigkeit getränktem Wattestäbchen bzw. -tupfer und Druckluft relativ gute Reinigungsergebnisse ohne Beschädigung der Bauteile erzielt werden können. Dabei wird durch das Lösungsmittel der anhaftende Schlicker verdünnt und mechanisch durch den Tupfer bzw. die Druckluft entfernt, ohne das Bauteil sichtbar zu beschädigen. Ethanol als Reinigungsflüssigkeit führte dabei zum besten Reinigungsergebnis und war damit besser geeignet als die ebenfalls untersuchten Reinigungsflüssigkeiten Glycerin und Ethylen-Glykol, die gegenüber einer Reinigung ohne Reinigungsflüssigkeit keine nennenswerte Verbesserung zeigten. Bei einer Reinigung durch Einlegen des Bauteils in Reinigungsflüssigkeiten verblieben deutlich größere Schlickermengen in den Kavitäten. Eine Reinigung der Bauteile im Ultraschallbad führte aufgrund der hohen Beanspruchung zu einer Zerstörung des Polymernetzwerks, wodurch die Bauteile stark beschädigt wurden. Ebenso zeigten Schwarzer et al. (2017), dass eine zu lange Immersion des Bauteils in der Reinigungsflüssigkeit aufgrund des Eindiffundierens des Lösungsmittels ebenfalls zu Beschädigungen führt. Zusätzlich zeigten sie, dass eine Reinigung der Bauteile direkt nach dem Druck im Vergleich zu einer Woche gelagerten Bauteilen zu besseren Reinigungsergebnissen führt. Sie zeigten zudem, dass die Reinigung der Kavitäten in der x-y-Ebene (Schichtebene) im Vergleich zu den x-z- und y-z-Ebenen zu den schlechtesten Ergebnissen führte, was sie auf die unterschiedliche Druckauflösung in der Schichtebene und in Aufbaurichtung zurückführen (Schwarzer et al. 2017).

Johansson et al. (2017) untersuchten den Einfluss verschiedener Reinigungsflüssigkeiten auf das mittels Druckluft erzielbare Reinigungsergebnis und etwaige Bauteildefekte. Sie zeigten, dass eine Mischung dibatischer Ester zu der besten Reinigungswirkung und nur geringfügigen Delaminationen führt, wohingegen Isopropanol zu einer etwas schlechteren Reinigungswirkung und tendenziell mehr Delaminationen führt. Im Gegensatz zu den Ergebnissen von Schwarzer et al. (2017) zeigte Ethanol sowohl eine schlechte Reinigungswirkung als auch viele Delaminationen. Aceton ermöglichte eine gute Reinigungswirkung, führte allerdings zu vielen Defekten. Im Gegensatz dazu erzielten 1-Octanol und Polyethylen-Glykol 200 eine schlechte Reinigungswirkung, verursachten allerdings keine Defekte (Johansson et al. 2017).

Vom VPP-Anlagenhersteller Lithoz GmbH (Wien, Österreich) ist die sogenannte CeraCleaning Station Ultra kommerziell erhältlich. Diese ermöglicht eine manuelle Bauteilreinigung mittels Airbrush-System, bei dem die Reinigungsflüssigkeit direkt in den Luftstrahl dosiert wird (Lithoz GmbH 2022a). Lithoz bietet außerdem mit den Reinigungsmitteln LithaSol 20 und 30 zwei materialspezifische Reinigungsflüssigkeiten an, die im Falle von LithaSol 20 eine hohe Reinigungswirkung (Lithoz GmbH 2020e) und im Falle von LithaSol 30 eine besonders schonende Reinigung (Lithoz GmbH 2020f) ermöglichen sollen. Beide beinhalten gemäß der Sicherheitsdatenblätter organische Ester (Lithoz GmbH 2020d, Lithoz GmbH 2018). In den Prozessparameter-Datenblättern empfiehlt Lithoz ein Entfernen des anhaftenden Schlickers zunächst mit reiner Druckluft und anschließend mittels LithaSol im Airbrush-Verfahren (siehe beispielsweise Lithoz GmbH 2019a).

Aufbauend darauf verglichen Liebermann et al. (2023) die Reinigung von scheibenförmigen Zirkoniumoxid-VPP-Grüntteilen mit LithaSol 30 als Reinigungsflüssigkeit mittels Airbrush und Ultraschallbad sowie einer Kombination daraus. Sie variierten dabei die Dauer der Ultraschall-Reinigung sowie die Lagerung der Bauteile nach der Airbrush-Reinigung und untersuchten unter anderem die Masse und die Abmessungen der Bauteile, die Rauheit sowie die Biegefestigkeit nach der Reinigung. Sie zeigten, dass die Reinigung mittels Airbrush und einer Kombination aus kurzer Ultraschall-Reinigung mit Airbrush zu einer guten Reinigungswirkung führt, was sich in allen genannten Messgrößen äußerte. Eine Lagerung der Bauteile nach der Reinigung im Trockenschrank für eine Woche gegenüber einem Entbindern direkt 2 Stunden nach der Reinigung hatte keinen positiven Einfluss, was allerdings auch auf das gewählte Entbinderprogramm mit inkludierten Trockenschritten bei vergleichsweise niedrigen Temperaturen zurückzuführen war. Eine kurze Reinigung im Ultraschallbad für 30 s führte zu keiner effektiven Reinigung, wohingegen eine Reinigung für 300 s zur Beschädigung der Bauteile bei dennoch nicht zufriedenstellender Reinigungswirkung führte. Die Verwendung der Airbrush-Reinigung, optional in Kombination mit einer kurzen Immersion im Ultraschallbad wurde von Liebermann et al. (2023) empfohlen.

Basierend auf Schwarzer et al. (2017) untersuchte Buschulte (2018) den Einfluss verschiedener zwischen dem Druck und dem Entbinderprozess durchgeführter Reinigungsverfahren auf die im 4-Punkt-Biegeversuch ermittelte Festigkeit von Aluminiumoxid-Bauteilen. Er zeigte, dass durch eine Reinigung im Ultraschallbad mit LithaSol 20 gegenüber ungereinigten Bauteilen die Biegefestigkeit gesteigert werden

kann, wohingegen eine Reinigung mit Wasser die Biegefestigkeit reduziert. Auch wenn dies von Buschulte (2018) nur randständig angedeutet ist, ist die geringere Biegefestigkeit der ungereinigten Proben möglicherweise auf eine Kerbwirkung des auf der Oberfläche anhaftenden und durch Trocknung ausgehärteten Schlickers zurückzuführen. Insbesondere bei dem gewählten Versuchsaufbau des 4-Punkt-Biegeversuchs haben die Kanten- bzw. Oberflächeneigenschaften und bereits geringe maßliche Abweichungen einen großen Einfluss auf das Messergebnis (vgl. Danzer et al. 2007).

Nach Nohut & Schwentenwein (2022) und Subedi et al. (2024) kommt der Zwischenreinigung bei der Multi-Material-Fertigung eine besondere Bedeutung zu, um Querkontaminationen zu vermeiden. Nach Subedi et al. (2024), Choi et al. (2011) und Zhou et al. (2013) erscheint ein kombinierter Reinigungsprozess aus einem lösungsmittelbasierten Reinigungsschritt zur Entfernung des anhaftenden Schlickers und einem nachfolgenden Trocknungsschritt zur Vermeidung einer Verdünnung des Schlickers besonders vielversprechend. In der kommerziell erhältlichen Multi-Material-VPP-Anlage Lithoz CeraFab 2M30 ist eine automatisierte Reinigungsstation zur Reinigung der Bauteile enthalten, die steuerungsseitig unter die Bauplatzform geschwenkt werden kann. Diese basiert auf einem Papierband, auf dem das gedruckte Bauteil abgetupft werden kann (vgl. Nohut et al. 2022a, vgl. Lithoz GmbH 2022b).

Am wbk Institut für Produktionstechnik des Karlsruher Institut für Technologie (KIT) wurden Vorarbeiten zur Entwicklung von automatisierten Reinigungsstationen für die Multi-Material-VPP-Anlage Lithoz CeraFab Multi2M30 Science, die zwei Multifunktionsplattformen beinhaltet, von Marcus Rosen sowie Elisa Götze durchgeführt bzw. Abschlussarbeiten dazu angeleitet. Diese beinhalten insbesondere die Erarbeitung von Konzepten (beispielsweise Tang 2018), grundsätzliche Untersuchungen der Reinigungsverfahren (beispielsweise Buschulte 2018 und Frescher 2020), die Konstruktion von prototypischen Reinigungsstationen (beispielsweise Roller 2020) und die Erstellung des Softwarecodes (beispielsweise Schindler 2021). Am Ende dieser Vorarbeiten stehen drei prototypisch umgesetzte Reinigungsstationen: eine Tupfstation, eine Tauchstation mit Magnetprüher und eine Druckluftstation, die auf einem Revolver zum Stationswechsel platziert sind. Diese noch funktions-eingeschränkten Prototypen bieten eine Grundlage für weitere Optimierungen und dienen als Ausgangspunkt für nachfolgende Arbeiten.

Schlussfolgerung 10:

Eine Bauteilreinigung mittels Druckluft bzw. Airbrush bietet zusammen mit einem geeigneten Lösungsmittel und einem mechanischen Abtupfen das höchste Potenzial. Eine zu intensive Reinigung des Bauteils im Ultraschallbad und inkompatible Lösungsmittel können das Bauteil schädigen. Die Reinigung ist insgesamt noch vergleichsweise wenig untersucht.

Schlussfolgerung 11:

Kanalstrukturen in der Schichtebene lassen sich im Allgemeinen schwieriger reinigen als in den anderen beiden Ebenen.

Schlussfolgerung 12:

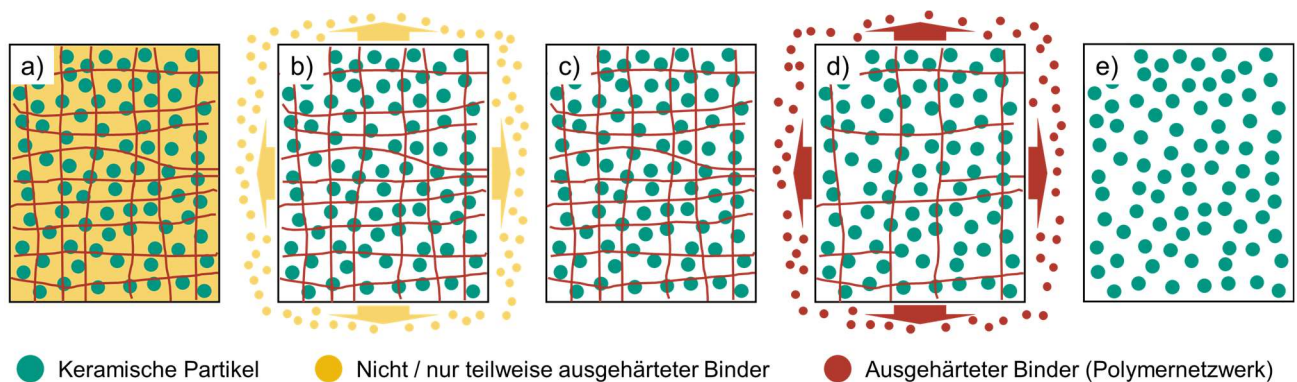
Die Bauteilreinigung erfolgt bislang überwiegend manuell. Erste Automatisierungsansätze beschränken sich insbesondere auf ein Abtupfen ohne Lösungsmittel.

## **2.2.5 Entbindern**

Beim Entbindern, das auch als Ausbrennen bezeichnet wird, wird der zur Formgebung notwendige Binder aus dem Bauteil entfernt (Verband der Keramischen Industrie e.V. 2003). Je nach Zusammensetzung des Binders kann das Entbindern in Wasser, einem anderen Lösemittel, thermisch in Gegenwart eines Katalysators oder thermisch an Luft erfolgen (Witzleben et al. 2018). Für die Herstellung von Keramiken mittels badbasierter Photopolymerisation ist praktisch nur das thermische Entbindern von Bedeutung, bei welcher der organische Binder pyrolysiert wird (vgl. Zakeri et al. 2020, Kollenberg 2020). Der grundsätzliche Ablauf ist in Anlehnung an Lithoz GmbH (2017d) in Abbildung 2-6 schematisch dargestellt. Direkt nach dem Druck besteht das Grünteil (Abbildung 2-6 a) aus dem im Polymernetzwerk (rot) eingeschlossenen Keramikpulver (grün) sowie nur teilweise ausgehärteten Binderbestandteilen bzw. leicht flüchtigen Binderkomponenten (gelb). Im ersten Schritt, der auch als Trocknen bezeichnet wird, dampfen leicht flüchtige Additive und Lösungsmittel aufgrund ihrer niedrigeren Verdampfungstemperatur ab, wodurch erste Poren und Kanäle entstehen und Kapillarkräfte für das weitere Entbindern genutzt werden können (Abbildung 2-6 b). Nach dem Trocknen bis ca. 75 °C liegt praktisch nur noch das Polymernetzwerk mit dem keramischen Pulver vor (Abbildung 2-6 c). Im eigentlichen Entbinderschritt wird das Polymernetzwerk thermisch zersetzt bzw. pyrolysiert. Aufgrund des Konzentrationsgradienten zwischen Bauteiloberfläche und -kern diffundieren die Abbauprodukte zur Bauteiloberfläche bzw. aus dem Bauteil hinaus (Abbildung 2-6 d).



Am Ende des Entbinderns bei 400 – 600 °C (Abbildung 2-6 e) liegt praktisch nur noch das keramische Pulver, das sog. Braunteil vor (Lithoz GmbH 2017d), das durch vereinzelte Binderrückstände zusammengehalten wird (Lotfizarei et al. 2023, Ramkumar & Rijwani 2022). Diese bilden Brücken zwischen den Partikeln aus (Hwang & Tsou 1992, German & Bose 1997). Da das Entbindern und das nachfolgende Sintern häufig in zwei verschiedenen Öfen durchgeführt werden, ist eine hinreichende Festigkeit des Braunteils erforderlich. Um diese zu gewährleisten, wird häufig das eigentliche Entbindern um ein festigkeitssteigerndes Ansintern bzw. Vorbrennen in den sogenannte Weißzustand erweitert (Buchner et al. 2018), das im Fall von Aluminiumoxid typischerweise bis 1.100 °C durchgeführt wird (vgl. Lithoz GmbH 2020g).



**Abbildung 2-6: Schematische Darstellung des thermischen Entbinderns:**  
a) Grünteil, b) - d) Zwischenstadien, e) Braunteil

Nach Lithoz GmbH (2017b) hängen die beim Entbindern ablaufenden Vorgänge bzw. die Temperatur, bei der die Vorgänge ablaufen, stark von den Bindungen des Polymernetzwerks und damit vom Bindersystem, dem Verhältnis von Bauteiloberfläche zu -volumen sowie der Wanddicke und damit den Diffusionswegen ab. Nach Kollenberg (2020) dürfen bestimmte Abbau- bzw. Zersetzungsraten des Binders nicht überschritten werden, da sonst der Gasinnendruck – zum Beispiel durch die Bildung von Kohlenstoffdioxid ( $\text{CO}_2$ ) – im Bauteil zu stark steigt und zu Defekten in Form von Rissen und Delaminationen führt. Demnach ist eine genaue Einstellung des Temperatur-Zeit-Verlaufs mit verschiedenen Heizraten und isothermen Plateaus notwendig.

Analog zum Druckprozess werden bei kommerziell erhältlichen Schlickern Prozessparameter für das Entbindern empfohlen, die häufig wanddickenabhängig sind (vgl. Lithoz GmbH 2019b, Lithoz GmbH 2020g). Diese basieren häufig initial auf

thermogravimetrischen Untersuchungen (TGA), bei denen der Massenverlust der Probe in Abhängigkeit der Temperatur aufgezeichnet wird (Lithoz GmbH 2017d, Schwentenwein & Homa 2015).

Zhou et al. (2016) verglichen experimentell das Entbindern von keramischen VPP-Grünteilchen in Luft, in Vakuum und in einem zweistufigen Entbinderprozess bestehend aus einer ersten Stufe in Vakuum und einer zweiten Stufe in Luft. Aufgrund der gegenüber einschlägigen Empfehlungen (beispielsweise Lithoz GmbH 2020g) sehr schnell ablaufenden Entbinderungen wiesen die in Luft entbinderten Bauteile hohe Zersetzungsraten und folglich viele Defekte auf. Ein Entbindern in Vakuum führte zu deutlich niedrigeren Zersetzungsraten und folglich weniger Bauteildefekten, allerdings wiesen die in Vakuum entbinderten Bauteile einen hohen Kohlenstoffgehalt auf. Dieser führt im anschließenden Sinterprozess zu einer Gasbildung in Form von  $\text{CO}_2$  und damit zu Bauteildefekten. Ein zweistufiger Entbinderprozess in Vakuum und Luft kombiniert daher die Vorteile einer niedrigen Zersetzungsrates in Vakuum und einer anschließenden Eliminierung des Kohlenstoffs in Luft (Zhou et al. 2016).

Schwarzer-Fischer et al. (2022) variierten die Entbinderbedingungen von Aluminiumoxid-Grünteilchen und zeigten, dass das Entbindern in Stickstoff – analog zu dem Entbindern in Vakuum – schonend abläuft, allerdings ebenfalls zu verbleibendem Restkohlenstoff führt. Das gleiche Verhalten berichteten Li et al. (2020a) für ein Entbindern in Argonatmosphäre. Schwarzer-Fischer et al. (2022) zeigten ebenfalls, dass mit steigender Anzahl funktioneller Gruppen im Monomer und folglich höherer Vernetzung des Grünteils das Entbindern erschwert wird und als Konsequenz mehr Defekte auftreten. Ergänzend zeigten sie, dass erwartungsgemäß mit steigender Wanddicke die Anzahl der Defekte zunimmt.

Bae & Halloran (2011) untersuchten den Einfluss einer unvollständigen Photopolymerisation auf die Rissbildung beim Entbindern. Sie zeigten, dass einige Risse ihren Ursprung bei Temperaturen um  $200\text{ }^{\circ}\text{C}$  haben und bei diesen Temperaturen der Photoinitiator eines nicht vollständig durchgehärteten Grünteils als thermischer Initiator wirken kann. Sie vermuteten daher, dass während des Entbindervorgangs bei  $200\text{ }^{\circ}\text{C}$  eine thermisch induzierte Polymerisation stattfindet, die zu einer Volumenschrumpfung führt und dadurch die Rissbildung initiiert.

Schlussfolgerung 13:

Die Wanddicke des Bauteils sowie der Grad der Vernetzung des Bindersystems und damit die Schlickerzusammensetzung beeinflussen das Entbinderverhalten.

Schlussfolgerung 14:

Ein schonendes Entbindern und ein auf das Bindersystem abgestimmter Temperatur-Zeit-Verlauf sind notwendig, um Bauteildefekte zu vermeiden.

Schlussfolgerung 15:

Die thermogravimetrische Analyse ist ein geeignetes Verfahren zur Charakterisierung des Entbinderverhaltens und damit zum Ableiten geeigneter Temperatur-Zeit-Profile.

## 2.2.6 Sintern

Das Sintern bezeichnet *„allgemein die Überführung eines aus Pulver geformten Rohlings in ein Formteil mit angestrebter Mikrostruktur bzw. gewünschten Gebrauchseigenschaften durch thermische Prozesse“* (Mieller 2018). Der Sinterprozess führt zu einer Verbindung der Pulverpartikel, einer damit einhergehenden Volumenschrumpfung bzw. -schrumpfung und Entfernung der Poren zwischen den Partikeln, zum Kornwachstum sowie zu einer Verdichtung und Verfestigung des Formkörpers (Mieller 2018). Dabei bilden sich zwischen den Partikeln stoffschlüssige Verbindungen aus und der eigentliche keramische Werkstoff entsteht (Hülseberg 2014). Nach Mieller (2018) ist die Triebkraft des Sinterns die Verringerung des Energiegehalts bzw. der freien Enthalpie, d.h. eine Reduzierung der Oberflächen- und Grenzflächenenergien. Dazu sind Stofftransporte notwendig, die in Festkörpern nur sehr langsam ablaufen. Zusätzlich muss häufig in Form einer thermischen Aktivierung eine Energiebarriere, die sogenannte Aktivierungsenergie, überwunden werden, um den Sinterprozess zu initiieren. Eine Temperaturerhöhung beschleunigt außerdem den Stofftransport, sodass das Sintern in technologisch relevanten Zeiträumen stattfinden kann (Mieller 2018). Im Allgemeinen kann zwischen dem Festphasensintern, dem Flüssigphasensintern und dem Reaktionssintern unterschieden werden, je nachdem ob während des Sinterns alle Bestandteile im festen Aggregatzustand verbleiben und ob eine chemische Reaktion abläuft (Bergmann 2013). Darüber hinaus gibt es weitere Sonderformen, wie beispielsweise das feldunterstützte Sintern, das Mikrowellen-Sintern oder das Heißisostatische Pressen (Lenka et al. 2022). Ebenso existieren mehrstufige Sinterverfahren, in denen Haltezeiten bei verschiedenen Temperaturen,

insb. zunächst bei der höheren Temperatur, durchgeführt werden (beispielsweise Lóh et al. 2017, Li & Ye 2006).

Für Oxidkeramiken mit hohem Reinheitsgrad ist insbesondere das Festphasensintern von Bedeutung (Verband der Keramischen Industrie e.V. 2003), wenngleich aufgrund von Verunreinigungen teilweise auch niedrigschmelzende Phasen auftreten oder gezielt in Form von Sinteradditiven hinzugefügt werden können (vgl. Telle 2007). Das Festphasensintern lässt sich – wenn auch stark vereinfacht – anhand des sogenannten Zwei-Kugel-Modells grundsätzlich beschreiben, wenngleich ein Übertrag auf reale Bauteile in der Praxis spezifische Betrachtungen erfordert (Telle 2007). Nach Mieller (2018) erfolgt das Festphasensintern in drei Stadien: Im ersten Stadium, der sogenannten Halsbildung, bilden sich an den Kontaktflächen benachbarter Pulverpartikel mittels Oberflächendiffusion entlang der Partikeloberflächen sowie mittels Verdampfung und Kondensation von Material Sinterhalse ohne Volumenschwindung aus. Im sogenannten Zwischenstadium wachsen die Sinterhalse zu Korngrenzen, wobei aufgrund der Korngrenzen- und Volumendiffusion eine Annäherung der Partikel und damit eine Volumenschrumpfung erfolgt. Im Endstadium der Sinterung erfolgt eine Poreneliminierung und -koagulation sowie ein Kornwachstum mittels Volumen- und Korngrenzendiffusion, was insbesondere aufgrund des schnelleren Wachstums großer Körner zu einer Vergröberung des Gefüges und eher polygonförmigen Körnern führt (Mieller 2018). Ein unnötiges Kornwachstum ohne nennenswerte Reduzierung der Restporosität aufgrund zu langer Sinterzeiten wird als Übersintern bezeichnet (Telle 2007).

Die Vorgänge beim Sintern sind insgesamt sehr komplex (Verband der Keramischen Industrie e.V. 2003) und hängen nach Lenka et al. (2022) allgemein von der Partikelgröße bzw. der Partikelgrößenverteilung, der Packung der Pulverpartikel bzw. der Gründichte und der Porosität, der Sinter Temperatur und -zeit, der Aufheizrate, dem angelegten Druck bzw. angelegten Feldern, der Atmosphäre sowie von Verunreinigungen ab. Der Einfluss der Partikelgröße kann verallgemeinert mit dem Herring'schen Gesetz beschrieben werden, wonach eine Reduzierung der Partikelgröße um eine Größenordnung zu einer um Faktor 10 bis  $10^4$  reduzierten Sinterzeit führt und daher aus Sinterperspektive in der Regel möglichst feine Pulver verwendet werden sollten (Herring 1950, vgl. Bordia & Camacho-Montes 2012). Nach Turnbull (1951) handelt es sich beim Sintern bzw. der Korngrenzenmobilität um einen Prozess, dessen Temperaturabhängigkeit grundsätzlich der Arrhenius-Gleichung folgt.

Venkataraman & DiMilia (1989) zeigten darauf aufbauend, dass die durchschnittliche Korngröße  $G_K$  in Abhängigkeit der Sinterzeit  $t_S$  und Sintertemperatur  $T_S$  mit Formel 2-7 beschrieben werden kann, wobei  $k_3$  ein Faktor,  $Q_A$  die Aktivierungsenergie,  $R$  die universelle Gaskonstante und  $G_{K,0}$  die Korngröße zu Beginn des Prozesses sind.

$$G_K(T_S, t_S)^3 - (G_{K,0})^3 = k_3 \cdot t_S \cdot \exp\left(\frac{-Q_A}{R \cdot T_S}\right) \quad \text{Formel 2-7}$$

Der positive Temperatureinfluss überwiegt dabei gegenüber dem Fick'schen Gesetz, das eine Verlangsamung des Halswachstums mit steigender Temperatur beschreibt (Telle 2007). Sinterzeit und -temperatur können sich in engen Grenzen kompensieren, wenngleich die notwendige Aktivierungsenergie überschritten werden muss. Coble & Burke (1961) zeigten, dass hinsichtlich der Schwindung eine geringfügige Erhöhung der Sintertemperatur einen größeren Effekt als eine Verlängerung der Sinterzeit hat. Nach Telle (2007) wird im Allgemeinen insbesondere für oxidische Keramiken die Sintertemperatur im Bereich von 70 bis 80 % der Schmelztemperatur (in K) gewählt, wobei die genaue Parameterwahl immer von den spezifischen Umständen abhängt. Typischerweise wird die Sintertemperatur nach initialer Aufheizung im Bereich der höchsten Schwindungsrate oder zu Beginn des Endstadiums in Form der Haltezeit konstant gehalten (Telle 2007). Insbesondere bei großen Bauteilen (Lenka et al. 2022) und hohen Heizraten (Guillon & Bram 2015) besteht das Risiko, dass sich aufgrund der relativ schlechten Wärmeleitung innerhalb des Bauteils thermische Gradienten ausbilden, die zu einer Rissbildung und Defekten führen. Daher werden – abgesehen von Sonderverfahren – insbesondere bei großen Waddicken eher niedrige Aufheizraten verwendet. Die Ofenatmosphäre beeinflusst den Sinterprozess beispielsweise in Form unterschiedlicher Grenzflächenspannungen oder chemischer Reaktionen, insb. Oxidationen, während des Sinterprozesses (Telle 2007). Die Sinterung von Oxidkeramiken erfolgt typischerweise in Luft bzw. Sauerstoff, die von Nitridkeramiken in Stickstoff und die von Karbidkeramiken in Schutzgas bzw. reduzierenden Atmosphären (vgl. Hülsenberg 2014).

Maiti & Sil (2010) untersuchten den Einfluss der Sintertemperatur im Bereich von 1.500 bis 1.700 °C sowie der Haltezeit im Bereich von 3 bis 12 bzw. 36 h auf die Dichte und die mechanischen Eigenschaften verpresster Aluminiumoxid-Körper. Sie zeigten, dass mit steigender Temperatur und steigender Haltezeit die Korngröße und aufgrund des schnelleren Wachstums einzelner Körner insbesondere ihre Streuung zunimmt, wohingegen die Härte abnimmt. Ab einer Haltezeit von 9 h bei 1.500 °C konnten durch

höhere Sintertemperaturen oder längere Haltezeiten keine nennenswerten Dichtesteigerungen erzielt werden.

Sivanesan et al. (2014) betrachteten den Einfluss der Haltezeit im Bereich von 1 min bis 2 h und der Sintertemperatur im Bereich von 1.250 und 1.500 °C auf die Dichte von Zirkoniumoxid. Sie zeigten, dass bei hohen Sintertemperaturen auch kurze Haltezeiten zu einer guten Verdichtung führen können, sodass unterschiedliche Haltezeiten nur zu geringfügigen Dichteunterschieden führten. Bei niedrigen Temperaturen stieg die Dichte mit einer Verlängerung der Haltezeit an. Eine zu hohe Sintertemperatur führte insbesondere bei langen Haltezeiten zu einer Änderung der Gitterstruktur von tetragonal nach kubisch, was die absolute Dichte reduzierte.

Al-Surkhi & Hamad (2022) zeigten in einer ähnlichen Untersuchung mit Zirkoniumoxid im Temperaturbereich zwischen 900 und 1.800 °C bei Haltezeiten zwischen 6 und 12 h, dass die Härte sowohl mit zunehmender Haltezeit als auch mit höherer Sintertemperatur aufgrund einer höheren Verdichtung anstieg. Dies korreliert mit den Ergebnissen der Biegefestigkeitsuntersuchungen von Ersoy et al. (2015), die den Einfluss der Sinterbedingungen untersuchten und bei der maximal betrachteten Sintertemperatur von 1.580 °C die höchsten Biegefestigkeiten erzielen konnten. Die von Stawarczyk et al. (2013) bei 1.400 bis 1.550 °C gesinterten Proben wiesen die höchsten Biegefestigkeiten auf, wohingegen die bei 1.300 °C gesinterten Proben gegenüber bei höheren Temperaturen gesinterten Proben deutlich feinere Gefüge aufwiesen.

Ji et al. (2021) variierten die Sinterbedingungen von mittels VPP-Verfahren hergestellten  $\text{ZrO}_2$ -Körpern im Bereich von 1.150 und 1.550 °C. Bei 1.450 °C erzielte sie die höchste Dichte und Festigkeit. Als optimale Haltezeit identifizierten sie 150 min, wenngleich der Einfluss der Haltezeit geringer als der Einfluss der Temperatur war.

Landek et al. (2021) untersuchten in einer Versuchsreihe den Einfluss der Sintertemperatur, der Haltezeit und der Heizrate auf die Dichte von Aluminiumoxidproben. Sie zeigten, dass die Dichte der Bauteile nach dem Sintern nahezu unabhängig von der Aufheizrate im betrachteten Bereich von 3 bis 7 K/min ist.

Coppola et al. (2021) optimierten die Sintertemperatur für mittels VPP-Verfahren hergestellte Bauteile aus Aluminiumoxid und Zirkoniumoxid sowie für ATZ bzw. ZTA, die sie durch Mischung von kommerziellen monolithischen Schlickern in verschiedenen Volumenverhältnissen realisierten. Sie zeigten, dass die Korngröße mit steigender

Sintertemperatur zunimmt und  $\text{Al}_2\text{O}_3$  grundsätzlich größere Körner aufweist als  $\text{ZrO}_2$ . Ein Zirkoniumoxid-Volumenanteil von 15 % führte zum sogenannten Pinning, das ein übermäßiges Wachstum der Aluminiumoxid-Körner verhindert hat. In Mischungen mit  $\text{ZrO}_2$ -Volumenanteil von 50 bzw. 85 % lagen beide Materialien in ungemischten Phasen vor, haben dennoch das gegenseitige Kornwachstum behindert. Um Dichten größer 98,5 % der theoretischen Dichte zu erzielen, mussten Mischungen mit 15 und 50 % Zirkoniumoxid-Anteil bei 1.600 °C gesintert werden, wohingegen bei 85 % Zirkoniumoxid-Anteil bereits 1.500 °C zu einer ausreichenden Versinterung sorgten.

Für kommerziell erhältliche VPP-Schlicker werden analog zum Entbindern häufig empfohlene Sinterparameter zur Erzielung hoher Bauteildichten angegeben (vgl. Lithoz GmbH 2019b, Lithoz GmbH 2020g). Die Bestimmung der Längenänderung während des Sinterprozesses erfolgt häufig mittels Dilatometrie (vgl. Telle 2007). Dafür sind sowohl Schubstangendilatometer (siehe DIN EN 51045-3:2009) als auch optische Dilatometer (vgl. Raether et al. 2001) geeignet.

Während des Sinterprozesses besteht ein hohes Risiko eines Bauteilverzugs aufgrund der Gewichtskraft (Olevsky & German 2000, Olevsky et al. 2000) sowie der Reibungskräfte zwischen Bauteil und Sinterunterlage (Deng et al. 2022). Um den Einfluss der Reibung zu minimieren, wurden verschiedene Sinterunterlagen entwickelt, beispielsweise mit poröser Struktur (vgl. Tedjokusuma et al. 2024) oder mit Mehrschichtaufbau (Scholl & Slawik 2017). Im Bereich des VPP-Verfahrens sind Sinterunterlagen verbreitet, die aus dem gleichen Schlicker wie das eigentliche Bauteil gedruckt werden, wodurch diese das gleiche Schrumpfungsverhalten wie das eigentliche Bauteil aufweisen und Verzug verursachende Reibungskräfte ausschließlich zwischen der gedruckten Sinterunterlage und dem Ofenboden bzw. Glühkasten wirken (vgl. Lithoz GmbH 2019a, Lithoz GmbH 2017b).

#### Schlussfolgerung 16:

Das Sintern sorgt für die charakteristischen Bauteileigenschaften, ist jedoch ein komplexer Prozess und muss situativ angepasst werden. In der Regel muss ein Optimum aus Verdichtung und Kornwachstum gefunden werden.

#### Schlussfolgerung 17:

Haupteinflussgrößen des Sinterns sind der Ausgangswerkstoff in Form der Partikelgröße bzw. -oberfläche sowie die Sinterzeit und -temperatur. Die Aufheizrate spielt im Bereich konventioneller Sinterprozesse eine eher untergeordnete Rolle.

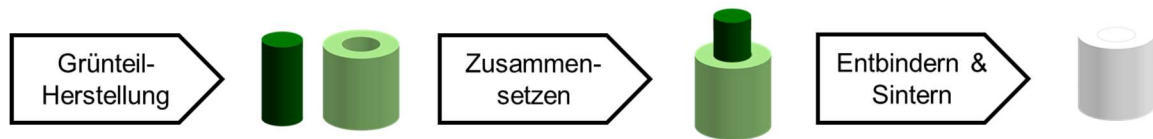
### Schlussfolgerung 18:

Die Dilatometrie ist ein geeignetes Verfahren zur Erfassung der Längenänderung während des Sinterprozesses.

## **2.3 Sinterfügen**

Das Sinterfügen (engl. Sinter Joining bzw. Sinter Bonding) ist ein Prozess zum Fügen pulvermetallurgisch hergestellter Bauteile in einem Sinterprozess (vgl. Klimscha 2014). Dazu werden Grünteile oder alternativ Grünteile und bereits gesinterte Bauteile präzise positioniert bzw. ineinander gesteckt und durch thermisch induzierte Vorgänge beim Sintern miteinander verbunden (Koch & Pohl 1993, Koch & Pohl 1996). Dabei beinhaltet das Sinterfügen – je nach genauer Verfahrensumsetzung – Elemente aus dem Diffusionsfügen bzw. -schweißen (vgl. Dahms 2011, DIN 8593-6:2003) und aus dem An- bzw. Einpressen (vgl. DIN 8593-3). Beim Diffusionsfügen erfolgt die Bindung stofflich durch Oberflächendiffusion bzw. Festkörperreaktion der Fügepartner (Dahms 2011, vgl. DIN 8593-6:2003). Für die diffusionsbasierten Elemente sind somit eine hinreichend hohe Prozesstemperatur zur Ermöglichung der Diffusionsvorgänge sowie eine ausreichende Kontaktfläche und -kraft notwendig (Koch & Pohl 1993, Koch & Pohl 1996). Nach German (2005) können grundsätzlich sowohl gleiche als auch unterschiedliche Werkstoffe miteinander gefügt werden, wobei die Material- und Prozessparameter genau aufeinander abgestimmt werden müssen. Bei den Elementen des An- und Einpressens entsteht bei entsprechender Bauteilorientierung eine kraftschlüssige Verbindung durch eine unterschiedliche Volumenschrumpfung der Fügepartner (Selcuk et al. 2010, vgl. DIN 8593-6:2003). Demgegenüber ist das Sinterfügen von sich nicht umschließenden Strukturen mit unterschiedlicher Volumenschrumpfung sehr herausfordernd und benötigt besondere geometrische Strukturen zur Kompensation der unterschiedlichen Schrumpfung (Martens & Mears 2013). Vorteile des Sinterfügens liegen in der hohen Festigkeit (vgl. Huber 2011) sowie insbesondere im Verzicht auf im Bauteil verbleibende Klebstoffe, wodurch sehr hohe Einsatztemperaturen realisiert werden können (vgl. Tillmann 2018), auch im Vergleich zum Aktivlöten, das häufig zum Fügen von Keramiken eingesetzt wird (vgl. Boretius 1990). Die allgemeine Prozesskette des Sinterfügens ist in Anlehnung an Schubert et al. (2022) in Abbildung 2-7 anhand zweier Grünteile dargestellt, wobei verschiedene Verfahrensvarianten möglich sind, die auszugsweise in den nachfolgend genannten Publikationen beschrieben wurden.





*Abbildung 2-7: Schematische Darstellung der Sinterfügen-Prozesskette  
(in Anlehnung an Schubert et al. 2022)*

Klimscha (2014), die das Sinterfügen metallischer Spritzgussbauteile (engl. Metal Injection Molding, kurz MIM) für Mikroanwendungen untersuchte, identifizierte durch theoretische Betrachtung die mikroskopischen Mechanismen der Zentrumsannäherung, des Halswachstums sowie des Abrollens und Kippens der Pulverpartikel für den Sinterfügeprozess. Diese werden primär durch die Sinterzeit und -temperatur, die Partikelform und -größe bzw. deren Größenverteilung, das Material sowie die Anzahl der Nachbarteilchen beeinflusst. Nach Klimscha (2014) gelten beim Sinterfügen grundsätzlich die gleichen Abhängigkeiten wie beim konventionellen Sintern. Experimentell untersuchte sie den Einfluss der konischen Fügeflächengestalt und des Fügespalts auf das Fügeergebnis rotationssymmetrischer Bauteile. Sie zeigte, dass mit steigender Fügespaltbreite die visuell betrachtete Verbindungsqualität abnimmt, wenngleich sich dieser Effekt nicht in durchgeführten Zugversuchen äußerte.

Ruh et al. (2008) analysierten überwiegend theoretisch die Herstellung einer Welle-Nabe-Verbindung durch Sinterfügen von Mikro-Spritzguss-Bauteilen aus Aluminiumoxid und Zirkoniumoxid. Sie postulierten, dass zur Ausbildung einer Fügeverbindung die thermischen Ausdehnungen und insbesondere die Volumenschrumpfung beim Sintern berücksichtigt werden müssen, was durch die Wahl des Werkstoffs bzw. des Pulvers sowie Füllstoffgehalts erfolgen kann. Neben der größeren Volumenschrumpfung des äußeren Bauteils muss demnach verhindert werden, dass durch eine höhere thermische Kontraktion des Innenteils ein Fügespalt entsteht. In einer nachfolgenden Veröffentlichung konnten Ruh et al. (2011b) die erfolgreiche Herstellung von Press- und Spielpassungen zwischen Zirkoniumoxid (außen) und Aluminiumoxid (innen) nachweisen (Ruh et al. 2011b). Auf Basis von Dilatometer-Untersuchungen von gepressten Keramikkörpern untersuchten Ruh et al. (2011a) den Einfluss der Sintertemperatur auf das Fügespiel. Sie zeigten, dass im betrachteten Fall die Schrumpfung des  $ZrO_2$  überraschenderweise erst bei höherer Temperatur als bei  $Al_2O_3$  erfolgte und folglich aufgrund der Anordnung des  $ZrO_2$  im Außenteil mit zunehmender Sintertemperatur das Spiel zwischen beiden Bauteilen abnahm, was sich in einer geringeren Anzahl an beweglichen Verbindungen äußerte.

Huber (2011) untersuchte das Sinterfügen verschiedener Stähle im Grünzustand mit WC-Co- und WC-Ni-Hartmetallen als bereits gesintertes Einlegeteil. Er zeigte, dass mit diesem Verfahrensablauf gute Fügequalitäten erzielt werden können. Der Verbund der Bauteile geschieht demnach zunächst durch ein Aufschumpfen des Stahl-Außenteils und nachfolgend durch Korngrenzendiffusion zwischen beiden Partnern. Letztere ist allerdings auf entsprechend kompatible Werkstoffpaarungen beschränkt.

Derguti et al. (2012) untersuchten die Optimierung des Sinterfügens von spritzgegossenen Inconel-Bauteilen durch Pasten, die aus Nickel-Pulver und Polymethylmethacrylat (PMMA) als Binder in verschiedenen Mischungsanteilen bestehen. Sie zeigten, dass durch Applizieren der Pasten die Benetzung der Oberflächen und damit der Fügeverbund gesteigert werden kann. Zur höchsten Belastbarkeit führte eine Paste mit 75 % PMMA-Anteil. Die Evaluation des Fügeergebnisses erfolgte im Schliffbild durch Bestimmung des Verhältnisses von versinterter Länge zu der Gesamtlänge der Fügestelle.

Rütjes (2022) untersuchte das Sinterfügen von BinderJetting-Bauteilen aus 1.4404-Edelstahl. Er zeigte, dass aufgrund der relativ hohen Oberflächenrauheit von BinderJetting-Grünteilen ohne Zwischenschicht kein ausreichender Bauteilverbund hergestellt werden kann. Durch Applizieren einer Pulver-Zwischenschicht, die die Rauheit bzw. Welligkeit der Bauteile auffüllt, konnte die Fügequalität deutlich gesteigert werden. Diese Erkenntnisse nutzte er, um Bauteile mit innenliegenden Kanalstrukturen zweigeteilt zu drucken und anschließend zu fügen, wodurch das Entpulvern der innenliegenden Kanalstrukturen im geteilten Zustand vereinfacht wird.

Schwarzer-Fischer et al. (2021) untersuchten das Sinterfügen zur Kombination von Bauteilen, die mittels VPP-Verfahren und Materialextusion (engl. Material Extrusion (MEX) bzw. Fused Filament Fabrication (FFF)) hergestellt wurden, um die jeweiligen verfahrensspezifischen Vorteile (siehe dazu beispielsweise Chen et al. 2019) zu kombinieren, beispielsweise große Bauteilabmessungen aus dem MEX mit filigranen Strukturen und hohen Oberflächengüten aus dem VPP. Dazu entwickelten sie einen VPP-Schlicker und ein MEX-Filament mit dem gleichen Aluminiumoxid-Pulver und dem gleichen Füllstoffgehalt von 50 % Volumenanteil. Die Grünteile wurden so dimensioniert, dass nach Abschluss des Sintervorgangs eine Überlappung von 3 % vorliegen sollte. Die Bauteile wurden getrennt voneinander binder-spezifisch entbindert. Um die Bauteile ineinander setzen zu können, wurden das VPP-Innenteil bei 1.450 °C und das MEX-Außenteil bei 1.100 °C vorgesintert, wodurch die Bauteile unterschiedlich

schrumpften und eine Spielpassung von knapp 11 % entstand. Nach dem Ineinandersetzen der angesinterten Bauteile wurden diese bei 1.650 °C gemeinsam fertig gesintert, wodurch die angestrebte Presspassung erreicht wurde. Im Schliffbild war die Grenzfläche noch partiell erkennbar, sodass eine Positionierung der Fügestelle außerhalb hoch belasteter Bereiche empfohlen wurde (Schwarzer-Fischer et al. 2021). Diesen Ansatz zur Kombination von zwei identischen Werkstoffen haben Abel & Scheithauer 2013 zum Patent angemeldet (Abel & Scheithauer 2014), welches 2018 in angepasster Form erteilt wurde (Abel & Scheithauer 2018). Die VPP-Schlickerentwicklung zur Herstellung dieses Bauteils wurde in Schwarzer-Fischer et al. (2022) gesondert veröffentlicht und in dieser Arbeit an anderer Stelle zitiert.

#### Schlussfolgerung 19:

Das Sinterfügen beruht auf einer Kombination des Auf- und Einpressens sowie des Diffusionsschweißens und stellt einen vielversprechenden Ansatz zur Kombination verschiedener Materialien in einem Bauteil durch Fügen von Grünteilen in einem gemeinsamen Sinterprozess dar. Dies erfordert allerdings eine genaue Prozessführung.

#### Schlussfolgerung 20:

Die Verbindungsqualität des Sinterfügens kann visuell durch Evaluation der versinterten Länge im Verhältnis zur Gesamtlänge der Fügestelle beurteilt werden.

## **2.4 Herstellung keramischer Werkstoffverbunde mittels VPP**

Unter Functionally Graded Materials (FGM) werden allgemein multifunktionelle Materialien mit lokal angepasster Zusammensetzung oder Mikrostruktur verstanden, um die Bauteileigenschaften gezielt an die Anforderungen anpassen zu können (Anné et al. 2006). Im Allgemeinen können FGMs in homogene FGMs, die nur aus einem Werkstoff bestehen, aber beispielsweise eine unterschiedliche Mikrostruktur oder Dichte aufweisen, und heterogene FGMs, die aus unterschiedlichen Werkstoffen bestehen, unterteilt werden (Nohut & Schwentenwein 2022). Im Fokus der vorliegenden Arbeit sollen insbesondere heterogene FGMs stehen, d.h. Werkstoffverbunde bzw. Multi-Material-Bauteile. Diese unterscheiden sich im Allgemeinen von Verbundwerkstoffen durch eine klare Zuordnung der Materialien zu definierten Bauteilbereichen, wohingegen die Verteilung der Materialien bei Verbundwerkstoffen in der Regel stochastisch erfolgt (Kriegesmann & Kratz 2015).

### 2.4.1 Anforderungen der keramischen Multi-Material-Fertigung

Hinsichtlich der keramischen Multi-Material-Fertigung kann nach Michaelis et al. (2020) grundsätzlich zwischen einer sequenziellen und einer simultanen Fertigung unterschieden werden. Bei der sequenziellen Fertigung werden bereits gesinterte Keramiken miteinander kombiniert bzw. andere Materialien auf den gesinterten Keramikkörper aufgebracht. Typische Anwendungen sind beispielsweise elektronische Baugruppen, bei denen keramische Substrate strukturiert und metallische Leiterbahnen aufgebracht werden (vgl. Schramm 2013). Bei der simultanen Fertigung erfolgt die Kombination verschiedener Werkstoffe vor dem Entbindern bzw. zumindest vor dem Sintern, sodass dieses in Form des sogenannten Co-Sinterns gemeinsam durchlaufen und die entsprechenden Anforderungen, welche nachfolgend in Anlehnung an Michaelis et al. (2020) dargestellt sind, berücksichtigt werden müssen:

- **Thermischer Ausdehnungskoeffizient:**

Der thermische Ausdehnungskoeffizient (engl. Coefficient of Thermal Expansion, kurz CTE) beeinflusst die Ausdehnung der Bauteile während der thermischen Nachbehandlung und kann bei abweichenden Werten zwischen den beteiligten Werkstoffen insbesondere beim Abkühlen zu Spannungen und Defekten führen (Michaelis et al. 2020). Diese äußern sich primär in Form von Rissen mit kleinen Rissöffnungen (Hillman et al. 1996, vgl. Cai et al. 1997).

- **Sinterbedingungen und Volumenschwindung:**

Die Sinterbedingungen der beteiligten Materialien müssen hinsichtlich der Temperatur und der Atmosphäre übereinstimmen, sodass sich keiner der Werkstoffe zersetzt und dennoch ausreichende Dichten erzielt werden können (Michaelis et al. 2020). Um Defekte zu verhindern, sollte darüber hinaus die Volumenschwindung beider Materialien identisch sein und die Verdichtung beider Materialien idealerweise im selben Temperaturbereich erfolgen (vgl. Li et al. 2012). Zudem reduzieren höhere keramische Füllstoffgehalte in den Schlickern aufgrund der geringeren Bauteilschwindung die Rissanfälligkeit während des Sinterprozesses, insbesondere bei FGMs (Cai et al. 1997, vgl. Anné et al. 2006). Darüber hinaus kann der Rissbildung in FGMs allgemein durch niedrige Aufheiz- und Abkühlraten entgegen gewirkt werden (Cai et al. 1997).

- **Chemische Kompatibilität:**

Während des Co-Sinterns können bei erhöhter Temperatur Reaktionen im Grenzbereich zwischen den beiden Werkstoffen ablaufen, wodurch sich

beispielsweise spröde Phasen bilden können, die die Grenzschicht bzw. die Eigenschaften des Bauteils negativ beeinflussen können (Michaelis et al. 2020). Alternativ können Reaktionen zwischen den beteiligten Werkstoffen auch erwünscht sein und gezielt genutzt werden (vgl. Li et al. 2021, vgl. Mieller 2018).

- **Entbinderverhalten:**

Bei einem gemeinsamen Entbindern sollte zudem das Entbinderverhalten der Materialien übereinstimmen, da das Bauteil im (teil-)entbinderten Zustand geschwächt ist und Abweichungen im Entbinderverhalten häufig zu Defekten in Form von Delaminationen und Deformationen führen (Li et al. 2012).

- **Reinigung:**

Bei Verfahren mit selektiver Materialaushärtung muss darüber hinaus die Entfernung von nicht ausgehärtetem Material in Form der Reinigung berücksichtigt werden, um Querkontaminationen zu verhindern. Hinsichtlich dieses Gesichtspunktes sind Verfahren mit selektivem Materialauftrag für die Multi-Material-Fertigung grundsätzlich besser geeignet (Michaelis et al. 2020).

Nach Michaelis et al. (2020) bietet die simultane Multi-Material-Fertigung grundsätzlich höhere Freiheitsgrade, ist jedoch deutlich komplexer und erfordert genaue Anpassungen, insbesondere hinsichtlich dem Sinterverhalten. Demgegenüber ist die sequenzielle Fertigung aufgrund des nicht notwendigen Co-Sinterns einfacher realisierbar und bietet grundsätzlich ein breiteres Spektrum an geeigneten Werkstoffkombinationen, wenngleich die Gestaltungsfreiheit aufgrund der notwendigen Zugänglichkeit der Fügeflächen deutlich reglementierter ist.

#### Schlussfolgerung 21:

Bei Multi-Material-VPP-Prozessketten müssen neben den allgemeinen Anforderungen des VPP-Verfahrens die thermischen Ausdehnungskoeffizienten der beiden Werkstoffe, deren Entbinder- und Sinterverhalten, ihre Volumenschwindung und ihre chemische Kompatibilität sowie die Zwischenreinigung zur Vermeidung von Querkontaminationen berücksichtigt werden.

### **2.4.2 Bisherige Forschungsarbeiten zum Multi-Material-VPP-Verfahren**

Schlacher et al. (2021) untersuchten die Herstellung eines Schichtverbunds der Form  $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZTA} - \text{Al}_2\text{O}_3$  entlang der Aufbaurichtung mittels VPP-Verfahren und verglichen die mechanischen Kennwerte mit Bauteilen aus monolithischem Aluminiumoxid. Sie verwendeten dabei kommerzielle Schlicker unbekannter Zusammensetzung aus

Aluminiumoxid und aus ZTA, das in einem Volumenverhältnis von 80:20 aus Aluminiumoxid und Zirkonoxid bestand. Über eine Zwischenreinigung wurden keine Angaben gemacht. Nach dem Entbindern wurden die Bauteile bei 1.600 °C und einer Haltezeit von 2 h gesintert, was zu Dichten von 98 bzw. 99 %, Korngrößen im Bereich von 0,5 bis 10 µm und einer klar getrennten Grenzfläche zwischen den beiden Werkstoffen führte. Das Ziel von Schlacher et al. (2021) war es, durch den Schichtverbund gezielt Druckeigenspannungen im Randbereich einzubringen und dadurch die Biegefestigkeit der Proben zu steigern. Auf Basis der gemessenen Werkstoffkennwerte errechneten sie eine Druckeigenspannung von -320 MPa im Randbereich sowie Zugeigenspannungen von +60 MPa im Kern des Verbunds, was in etwa dem volumetrischen Größenverhältnis der beiden Werkstoffbereiche entspricht. Biegeversuche zeigten eine Steigerung der charakteristischen Festigkeit der Verbunde gegenüber dem monolithischen Aluminiumoxid um ca. 370 MPa auf ca. 1 GPa. Dies führten sie auf die abschirmende Wirkung der Druckeigenspannungen zurück, da sich durch Überlagerung der gemessenen charakteristischen Festigkeit und der errechneten Druckeigenspannungen vergleichbare Werte zu monolithischem Aluminiumoxid ergeben (Schlacher et al. 2021). Dieses Konzept wendeten Schlacher et al. (2024) bzw. Schwentenwein et al. (2024) auf eine Turbinenschaufel an und zeigten, dass durch den Multi-Material-Aufbau und die daraus resultierenden Druckeigenspannungen eine Verzweigung bei thermisch induzierten Rissen erfolgt und dadurch die Thermoschockbeständigkeit erhöht werden kann.

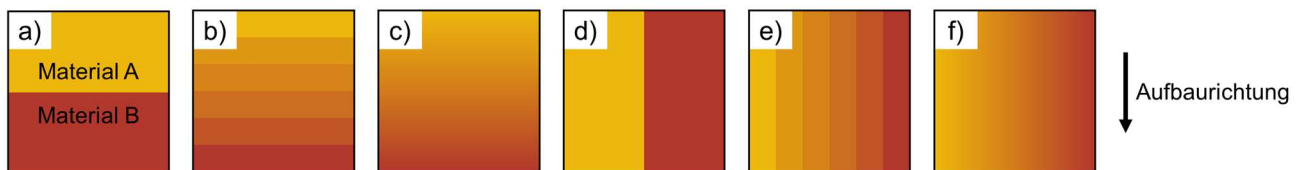
Xing et al. (2020b) untersuchten die Herstellung eines gradierten Aluminiumoxid-Siliziumnitrid-Schichtaufbaus mittels lasergestütztem VPP-Verfahren im UV-Spektrum (Top-Down-Orientierung), um die spätere Anhaftung von Metallen zu verbessern. Sie applizierten dazu sechs verschiedene Schlicker mit Mischungen aus  $\text{Al}_2\text{O}_3$  und  $\text{Si}_3\text{N}_4$  mit gradierter Zusammensetzung entlang der Aufbaurichtung und einem Füllstoffgehalt von je 47 % Volumenanteil, der auch Additive aus Magnesiumoxid, Yttriumoxid und Ceroxid zur Verbesserung des Sinterverhaltens beinhaltet. Durch eine Vorbehandlung des Siliziumnitrids in Luft erzeugten sie eine dünne Oxidschicht auf den Partikeln, um das Aushärte- und Sinterverhalten zu verbessern. Sie zeigten, dass eine Anpassung der Druckparameter für die Schlicker notwendig war, um die unterschiedliche Aushärtetiefe bei gleichen Belichtungsparametern zu kompensieren und dadurch den Bauteilverzug zu reduzieren. Das Co-Sintern erfolgte nach dem Entbindern in Argonatmosphäre. Xing et al. (2020b) zeigten, dass durch die unterschiedliche

Schrumpfungsdifferenz in den verschiedenen Schichtbereichen und durch die Reaktion der Werkstoffe beim Flüssigphasensintern bei 1.600 °C Risse entlang der Baurichtung entstehen, die geometrisch kompensiert werden müssen. Sie zeigten, dass sich durch das Flüssigphasensintern eine Übergangszone zwischen den einzelnen Werkstoffbereichen ausbildet, die für eine ausreichende Schichthaftung sorgt.

Nohut et al. (2022b) untersuchten die Herstellung von Aluminiumoxid-Bauteilen mit variabler Porosität mittels badbasierter Photopolymerisation auf einer Lithoz 2M30-Anlage. Dazu verwendeten sie neben einem konventionellen Aluminiumoxid-Schlicker einen mittels PMMA-Mikropartikeln modifizierten Schlicker im Multi-Material-Druck. Das PMMA verdampfte während des Entbinder- und Sinterprozesses und führte damit zu einer gezielten Porenerzeugung. Sie verwendeten dabei drei verschiedene Ansätze zur Kombination der beiden Schlicker. Im ersten Ansatz dosierten sie den modifizierten Schlicker kontinuierlich in den konventionellen Schlicker hinzu, sodass ein stochastischer Gradient entlang des Schichtaufbaus entstand. Im zweiten Ansatz ordneten sie definierte Schichtbereiche den einzelnen Schlickern zu. Im dritten Ansatz wurden die beiden Schlicker auch innerhalb einer Schicht kombiniert, indem die Anlage die gleiche Schicht in beiden Wannen angefahren hat. Die Bauteile wurden nach dem Entbindern für 2 h bei 1.650 °C gesintert. Nohut et al. (2022b) zeigten, dass alle drei Ansätze geeignet sind, jedoch unterschiedliche Vor- und Nachteile aufweisen. Der erste und der dritte Ansatz ermöglichen erwartungsgemäß fließende Übergänge zwischen beiden Materialien auf, wohingegen sich im zweiten Ansatz definierte Grenzschichten ausbilden. Hinsichtlich der Multi-Material-Fertigung von zwei Materialien, die unterschiedliche Sinterbedingungen bevorzugen, birgt der zweite Ansatz aufgrund der daraus resultierenden Spannungen Herausforderungen, weshalb Nohut et al. (2022b) dafür eher den dritten Ansatz mit eher kontinuierlichen Übergängen bevorzugen, der zeitgleich auch die größte Gestaltungsfreiheit ermöglicht. Zusätzlich beobachteten sie Kontaminationen der beiden Schlicker durch den Materialwechsel während des Druckprozesses, was die Bedeutung einer Zwischenreinigung im Falle von gewünschten klaren Grenzschichten bestärkt (Nohut et al. 2022b). Diese Ergebnisse überführten Nohut et al. (2023) in einfache Testbauteile. Sie zeigten, dass durch eine entsprechende Gestaltung der Druckdateien sowohl kontinuierliche als auch scharfe Gradierungen in vertikale (Ansatz 2) und horizontale Richtung (Ansatz 3) möglich sind. Nohut & Schwentenwein (2024) entwickelten außerdem ein Machine-

Learning-Modell zur Vorhersage der Schrumpfung bzw. Porosität der Bauteile nach dem Sintern.

Nach Nohut et al. (2022a) und in Anlehnung an Geier & Potestio (2020) sind mit dem Multi-Material-VPP-Verfahren auf einer Lithoz 2M30-Anlage steuerungsseitig die in Abbildung 2-8 schematisch dargestellten Schichtaufbauten möglich. Abbildung 2-8 a) bis c) zeigt eine Variation des Materials entlang der Aufbaurichtung und d) bis f) innerhalb der Schichtebene. In Abbildung 2-8 a) und d) sind scharfe Übergänge zwischen den beiden Materialien vorgesehen. In b) und c) bzw. e) und f) ist eine Gradierung erkennbar, die in b) bzw. e) in definierten Zonen und in c) bzw. f) kontinuierlich erfolgt. Die Unterscheidung der Schichtaufbauten erfolgt im Bauteildesign bzw. der Baujobvorbereitung durch Zuweisung der Materialien zu den entsprechenden Bauteilbereichen (Nohut et al. 2022a). Die Materialien A und B können dabei sowohl unterschiedliche Werkstoffe sein, als auch unterschiedliche Porositäten oder Strukturen aufweisen, wobei die einzelnen Prinzipien miteinander kombiniert und Bauteile mit mehreren Materialübergängen erzeugt werden können (vgl. Geier & Potestio 2020).



*Abbildung 2-8: Schematische Darstellung der möglichen Schichtaufbauten im Multi-Material-VPP-Verfahren (nach Nohut et al. 2022a bzw. Kollenberg 2020)*

Darüber hinaus ist auch mit anderen Additiven Fertigungsverfahren die Herstellung von FGMs möglich, beispielsweise mittels einer Sonderform der Materialextrusion, dem sogenannten Thermoplastic 3D Printing. An dieser Stelle sei auf einschlägige Review-Paper verwiesen, beispielsweise zu FGMs allgemein (Hasanov et al. 2022, Naebe & Shirvanimoghaddam 2016), zu keramischen FGMs (Anné et al. 2006) sowie zur Herstellung von FGMs mittels badbasierter Photopolymerisation (Nohut & Schwentenwein 2022).

### Schlussfolgerung 22:

Die keramische Multi-Material-Fertigung mittels badbasierter Photopolymerisation bietet großes Potenzial, ist jedoch komplex und bislang noch wenig untersucht.



## 3 Zielsetzung und Vorgehensweise

### 3.1 Zielsetzung

Keramiken bieten aufgrund ihrer besonderen Eigenschaften große Potenziale für anspruchsvolle Anwendungen (Schlussfolgerung 1). Die badbasierte Photopolymerisation ermöglicht neben der für AM-Verfahren typischen Gestaltungsfreiheit eine hohe Druckauflösung und gute Oberflächengüten (Schlussfolgerung 3). Um qualitativ hochwertige Bauteile herstellen zu können, ist das VPP-Verfahren an vielen Stellen angepasst worden und bildet anlagenseitig eine gute Basis für material- und prozessseitige Optimierungen (Schlussfolgerung 8). In Werkstoffverbunden werden verschiedene Materialien in einem Bauteil kombiniert, um dessen Eigenschaften gezielt an die Anforderungen anzupassen und dadurch die Vorteile der Materialien zu nutzen bzw. deren Nachteile zu kompensieren. Das Multi-Material-VPP-Verfahren bietet ein hohes Potenzial zur Herstellung dieser Werkstoffverbunde, ist jedoch sehr komplex und bislang kaum untersucht (Schlussfolgerung 22).

Zusammenfassend wurden in wissenschaftlichen Arbeiten verschiedene Schritte der VPP-Prozesskette zur Herstellung monolithischer Keramikbauteile untersucht. Diese Betrachtungen erfolgten dabei häufig isoliert, d.h. bezogen auf den jeweiligen Prozessschritt, ohne Wechselwirkungen mit weiteren Schritten entlang der Prozesskette systematisch zu berücksichtigen. Insbesondere wurden in vielen Arbeiten kommerzielle VPP-Schlicker verwendet, zu denen häufig nur grobe Angaben zum Füllstoffgehalt und dem Bindersystem öffentlich verfügbar sind. Dadurch war es in diesen Arbeiten nur stark eingeschränkt möglich, prozesskettenübergreifende Wechselwirkungen zu berücksichtigen bzw. den Schlicker gezielt an nachfolgende Prozessschritte anzupassen. Von zentraler Bedeutung ist beispielsweise der keramische Füllstoffgehalt des Schlickers, der im Hinblick auf ein schonendes Entbindern sowie eine geringe Volumenschrumpfung und damit eine verbesserte Maßhaltigkeit beim Sintern möglichst hoch gewählt werden sollte. Demgegenüber führt eine Erhöhung des Keramikanteils in der Regel zu einer steigenden Viskosität des Schlickers und einem verschlechterten Aushärteverhalten beim Druckprozess, sodass aus Sicht der Schlickerformulierung und des Druckprozesses grundsätzlich niedrigere Füllstoffgehalte zu bevorzugen sind. Zur bestmöglichen Auflösung dieses Zielkonflikts

ist daher eine ganzheitliche Betrachtung der Wechselwirkungen entlang der gesamten Prozesskette erforderlich. Bei der angestrebten Multi-Material-Bauweise sind darüber hinaus Wechselwirkungen zwischen den eingesetzten Materialien, beispielsweise im Hinblick auf ihr jeweiliges Sinterverhalten, zu berücksichtigen, um geeignete Prozessstellgrößenätze für eine Co-Prozessierung zu ermitteln. Vor diesem Hintergrund ist es insbesondere für die Herstellung keramischer Werkstoffverbunde unerlässlich, sowohl die Abhängigkeiten zwischen den einzelnen Prozessschritten als auch zwischen den eingesetzten Materialien zu identifizieren, um die Schlicker sowie die Prozessschritte gezielt aufeinander abstimmen zu können. Eine umfassende Analyse dieser Wechselwirkungen entlang der VPP-Prozesskette war bislang kaum Gegenstand wissenschaftlicher Untersuchungen.

Das Ziel der vorliegenden Arbeit ist daher eine Werkstoff- und Prozessanalyse als Basis für die Herstellung keramischer Werkstoffverbunde mittels badbasierter Photopolymerisation (VPP-LED), insbesondere unter Berücksichtigung der Wechselwirkungen entlang der Prozesskette. Dabei sollen vor allem durch die Entwicklung bzw. Herstellung von VPP-Schlickern Freiheitsgrade zur Berücksichtigung der Wechselwirkungen mit weiteren Schritten der VPP-Prozesskette eröffnet werden.

## 3.2 Vorgehensweise

Basierend auf dem in Kapitel 2 beschriebenen Stand der Forschung und Technik wurden nachfolgende Lösungsansätze erarbeitet, um die voranstehend beschriebene Forschungslücke zu schließen:

### 1. Identifizierung geeigneter Werkstoffcluster:

Zunächst werden durch eine intensive Literaturrecherche die typischen Sinterbedingungen technisch relevanter Keramiken analysiert, um potenziell geeignete Keramiken für einen gemeinsamen Co-Sinterprozess, wie er bei der simultanen Herstellung von Werkstoffverbunden notwendig ist, zu identifizieren (Schlussfolgerung 21).

### 2. Entwicklung geeigneter VPP-Schlicker aus verschiedenen Werkstoffen:

Aus den ausgewählten keramischen Werkstoffen sollen für das VPP-Verfahren geeignete Schlicker hergestellt werden, die idealerweise das gleiche Bindersystem beinhalten (Schlussfolgerung 4), welches vorzugsweise aus mono- und multifunktionellen Monomeren bzw. Oligomeren besteht

(Schlussfolgerung 5). Zur Visualisierung eines Werkstoffverbunds soll ein mittels  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  eingefärbter Schlicker hergestellt werden (Schlussfolgerung 6). Die Durchmischung und Homogenisierung des Schlickers soll primär mithilfe eines Zentrifugalmischers und eines Dreiwalzwerks erfolgen (Schlussfolgerung 7).

### **3. Optimierung der VPP-Prozesskette für verschiedene Werkstoffe:**

Für diese Schlicker soll die VPP-Prozesskette aufgebaut, analysiert und hinsichtlich der Multi-Material-Fertigung optimiert werden. Dazu sollen für den Druck geeignete Prozessparameter ermittelt werden (Schlussfolgerung 9). Vielversprechende Reinigungsansätze (Schlussfolgerung 10) sollen in (teil-) automatisierte Reinigungsstationen überführt werden (Schlussfolgerung 12). Die Evaluation des Reinigungsergebnisses soll primär innerhalb der Schichtebene erfolgen (Schlussfolgerung 11). Mittels thermogravimetrischer Untersuchungen (Schlussfolgerung 15) soll das Entbinderverhalten der gedruckten Bauteile analysiert werden (Schlussfolgerung 13). Diese Erkenntnisse sollen in einen schonenden Temperatur-Zeit-Verlauf zum Entbindern überführt werden, um Bauteildefekte zu vermeiden (Schlussfolgerung 14). In nachfolgenden Untersuchungen soll der Einfluss der Sinterbedingungen auf die Bauteileigenschaften ermittelt werden (Schlussfolgerung 17), um potenziell geeignete Bedingungen für ein Co-Sintern verschiedener Werkstoffe abzuleiten. Auf Basis von Dilatometermessungen (Schlussfolgerung 18) sollen Bauteile bei verschiedenen Bedingungen gesintert und ihre Eigenschaften in Form der Dichte bzw. des Gefüges (Schlussfolgerung 16) sowie ihrer Härte und ihrer Biegefestigkeit mittels Kugel-auf-drei-Kugeln-Versuch (Schlussfolgerung 2) ermittelt werden. Ebenso soll untersucht werden, inwiefern sich der Ansatz des Sinterfügens auch für VPP-Bauteile eingesetzt werden kann (Schlussfolgerung 19). Die Analyse soll u.a. durch Evaluation der versinterten Längen im Verhältnis zur Gesamtlänge der Fügestelle erfolgen (Schlussfolgerung 20).

### **4. Herstellung von keramischen Werkstoffverbunden mittels VPP-Verfahren**

Diese Erkenntnisse sollen zur Herstellung von Werkstoffverbunden mittels VPP-Verfahren genutzt werden (Schlussfolgerung 22), wobei die Wechselwirkungen entlang der Prozesskette betrachtet werden müssen (Schlussfolgerung 21).

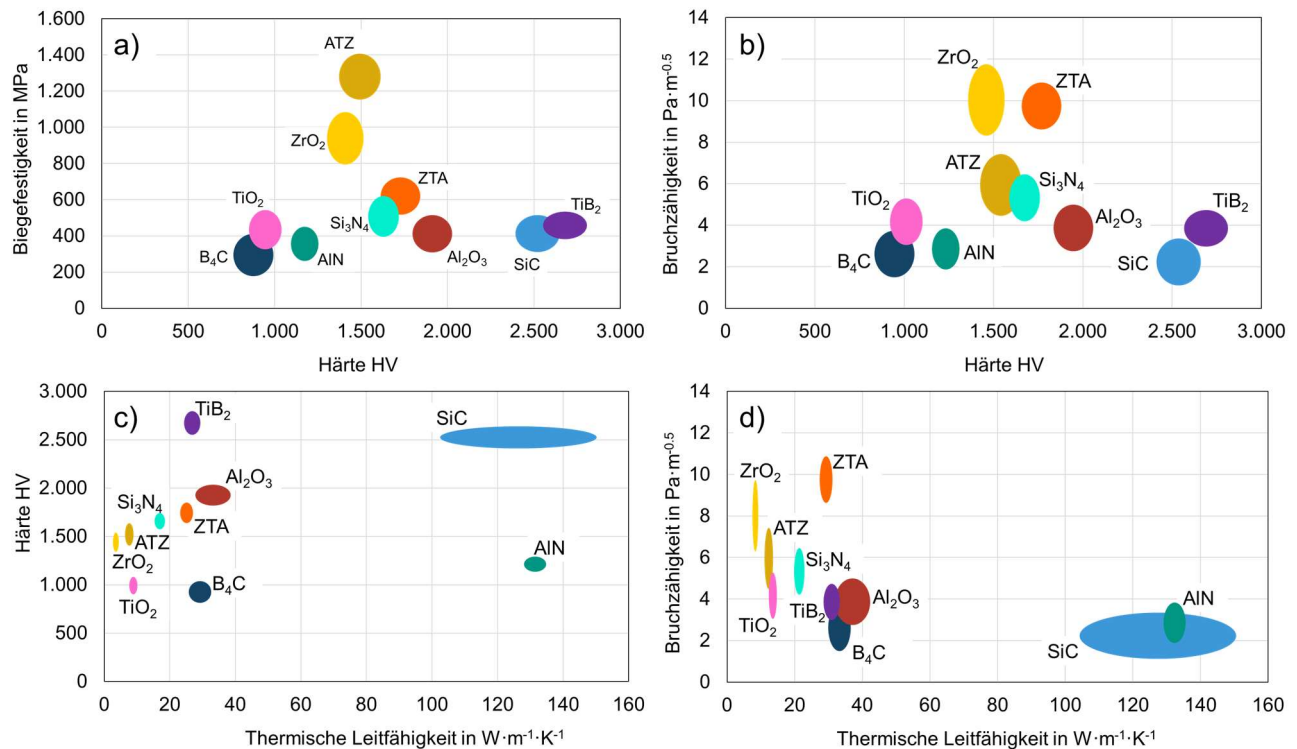
## 4 Werkstoffauswahl

Aus der allgemeinen Übersicht ausgewählter technischer Keramiken in Tabelle 2-1 wird deutlich, dass die einzelnen keramischen Werkstoffe unterschiedliche Eigenschaften haben und folglich in verschiedenen Anwendungen eingesetzt werden. Auch wenn die erzielten Eigenschaften stark vom verwendeten Rohmaterial und dessen Aufbereitung, dem Formgebungsverfahren sowie dem Sinterprozess abhängen und die angegebenen Werte folglich stark schwanken (Kollenberg 2018b), wurde versucht, eine allgemeine Übersicht über wichtige Eigenschaften ausgewählter Keramiken zusammenzustellen. Diese ist in Tabelle 4-1 dargestellt, wobei angestrebt wurde, den Effekt unterschiedlicher Datenquellen weitestgehend zu eliminieren. Als primäre Datenquelle wurde dazu die Werkstoffdatenbank Granta EduPack 2024 R1 (Level 3; Ansys Inc. 2024) verwendet. In Granta EduPack fehlende Angaben bezüglich des Werkstoffs ZTA wurden aus Arnold (2019) übernommen, wobei anhand der in beiden Quellen vorhandenen Werkstoffkennwerte eine Plausibilitätsprüfung durchgeführt wurde. Aus Gründen der Übersichtlichkeit wurden aus den für die einzelnen Werkstoffe vorliegenden Werten bzw. Wertebereichen jeweils die Mittelwerte bestimmt und in der Tabelle 4-1 verwendet. Diese Werte bieten eine grobe Orientierung für die initiale Werkstoffauswahl, wenngleich die für Keramiken typische vergleichsweise große Streuung der Werte (siehe auch Kapitel 2.1.2) beachtet werden und eine spezifische Werkstoffauswahl unter Berücksichtigung des jeweiligen Formgebungsverfahrens erfolgen muss (Verband der Keramischen Industrie e.V. 2003).

*Tabelle 4-1: Übersicht ausgewählter technischer Keramiken und ihrer Eigenschaften  
(\* aus Granta EduPack 2024 R1, Level 3, Ansys Inc. 2024; † aus Arnold 2019)*

Werkstoff	Dichte in $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$	E-Modul in GPa	Biege- festigkeit in MPa	Härte HV	Bruch- zähigkeit in $\text{Pa}\cdot\text{m}^{-0,5}$	Therm. Leiftfähigkeit in $\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$	Therm. Aus- dehnungskoeff. in $10^{-6}\cdot\text{K}^{-1}$
$\text{Al}_2\text{O}_3^*$	3.900	375	400	1.930	3,4	32	8,4
ZTA†	3.990	375	450	1.700	9,7	23	8,7
ATZ*	5.400	220	1.400	1.400	5,5	6	9,0
$\text{ZrO}_2^*$	5.550	100	900	1.350	10,0	2	10,0
$\text{TiO}_2^*$	4.100	282	420	970	4,1	7	10,1
$\text{AlN}^*$	3.300	335	315	1.150	2,8	130	4,7
$\text{Si}_3\text{N}_4^*$	3.250	280	500	1.600	5,0	15	3,3
$\text{B}_4\text{C}^*$	2.400	450	330	825	2,7	27	3,2
$\text{SiC}^*$	3.100	400	410	2.500	2,3	125	2,7
$\text{TiB}_2^*$	4.500	420	430	2.600	3,8	25	7,0

Zur Visualisierung der Unterschiede zwischen den einzelnen Werkstoffen sind in Abbildung 4-1 ausgewählte Eigenschaften in Form von vier Ashby-Diagrammen einander gegenübergestellt. Als Datenquelle dienen weiterhin Granta EduPack 2024 R1 (Level 3; Ansys Inc. 2024) sowie Arnold (2019).



**Abbildung 4-1: Ashby-Diagramme zur Gegenüberstellung der Eigenschaften der ausgewählten Keramiken: a) Biegefestigkeit und b) Bruchzähigkeit über der Härte, c) Härte und d) Bruchzähigkeit über der thermischen Leitfähigkeit; Datenquelle: Granta EduPack 2024 R1 (Level 3; Ansys Inc. 2024) und Arnold (2019)**

Demnach verfügen die einzelnen aufgeführten Keramiken über anwendungsfall-spezifische Vor- und Nachteile. Zum Beispiel weisen ZrO<sub>2</sub> und ATZ im Vergleich zu den weiteren Keramiken hohe Biegefestigkeiten auf, wohingegen TiB<sub>2</sub>, SiC und Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> vergleichsweise hohe Härte besitzen. Die höchste thermische Leitfähigkeit der betrachteten Werkstoffe weisen AlN und SiC auf.

Um die Leistungsfähigkeit keramischer Bauteile weiter zu erhöhen und neue Anwendungen zu erschließen, bietet sich die Kombination verschiedener Werkstoffe in einem Bauteil an (Geier & Potestio 2020; Michaelis et al. 2020).

Folgende beispielhafte Kombinationen der bislang betrachteten Keramiken könnten – ohne Berücksichtigung der gemeinsamen Verarbeitbarkeit – potenziell von technischer Relevanz sein:

- **$\text{Al}_2\text{O}_3$ , SiC bzw.  $\text{TiB}_2$  mit ATZ, ZTA bzw.  $\text{ZrO}_2$ :**

Kombination von hartem und etwas zäherem Material, beispielsweise in einem Bauteil mit harter Randschicht und duktilerem Kern, analog zu einem randschicht- bzw. einsatzgehärteten Zahnrad (Cermak et al. 2022)

- **SiC mit  $\text{TiB}_2$  bzw.  $\text{Al}_2\text{O}_3$ :**

Kombination von Material mit hoher und niedriger thermischer Leitfähigkeit bei gleichzeitig hoher Härte, beispielsweise um gezielt Wärmeleitstrukturen in verschleißbeständige Bauteile zu integrieren

- **AlN bzw. SiC mit ATZ, ZTA bzw.  $\text{ZrO}_2$ :**

Kombination von Material mit hoher thermischer Leitfähigkeit und Material mit höherer Zähigkeit, beispielsweise um gezielt Wärmeleitstrukturen in mechanisch belastbare Bauteile zu integrieren

Neben der technischen Relevanz der Kombinationen ist die prognostizierte gemeinsame Verarbeitbarkeit in einer simultanen Fertigung entscheidend für die Werkstoffauswahl. Wie in Kapitel 2.4.1 dargestellt, müssen nach Michaelis et al. (2020) die Sinterbedingungen der beteiligten Materialien bei einem Co-Sinterprozess hinsichtlich Temperatur und Atmosphäre hinreichend übereinstimmen. In Tabelle 4-2 sind die beim Sintern typischerweise angewendeten Temperaturbereiche und Atmosphären zusammenfassend dargestellt. Dabei ist zu beachten, dass in Abhängigkeit der sonstigen Prozesskette und insbesondere der Ausgangspulver unterschiedliche Sinterbedingungen angewendet werden (Lenka et al. 2022), sodass die angegebenen Temperaturbereiche für die meisten Werkstoffe vergleichsweise große Wertebereiche umfassen. Diese Temperaturbereiche und Atmosphären sind in der nachfolgenden Abbildung 4-2 in Anlehnung an die vom Autor angeleiteten und nachfolgend mit „A\_“ gekennzeichneten Abschlussarbeiten A\_Mohs (2023) aufbauend auf A\_Arnaudova (2021) zusammenfassend dargestellt.

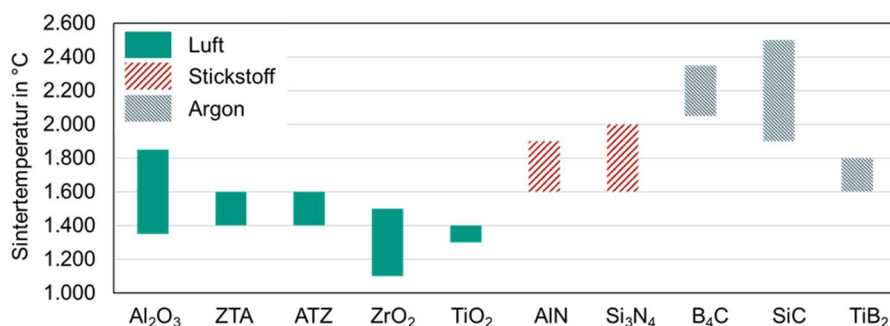


Abbildung 4-2: Übersicht typischerweise eingesetzter Sintertemperaturen und -atmosphären für ausgewählte Keramiken (in Anlehnung an A\_Mohs 2023)

*Tabelle 4-2: Übersicht typischerweise eingesetzter Sintertemperaturen und -atmosphären für ausgewählte Keramiken*

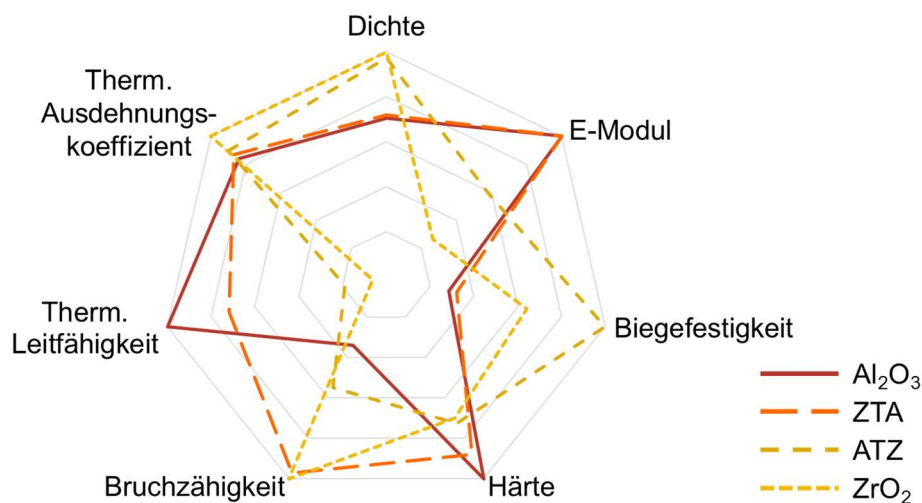
<b>Werkstoff</b>	<b><math>T_s</math> in °C</b>	<b>Atmosphäre</b>	<b>Referenz</b>
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	1.350 – 1.850	Luft	(Briehl 2021), (German 2014)
ZTA	1.400 – 1.600	Luft	(Basha & Sarkar 2020), (Coppola et al. 2021)
ATZ	1.400 – 1.600	Luft	(Coppola et al. 2021), (Gregorová et al. 2021)
ZrO <sub>2</sub>	1.100 – 1.500	Luft	(German 2014), (Jiang et al. 2011)
TiO <sub>2</sub>	1.300 – 1.400	Luft	(Grotyohann & Herrington 1964)
AlN	1.600 – 1.900	Stickstoff	(Mussler & Brunner 2018)
Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	1.600 – 2.000	Stickstoff	(Herrmann 2018)
B <sub>4</sub> C	2.050 – 2.350	Argon	(Telle 2007)
SiC	1.900 – 2.500	Argon	(Böcker & Rendtel 2018)
TiB <sub>2</sub>	1.600 – 1.800	Argon	(Raju & Basu 2007)

Um die Bauteildichte für spezifische Bedingungen weiter zu steigern, wurden spezifische Sonderverfahren, beispielsweise durch Anlegen externer Felder, entwickelt und angewendet (Kang 2020), die jedoch aufgrund der eingeschränkten Übertragbarkeit im Rahmen dieser Arbeit nicht näher betrachtet wurden.

Im Vergleich der Sinterbedingungen zeigt sich, dass sich die Sinteratmosphären je nach Keramikgruppe, d.h. Oxidkeramik und Nichtoxidkeramik bzw. Nitrid-, Carbid- und Boridkeramik, grundlegend unterscheiden. Daher scheint eine Kombination verschiedener Keramikgruppen nicht bzw. schwieriger möglich, als die Kombination verschiedener Werkstoffe der gleichen Gruppe. Innerhalb der Gruppe der Oxidkeramiken zeigt sich, dass Aluminiumoxid und Zirkoniumoxid sowie Mischungen daraus, d.h. ZTA und ATZ, ähnliche bzw. überlappende Temperaturbereiche und mit Luft die gleiche Sinteratmosphäre aufweisen. Ebenso weisen Aluminiumnitrid und Siliziumnitrid überschneidende Sinterbedingungen auf, deren Sinterprozess jedoch typischerweise in Stickstoff erfolgt, insb. um einer Oxidation der Werkstoffe vorzubeugen (Hülseberg 2014). Borcarbid und Siliziumcarbid weisen ebenfalls einen überlappenden Temperaturbereich und mit Argon eine gemeinsame Sinteratmosphäre auf. Im Allgemeinen ist das Sintern von Oxidkeramiken im Vergleich zu Nitrid- und Carbidkeramiken einfacher, da der Sinterprozess bei niedrigeren Temperaturen und in der Regel bei Umgebungsdruck ablaufen kann, wohingegen beispielsweise bei Siliziumnitrid eine Druckbeaufschlagung erforderlich ist, um eine Zersetzung in Silizium und Stickstoff während des Sinterprozesses zu verhindern (Herrmann 2018).

Neben der Sintertemperatur ist nach Michaelis et al. (2020) insbesondere der thermische Ausdehnungskoeffizient bei der Herstellung von Werkstoffverbunden von Relevanz. Grundsätzlich ist eine hinreichende Übereinstimmung der thermischen Ausdehnungskoeffizienten notwendig (Michaelis et al. 2020), wenngleich unterschiedliche thermische Ausdehnungskoeffizienten auch in begrenztem Umfang gezielt genutzt werden können, beispielsweise um Eigenspannungen in das Bauteil einzubringen und dadurch die Belastbarkeit zu erhöhen (Schlacher et al. 2021, Schlacher et al. 2024). Bei isolierter Betrachtung des Ausdehnungskoeffizienten scheint daher die gemeinsame Verarbeitung von Oxidkeramiken sowie die gemeinsame Verarbeitung von Nitrid- und Karbidkeramiken denkbar.

Unter Berücksichtigung der potenziellen technischen Relevanz und der Multi-Material-Verarbeitbarkeit in Form der Sinterbedingungen und des thermischen Ausdehnungskoeffizienten erscheint das Werkstoffcluster aus Aluminiumoxid, Zirkoniumoxid sowie deren Mischungen am besten geeignet, sodass diese Werkstoffe für die experimentellen Untersuchungen ausgewählt wurden. In Abbildung 4-3 sind in Anlehnung an Arnold (2019) die charakteristischen Eigenschaften der ausgewählten Werkstoffe nochmals normiert dargestellt. Die Tabelle A-1 im Anhang enthält darüber hinaus eine detailliertere Aufstellung der typischerweise angewendeten Sinterbedingungen und deren Einfluss auf die Dichte der ausgewählten Keramiken.



*Abbildung 4-3: Übersicht charakteristischer Eigenschaften der ausgewählten Werkstoffe mit normierter Skala*

#### Zwischenfazit 1:

Materialien des Werkstoffclusters  $\text{Al}_2\text{O}_3$  –  $\text{ZrO}_2$  bieten das Potenzial, gemeinsam entlang der VPP-Prozesskette verarbeitet zu werden und Synergien zu ermöglichen.



## 5 Verwendete Materialien und Anlagen

In Wu et al. (2023) und Zhang et al. (2024) sind verschiedene potenzielle Defekte in VPP-Bauteilen und deren mögliche Ursachen beschrieben. Beide Arbeiten legen nahe, dass die Materialien und einzelnen Prozessschritte umfassend charakterisiert sein müssen, um reproduzierbar qualitativ hochwertige VPP-Bauteile herstellen und Optimierungen vornehmen zu können. Ebenso ist in Lubkowitz et al. (2023) die Relevanz der Feedstock-Charakterisierung für die Additive Fertigung und insbesondere das VPP-Verfahren beschreiben. Die im Rahmen dieser Arbeit eingesetzten Materialien und Charakterisierungsverfahren sind daher nachfolgend beschrieben.

### 5.1 Ausgangsmaterialien

#### 5.1.1 Keramische Pulver

Für die in der Werkstoffauswahl in Kapitel 4 ausgewählten Werkstoffe Aluminiumoxid und Zirkoniumoxid wurden Pulver bei einschlägigen Herstellern beschafft. Die Auswahl erfolgte dabei primär nach der Partikel- bzw. Agglomeratgröße, die das Lichtstreuungsverhalten und die Viskosität des Schlickers signifikant beeinflusst und bei keramischen VPP-Schlickern typischerweise zwischen 0,2 und 9  $\mu\text{m}$  beträgt (Zakeri et al. 2020). Die ebenfalls ausgewählten Mischkeramiken Zirkoniumoxidverstärktes Aluminiumoxid (ZTA) und Aluminiumoxidverstärktes Zirkoniumoxid (ATZ) wurden durch Mischung von Aluminiumoxid- und Zirkoniumoxid-Pulver selbst hergestellt, wie dies im Stand der Technik üblich ist, beispielsweise in Ojaimi et al. (2020). Je nach Mischungsanteilen entstehen dabei unterschiedliche Eigenschaften (Choi & Bansal 2005; Verband der Keramischen Industrie e.V. 2003). In Abhängigkeit der Ausgangspulver und der Prozessroute wurden im Stand der Technik unterschiedliche Mischungsverhältnisse als besonders geeignet identifiziert, wobei Verhältnisse von 20 % Massenanteil  $\text{ZrO}_2$  in  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (Abbas et al. 2023) und Massenanteile von 15 %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (Claussen 1976) bzw. 20 %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (Sktani et al. 2022) in  $\text{ZrO}_2$  als bevorzugt angesehen bzw. häufig eingesetzt werden. Daher wurden für diese Arbeit Massenanteile von 20 % für das Verstärkungsmaterial festgelegt. Gegenüber geringeren Verstärkungsanteilen werden größere prozessuale Abweichungen erzielt, die potenziell allgemeinere Aussagen hinsichtlich des Zusammenspiels der einzelnen Materialien zulassen. Ergänzend wurde im Hinblick auf eine Werkstoffkombination und eine Gradierung zwischen verschiedenen Werkstoffbereichen eine Mischung mit je 50 % Massenanteil

$\text{Al}_2\text{O}_3$  und  $\text{ZrO}_2$  ausgewählt. Auch wenn diese Mischung hinsichtlich technischer Bauteile bislang von eher untergeordneter Bedeutung ist, wurden ähnliche Mischungen im Stand der Technik bereits untersucht, beispielsweise von Coppola et al. (2021) und Ojaimi et al. (2020), die eine Mischung von  $\text{Al}_2\text{O}_3$  und  $\text{ZrO}_2$  mit gleichen Volumenanteilen untersuchten und diese als AZ50 bezeichneten. Die Bezeichnung AZ wird im Stand der Technik jedoch nicht einheitlich für Volumenanteile verwendet, beispielsweise bezeichnen Wu et al. (2020) eine Mischung von  $\text{Al}_2\text{O}_3$  mit 20 % Stoffmengenanteil (mol) als AZ20. Hinsichtlich der Praktikabilität für den weiteren Verlauf der Arbeit und um die Konsistenz mit den bei ZTA bzw. ATZ üblichen Massenanteilen zu wahren, werden beim Benennungsschema AZ im Rahmen dieser Arbeit – wenn nicht explizit abweichend spezifiziert – Massenanteile zugrunde gelegt. Darüber hinaus wurden einzelne weitere Werkstoffe ausgewählt, um die Eignung des in Kapitel 6.1 entwickelten Bindersystems für weitere Werkstoffe als Basis für eine weitergehende Multi-Material-Fertigung exemplarisch zu untersuchen

Die beschafften Pulver wurden hinsichtlich ihrer Partikel- bzw. Agglomeratgröße mithilfe der statischen Lichtstreuung bzw. Laserbeugung nach DIN ISO 13320:2022 in einem Sync (Microtrac Retsch GmbH, Haan, Deutschland) charakterisiert (siehe auch Schubert et al. 2024b). Dabei wurden die Partikel mittels Ultraschall in Isopropanol dispergiert und die Laserkonfiguration blau-blau-rot eingesetzt, sodass Partikel im Messbereich von 0,01 bis 2.000 bzw. 4.000  $\mu\text{m}$  vermessen werden konnten (Microtrac Retsch GmbH 2024). Zusätzlich wurde die Größe der einzelnen Körner bzw. Partikel im Rasterelektronenmikroskop (REM) JSM-6010 Plus (Jeol (Germany) GmbH, Freising, Deutschland) mit einer Beschleunigungsspannung von 3 bis 15 kV und einem Arbeitsabstand von 9 bis 13 mm vermessen (siehe auch Schubert et al. 2024b). Darüber hinaus wurde die spezifische Oberfläche der Pulver (Brunnauer-Emmet-Teller- / BET-Verfahren) nach DIN ISO 9277:2014 mittels Gasadsorption in einem Belsorp Mini X (Microtrac Retsch GmbH, Haan, Deutschland) mit Stickstoff ( $\text{N}_2$ ) als Adsorptionsgas bestimmt. Ergänzend wurden die Brechungsindizes, die das Aushärteverhalten signifikant beeinflussen, für die Oxidkeramiken aus Granta EduPack 2024 R1 (Level 3; Ansys Inc. 2024) sowie für Aluminiumnitrid aus Watanabe et al. (2008) übernommen. Da die spezifischen Anwendungs- bzw. Messbedingungen, insb. die Wellenlänge und die Temperatur, das Messergebnis beeinflussen (Watanabe et al. 2008), sind entsprechende Wertebereiche angegeben. Die für die einzelnen Pulver

ermittelten Messwerte sind zusammen mit den Informationen zum Hersteller und dem Brechungsindex in der nachfolgenden Tabelle 5-1 zusammenfassend dargestellt.

*Tabelle 5-1: Übersicht der im Rahmen der Arbeit verwendeten Pulver, ihrer Hersteller sowie ihrer charakteristischen Eigenschaften*

Werkstoff	Hersteller	Median- Partikel- größe in $\mu\text{m}$	Agglomerat- größe in $\mu\text{m}$			BET- Oberfläche in $\text{m}^2\cdot\text{g}^{-1}$	Brechungs- index
			$d_{10}$	$d_{50}$	$d_{90}$		
$\text{Al}_2\text{O}_3$ #1	Final Advanced Materials GmbH, Freiburg, Deutschland	0,15	0,19	0,86	1,59	5,75	1,52 – 1,77
$\text{Al}_2\text{O}_3$ #2	Final Advanced Materials GmbH, Freiburg, Deutschland	0,3	0,28	1,31	6,28	6,75	1,52 – 1,77
$\text{Al}_2\text{O}_3$ #3	Final Advanced Materials GmbH, Freiburg, Deutschland	4,8	4,74	6,14	9,54	0,62	1,52 – 1,77
$\text{ZrO}_2$	Tosoh Europe B.V., Amsterdam, Niederlande	0,2	0,31	0,97	2,55	5,39	2,13 – 2,20
$\text{SiO}_2$	Honeywell International Inc. Charlotte, USA	0,8	0,82	2,90	8,92	2,64	1,45 – 1,47
$\text{TiO}_2$	Sigma-Aldrich / Merck KGaA, Darmstadt, Deutschland	1,0	1,34	3,31	7,74	2,27	2,69 – 2,73
AlN	Final Advanced Materials GmbH, Freiburg, Deutschland	1,0	1,09	2,69	4,91	2,75	2,04 – 2,62

Die Messwerte erscheinen insgesamt sehr schlüssig. Etwas überraschend ist lediglich, dass beim  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Pulver #1 trotz kleinster Partikel- und Agglomeratgröße und mehrfacher Wiederholung der Messung nicht die höchste BET-Oberfläche gemessen wurde. Dies deutet auf ein gegenseitiges Abschirmen der Partikeloberfläche hin. Aus den drei betrachteten  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Pulvern scheint das Pulver #2 aufgrund der hohen Oberfläche und damit großen Sinteraktivität bei vergleichsweise grobem Pulver am besten geeignet.

Ergänzend wurde zum Einfärben von Aluminiumoxid zur Visualisierung der Multi-Material-Bauweise in Anlehnung an Chang et al. (2022) bzw. A\_Schott (2024) Chrom(III)-Oxid-Pulver ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ , Carl Roth GmbH & Co. KG, Karlsruhe, Deutschland)

verwendet. Dieses hat im Ausgangszustand eine grüne Farbe, bildet jedoch während des Sinterprozesses mit Aluminiumoxid ( $(\text{Al}_{1-x}\text{Cr}_x)_2\text{O}_3$ -Mischkristalle aus, die eine violette Färbung aufweisen (Chang et al. 2022).

Für Reinigungsversuche wurden die nahezu weißen Schlicker mit Bayferrox® 130 (Eisenoxid-Rotpigment) bzw. Bayferrox® 318 (Eisenoxid-Schwarzpigment; beide Lanxess Deutschland GmbH, Köln, Deutschland) eingefärbt.

### 5.1.2 Bindersystem

Auf Basis einschlägiger, in Kapitel 2.2.2 angeführter Literatur, insb. Camargo et al. (2021), Griffith & Halloran (1996), Xu et al. (2021) und Zakeri et al. (2020), wurden verschiedene potenziell geeignete Bestandteile für das organische Bindesystem keramischer VPP-Schlicker ausgewählt. Diese sind mit ihren charakteristischen Eigenschaften in Tabelle 5-2 zusammenfassend dargestellt. Die einzelnen Substanzen erfüllen dabei verschiedene Rollen innerhalb des Bindersystems. Da durch die für die vorliegende Arbeit zur Verfügung stehende VPP-Anlage 2M30 Science (Lithoz GmbH, Wien, Österreich; siehe Kapitel 5.3) die Wellenlänge von 460 nm vorgegeben ist, muss das Bindersystem bzw. der VPP-Schlicker in diesem Spektrum eine hinreichende Sensitivität aufweisen. Daher wurde basierend auf Jakubiak et al. (2003), Kowalska et al. (2021) und Yudin et al. (2023) der Photoinitiator Campherchinon zusammen mit verschiedenen Co-Initiatoren als Initiatorsystem ausgewählt.

Die in Tabelle 5-2 dargestellten Informationen wurden dabei hinsichtlich der Monomere, die den Hauptteil des Bindersystems ausmachen, von Camargo et al. (2021) übernommen. Darin fehlende Angaben für das Initiatorsystem wurden in Ermangelung anderer zuverlässiger Quellen aus der Online-Chemiedatenbank Chemical Book übernommen, in der für die fehlenden Angaben teilweise geschätzte Werte für die Dichte und den Brechungsindex vorliegen. Da das Initiatorsystem im gesamten Bindersystem nur geringe Anteile ausmacht, scheinen etwaige Ungenauigkeiten hinsichtlich der angegebenen Werte ohne nennenswerten Einfluss. Die Angaben hinsichtlich der Additive wurden aus den jeweiligen Datenblättern des Herstellers BYK-Chemie GmbH (Wesel, Deutschland) übernommen.

*Tabelle 5-2: Übersicht der im Rahmen der Arbeit verwendeten Binderbestandteile, ihrer Hersteller sowie ihrer charakteristischen Eigenschaften*

Name	Hersteller	Funktion	Dichte in kg·m <sup>-3</sup>	Brechungs- index	Referenz
2-Hydroxyethyl- methacrylat (HEMA)	TCI Deutschland GmbH, Eschborn, Deutschland	Monomer (1 fkt. Gruppe)	1,07	1,453	(Camargo et al. 2021)
Isobornylacrylat (IBOA)	TCI Deutschland GmbH, Eschborn, Deutschland	Monomer (1 fkt. Gruppe)	0,99	1,476	(Camargo et al. 2021)
1,6-Hexandiol- diacrylat (HDDA)	TCI Deutschland GmbH, Eschborn, Deutschland	Monomer (2 fkt. Gruppen)	1,02	1,456	(Camargo et al. 2021)
Tetraethylenglycol- diacrylat (TEGDA)	TCI Deutschland GmbH, Eschborn, Deutschland	Monomer (2 fkt. Gruppen)	1,11	1,465	(Camargo et al. 2021)
Trimethylopropan- ethoxylatriacrylat (TMPETA)	TCI Deutschland GmbH, Eschborn, Deutschland	Monomer (3 fkt. Gruppen)	1,11	1,471	(Camargo et al. 2021)
Trimethylopropan- triacrylat (TMPTA)	TCI Deutschland GmbH, Eschborn, Deutschland	Monomer (3 fkt. Gruppen)	1,11	1,474	(Camargo et al. 2021)
Tripropylenglycol- diacrylate (TPGDA)	TCI Deutschland GmbH, Eschborn, Deutschland	Monomer (2 fkt. Gruppen)	1,03	1,450	(Camargo et al. 2021)
Campherchinon (CQ)	TCI Deutschland GmbH, Eschborn, Deutschland	Photo- initiator	0,98	1,486	(Chemical Book o.D.b)
4-(Dimethylamino)- benzonitril (4-DMA-BN)	TCI Deutschland GmbH, Eschborn, Deutschland	Co-Initiator	1,34	1,560	(Chemical Book o.D.a)
Ethyl-4-dimethyl- aminobenzoat (E-4-DMAB)	TCI Deutschland GmbH, Eschborn, Deutschland	Co-Initiator	1,06	1,508	(Chemical Book o.D.c)
N-Phenylglycin (N-PG)	TCI Deutschland GmbH, Eschborn, Deutschland	Co-Initiator	1,20	1,581	(Chemical Book o.D.d)
1-Octanol	TCI Deutschland GmbH, Eschborn, Deutschland	Lösungs- mittel	0,83	1,429	(Camargo et al. 2021)
BYK-9077	BYK-Chemie GmbH, Wesel, Deutschland	Additiv	1,05	k.A.	(BYK-Chemie GmbH 2021a)
BYK-W 980	BYK-Chemie GmbH, Wesel, Deutschland	Additiv	0,99	k.A.	(BYK-Chemie GmbH 2024)
DISPERBYK-111	BYK-Chemie GmbH, Wesel, Deutschland	Additiv	1,16	k.A.	(BYK-Chemie GmbH 2021b)
RHEOBYK-7420 CA	BYK-Chemie GmbH, Wesel, Deutschland	Additiv	1,08	k.A.	(BYK-Chemie GmbH 2023)

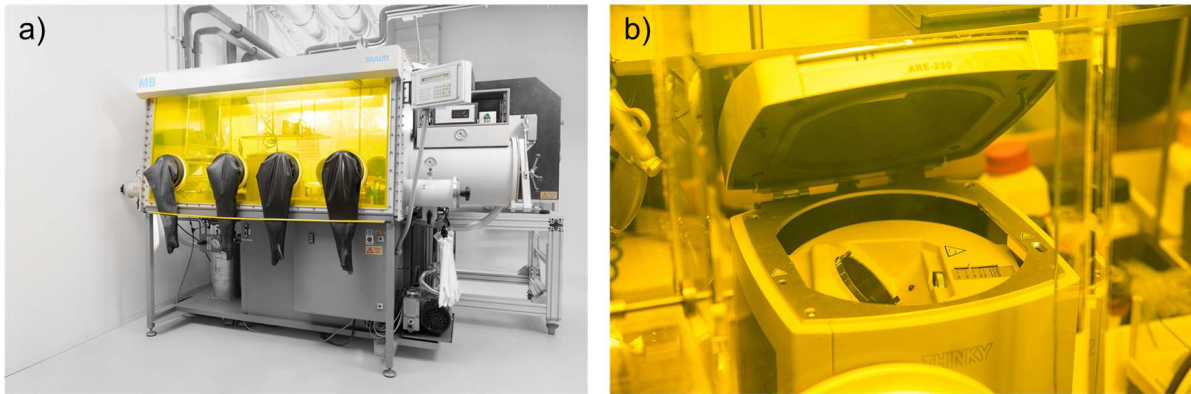
### 5.1.3 Kommerzieller keramischer VPP-Schlicker

Für ausgewählte Vor- und Referenzuntersuchungen wurde der kommerziell erhältliche VPP-Schlicker LithaLox 350 eingesetzt. Dieser besitzt einen Füllstoffanteil von 49 % Aluminiumoxid mit einer Reinheit von 99,8 % (Lithoz GmbH 2021). Weitere Angaben über das Bindsystem und dessen Zusammensetzung sind nicht bekannt. Zur Verarbeitung des Schlickers in der VPP-Anlage sowie zum Entbindern und Sintern der daraus hergestellten Bauteile sind Datenblätter mit exemplarischen Empfehlungen zur Einstellung der Prozessstellgrößen vorhanden (Lithoz GmbH 2019b; Lithoz GmbH 2020g).

## 5.2 Schlickerentwicklung

Die Herstellung der Schlicker erfolgte zum Schutz vor den feinen Keramikpulvern in einer Glovebox MB150B-G (M. Braun Inertgas-Systeme GmbH, Garching, München), wobei diese nicht inert, sondern mit hinreichend Sauerstoffanteilen betrieben wurde, um eine Wirkung des den acrylatischen Monomeren beigemischten Inhibitors 4-Methoxyphenol (MEHQ) sicherzustellen (vgl. Becker 2004). Um einer Aushärtung des Schlickers bzw. dessen Bestandteilen während des Mischvorgangs entgegenzuwirken, wurde die Glovebox mit ergänzenden gelben Scheiben versehen, welche die blauen Anteile des Umgebungslichts im Bereich von 460 nm, auf die das Initiatorsystem sensitiv reagiert, herauszufiltern (Abbildung 5-1 a).

Die Substanzen wurden mit einer Präzisionswaage PCD 300-3 (Kern & Sohn GmbH, Balingen-Frommern, Deutschland) abgewogen und in einem Planetenzentrifugal-mischer ARE-250 (THINKY Corporation, Tokio, Japan) gemischt (Abbildung 5-1 b). Die 150 ml großen Mischbecher wurden darüber hinaus mit einem Multi-Sensor (Thinky Corporation, Tokio, Japan) zur Überwachung der Drehzahl sowie der Temperatur im Behälter ausgestattet. Die allgemeine Verwendung des Mixers zur Erstellung von Schlickern sowie des Multi-Sensors zur Überwachung und Optimierung der Mischprogramme sind in Schulze et al. (2022) bzw. Schubert et al. (2023a) beschrieben. Zur Unterstützung des Mischprozesses wurden teilweise Aluminiumoxid-Mischkugeln LUVOBED® AB (Lehmann&Voss&Co. KG, Hamburg, Deutschland) mit einem Durchmesser von 2,0 mm in den Mischbehälter zugegeben.



*Abbildung 5-1: a) Glovebox M. Braun MB150B-G mit gelben Scheiben, b) Planetenzentrifugalmischer Thinky ARE-250<sup>2</sup>*

Zum weiteren Homogenisieren der Schlicker und zum Auflösen von Agglomeraten wurde in Anlehnung an DIN EN ISO 8780-6:1995 ein Dreiwalzwerk 50i (EXAKT Advanced Technologies GmbH, Norderstedt, Deutschland) eingesetzt, das mit drei gegenläufigen Aluminiumoxid-Walzen (Durchmesser: 50 mm, Länge: 150 mm) ausgestattet ist und deren Drehzahl und Walzenabstand angepasst werden können (Abbildung 5-2 a). Das Drehzahlverhältnis der drei Walzen beträgt 1:1,8:3,3 (EXAKT Advanced Technologies GmbH 2014). Da der Anlagenhersteller keine Informationen hinsichtlich des effektiven Walzenabstands in Abhängigkeit der eingestellten Stufen bereitstellt, wurden diese in A\_Lehmann (2023) mithilfe einer Präzisions-Fühlerlehre (Quality-Tools Messtechnik e.K., Waiblingen, Deutschland) mit einer minimalen Lehrendicke von 10 µm an jeweils drei Stellen entlang der Walze bestimmt. Die so ermittelten Ergebnisse sind in Tabelle A-2 im Anhang zusammengefasst.

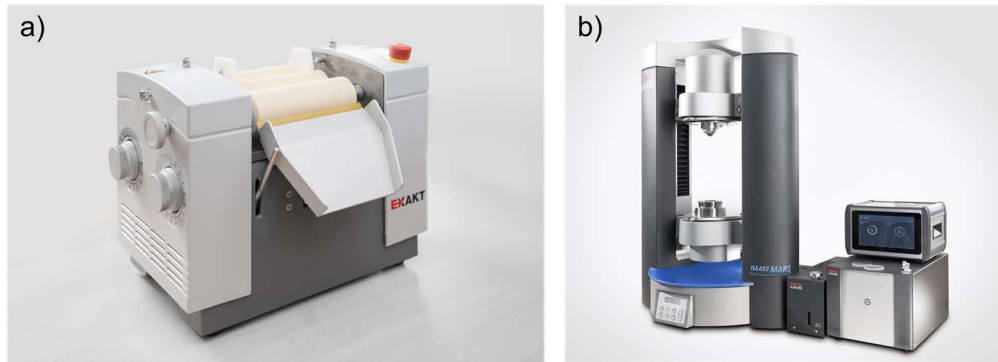
Die Charakterisierung der Viskosität des Schlickers erfolgte in Anlehnung an DIN EN ISO 3219-2:2021 mithilfe eines Rheometers HAAKE MARS 40 (Thermo Electron (Karlsruhe) GmbH, Karlsruhe, Deutschland) mit einer 20 mm Platte-Platte-Konfiguration (Abstand: 1 mm) im Rotationsmodus. Aufgrund des rotatorischen Schichtauftrags in der zur Verfügung stehenden VPP-Anlage Lithoz 2M30 Science (siehe Kapitel 5.3) werden die Schlicker verschiedenen Scherraten ausgesetzt (siehe auch Schwarzer-Fischer et al. 2023), sodass deren Viskosität in Abhängigkeit der Scherrate charakterisiert wurde. Zur ergänzenden Charakterisierung des Aushärteverhaltens der Schlicker wurde in Anlehnung an Gonzalez et al. (2019) über ein Zusatzmodul mit Kollimator eine Lichtquelle Delolux 50 (DELO Industrie Klebstoffe

<sup>2</sup> Abbildung a) und b): © Bramsiepe / KIT.

GmbH & Co. KGaA, Windach, Deutschland) mit zur VPP-Anlage korrespondierenden Wellenlänge von 460 nm an das Rheometer angeschlossen (Abbildung 5-2 b). Zur Messung im Oszillationsmodus wurde weiterhin eine Platte-Platte-Konfiguration mit 20 mm Durchmesser, jedoch einem reduzierten Plattenabstand von 0,05 mm eingesetzt. Die Proben wurden dabei 30 s nach Messbeginn für 20 s belichtet. Die auf der Glasplatte des Rheometers wirkende Intensität wurde in Abhängigkeit der Einstellungen der Lichtquelle mit einem Photometer Delolux Control (DELO Industrie Klebstoffe GmbH & Co. KGaA, Windach, Deutschland) vermessen und deren Werte in Erweiterung zu A\_Brenneis (2022) in Abbildung A-1 im Anhang dargestellt.

Zur Charakterisierung der Aushärtetiefe der Schlicker wurde in Anlehnung an Mitteramskogler et al. (2014) eine mit etwa 2 mm hinreichend dicke Schicht des jeweiligen Schlickers auf eine Glasplatte aufgetragen und mit der Belichtungsquelle durch die Glasplatte hindurch belichtet. Nach einer für die Polymerisation ausreichenden Wartezeit von 60 s wurde der überschüssige, nicht ausgehärtete Schlicker von der Glasplatte vorsichtig mit einem mit Isopropanol (VWR International GmbH, Darmstadt, Deutschland) befeuchteten Labortuch bzw. Wattestäbchen entfernt. Die Höhe der ausgehärteten Schlickerschicht wurde durch Vergleich der Dicke der Glasplatte mit ausgehärteter Schlickerschicht und ohne Schlicker mithilfe einer digitalen Bügelmessschraube Micromar 40 ER (Mahr GmbH, Göttingen, Deutschland) bestimmt. Vergleichend dazu wurde das aus der Beschichtungstechnik bekannte Keilschnittverfahren nach DIN EN ISO 2808:2019 mithilfe eines byco-cut (BYK-Gardner GmbH, Geretsried, Deutschland) angewendet. Die Aushärtebreite der Schlicker wurde charakterisiert, indem Quadrate mit 4 mm Kantenlänge, einem Vielfachen des Pixelrasters von 40 µm, auf einer transparenten Polypropylen-Folie (Dicke: 30 µm, Duni GmbH, Bramsche, Deutschland) belichtet, der nicht ausgehärtete Schlicker entfernt, die Abmessungen mithilfe des Lichtmikroskops Axio Imager M1m (Carl Zeiss Mikroskopie Deutschland GmbH, Oberkochen, Deutschland) vermessen und die Differenz aus Ist- und Sollgeometrie ermittelt wurde.





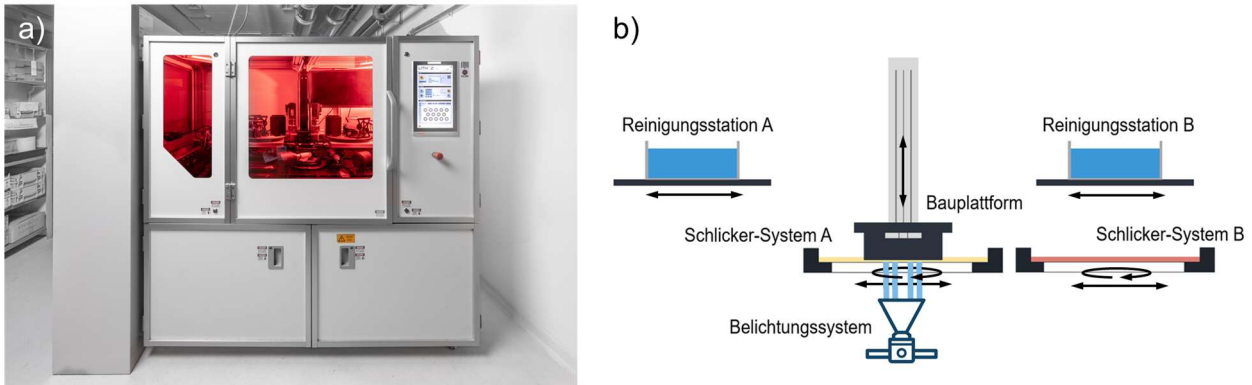
*Abbildung 5-2: a) Dreiwalzwerk EXAKT 50i, b) Rheometer ThermoFisher HAAKE MARS 40 mit angeschlossener Belichtungseinheit Delolux 50<sup>3</sup>*

Die Körnigkeit der Schlicker wurde qualitativ mittels Lichtmikroskopie beurteilt, indem eine dünne Schicht des Schlickers auf einen Objektträger aus Glas aufgetragen und diese Probe mit einem Digitalmikroskop VHX (Keyence Deutschland GmbH, Neu-Isenburg, Deutschland) begutachtet wurde. Die Partikelgrößenverteilung im Schlicker wurde anhand von im Faktor 1:10 mit Isopropanol verdünnten Schlickern mithilfe der statischen Lichtstreuung bzw. Laserbeugung nach DIN ISO 13320:2022 mit einem Sync (Microtrac Retsch GmbH, Haan, Deutschland) charakterisiert. Ergänzend wurden in Anlehnung an DIN EN ISO 1524:2020 zwei Grindometer mit Rinnentiefen von 25  $\mu\text{m}$  und 50  $\mu\text{m}$  (BEVS Industrial Co. Ltd., Guangzhou, China) eingesetzt.

### 5.3 Druckprozess

Zur Herstellung der Grünteile wurde die VPP-Anlage 2M30 Science (Lithoz GmbH, Wien, Österreich) mit einer Wellenlänge von 460 nm eingesetzt, die in Abbildung 5-3 a) dargestellt ist. Dabei handelt es sich um eine Vorserien- bzw. Entwicklungsversion der kommerziell erhältlichen 2M30-Anlage mit Anpassungen für Forschungstätigkeiten, beispielsweise zwei ergänzenden Multifunktionsplattformen für die Integration von Reinigungsstationen. Im Vergleich zu VPP-Anlagen für die Herstellung von Bauteilen aus einem Material bzw. Schlicker besitzt die 2M30 Science-Anlage zwei horizontal verfahrbare Wannen, in die unterschiedliche Schlicker eingefüllt und die in Abhängigkeit des gewünschten Schichtaufbaus entsprechend unter die Bauplattform bewegt werden können. Der Aufbau der Anlage ist mit den angedeuteten Multifunktionsplattformen in Anlehnung an Schubert et al. (2023b) in Abbildung 5-3 b) schematisch dargestellt.

<sup>3</sup> Abbildung a) und b): © Bramsiepe / KIT.



**Abbildung 5-3: a) VPP-Multi-Material-Anlage Lithoz 2M30 Science, b) Schematischer Aufbau der VPP-Multi-Material-Anlage Lithoz 2M30 Science (in Anlehnung an Schubert et al. 2023b)<sup>4</sup>**

Der Schlicker wird gemäß dem in Kapitel 2.2.3 beschriebenen Vorgehen durch Rotation der Wanne und einen stationären Rakel im Druckbereich auf die gewünschte Schlickerhöhe  $h_s$  nivelliert, wobei diese typischerweise zwischen 150  $\mu\text{m}$  (Lithoz GmbH 2020b) und 250  $\mu\text{m}$  (Lithoz GmbH 2019b; Lithoz GmbH 2019a) beträgt.

Die Größe des maximalen Bauvolumens beträgt ca. 76 mm  $\times$  43 mm  $\times$  170 mm, sodass sich mit dem in der Anlage verbauten Full-HD-Projektor mit einer Auflösung von 1.920  $\times$  1.080 Pixeln eine Pixelgröße bzw. Druckauflösung in x-y-Richtung von 40  $\mu\text{m}$  ergibt (Lithoz GmbH 2023b). Die Auflösung in z-Richtung hängt insbesondere von der eingestellten Schichthöhe ab und kann anlagenseitig im Bereich von 10  $\mu\text{m}$  bis 200  $\mu\text{m}$  variiert werden (Lithoz GmbH 2022b). Die typischen Schichthöhen liegen bei 25  $\mu\text{m}$  (Lithoz GmbH 2023a; Lithoz GmbH 2021; Lithoz GmbH 2020b) bzw. 50  $\mu\text{m}$  (Lithoz GmbH 2019a), was einen werkstoffabhängigen Kompromiss aus realisierbarer Aushärtetiefe  $C_d$ , Druckauflösung und Druckgeschwindigkeit darstellt. Die real auf der Wannenoberfläche wirkende Belichtungsintensität  $I_B$  wurde in Abhängigkeit des am Projektor der VPP-Anlage eingestellten Intensitätswerts  $I_P$  mit dem in Kapitel 5.2 beschriebenen Photometer Delolux Control an 24 gleichmäßig über die Bauplattform verteilten Kreisen mit Durchmessern von 8 mm bestimmt. Ergänzend wurde in A\_Brenneis (2022) die effektive Aushärtetiefe über die Bauplattform für 50 % und 100 % der maximal einstellbaren Intensität ermittelt, indem analog zur in Kapitel 5.2 beschriebenen Schichthöhenmessung eine transparente Polypropylen-Folie in die leere Wanne an die Stelle der Bauplattform gelegt und eine hinreichend dicke Schicht des LithaLox 350-Schlickers aufgetragen wurde. 24 gleichmäßig über die Bauplattform

<sup>4</sup> Abbildung a): © Bramsiepe / KIT.

verteilte Kreise mit Durchmesser 8 mm wurden belichtet und deren Dicke, d.h. die Aushärtetiefe, mit der Bügelmessschraube Micromar 40 ER (Mahr GmbH, Göttingen, Deutschland) bestimmt. Die so ermittelten Intensitäts- und Aushärtetiefen-Messwerte sind in Abbildung A-2 und Abbildung A-3 im Anhang zusammenfassend dargestellt.

Die Vorbereitung der Baujobs erfolgte in der zur VPP-Anlage gehörenden Software CeraFab 8 (Lithoz GmbH, Wien, Österreich). Voruntersuchungen vor der finalen Inbetriebnahme der 2M30 Science-Anlage wurden auf einer Mono-Material-VPP-Anlage CeraFab 7500 (Lithoz GmbH, Wien, Österreich) mit gleicher Wellenlänge, gleichem Bauraum und gleicher Druckauflösung (Schwentenwein et al. 2014) durchgeführt, sodass eine Übertragung der Ergebnisse auf die 2M30-Maschine ohne nennenswerte Probleme möglich war, wie Übertragungsversuche gezeigt haben.

## 5.4 Reinigen der Grünteile

Das standardmäßig durchgeführte manuelle Reinigen der VPP-Grünteile von anhaftendem, nicht ausgehärtetem Schlicker erfolgt durch wechselseitiges Abblasen mit Druckluft (4 bar), nahezu statische Immersion für je ca. 30 s in Isopropanol (VWR International GmbH, Darmstadt, Deutschland) und Abtupfen mit trockenen bzw. mit Isopropanol getränkten Zellulose-Reinigungstüchern 01EM2110CP (MP hygiene, Annonay, Frankreich), bis keine Schlicker-Anhaftungen mehr mit bloßem Auge erkennbar waren.

Zur Optimierung des Reinigungsergebnisses wurde die Eignung verschiedener alternativer Reinigungsflüssigkeiten untersucht, die in der nachfolgenden Tabelle 5-3 dargestellt sind. Die Auswahl erfolgte dabei basierend auf dem einschlägigen Stand der Technik, beispielsweise Schwarzer et al. (2017), Liebermann et al. (2023) und Lithoz GmbH (2019a) bzw. Lithoz GmbH (2020f).

*Tabelle 5-3: Übersicht der zur Bauteilreinigung verwendeten Flüssigkeiten*

Reinigungsflüssigkeit	Hersteller
Isopropanol	VWR International GmbH, Darmstadt, Deutschland
Ethanol	VWR International GmbH, Darmstadt, Deutschland
LithaSol 20	Lithoz GmbH, Wien, Österreich

Ergänzend zu den zur manuellen Reinigung eingesetzten Zellulose-Reinigungstüchern wurde für die automatisierte Reinigung das Reinigungstuch CeraTex A (Lithoz GmbH,

Wien, Österreich) verwendet, welches für die Bauteilreinigung in der kommerziellen VPP-Anlage 2M30 eingesetzt wird. Wie manuelle Voruntersuchungen gezeigt haben, weist das CeraTex A aufgrund der im Inneren verlaufenden Längsfasern im Vergleich zu dem 01EM2110CP im durchnässten Zustand eine höhere Reißfestigkeit auf. Daher scheint das CeraTex A in automatisierten Reinigungsstationen weniger störanfällig.

Zur reproduzierbaren Ermittlung des Verschmutzungsgrads wurde in A\_Weisser (2024) in Anlehnung an A\_Spöckner (2024) die Bauplattform mit den darauf befindlichen Grünteilen in einer Fotobox mit flächigen Lichtpaneelen NL660S (Neewer - Shenzhen Neewer Technology Co., LTD, Guangdong, China; Farbtemperatur: 5.600 K) platziert. Eine LUMIX-DC-G91 Digitalkamera (Panasonic Marketing Europe GmbH, Wiesbaden, Deutschland) wurde zur reproduzierbaren Ausrichtung an einem Reprostativ RS 1 (Kaiser Fototechnik GmbH & Co. KG, Buchen, Deutschland) fixiert und senkrecht nach unten ausgerichtet, sodass der konfokale Abstand zur Bauteiloberfläche konstant 30 cm betrug. Ein individuell angepasstes Ausrichteelement aus Kunststoff garantierte eine reproduzierbare Ausrichtung der Bauplattform unter der Kamera. Die so angefertigten Aufnahmen wurden anschließend mittels Bildanalyse in GIMP (Version 2.10.34, GIMP's Team) bzw. Matlab (Version R2024b, The MathWorks Inc., Portola Valley, USA) weiterverarbeitet.

## 5.5 Entbindern

Nach der Reinigung wurden die Bauteile in Anlehnung an Lithoz GmbH (2019a) in einem Trockenschrank SD-302-21 (Totech Europe B.V., Hattem, Niederlande) bei 40 °C und einer Luftfeuchtigkeit < 1 % für mindestens 3 Tage gelagert. Dadurch wurde auch ein schrittweises Abdampfen der flüchtigen Bestandteile der Grünteile ermöglicht, sodass der seitens Lithoz für dickwandige Bauteile empfohlene Preconditioning-Schritt (Lithoz GmbH 2020g) teilweise entfallen konnte.

Das Entbinderverhalten der Grünteile wurde mittels thermogravimetrischer Analyse in Anlehnung an DIN 51006:2024 in einer STA 449 F1 Jupiter® (NETZSCH-Gerätebau GmbH, Selb, Deutschland) in Luft mit einer Aufheizrate von 1 K/min ermittelt.

Die so ermittelten Erkenntnisse wurden anschließend in reale Ofenprozesse überführt. Diese wurden in einem Wärmebehandlungsofen (Carbolite Gero GmbH & Co. KG, Neuhausen, Deutschland) mit Kühlfalle zum Auffangen des Binders GLO 10/11 durchgeführt (Abbildung 5-4 a). Die Gleichmäßigkeit der Temperaturverteilung

innerhalb des Ofens wurde mittels an verschiedenen Stellen im Ofen platzierten Temperaturmessringen (engl. Process Temperature Control Rings, PTCR) der Typen ZTH (Messbereich: 560 °C – 660 °C) und LTH (Messbereich: 970 °C – 1.250 °C; beide Ferro Corporation, Mayfield Heights, Vereinigte Staaten von Amerika) überprüft. Zum Entbindern wurden die Proben in Aluminiumoxid-Glühkästen (KYOCERA Fineceramics Europe GmbH, Mannheim, Deutschland) platziert und diese teilweise mit einer Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Platte (KYOCERA Fineceramics Europe GmbH, Mannheim, Deutschland) abgedeckt, um eine gleichmäßige Temperaturverteilung sicherzustellen und dennoch einen Gasaustausch zum Abtransportieren des Binders zu ermöglichen.

## 5.6 Sintern

Das Sinterverhalten der Probekörper wurde mithilfe eines optischen Dilatometers TOMMI (Fraunhofer ISC, Würzburg, Deutschland) charakterisiert. Die Probekörper wurden dabei nach DIN EN ISO 21821:2023 mit 5 K/min in Luft bis zur maximal möglichen Temperatur des Messgeräts von 1.650 °C aufgeheizt und anschließend für 120 min bei dieser Temperatur gehalten. Während der Messung wurden die Proben mit einer UV-Lampe im Messgerät beleuchtet und die Kontur der Probekörper automatisch vom Messgerät detektiert. Werkstoffabhängig wurde die UV-Lampe zwischen 1.300 °C und 1.450 °C ausgeschaltet, um eine Überbelichtung der Aufnahmen aufgrund der bei erhöhter Temperatur zu leuchten beginnenden Probekörper zu verhindern. Aus der Position der Konturen bzw. deren Veränderung berechnete das Messgerät die entsprechende Längenänderung der Probekörper.

Das Sintern der Bauteile in Luft wurde weitestgehend in einem Kammerofen HTF 18/4 (Carbolite Gero GmbH & Co. KG, Neuhausen, Deutschland) durchgeführt (Abbildung 5-4 b). Die gleichmäßige Temperaturverteilung des Ofens wurde analog zum Entbinderofen mittels PTCR des Typs HTH (Ferro Corporation, Mayfield Heights, Vereinigte Staaten von Amerika) überprüft. Analog zum Entbindern wurden die Bauteile während des Sinterns in Aluminiumoxid-Glühkästen platziert und mit einer Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Platte abgedeckt, um die Temperaturverteilung zu homogenisieren und die Bauteile vor Spritzern der Heizelemente zu schützen.

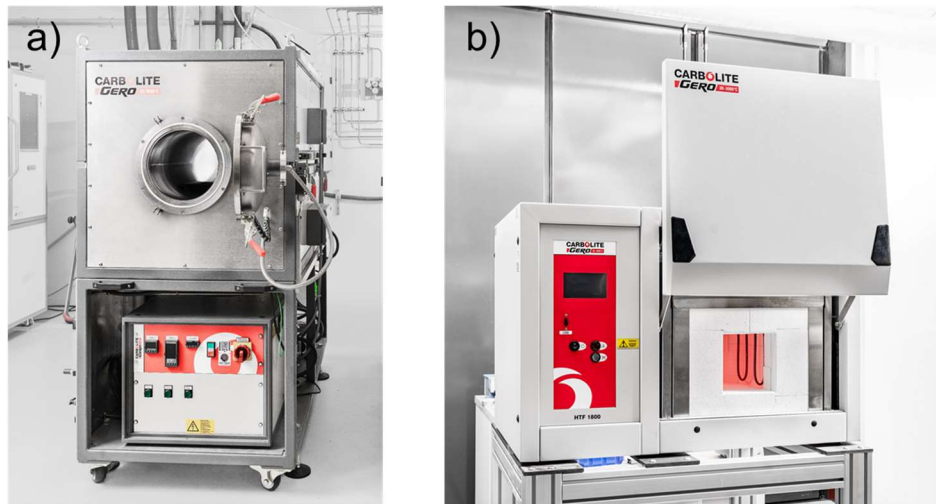


Abbildung 5-4: a) Entbinderofen Carbolite Gero GLO 10/11,  
b) Sinterofen Carbolite Gero HTF 18/4<sup>5</sup>

Aufgrund eines temporären Defekts des HTF-Ofens wurden einzelne Versuche in einem alternativen Ofen des Typs HT 16/17 (Nabertherm GmbH, Lilienthal, Deutschland) durchgeführt, wobei die Vergleichbarkeit der Öfen mittels PTCR sichergestellt wurde.

Einzelne Sinterversuche in Stickstoffatmosphäre wurden bei Umgebungsdruck in einem Kammerofen HTK 8 (Carbolite Gero GmbH & Co. KG, Neuhausen, Deutschland) durchgeführt.

## 5.7 Bauteilcharakterisierung

Die Bestimmung der Bauteildichte erfolgte nach DIN EN ISO 18754:2022 mittels Flüssigkeitsverdrängung („Archimedes-Prinzip“). Dazu wurde die Masse der Proben nach mindestens 24-stündiger Trocknung im Trockenschrank SD-302-21 (Totech Europe B.V., Hattem, Niederlande) sowie die scheinbare Masse der Proben nach Imprägnierung mittels Siedeverfahren für 1 h in destilliertem Wasser als Immersionsflüssigkeit bestimmt. Hierzu wurde die Analysewaage XSR204DR mit Dichtekit XPR/XSR-Ana (beides Mettler-Toledo GmbH, Gießen, Deutschland) verwendet.

Zur materialografischen Präparation der Proben wurden diese mit dem aufgrund der hohen Härte für Keramiken empfohlenen Einbettmittel in EpoMetF (Buehler / ITW Test & Measurement GmbH, Leinfelden-Echterdingen, Deutschland) warm eingebettet und mit verschiedenen Schleifscheiben schrittweise bis Körnung 1.200 (Struers GmbH,

<sup>5</sup> Abbildung a) und b): © Bramsiepe / KIT.

Willich, Deutschland) präpariert. Optische Auswertungen erfolgten mittels Makroskop M420 (Wild Heerbrugg AG, Heerbrugg, Schweiz) sowie mittels Mikroskop Leitz Aristoplan (Leica Microsystems GmbH, Wetzlar, Deutschland) und Zeiss Axio Imager M1 (Carl Zeiss IQS Deutschland GmbH, Oberkochen, Deutschland). Weitere optische Auswertungen erfolgten mittels Rasterelektronenmikroskop (REM) in einem JSM-6010 Plus (Jeol (Germany) GmbH, Freising, Deutschland). Ergänzend wurden goldbedampfte Proben mittels REM in Verbindung mit energiedispersiver Röntgenspektroskopie (EDX) in einem LEO 1430 VP (Carl Zeiss AG, Jena, Deutschland) analysiert.

Härtemessungen wurden nach Vickers gemäß DIN EN ISO 14705:2021 mithilfe eines Härtemessgeräts Q10A+ (ATM Qness GmbH, Mammelzen, Deutschland), insbesondere nach HV 2 mit einer Prüfkraft von 19,61 N, durchgeführt.

Die mechanische Charakterisierung der Bauteile erfolgte in Anlehnung an Danzer et al. (2003) mittels B3B-Tests (siehe Abbildung 2-3) an einer Universalprüfmaschine UTS 10 (Eigenbau des KIT, Karlsruhe, Deutschland) mit 8 mm großen, gehärteten Stahlkugeln. Der Auflagerradius  $r_{B3B,A}$  wurde nach Börger et al. (2002) aus dem Radius der Auflagerkugeln  $r_{B3B,K}$  mit Formel 5-1 bestimmt.

$$r_{B3B,A} = \frac{2\sqrt{3}}{3} \cdot r_{B3B,K} \quad \text{Formel 5-1}$$

Börger et al. (2004) folgend wurde die Scheibendicke  $t_{B3B,S}$  in der Mitte der Probe mithilfe einer Bügelmessschraube Micromar 40 ER (Mahr GmbH, Göttingen, Deutschland) bestimmt. Zur weiteren Auswertung wurde auf in Börger et al. (2002) und Danzer et al. (2003) ermittelte, allgemein anerkannte Diagramme zurückgegriffen, die den zur Auswertung notwendigen Faktor  $f_{B3B}$  in Abhängigkeit geometrischer Verhältnisse beschreiben, sodass spezifische FEM-Modellierungen entfallen konnten. Die maximale Zugspannung in der Scheibe  $\sigma_{B3B,max}$  ergibt sich anknüpfend an Börger et al. (2002) aus der Scheibendicke  $t_{B3B,S}$ , dem Scheibenradius  $r_{B3B,S}$ , dem Auflagerradius  $r_{B3B,A}$ , der werkstoffabhängigen Poissonzahl  $\nu$ , dem Faktor  $f_{B3B}$  sowie der angelegten Kraft  $F_{B3B}$  gemäß Formel 5-2.

$$\sigma_{B3B,max} = f_{B3B} \left( \frac{t_{B3B,S}}{r_{B3B,S}}, \frac{r_{B3B,S}}{r_{B3B,A}}, \nu \right) \cdot \frac{F_{B3B}}{t_{B3B,S}^2} \quad \text{Formel 5-2}$$

Die Auswertung erfolgte mittels Weibull-Ansatz nach DIN EN ISO 20501:2023. Dieser besagt, dass die Versagenswahrscheinlichkeit einer Probe  $P_f$  durch Formel 5-3

beschrieben werden kann, wobei  $\sigma_U$  die uniaxiale Zugspannung,  $\sigma_\theta$  die charakteristische Weibullfestigkeit und  $m_W$  der Weibull-Modul sind:

$$P_f = 1 - \exp \left[ - \left( \frac{\sigma_U}{\sigma_\theta} \right)^{m_W} \right] \text{ für } \sigma_U \geq 0 \quad \text{Formel 5-3}$$

Eine grafische Darstellung der Weibull-Verteilung wird durch die Zuordnung der Ausfallwahrscheinlichkeit  $P_f$  gemäß Formel 5-4 ermöglicht, wobei  $i_W$  die Rangzahl in aufsteigender Reihenfolge,  $\sigma_{U,i}$  die gemessenen Festigkeitswerte der jeweiligen Rangzahl und  $N$  der Probenumfang sind:

$$P_f(\sigma_{U,i}) = \frac{i_W - 0,5}{N} \quad \text{Formel 5-4}$$

Durch Auftragung von  $\ln[\ln[1/(1 - P_f)]]$  über  $\ln[\sigma_{U,i}]$  entsteht ein linearer Zusammenhang zwischen der Ausfallwahrscheinlichkeit und der Festigkeit. In diesem Fall entspricht der Weibull-Modul  $m_W$  bzw. dessen Schätzwert  $\hat{m}_W$  der Steigung der Geraden zwischen den Datenpunkten. Die charakteristische Festigkeit  $\sigma_\theta$  bzw. ihre Schätzung  $\hat{\sigma}_\theta$  kann bei einer Versagenswahrscheinlichkeit von  $P_f = 63,2 \%$  abgelesen werden, bei der  $\ln[\ln[1/(1 - P_f)]] = 0$  gilt (DIN EN ISO 20501:2023).

Geometrische Untersuchungen der gedruckten Bauteile wurden mittels Computertomografie (CT) an einem Metrotom 800 (Carl Zeiss IQS Deutschland GmbH, Oberkochen, Deutschland) mit einem 0,5 mm dicken Aluminium-Vorfilter, einer Beschleunigungsspannung von 100 kV und einer Stromstärke von 80  $\mu$ A durchgeführt. Zur Analyse der Aufnahmen und zur Bestimmung der Abweichung zwischen Ist- und Sollgeometrie wurde die Software VGSTUDIO MAX 3.4.5 (Volume Graphics GmbH, Heidelberg, Deutschland) eingesetzt.

Ergänzende geometrische Untersuchungen, insbesondere im Rahmen der Versuchsreihen zum Sinterfügen, wurden aus Effizienzgründen durch mehrfache Messung mithilfe eines Dreipunkt-Innenmikrometers (MMO Messmittelonline Measuring Instruments, Kloster-Lehnnin, Deutschland) sowie der Bügelmessschraube Micromar 40 ER durchgeführt. Die Genauigkeit der so ermittelten Ergebnisse wurde jeweils durch Vergleichsmessungen mithilfe einer Koordinatenmessmaschine Zeiss Prismo KMG (Carl Zeiss IQS Deutschland GmbH, Oberkochen, Deutschland) bestätigt. Die Koordinatenmessmaschine wurde darüber hinaus zur Bestimmung der Rundheit und Zylindrizität eingesetzt. Die Messunsicherheiten der Bügelmessschraube und des Innenmikrometers liegen gemäß Herstellerangabe bei 1  $\mu$ m und die der Koordinatenmessmaschine bei 0,5  $\mu$ m.



## 6 Schlickerentwicklung

### 6.1 Entwickeln eines flexiblen Bindersystems anhand von Aluminiumoxid

Ziel der Schlickerentwicklung war es, ein möglichst flexibel einsetzbares VPP-Bindersystem für verschiedene keramische Werkstoffe zu entwickeln, das die in Kapitel 2.2.2 beschriebenen Anforderungen an VPP-Schlicker erfüllt und gleichzeitig bei Verwendung mit verschiedenen keramischen Werkstoffen ein möglichst identisches Entbinderverhalten aufweist (vgl. Kapitel 2.4.1), um die von Li et al. (2012) beschriebenen Defekte zu vermeiden.

Die initiale Entwicklung erfolgte dabei anhand der am weitesten verbreiteten technischen Keramik Aluminiumoxid, bevor die Erkenntnisse auf weitere keramische Werkstoffe übertragen wurden. Aufgrund der vergleichsweise großen Anzahl an notwendigen Bestandteilen im Bindersystem hätten dedizierte Mischungsversuchspläne zu einer großen Anzahl an notwendigen Versuchspunkten geführt, die experimentell kaum realisierbar und in keinem Verhältnis zu den erwartbaren Erkenntnissen gestanden hätten. Beispielsweise hätte ein Simplexgitter- bzw. Simplex-Zentroid-Versuchsplan für eine reduzierte Anzahl an Substanzen mit annehmbarer Genauigkeit mehrere hundert, je nach Konfiguration sogar deutlich über tausend Mischungen erfordert (Kleppmann 2020), wie auch die Versuchsplanungssoftware Minitab Statistical Software 20.4 (Minitab GmbH 2021) zeigte. Daher wurden die Abhängigkeiten innerhalb des Bindersystems am Beispiel von Aluminiumoxid weitgehend isoliert betrachtet.

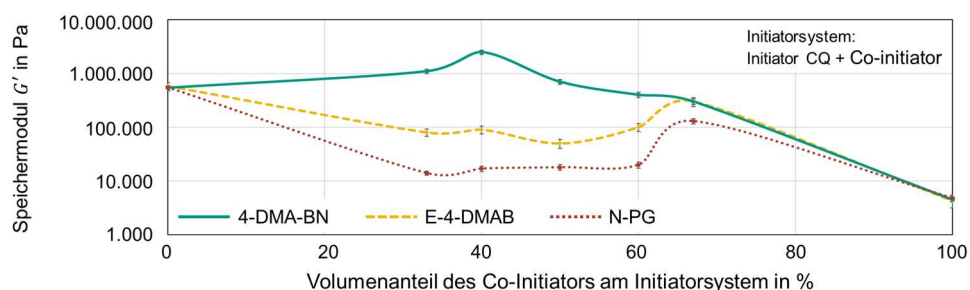
Als Basis für gezielte Variationen der Schlickerzusammensetzung wurde zunächst auf Grundlage einschlägiger Literatur, insb. Zakeri et al. (2020), Camargo et al. (2021) und Xu et al. (2021), in A\_Brenneis (2022) eine initiale, grundsätzlich hinreichend fließfähige und aushärtbare Schlickerrezeptur mit hinreichendem keramischen Volumenanteil von 45 % ermittelt. Dazu wurden in Anlehnung an den Stand der Technik empirisch verschiedene Schlicker mit variierten Substanzen hergestellt, insbesondere aus den Monomeren 2-Hydroxyethylmethacrylat (HEMA), Isobornylacrylat (IBOA), 1,6-Hexandioldiacrylat (HDDA), Tetraethylenglycoldiacrylat (TEGDA), Trimethylopropanethoxylatriacrylat (TMPETA), Trimethylopropantriacrylat (TMPTA), Tripropylenglycoldiacrylate (TPGDA), dem Photoinitiator Campherchinon (CQ) sowie den Additiven

BYK-9077, BYK-W 980, DISPERBYK-111 und RHEOBYK-7420 CA. Die beste in den Vorversuchen hergestellte Mischung ist in Konkretisierung zu Schubert et al. (2024b) in Tabelle 6-1 dargestellt. Diese bildet den Ausgangspunkt für weitere Optimierungen.

*Tabelle 6-1: Initiale, auf Basis von Voruntersuchungen ermittelte Schlickerzusammensetzung als Ausgangspunkt für Optimierungen (Schubert et al. 2024b)*

Substanz	Anteil im Bindersystem in % Volumenanteil	Anteil im Schlicker in % Volumenanteil
IBOA	15,0	8,3
HDDA	30,0	16,5
TMPETA	15,0	8,3
1-Octanol	20,0	11,0
DISPERBYK-111	7,5	4,1
CQ	12,5	6,8
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (#2)	-	45,0

Aufbauend darauf wurde in Schubert et al. (2024b) zunächst der Einfluss der Zusammensetzung des Initiatorsystems bzw. die Zugabe der Co-Initiatoren 4-(Dimethylamino)benzonitril (4-DMA-BN), Ethyl-4-dimethylaminobenzoat (E-4-DMAB) und N-Phenylglycin (N-PG) untersucht. Dazu wurde der mit 12,5 % Volumenanteil vergleichsweise hoch gewählte Anteil des Initiators Campherchinon (CQ) durch ein Initiatorsystem, bestehend aus CQ und je einem der Co-Initiatoren, bei sonst gleicher Binderzusammensetzung ersetzt wurde. In Abbildung 6-1 ist der Einfluss der Zusammensetzung des Initiatorsystems auf das Aushärteverhalten in Form des Speichermoduls, der 30 s nach Ende einer 20-sekündigen Aushärtung mit einer Intensität von  $45 \text{ mW} \cdot \text{cm}^{-2}$  bei einem Plattenabstand von 0,05 mm gemessen wurde, dargestellt. Alle Messungen wurden je dreimal wiederholt. Die Viskosität der Schlicker wurde durch die Anpassung des Initiatorsystems nicht nennenswert beeinflusst.



*Abbildung 6-1: Einfluss der Zusammensetzung des Initiatorsystems auf das Aushärteverhalten, gemessen 30 s nach Ende einer 20-sekündigen Belichtung der Schlicker mit  $45 \text{ mW} \cdot \text{cm}^{-2}$  und Plattenabstand 0,05 mm (Schubert et al. 2024b)<sup>6</sup>*

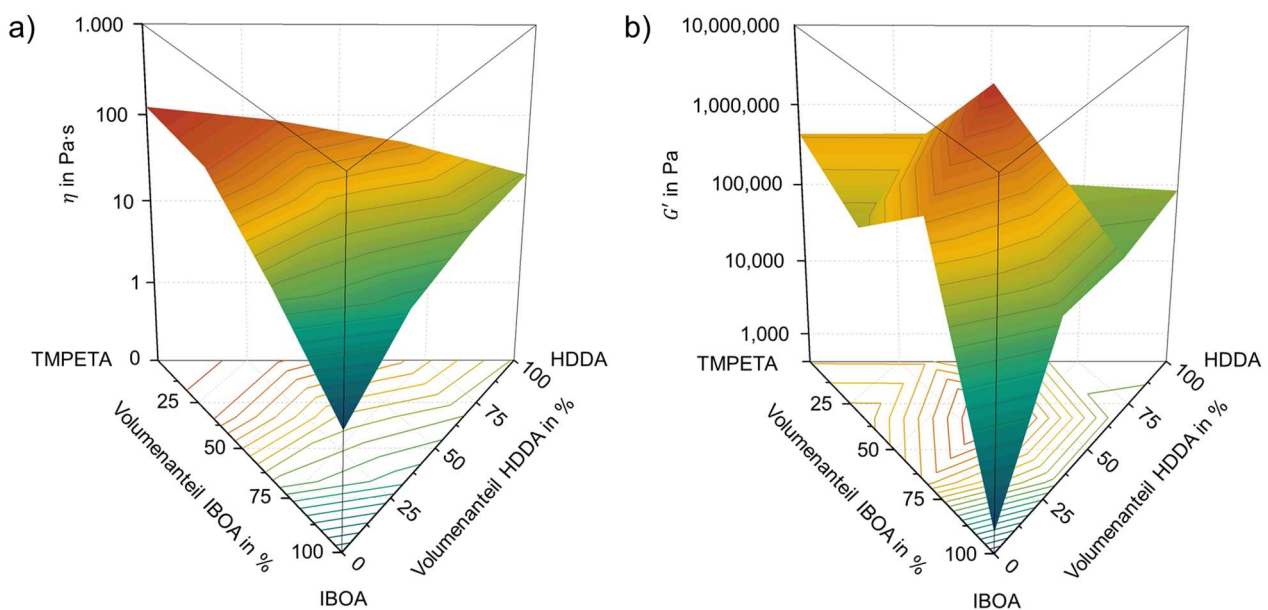
<sup>6</sup> Abbildung adaptiert nach Schubert et al. (2024b), CC BY 4.0, <https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>.

Demnach führt die Verwendung des reinen Photoinitiators CQ im Vergleich zur Verwendung der reinen Co-Initiatoren zu einem höheren Speichermodul  $G'$  und somit einer besseren Aushärtung. Die erzielten Speichermoduli sind für alle drei Co-Initiatoren nahezu identisch und im Vergleich zum Ausgangszustand vor der Belichtung kaum angestiegen. Dies ist vermutlich auf die geringe Lichtempfindlichkeit der Co-Initiatoren im Vergleich zu CQ zurückzuführen. Für E-4-DMAB und N-PG führt ein jeweiliger Volumenanteil von 33 bis 60 % am Initiatorsystem zu ähnlichen Werten innerhalb desselben Initiatorsystems, wobei die Werte für E-4-DMAB fast eine Größenordnung höher sind als die Werte für N-PG. Diese eher moderaten durchschnittlichen Werte für E-4-DMAB und N-PG lassen sich auf die reduzierte Konzentration von CQ sowie die geringe unterstützende Wirkung der Co-Initiatoren zurückführen. Für beide Co-Initiatoren werden die höchsten Speichermoduli bei einem Volumenanteil von 67 % erreicht, bleiben aber unter den Werten des reinen Photoinitiators CQ. Daher scheinen E-4-DMAB und N-PG als Co-Initiatoren für das konkrete Initiatorsystem wenig geeignet. Die Zugabe von 4-DMA-BN führt hingegen zu höheren Speichermoduli, die bei Volumenanteilen bis 50 % über denen von reinem CQ liegen. Der höchste Speichermodul  $G'$  und damit die beste Aushärtung wird bei einem Volumenanteil von 40 % im Initiatorsystem erzielt (Schubert et al. 2024b).

Die Eignung von 4-DMA-BN als Co-Initiator für Triethylenglykoldimethacrylat (TEGDMA), das zum gleichen Stoffsystem wie die vorliegende Monomermischung gehört, wurde von Jakubiak et al. (2003) nachgewiesen. Sie postulierten eine Abhängigkeit des Aushärteverhaltens von der Anzahl der an das Stickstoffatom gebundenen Methylgruppen ( $\text{CH}_3$ -). Ergänzend zeigte auch N-PG, das jedoch keine Methylgruppen aufweist, eine verstärkende Wirkung (Jakubiak et al. 2003). Diese Ausnahme konnte in Schubert et al. (2024b) aufgrund des schlechten Aushärteverhaltens der Schlicker mit N-PG nicht nachgewiesen werden. Aufgrund der signifikanten Unterschiede im Aushärteverhalten der Schlicker mit 4-DMA-BN und E-4-DMAB (Schubert et al. 2024b), die beide je zwei an das Stickstoff-Atom gebundene Methylgruppen aufweisen, konnte die von Jakubiak et al. (2003) postulierte Abhängigkeit im Kontext des spezifischen restlichen Bindersystems nicht nachgewiesen werden. Die im Vergleich zum Stand der Technik teilweise stringenten, teilweise aber auch widersprüchlichen Ergebnisse zeigen, dass trotz grundlegend bekannter bzw. postulierter Abhängigkeiten aufgrund der Wechselwirkungen im

Schlicker eine Untersuchung der Zusammenhänge in Abhängigkeit der spezifischen Zusammensetzung des restlichen Schlickers notwendig ist.

Ergänzend wurde in Schubert et al. (2024b) der Einfluss der spezifischen Anteile von IBOA, HDDA und TMPETA am Bindersystem anhand eines Simplex-Zentroid-Mischungsversuchsplans dritten Grades untersucht. Dabei wurde der Gesamtanteil des Monomersystems, d.h. der drei Substanzen, am Bindersystem bei 60 % Volumenanteil bzw. bei ca. 33 % Massenanteil im Schlicker analog zur Initialzusammensetzung in Tabelle 6-1 konstant gehalten. Die Messung der Viskosität der Schlicker  $\eta$  erfolgte gemäß Kapitel 5.2 im Rotationsmodus mit einer 20 mm Platte-Platte-Konfiguration und einem Plattenabstand von 1 mm exemplarisch bei  $\dot{\gamma} = 100 \text{ s}^{-1}$ . Die Speichermoduli  $G'$  wurden im Oszillationsmodus mit einer 20 mm Platte-Platte-Konfiguration und einem Plattenabstand von 0,05 mm 30 s nach einer 20-sekündigen Belichtung mit einer Intensität von  $45 \text{ mW} \cdot \text{cm}^{-2}$  bestimmt. Die Ergebnisse sind gemäß Schubert et al. (2024b) in Abbildung 6-2 dargestellt.



**Abbildung 6-2: a) Viskosität und b) Speichermodul des Schlickers in Abhängigkeit der Anteile von IBOA, HDDA und TMPETA im Monomersystem (nachkoloriert nach Schubert et al. 2024b)<sup>7</sup>**

Die Ergebnisse zeigen, dass bei Mischungen mit nur einem der drei betrachteten Monomere die Viskosität und der Speichermodul nach der Aushärtung in der Reihenfolge IBOA – HDDA – TMPETA ansteigen. Dies kann auf die Funktionalität und die Doppelbindungsichte der Monomere zurückgeführt werden, da im Allgemeinen mit

<sup>7</sup> Abbildung nachkoloriert nach Schubert et al. (2024b), CC BY 4.0, <https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>.

höherer Funktionalität bzw. Doppelbindungsichte die Viskosität und die Aushärtung ansteigen (Zakeri et al. 2020). Mischungen der drei Monomere weisen Viskositäten auf, die zwischen den Viskositäten der Schlicker mit nur einem Monomer liegen. Im Vergleich des Viskositäts- und des Speichermodul-Diagramms in Abbildung 6-2 zeigt sich, dass eine aus gleichen Volumenanteilen bestehende Mischung aus IBOA, HDDA und TMPETA zu einem überproportional starken Anstieg des Speichermoduls  $G'$  bei einem nur moderaten Anstieg der Viskosität  $\eta$  führt. Xu et al. (2021) führten dieses Phänomen, das sie an einem ähnlichen Bindersystem beobachteten, auf eine erhöhte Mobilität der freien Radikale bzw. Doppelbindungen durch die Anteile des niedrigfunktionellen Monomers, hier IBOA, und die gleichzeitig stärker vernetzende Wirkung der höherfunktionellen Monomere, hier HDDA und TMPETA, zurück. Die von ihnen postulierten Zusammenhänge scheinen auch für das konkret verwendete Schlickersystem gültig zu sein, sodass die Mischung der drei Monomere mit unterschiedlicher Funktionalität IBOA, HDDA und TMPETA ein hohes Potenzial für eine Detailoptimierung aufweisen (Schubert et al. 2024b).

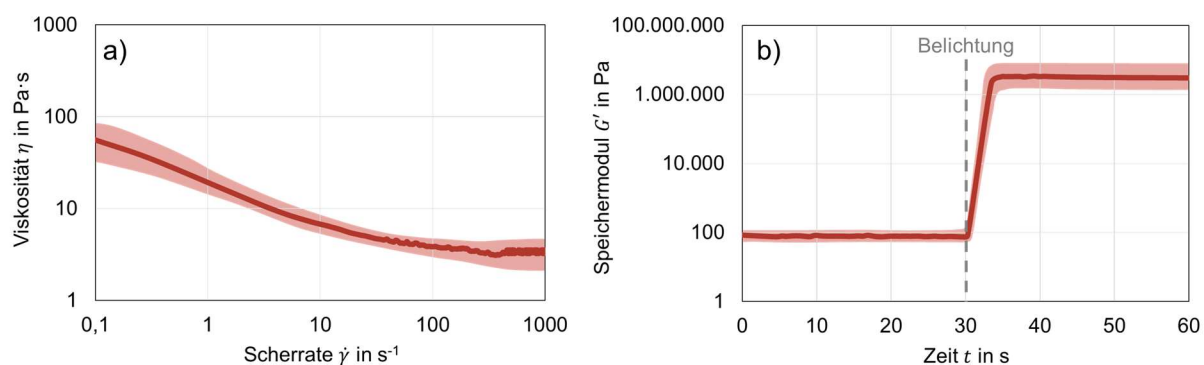
Auf Grundlage dieser Ergebnisse sowie der aus dem Stand der Technik bekannten bzw. vermuteten Abhängigkeiten wurde die Mischungszusammensetzung iterativ weiter optimiert, um den keramischen Füllstoffgehalt zu steigern. Dazu wurde der Keramikanteil schrittweise erhöht, die Mischungszusammensetzung selektiv angepasst und die Auswirkungen auf die Viskosität und das Aushärteverhalten betrachtet. Führte beispielsweise eine Anpassung zu einer zu hohen Viskosität, wurde der Anteil des monofunktionellen Monomers IBOA, das eine niedrigere Viskosität als die anderen beiden Monomere HDDA und TMPETA aufweist, aber im Vergleich zum Lösungsmittel 1-Octanol zur Vernetzung beiträgt, erhöht. War in Folge dessen das Aushärteverhalten zu gering, wurde beispielsweise der Anteil des Initiatorsystems und / oder des stärker vernetzenden Monomers TMPETA etwas erhöht. Dieses Vorgehen wurde so lange wiederholt, bis – trotz Anpassung des Bindersystems – kein Schlicker mehr hergestellt werden konnte, der die in Kapitel 2.2.2 gestellten Anforderungen hinsichtlich Viskosität und Aushärteverhalten erfüllt. Die Schlickerzusammensetzung, die den höchsten keramischen Füllstoffgehalt aufweist und gerade noch die Anforderungen erfüllt, stellt somit das Optimum dar. Insbesondere durch die Erhöhung des Anteils des niedrigviskosen Monomers IBOA ist es gelungen, das Lösungsmittel 1-Octanol bei hinreichend niedriger Viskosität zu eliminieren und dadurch den Keramikanteil zu erhöhen (Schubert et al. 2024b). Zusätzlich konnte der Anteil des Initiatorsystems ohne

nennenswerte Verschlechterung des Aushärteverhaltens reduziert werden. Die optimierte Schlickerzusammensetzung ist nach A\_Schott 2024, aufbauend auf A\_Lehmann (2023), A\_Mohs (2023) und A\_Wehrle (2024) in Tabelle 6-2 dargestellt.

*Tabelle 6-2: Zusammenfassung der optimierten Schlickerzusammensetzung für  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (nach A\_Schott 2024, aufbauend auf A\_Lehmann 2023, A\_Mohs 2023 und A\_Wehrle 2024)*

Substanz	Anteil im Schlicker in % Volumenanteil	Anteil im Schlicker in % Massenanteil
IBOA	15,5	5,8
HDDA	15,5	6,0
TMPETA	6,1	2,6
CQ	2,9	1,1
4-DMA-BN	0,9	0,5
BYK-W 980	1,7	0,6
DISPERBYK-111	1,4	0,6
$\text{Al}_2\text{O}_3$ -Pulver	56,0	82,8

Die Ergebnisse der Charakterisierung der Viskosität  $\eta$  in Abhängigkeit der Scherrate  $\dot{\gamma}$  sowie des Aushärteverhaltens in Form des Speichermoduls  $G'$  nach 20-sekündiger Belichtung mit  $45 \text{ mW} \cdot \text{cm}^{-2}$  bei 0,05 mm Plattenabstand sind in Abbildung 6-3 dargestellt. Die Kurven zeigen die Mittelwerte aus je fünf Messungen. Ergänzend ist die Hüllkurve, welche die Werte der einzelnen Messungen einschließt, mit dargestellt.



*Abbildung 6-3: a) Viskosität des Schlickers in Abhängigkeit der Scherrate und b) Speichermodul nach 20-sekündiger Belichtung mit  $45 \text{ mW} \cdot \text{cm}^{-2}$ , die nach 30 s ausgelöst wurde (nach Schubert et al. 2024b)*

In Abbildung 6-3a ist ein (leicht) scherverdünnendes Verhalten erkennbar, das für VPP-Schlicker grundsätzlich vorteilhaft ist (Hinczewski et al. 1998), wenngleich besonders bei Anlagen mit rotatorischem Schichtauftrag eine möglichst konstante Viskosität über den relevanten Scherratenbereich angestrebt wird (Schwarzer-Fischer et al. 2023). Die

in der Arbeit eingesetzte VPP-Anlage 2M30 Science nutzt ein solches rotatorisches Auftragssystem, dessen resultierende Scherrate in Anlehnung an Schwarzer-Fischer et al. (2023) bzw. A\_Lehmann (2023) mit Formel 6-1 bestimmt werden kann.

$$\dot{\gamma} = \frac{v}{h_S} = \frac{\omega \cdot r}{h_S} \quad \text{Formel 6-1}$$

Basierend auf den Innen- und Außenradien des Druckbereichs von ca. 10 mm und 70 mm kann gefolgert werden, dass die Schlicker sehr konservativ betrachtet einem Scherratenbereich von einer Größenordnung ausgesetzt sind, dessen Position über die einstellbare Rotationsgeschwindigkeit der Wanne gezielt festgelegt werden kann (Schubert et al. 2024b). Der entwickelte Schlicker erfüllt jedoch über nahezu den gesamten betrachteten Scherratenbereich die in Kapitel 2.2.2 gestellten Viskositätsanforderungen.

In Abbildung 6-3b ist ein Anstieg des Speichermoduls um über vier Größenordnungen direkt nach einsetzender Belichtung erkennbar. Bereits 4 s nach Beginn der Belichtung wird der Maximalwert von ca.  $3 \cdot 10^6$  Pa erreicht, der über den von Gonzalez et al. (2019) für eine hinreichende Aushärtung geforderten Werten von  $1 \cdot 10^6$  bzw.  $2 \cdot 10^6$  Pa liegt. Danach erfolgt kein weiterer Anstieg des Speichermoduls, was auf eine vollständige Durchhärtung des im 50 µm hohen Spalt zwischen Glasplatte und Messgeometrie befindlichen Schlickers hindeutet. Zugleich fällt im Vergleich mit Gonzalez et al. (2019) auf, dass der Speichermodul des im Rahmen der vorliegenden Arbeit entwickelten Schlickers im nicht ausgehärteten Zustand eine Größenordnung niedriger bei ca. 100 Pa liegt, sodass das Aushärteverhalten des im Rahmen der Arbeit entwickelten Schlickers trotz höherem keramischen Füllstoffgehalt stärker ist, was auf eine optimierte Zusammensetzung des Schlickers zurückzuführen ist. Im Vergleich zum kommerziell erhältlichen Aluminiumoxid-Schlicker LithaLox 350 des Markführers Lithoz (Wien, Österreich), der einen keramischen Füllstoffgehalt von 49 % Volumenanteil aufweist (Lithoz GmbH 2021), konnte der Füllstoffgehalt durch die Optimierung der Zusammensetzung absolut um 7 % bzw. relativ um gut 14 % unter Beibehaltung hinreichender Verarbeitungseigenschaften gesteigert werden.

### Zwischenfazit 2:

Es ist gelungen, ein für Aluminiumoxid-Pulver geeignetes Bindersystem herzustellen. Durch geschickte Kombination von Monomeren verschiedener Funktionalität und durch Zugabe eines geeigneten Co-Initiator konnten die Viskosität reduziert, das Aushärteverhalten verbessert und der Füllstoffanteil gesteigert werden. Im Vergleich zu

kommerziell erhältlichen  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Schlickern konnte der Füllstoffgehalt unter Beibehaltung der Verarbeitungseigenschaften signifikant gesteigert werden.

## 6.2 Übertragen auf andere keramische Werkstoffe

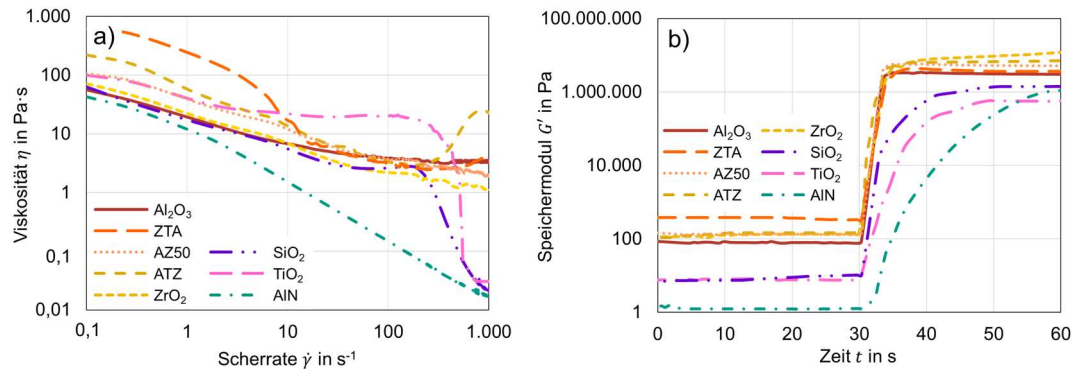
Basierend auf den Ergebnissen in Kapitel 6.1 wurde eine Übertragbarkeit des Bindersystems auf andere keramische Werkstoffe untersucht, um hinsichtlich der Multi-Material-Fertigung eine hohe Kompatibilität und ein möglichst uniformes Entbinderverhalten (vgl. Kapitel 2.4.1) zu erzielen. Im Fokus der Übertragung standen die weiteren Werkstoffe des Systems Aluminiumoxid – Zirkoniumoxid, d.h. ZTA, AZ50, ATZ und  $\text{ZrO}_2$ . Ergänzend wurde im Sinne einer mittelfristigen Erweiterung des Werkstoffportfolios die grundsätzliche Übertragbarkeit auf Titanoxid, Siliziumoxid und Aluminiumnitrid untersucht.

Dazu wurde ausgehend von der in Kapitel 6.1 für Aluminiumoxid optimierten Zusammensetzung des Schlickers werkstoffspezifisch in Schubert et al. (2024b) bzw. in A\_Lehmann (2023) und A\_Schott (2024) eine selektive Anpassung der Anteile der einzelnen Bestandteile vorgenommen, die analog zum in Kapitel 6.1 beschriebenen iterativen Vorgehen erfolgte. Die Schlicker wurden weiterhin in Anlehnung an Kapitel 5.2 bzw. 6.1 charakterisiert. Es konnte ein  $\text{ZrO}_2$ -Schlicker mit 50 % Volumenanteil Zirkoniumoxid hergestellt werden, was gegenüber dem kommerziell erhältlichen  $\text{ZrO}_2$ -Schlicker von Lithoz LithaCon 3Y 210, der einen Füllstoffgehalt von 48 % Volumenanteil aufweist (Lithoz GmbH 2022c), einer Steigerung absolut um 2 % bzw. relativ um gut 4 % entspricht. Auf Basis des  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Schlickers und des  $\text{ZrO}_2$ -Schlickers mit Füllstoffgehalten von 56 % bzw. 50 % Volumenanteil wäre – eine lineare Interpolation zugrunde legend – davon auszugehen, dass mit Pulvermischungen aus  $\text{Al}_2\text{O}_3$  und  $\text{ZrO}_2$  Schlicker mit maximalen Füllstoffgehalten zwischen 50 % und 56 % Volumenanteil realisiert werden können. Der kommerziell erhältliche ATZ-Schlicker von Lithoz LithaCon ATZ980 mit nur 40,5 % Volumenanteil (Lithoz GmbH 2023a) legt jedoch starke Wechselwirkungen zwischen den Schlickerbestandteilen und somit große Herausforderungen nahe. Daher wurden für die Mischkeramiken jeweils Volumenanteile von 50 % angestrebt, was dennoch einen großen Fortschritt gegenüber dem Stand der Technik darstellen würde. Dazu wurden  $\text{Al}_2\text{O}_3$ - und  $\text{ZrO}_2$ -Schlicker mit je 50 % Volumenanteil Keramik in den jeweiligen Massenverhältnissen von 80:20, 50:50 und 20:80 für ZTA, AZ50 und ATZ gemischt und die Zusammensetzung zur Verbesserung der Eigenschaften iterativ gemäß Kapitel 6.1 optimiert. Es ist gelungen,





Die Ergebnisse der Charakterisierung der einzelnen Schlicker hinsichtlich ihrer Viskosität  $\eta$  in Abhängigkeit der Scherrate  $\dot{\gamma}$  sowie ihres Aushärteverhaltens in Form des Speichermoduls  $G'$  während bzw. nach 20-sekündiger Belichtung mit  $45 \text{ mW} \cdot \text{cm}^{-2}$ , die nach 30 s gestartet wurde, sind in Abbildung 6-4 zusammenfassend dargestellt.



**Abbildung 6-4:** a) Viskosität der Schlicker verschiedener keramischer Werkstoffe in Abhängigkeit der Scherrate und b) Speichermodul nach 20-sekündiger Belichtung mit  $45 \text{ mW} \cdot \text{cm}^{-2}$ , die nach 30 s ausgelöst wurde (nach Schubert et al. 2024b)<sup>8</sup>

Die untersuchten Schlicker weisen ein unterschiedlich stark ausgeprägtes scherverdünnendes Verhalten auf und erfüllen die in Kapitel 2.2.2 gestellten Viskositätsanforderungen über nahezu den gesamten Scherratenbereich. Bei einer Scherrate  $\dot{\gamma}$  von  $300 \text{ s}^{-1}$  ist die Viskosität der SiO<sub>2</sub>- und TiO<sub>2</sub>-Schlicker deutlich abgefallen. Dies ist nach Schubert et al. (2024b) weniger auf die Viskositäts-eigenschaften der Schlicker, sondern auf ein Ablösen des Schlickers von der oberen, rotierenden Platte zurückzuführen. Insbesondere für ATZ und in deutlich geringerem Umfang auch für ZTA ist ab einer Scherrate  $\dot{\gamma}$  von  $350 \text{ s}^{-1}$  eine erneute Zunahme der Viskosität erkennbar. Ein ähnliches Verhalten wurde in Schwarzer et al. (2017) für den kommerziellen Aluminiumoxid-Schlicker LithaLox HP 500 (Lithoz GmbH, Wien, Österreich) beobachtet. Dieses kann nach Kollenberg (2020) bzw. Schramm (2002) auf eine Strukturänderung im Fluid zurückgeführt werden, bei der sich die Moleküle bzw. Partikel im Fluid bei höheren Scherraten gegenseitig auseinander drücken, wodurch eine Volumenzunahme verursacht wird, welche die Wechselwirkung weiter verstärkt und infolgedessen die Moleküle bzw. Partikel schlechter aneinander vorbei gleiten können, was schließlich zu einer Viskositätszunahme führt. Unabhängig davon liegt für alle untersuchten Schlicker ein mindestens eine Größenordnung umspannender Scherratenbereich (vgl. Kapitel 6.1) mit für das VPP-Verfahren geeigneter Viskosität

<sup>8</sup> Abbildung adaptiert nach Schubert et al. (2024b), CC BY 4.0, <https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>.

(vgl. Kapitel 2.2.2) vor, sodass diese mit der im Rahmen der Arbeit eingesetzten VPP-Anlage Lithoz 2M30 verarbeitet werden können.

Ergänzend zeigt die Abbildung 6-4 b), dass der Speichermodul  $G'$  für alle Schlicker bei Belichtung signifikant ansteigt, wobei die Aushärtung für die einzelnen Schlicker unterschiedlich schnell erfolgt. Die Schlicker des Werkstoffsystems  $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrO}_2$  weisen bereits nach weniger als 5 s nach Belichtungsbeginn nahezu stationäre Werte von  $G'$  im Bereich von  $3 \cdot 10^6$  bis  $4 \cdot 10^6$  Pa auf, wohingegen die  $\text{TiO}_2$ - und  $\text{SiO}_2$ -Schlicker stationäre Werte für  $G'$  im Bereich von  $0,6 \cdot 10^6$  bzw.  $1,4 \cdot 10^6$  Pa erst etwa 20 s nach Belichtungsbeginn erreichen. Die Schlicker des Werkstoffsystems  $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrO}_2$  erfüllen damit in vollem Umfang die von Gonzalez et al. (2019) geforderten Werte, wohingegen der  $\text{SiO}_2$ - und insb. der  $\text{TiO}_2$ -Schlicker an der Grenze einer hinreichenden Aushärtung liegen. Der Speichermodul des Aluminiumnitrid-Schlickers steigt vergleichsweise langsam an und erreicht selbst am Ende des Messzeitraums, d.h. 30 s nach Beginn der Belichtung, noch keinen hinreichend stationären Wert. Ergänzende Messungen zeigen, dass der Speichermodul erst 45 s nach Belichtungsbeginn, d.h. nach 75 s Messzeit, einen stationären Wert im Bereich von knapp  $3 \cdot 10^6$  Pa erreicht, der dann jedoch nach Gonzalez et al. (2019) für eine für das VPP-Verfahren hinreichende Aushärtung spricht.

In vergleichender Betrachtung der einzelnen Werkstoffe zeigt sich, dass die Aushärtegeschwindigkeit – mit Ausnahme von  $\text{AlN}$  – bei allen Schlickern mit dem Speichermodul nach Belichtung korreliert, d.h. ein hoher Speichermodul geht in der Regel mit einer hohen Aushärtegeschwindigkeit einher. Beides spricht für eine hohe Reaktivität des Schlickers.

Um das Aushärteverhalten der Schlicker weiter zu charakterisieren, wurde nach dem in Kapitel 5.2 beschriebenen Vorgehen in Anlehnung an Mitteramskogler et al. (2014) die Aushärtetiefe der Schlicker  $C_d$  bestimmt, die für 20 s mit einer Intensität von  $45 \text{ mW} \cdot \text{cm}^{-2}$  belichtet wurden. Die Ergebnisse der Aushärtetiefenmessung, die jeweils dreimal wiederholt wurden, sind nach Schubert et al. (2024b) in Tabelle 6-4 für die einzelnen Werkstoffe dargestellt.

*Tabelle 6-4: Ergebnisse der Aushärtetiefenmessung der einzelnen Schlicker (nach Schubert et al. 2024b)*

Werkstoff	$\text{Al}_2\text{O}_3$	ZTA	AZ50	ATZ	$\text{ZrO}_2$	$\text{SiO}_2$	$\text{TiO}_2$	$\text{AlN}$
$C_d$ in $\mu\text{m}$	358	239	187	153	106	452	57	32

Die vergleichend durchgeführten Messungen mittels Keilschnittverfahren nach DIN EN ISO 2808:2019 (vgl. Kapitel 5.2) bestätigen diese Ergebnisse. Die Vermessung mittels Bügelmessschraube erweist sich jedoch insgesamt als geeigneter, da die Vermessung ohne Schädigung der Glasplatte und die Ablesung der Werte einfacher erfolgen kann.

Die Ergebnisse zeigen, dass im Werkstoffsystem  $\text{Al}_2\text{O}_3$  –  $\text{ZrO}_2$  ausgehend von monolithischem  $\text{Al}_2\text{O}_3$  mit 358  $\mu\text{m}$  Aushärtetiefe eine graduelle Abnahme der Aushärtetiefe mit steigendem  $\text{ZrO}_2$ -Anteil auf 106  $\mu\text{m}$  bei monolithischem  $\text{ZrO}_2$  zu verzeichnen ist.  $\text{SiO}_2$  führt mit 452  $\mu\text{m}$  Aushärtetiefe zum mit Abstand höchsten Wert;  $\text{TiO}_2$  und  $\text{AlN}$  mit 57  $\mu\text{m}$  bzw. 32  $\mu\text{m}$  zu den niedrigsten Aushärtetiefen. Im Vergleich zur typischerweise angewendeten Schichthöhe von 25  $\mu\text{m}$  und insbesondere der in der eingesetzten VPP-Anlage Lithoz 2M30 minimal möglichen Schichthöhe von 10  $\mu\text{m}$  (vgl. Kapitel 5.3) wird deutlich, dass alle Schlicker die von Halloran et al. (2011) geforderte Überhöhung der Aushärtetiefe im Vergleich zur gewählten Schichthöhe um 10 – 35 % (vgl. Kapitel 2.2.3) erfüllen und somit für das VPP-Verfahren grundsätzlich geeignet sind.

Der Brechungsindex einer Mischung lässt sich beispielsweise nach Heller (1965) berechnen, indem die Brechungsindizes der einzelnen Bestandteile entsprechend ihrer Volumenanteile in der Mischung gewichtet werden. Basierend auf den in Tabelle 5-2 angegebenen Brechungsindizes für die einzelnen Schlickerbestandteile ergibt sich zusammen mit den in Tabelle 6-3 angegebenen Mischungszusammensetzungen für das Bindersystem ein Brechungsindex  $n_B$  im Bereich von 1,47 (vgl. auch Schubert et al. 2024b). Aufgrund der fehlenden Angaben konnten die Dispergiermittel in der Berechnung nicht berücksichtigt werden. Ihr Einfluss auf den Brechungsindex des Bindersystems ist aufgrund der geringen Anteile am Bindersystem jedoch gering, sodass dadurch keine nennenswerte Verfälschung der Ergebnisse zu erwarten ist.

Zusammen mit den in Tabelle 5-1 dargestellten Brechungsindizes der verwendeten keramischen Pulver  $n_p$  ergeben sich für die Schlicker die in Tabelle 6-5 dargestellten Brechungsindex-Differenzen  $\Delta n = n_p - n_B$ , wobei für  $n_p$  jeweils die Mittelwerte der in Tabelle 5-1 angegebenen Wertebereiche verwendet wurden.

*Tabelle 6-5: Übersicht der Brechungsindex-Differenzen  $\Delta n$  der einzelnen Schlicker (nach Schubert et al. 2024b)*

<b>Werkstoff</b>	$\text{Al}_2\text{O}_3$	ZTA	AZ50	ATZ	$\text{ZrO}_2$	$\text{SiO}_2$	$\text{TiO}_2$	$\text{AlN}$
<b><math>\Delta n</math></b>	0,18	0,28	0,44	0,59	0,70	-0,01	1,24	0,86

Während die Brechungsindex-Differenz  $\Delta n$  für  $\text{SiO}_2$  nahezu Null ist, steigt sie im Werkstoffsystem  $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrO}_2$  mit steigendem  $\text{ZrO}_2$ -Anteil von 0,18 bei monolithischem  $\text{Al}_2\text{O}_3$  auf bis zu 0,70 bei monolithischem  $\text{ZrO}_2$  an. Für  $\text{AlN}$  und  $\text{TiO}_2$  wurden mit 0,86 bzw. 1,24 die höchsten Differenzen der betrachteten Schlicker berechnet. Der Vergleich von Tabelle 6-4 mit Tabelle 6-5 zeigt, dass die Aushärtetiefe  $C_d$  für fast alle Schlicker negativ mit der Brechungsindex-Differenz  $\Delta n$  korreliert, wie es aus der idealisierten theoretischen Betrachtung nach Griffith & Halloran (1996) zu erwarten gewesen ist (vgl. Kapitel 2.2.1). Lediglich  $\text{AlN}$  scheint diese Abhängigkeit – zumindest bei quantitativer Betrachtung – nicht vollumfänglich zu erfüllen, wofür es auch Anhaltspunkte im von den Oxidkeramiken abweichenden Aushärteverhalten in Abbildung 6-4 b gibt. Die im Vergleich zur Erwartung bei theoretischer Betrachtung vergleichsweise niedrige Aushärtetiefe  $C_d$  lässt sich möglicherweise auf die graue Gestalt bzw. Farbe des  $\text{AlN}$ -Pulvers im Vergleich zu den sonst eher weißen bzw. im Fall von  $\text{SiO}_2$  leicht gelblichen Pulvern zurückführen, die bei  $\text{AlN}$  vermutlich zu einer verstärkten Lichtabsorption und einer damit geringeren Aushärtetiefe führt. Nach Schubert et al. (2024b) könnten darüber hinaus die geringfügigen Unterschiede in der Schlickerzusammensetzung ursächlich für die Abweichung sein.

Zusammenfassend sind alle acht betrachteten Schlicker grundsätzlich für das VPP-Verfahren geeignet, wobei insbesondere die Schlicker des Werkstoffsystems Aluminiumoxid – Zirkoniumoxid für das VPP-Verfahren vorteilhafte Eigenschaften aufweisen. Damit konnte gezeigt werden, dass das im Rahmen der vorliegenden Arbeit entwickelte Bindersystem, das aus den gleichen Bestandteilen in nur geringfügig variierten Anteilen besteht, für verschiedene keramische Werkstoffe geeignet ist. Somit konnte auch die beispielsweise von Schwarzer-Fischer et al. (2022) und Zakeri et al. (2020) postulierte Notwendigkeit einer werkstoffspezifischen Anpassung der Schlicker zumindest in Teilen widerlegt werden, wenngleich insbesondere die  $\text{TiO}_2$ - und  $\text{AlN}$ -Schlicker, die jedoch nicht im Zentrum der Schlickerentwicklung standen, hinsichtlich einer reproduzierbaren Verarbeitung im VPP-Verfahren noch weiter optimiert werden sollten. Mit dem gleichen Bindersystem für verschiedene keramische Werkstoffe sind damit ideale Voraussetzungen geschaffen, um die von Li et al. (2012) beschriebenen Defekte durch ein unterschiedliches Entbinderverhalten bestmöglich zu vermeiden.

Für die Zusammensetzung des Schlickers bzw. des Bindersystems wurden je eine Patentanmeldung beim Deutschen Patent- und Markenamt und dem Europäischen Patentamt eingereicht, deren Offenlegungsschriften DE 10 2024 100 115 A1 (Schubert

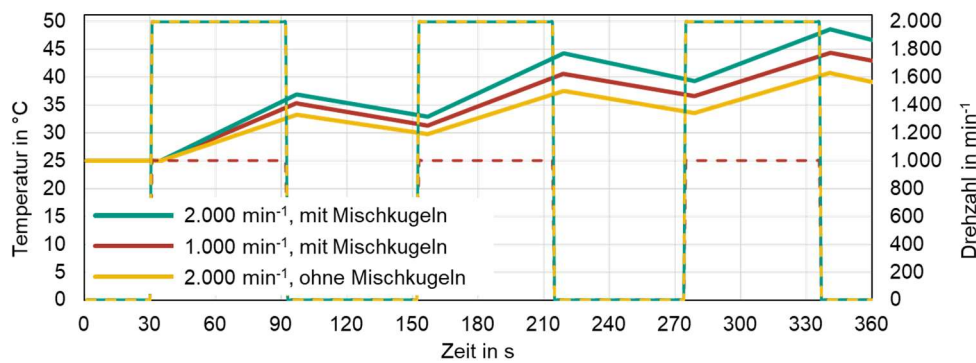
et al. 2025a) bzw. EP 4 582 402 A1 (Schubert et al. 2025b) in den jeweiligen Patentdatenbanken aufzufinden sind.

### Zwischenfazit 3:

Das in Kapitel 6.1 entwickelte Bindersystem konnte mit nur geringfügigen Anpassungen der Mischungsanteile auf ZTA, AZ50, ATZ und  $\text{ZrO}_2$  übertragen werden. Gegenüber kommerziell erhältlichen Vergleichsschlickern konnte der Füllstoffgehalt teils signifikant gesteigert werden. Die ermittelten Aushärtetiefen folgen dabei weitestgehend umgekehrt proportional der Brechungsindex-Differenz, wie es aus dem Stand der Technik nahegelegt ist. Eine grundsätzliche Übertragbarkeit auf  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{TiO}_2$  und  $\text{AlN}$  konnte gezeigt werden, wenngleich für eine reproduzierbare Prozessierung der drei Werkstoffe weitere Optimierungen notwendig sind.

## **6.3 Optimieren des Mischprozesses**

Von wesentlicher Bedeutung für die reproduzierbare Verarbeitung der Schlicker ist die homogene Verteilung der Keramikpartikel im Schlicker (Zakeri et al. 2020). Während des Mischprozesses wird Energie in das Mischgut, d.h. den Schlicker, eingetragen, sodass sich dieser erwärmt (C3 Prozess- und Analysetechnik GmbH & Thinky Corporation 2023). Daher muss neben der Homogenität der Schlicker nach dem Mischprozess auch dessen Temperatur während des Mischprozesses betrachtet werden, um eine Schädigung aufgrund einer zu hohen Temperatur zu verhindern. Absolute Obergrenze der maximal zulässigen Temperatur ist auf jeden Fall der Flammpunkt der Binderbestandteile, da diese bei Erreichen dieser Temperatur ein potenziell entzündbares Gas bzw. Dampf abgeben (A\_Brenneis 2022). Den niedrigsten Flammpunkt der betrachteten Substanzen weist 1-Octanol mit 83 °C auf (TCI Europe N.V. 2018; vgl. A\_Brenneis 2022). Ferner ermittelten Meenakshisundaram et al. (2024), dass IBOA ab etwa 75 °C zu einem Abdampfen bzw. Aushärten neigt. Um eine sonstige Schädigung des Schlickers zu verhindern, sollte die maximale Temperatur deutlich unterhalb dieser Temperatur liegen. Daher wurden in einer ersten Studie die Temperaturverläufe während dreier typischer Mischprozesse, die sich hinsichtlich der Behälterdrehzahl und der Zugabe von Mischkugeln unterscheiden, am Beispiel des optimierten  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Schlickers gemäß Tabelle 6-2 mit dem Multi-Sensor (siehe Kapitel 5.2) aufgezeichnet. Alle Programme umfassten drei Mischstufen von je 60 s Dauer, die durch 60-sekündige Pausen unterbrochen wurden. Die Temperaturverläufe sind in Abbildung 6-5 zusammen mit der jeweiligen Behälterdrehzahl dargestellt.



**Abbildung 6-5: Temperaturverlauf im Mischbehälter während des Mischungsprozesses für drei verschiedene Parametersätze**

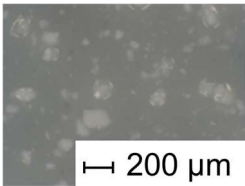
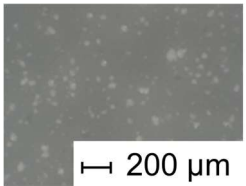
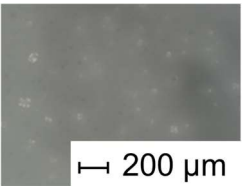
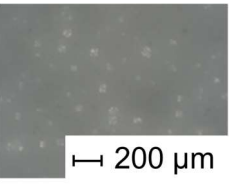
Es zeigt sich, dass die Temperatur während einer Rotation des Behälters aufgrund des Energieeintrags und der inneren Reibung bzw. der Wechselwirkungen zwischen Mischkugeln, Mischbehälter und Schlicker nahezu linear zunimmt. Mit steigender Mischdauer steigt also die Temperatur erwartungsgemäß an (vgl. auch A\_Brenneis 2022). Während der Pausenzeiten, in denen der Mischbehälter unbewegt im Mischer verbleibt, nimmt die Temperatur nahezu linear ab. Im Vergleich zwischen den beiden Mischprogrammen mit unterschiedlicher Behälterdrehzahl zeigt sich, dass mit steigender Behälterdrehzahl der Energieeintrag und damit auch die Temperatur zunimmt. Analog zeigt ein Vergleich der beiden Mischprogramme mit einer Drehzahl von  $2.000 \text{ min}^{-1}$ , dass durch die Zugabe von Mischkugeln die Mischintensität und damit auch die Temperatur im Mischbehälter gegenüber einem analogen Mischverfahren ohne Mischkugeln signifikant zunimmt. Bei allen drei Temperaturkurven ist gegenüber der Drehzahlkurve eine zeitliche Verzögerung von etwa 5 s erkennbar, die vermutlich auf das notwendige Durchwärmen des Schlickers und die Trägheit des Temperatursensors zurückzuführen ist. Die maximale Temperatur von etwa  $49 \text{ }^{\circ}\text{C}$  wurde am Ende der dritten Mischstufe bei einer Durchmischung mit 20 Mischkugeln und einer Behälterdrehzahl von  $2.000 \text{ min}^{-1}$  erreicht. Damit liegt die Temperatur in allen drei untersuchten Mischprozessen deutlich unterhalb des Flammpunkts von 1-Octanol bzw. der Schädigungstemperatur von IBOA, sodass grundsätzlich alle drei Parametersätze und dazu vergleichbare Parameterkombinationen hinsichtlich der Vermeidung einer temperaturbedingten Schädigung der Schlickers geeignet scheinen. Zudem wäre im Falle einer Überhitzung eine Kühlung des Schlickers in einem kalten Wasserbad während der Mischpausen analog zu Gonzalez et al. (2019) oder der Einsatz von mit Eis gefüllten Kühladaptoren während des Mischprozesses (vgl. C3 Prozess- und Analysetechnik GmbH & Thinky Corporation 2016) denkbar, sodass temperaturseitig keine nennenswerten Einschränkungen vorliegen.

Wie bereits in Kapitel 2.2.2 beschrieben, wurde der Einfluss verschiedener Stellgrößen des Mischungs- und Homogenisierungsprozesses bislang nur sehr randständig betrachtet. Daher wurde der Einfluss verschiedener Parametersätze und der nachfolgende Einsatz eines Dreiwalzwerks für Schlicker aus  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{ZrO}_2$ , ATZ und ZTA gemäß Tabelle 6-3 in einer zweiten Studie von Lehmann et al. (2025) untersucht. Im eigentlichen Mischprozess wurden dabei die Behälterdrehzahl, die Misch- und Pausenzeiten sowie die Anzahl der Mischkugeln systematisch variiert und die Schlicker teilweise auch in dem Dreiwalzwerk mit einem Walzenspalt  $< 10 \mu\text{m}$  nachbehandelt. Die Körnigkeit der Schlicker wurde mittels statischer Lichtstreuung bzw. Laserbeugung, Lichtmikroskopie sowie mithilfe zweier Grindometer (siehe Kapitel 5.2) beurteilt.

Die Ergebnisse aus Lehmann et al. (2025) für den  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Schlicker zeigen, dass eine Verlängerung der Mischdauer der Stufen zu keiner nennenswerten Verbesserung des Mischergebnisses führt. Kürzere Pausenzeiten führen tendenziell zu kleineren Agglomeratgrößen und damit einem etwas besseren Mischergebnis, was auf eine potenzielle Reagglomeration der Pulverpartikel während der Pausen hinweisen könnte.

Wesentliche Ergebnisse von Lehmann et al. (2025) sind in Tabelle 6-6 zusammengefasst.

*Tabelle 6-6: Zusammenfassende Darstellung ausgewählter Ergebnisse zur Optimierung des Mischungsprozesses (Zusammenstellung aus Lehmann et al. 2025)<sup>9</sup>*

<b>Drehzahl</b>	2.000 min <sup>-1</sup> , 2.000 min <sup>-1</sup> , 2.000 min <sup>-1</sup>	2.000 min <sup>-1</sup> , 1.000 min <sup>-1</sup> , 2.000 min <sup>-1</sup>	2.000 min <sup>-1</sup> , 2.000 min <sup>-1</sup> , 2.000 min <sup>-1</sup>	2.000 min <sup>-1</sup> , 2.000 min <sup>-1</sup> , 2.000 min <sup>-1</sup>
<b>Mischdauer</b>	3 x 60 s	3 x 60 s	3 x 60 s	3 x 60 s
<b>Pausendauer</b>	2 x 60 s	2 x 60 s	2 x 60 s	2 x 60 s
<b>Mischkugeln</b>	nein	nein	ja (20 Stk.)	nein
<b>Dreiwalzwerk</b>	nein	nein	nein	ja
<b>d<sub>50</sub></b>	37,2 $\mu\text{m}$	41,1 $\mu\text{m}$	44,7 $\mu\text{m}$	1,0 $\mu\text{m}$
<b>d<sub>90</sub></b>	327,7 $\mu\text{m}$	215,1 $\mu\text{m}$	183,3 $\mu\text{m}$	2,5 $\mu\text{m}$
<b>Licht- mikroskop</b>				

<sup>9</sup> Lichtmikroskop-Aufnahmen aus Lehmann et al. (2025), mit Genehmigung von Springer Nature.



Das bei der Temperaturüberwachung eingesetzte Mischprogramm mit drei 60-sekündigen Mischphasen mit  $2.000 \text{ min}^{-1}$ , die von je 60-sekündigen Pausen unterbrochen wurden, führen mit 20 Mischkugeln zu Durchmessern  $d_{50}$  von  $44,7 \text{ }\mu\text{m}$  bzw.  $d_{90}$  von  $183,3 \text{ }\mu\text{m}$  und ohne Mischkugeln zu Durchmessern  $d_{50}$  von  $37,2 \text{ }\mu\text{m}$  bzw.  $d_{90}$  von  $327,7 \text{ }\mu\text{m}$ . Die Mischkugeln scheinen daher insbesondere die größten Agglomerate zu zerkleinern. Diese Werte liegen jedoch noch deutlich oberhalb der typischen Schichthöhe von  $25 \text{ }\mu\text{m}$  bzw. der Schlickerhöhe von  $200 \text{ }\mu\text{m}$ , sodass der Schlicker noch nicht hinreichend homogenisiert ist. Durch eine Variation der Drehgeschwindigkeit der einzelnen Stufen können die Agglomerate geringfügig verkleinert werden, wenngleich diese noch immer nicht hinreichend klein sind. Die Untersuchungen mithilfe des Grindometers, das prinzipbedingt die größten Partikel bzw. Agglomerate in einer Suspension bestimmt, zeigen, dass in allen hergestellten Schlickern nach dem Mischprozess noch einzelne Agglomerate mit einem Durchmesser von über  $50 \text{ }\mu\text{m}$  vorhanden sind, was die Ergebnisse der Lichtstreuung bzw. Laserbeugung bestätigt. Daher wurden Versuche zur Optimierung des Mischprogramms durchgeführt und die Schlickerhomogenität mittels Lichtstreuung bzw. Laserbeugung, Grindometer und Lichtmikroskopie analysiert. Dabei wurde ein dreistufiges Mischprogramm mit Drehzahlen von  $2.000 \text{ min}^{-1}$ ,  $1.000 \text{ min}^{-1}$  und  $2.000 \text{ min}^{-1}$  sowie je 60-sekündigen Misch- und Pausenzeiten als Optimum identifiziert. Durch den nachfolgenden Einsatz des Dreiwalzwerks können die Agglomeratgrößen signifikant reduziert werden, was sich auch in den Durchmessern  $d_{50}$  von  $1,0 \text{ }\mu\text{m}$  bzw. einem  $d_{90}$  von  $2,5 \text{ }\mu\text{m}$  sowie maximalen Agglomeratgrößen von  $22 \text{ }\mu\text{m}$  im Grindometer widerspiegelt. Damit ist das keramische Pulver hinreichend fein und homogen im Schlicker verteilt, um im VPP-Verfahren mit den typischerweise verwendeten Schicht- und Schlickerhöhen von  $25 \text{ }\mu\text{m}$  bzw.  $200 \text{ }\mu\text{m}$  verarbeitet werden zu können (Lehmann et al. 2025).

Eine Übertragung auf  $\text{ZrO}_2$ , ATZ und ZTA von Lehmann et al. (2025) zeigt, dass insbesondere  $\text{ZrO}_2$  weniger anfällig für Agglomerate ist und bereits ohne Dreiwalzwerk Durchmesser  $d_{50}$  von  $1,8 \text{ }\mu\text{m}$  und  $d_{90}$  von  $3,5 \text{ }\mu\text{m}$  erreicht werden können. Für ATZ und ZTA wird dahingehend analog zu Aluminiumoxid ein Dreiwalzwerk benötigt, um hinreichend kleine Agglomerate zu erreichen, was vermutlich auf den Anteil an  $\text{Al}_2\text{O}_3$  zurückzuführen ist. Insgesamt ist es für alle betrachteten Werkstoffe gelungen, mit einem dreistufigen Mischprogramm und dem Einsatz eines Dreiwalzwerks eine hinreichend homogene Verteilung des keramischen Pulvers im Schlicker zu erzielen.

Eine Kombination der verschiedenen Optimierungsschritte, d.h. des Drehzahlverlaufs, der Mischkugeln und des Dreiwalzwerks erscheint grundsätzlich sinnvoll, wenngleich bei Schlickern mit  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Anteil der Effekt des Dreiwalzwerks deutlich überwiegt und im Sinne eines effizienten Mischprozesses auf die Zugabe von Mischkugeln verzichtet werden kann.

#### Zwischenfazit 4:

Die bei typischerweise angewendeten Mischbedingungen erreichten Temperaturen im Schlicker liegen unterhalb der Schädigungsgrenzen. Durch die Zugabe von Mischkugeln kann die Agglomeratgröße reduziert werden, liegt jedoch häufig noch oberhalb der Schichthöhe des VPP-Prozesses. Mithilfe eines Dreiwalzwerks können für alle betrachteten Schlicker die Agglomerate hinreichend verkleinert werden.

## **6.4 Exkurs: KI-gestützte Schlickerentwicklung**

Wie der Stand der Technik und die vorgestellten Arbeiten in den Kapiteln 6.1 und 6.2 gezeigt haben, bestehen vielfältige und noch nicht vollständig verstandene Wechselwirkungen zwischen den einzelnen Bestandteilen keramischer VPP-Schlicker. Um die Effizienz bei der Entwicklung bzw. Optimierung von VPP-Schlickern mittelfristig erhöhen zu können, wurde in einem Exkurs das Potenzial einer Unterstützung durch Künstliche Intelligenz (KI) bei der Schlickerentwicklung untersucht. In Schubert et al. (2024a) bzw. A\_Burchard (2023) wurde die sogenannte Bayes'sche Optimierung genutzt, um die Schlickerzusammensetzung mittels KI iterativ zu optimieren. Die Bayes'sche Optimierung ist eine sequenzielle Strategie, um komplexe Funktionen bzw. Abhängigkeiten durch intelligente Wahl der Evaluationspunkte effizient abzuschätzen (Shahriari et al. 2016). Dabei werden ein Gauß-Prozess und eine sog. Akquisitionsfunktion angewendet (Greenhill et al. 2020). Der Gauß-Prozess ist dabei ein Modell zur Vorhersage einer unbekannten Funktion auf Basis einzelner bekannter Datenpunkte (Borodin 2017). Die Akquisitionsfunktion dient der Bewertung möglicher Evaluationspunkte und schlägt unter Berücksichtigung der Exploration, also der Erschließung bislang wenig untersuchter Bereiche, und der Exploitation, d.h. der Vertiefung bekannter, vielversprechender Bereiche, den nächsten Evaluationspunkt vor (Shahriari et al. 2016). Dieses beispielsweise in Greenhill et al. (2020) im Kontext der Versuchsplanung beschriebene Vorgehen wurde in Schubert et al. (2024a) bzw. A\_Burchard (2023) zur Optimierung einer bestehenden VPP-Schlickerrezeptur mit dem Ziel der Steigerung des Keramikanteils eingesetzt. Dabei wurde die auf der Plattform

BoTorch basierende Softwarebibliothek Ax (Meta Platforms Inc., Menlo Park, Vereinigte Staaten von Amerika) zur Implementierung eingesetzt, die vielfältige Anpassungen, aber auch eine vergleichsweise einfache Realisierung ermöglicht (Bakshy et al. 2019; Balandat et al. 2020).

Um eine effiziente Prüfung des Potenzials der Bayes'schen Optimierung im Kontext der Schlickerentwicklung zu untersuchen, wurden vier Parameter ausgewählt, von denen ein großer Einfluss auf die Viskosität und das Aushärteverhalten erwartet wird, um den komplexen Wechselwirkungen im Schlickersystem Rechnung zu tragen und dennoch die Dimensionalität des Versuchsraums nicht zu stark zu erhöhen. Wie aus einschlägiger Literatur, beispielsweise Camargo et al. (2021) und Zakeri et al. (2020) hervorgeht, hat die Partikelgrößenverteilung einen signifikanten Einfluss auf die Viskosität. Als erste drei Parameter wurden daher die Massenanteile von Aluminiumoxid-Keramikpulver mit unterschiedlicher Partikelgröße ausgewählt.  $\phi_{c1}$ ,  $\phi_{c2}$  und  $\phi_{c3}$  beschreiben die Massenanteile der drei  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Pulver #1, #2 und #3 (siehe Tabelle 5-1). Wie beispielsweise aus Xu et al. (2021) bekannt ist, beeinflusst die Funktionalität der Monomere die Viskosität und das Aushärteverhalten. Um diesen Sachverhalt zu berücksichtigen, wurde ein ergänzender Faktor  $q_{Multi}$  definiert, der den Massenanteil der multifunktionellen Monomere, d.h. HDDA und TMPETA, am gesamten Monomersystem, d.h. IBOA, HDDA und TMPETA, beschreibt. Um den Suchraum im Vorfeld auf realistische Mischungen einzugrenzen, wurden auf Basis der in Kapitel 2.2.2 eingeführten einschlägigen Literatur Randbedingungen für die einzelnen Parameter festgelegt, die in Tabelle 6-7 dargestellt sind.

*Tabelle 6-7: Übersicht der für die Bayes'sche Optimierung definierten Randbedingungen*

Bezeichnung	Randbedingung
Randbedingung 1	$0 \leq \phi_{c1} \leq 0,9$
Randbedingung 2	$0 \leq \phi_{c2} \leq 0,9$
Randbedingung 3	$0 \leq \phi_{c3} \leq 0,9$
Randbedingung 4	$0,75 \leq \phi_{c1} + \phi_{c2} + \phi_{c3} \leq 0,9$
Randbedingung 5	$0 \leq q_{Multi} \leq 1,0$

Die Randbedingungen 1 bis 3 besagen, dass jedes der drei ausgewählten Keramikpulver einen Anteil zwischen 0 und 90 % Massenanteil am Schlicker annehmen kann, d.h. dass sowohl mono- als auch bi- und trimodale Pulvermischungen möglich sind. Erfahrungsgemäß sind keramische Massenanteile von über 90 % nicht misch-

bzw. verarbeitbar. In Randbedingung 4 ist darüber hinaus definiert, dass der gesamte Massenanteil des keramischen Pulvers mindestens 75 % betragen muss, um im Sinne der Maximierung des Keramikanteils einen Fortschritt darzustellen sowie Entbinderungsprobleme und zu niedrige Viskositäten zu verhindern. Die Randbedingung 5 lässt zu, dass das Monomersystem nur aus IBOA als monofunktionellem Binder als auch nur aus HDDA und TMPETA als multifunktionellen Bindern bestehen kann, um diesbezüglich größtmögliche Freiheitsgrade für die Optimierung zu ermöglichen. Die weiteren, nicht durch die vier Parameter beschriebenen Bestandteile wurden über die gesamte Versuchsreihe konstant gehalten. Als Ausgangs- bzw. Referenzmischung für die Versuchsreihe diente die in Tabelle 6-8 dargestellte Schlickerzusammensetzung.

*Tabelle 6-8: Schlickerzusammensetzung als Ausgangspunkt für die Bayes'sche Optimierung (nach Schubert et al. 2024a)*

Substanz	Anteil im Schlicker in % Volumenanteil	Anteil im Schlicker in % Massenanteil
IBOA	7,2	3,0
HDDA	17,3	7,5
TMPETA	7,5	3,6
CQ	4,8	2,0
4-DMA-BN	2,4	1,4
1-Octanol	12,3	4,4
DISPERBYK-111	3,2	1,6
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -Pulver	45,3	76,5

Da aufgrund des Stands der Technik davon ausgegangen werden kann, dass eine Maximierung des Feststoffgehalts und eine Reduzierung der Viskosität von VPP-Schlickern widersprüchliche bzw. konkurrierende Ziele darstellen, existiert keine optimale Lösung. Es ist vielmehr eine sog. Multi Objective Optimization notwendig, die als Ergebnis eine Pareto-Front optimaler Lösungen bildet (Ngatchou et al. 2005). Dazu wurde der in Ax enthaltene qNEHVI-Algorithmus verwendet (Daulton et al. 2020).

Das erste betrachtete Ziel ist die Maximierung des Keramikanteils als Summe von  $\phi_{c1}$  bis  $\phi_{c3}$ . Als zweites Ziel wurde die Einstellung der Viskosität in einem für das VPP-Verfahren geeigneten Viskositätsbereich angestrebt. Dazu wurde die in Abbildung 6-6 dargestellte Viskositätsfunktion  $f_{\eta}$  definiert, die das Modell bzw. die vorgeschlagene Mischung in Abhängigkeit der erzielten Viskosität mit einer Strafe zwischen 0 im optimalen Bereich und 1 im nicht geeigneten Ausschussbereich versieht. Durch einen

Übergangsbereich mit linear ansteigender Viskositätsfunktion wird eine verschlechterte Verarbeitbarkeit der Schlicker bei hohen oder niedrigen Viskositäten berücksichtigt.

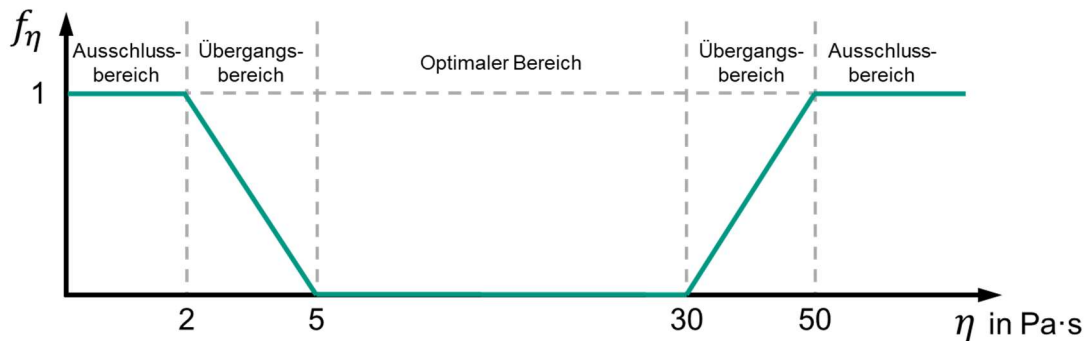


Abbildung 6-6: Viskositätsfunktion als Basis für die Optimierung in der Bayes'schen Optimierung (nach Schubert et al. 2024a)<sup>10</sup>

Die Viskositäten der gemischten Schlicker wurden mithilfe des Rheometers im Rotationsmodus mit einer 20 mm Platte-Platte Kombination und einem Plattenabstand von 1 mm im Scherratenbereich von 200 bis 1.000 s<sup>-1</sup> bestimmt. Aufgrund der angestrebten Maximierung des Füllstoffanteils ist von höheren Viskositäten auszugehen, sodass die obere Grenze im Allgemeinen von höherer Relevanz ist. Daher wurde das 95. Perzentil, d.h. der höchste gemessene Wert nach Vernachlässigung der höchsten 5 % der Messwerte, als charakteristisch für den Schlicker angenommen und für die Optimierung des Modells verwendet. Als Standardabweichung wurde jeweils 1 % der gemessenen Viskosität angenommen.

Als drittes Ziel wurde die potenzielle Druckauflösung betrachtet, indem der Aufweitungswinkel  $\alpha_w$  unter Berücksichtigung der nach dem in Kapitel 5.2 beschriebenen Vorgehen ermittelten Aushärtetiefe  $C_d$  und der Aushärtebreite  $C_w$  mit Formel 6-2 bestimmt wurde. Ziel war es, im Sinne einer hohen Druckauflösung den Aufweitungswinkel  $\alpha_w$  zu minimieren.

$$\alpha_w = \arctan\left(\frac{C_w}{C_d}\right) \quad \text{Formel 6-2}$$

Schlicker, die insbesondere aufgrund eines zu hohen Keramikanteils nicht mischbar oder aushärtbar waren, wurden sehr schlechte Werte zugewiesen, d.h.  $\alpha_w = 90^\circ$  und  $\eta = 530 \text{ Pa}\cdot\text{s}$ , was dem größtmöglichen Aufweitungswinkel und dem höchsten gemessenen Viskositätswert der ersten Mischungszusammensetzung entspricht. Dadurch kann sichergestellt werden, dass das Modell keine weiteren

<sup>10</sup> Abbildung übersetzt aus Schubert et al. (2024a), CC BY 4.0, <https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>.

Schlickerrezepturen mit ähnlicher, vermutlich ebenfalls nicht mischbarer Zusammensetzung, vorschlägt.

Das zur Optimierung der Schlicker angewendete Vorgehen erfolgte gemäß den nachfolgend beschriebenen Schritten:

### **1. Initiale Mischungszusammensetzungen**

Durch das Modell werden 4 randomisierte Parametersätze als Ausgangspunkt definiert.

### **2. Mischung und Charakterisierung**

Die vom Modell vorgeschlagenen Rezepturen wurden gemischt und die Schlicker hinsichtlich ihrer Viskosität sowie ihrem Aushärteverhalten charakterisiert, sodass das Datentupel den verfügbaren Datensatz erweitert.

### **3. Neue Mischungszusammensetzung**

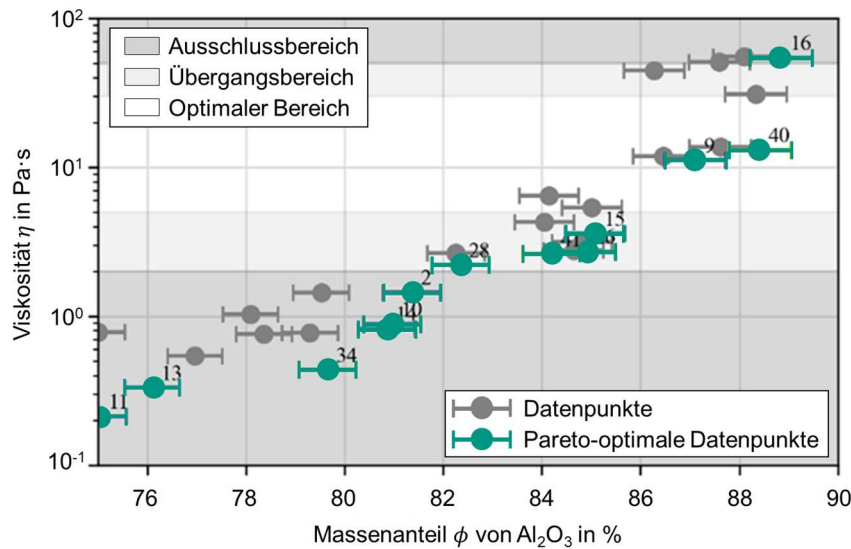
Auf Basis des erweiterten Datensatzes schlägt das Modell eine neue Mischungszusammensetzung vor.

### **4. Iterative Optimierung**

Die Schritte 2 und 3 werden wiederholt und dadurch iterativ die Mischungszusammensetzung angepasst.

Insgesamt wurden 4 initiale Mischungszusammensetzungen definiert sowie 40 Optimierungsschritte durchlaufen, sodass insgesamt 44 Mischungen hergestellt wurden. Die Datenpunkte sind mit ihren Viskositäten und ihren keramischen Füllstoffanteilen in Abbildung 6-7 dargestellt. Die farblich hervorgehobenen und zusätzlich mit der fortlaufenden Versuchsnummer versehenen Datenpunkte bilden dabei die Pareto-Front optimaler Lösungen.

Es wurden durch das Modell Mischungsrezepturen mit Massenanteilen im gesamten zulässigen Wertebereich zwischen 75 und 90 % vorgeschlagen. Die Datenpunkte entsprechen dabei aufgrund des Anstiegs der Viskosität mit steigendem Keramikanteil dem allgemein erwarteten Verlauf. Darüber hinaus ist zu erkennen, dass das Modell bei Proben mit annähernd gleicher Keramikbeladung im Verlauf der Optimierung verbesserte Viskositäten erzielen kann. Dies ist ein Hinweis darauf, dass die Wahl der Mischungszusammensetzung einen wesentlichen Einfluss auf die Viskosität nehmen kann. Es fällt auf, dass die resultierende Pareto-Front Ähnlichkeit mit einer Exponentialfunktion aufweist, sodass die in Formel 2-6 dargestellte Abhängigkeit nach Krieger & Dougherty (1959) experimentell gezeigt werden konnte.



**Abbildung 6-7: Durch die Bayes'sche Optimierung vorgeschlagene Mischungen mit ihrer Viskosität und ihrem Füllstoffanteil (nach Schubert et al. 2024a)<sup>11</sup>**

Die Probe mit dem höchsten keramischen Füllstoffanteil im zulässigen Viskositätsbereich wurde in der 40. Mischung erzielt und weist einen keramischen Füllstoffanteil  $\phi$  von 88,4 % Massenanteil bzw.  $\phi_V$  von 65,2 % Volumenanteil auf. Dies ist der höchste dem Autor bekannte keramische Füllstoffanteil in einem VPP-Schlicker und übertrifft beispielsweise die mit je 60 % Volumenanteil angegebenen Füllstoffgehalte von Hu et al. (2018) und Zhang et al. (2019). Bezogen auf die Ausgangsmischung konnte der Volumengehalt relativ um 44 % gesteigert werden. Die Zusammensetzung bzw. die Werte der in der Bayes'schen Optimierung betrachteten Parameter der besten Mischung sind in Tabelle 6-9 zusammengefasst.

**Tabelle 6-9: Ergebnisse der in der Bayes'schen Optimierung betrachteten Parameter für die beste Mischung (#40) (Schubert et al. 2024a)**

Parameter	Wert bzw. Anteil
Keramischer Füllstoffgehalt $\phi$	88,4 % Massenanteil, 65,2 % Volumenanteil
Massenanteil multifunktioneller Monomere am Monomersystem $q_{Multi}$	10,58 %
Massenanteil des Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -Pulvers #1 $\phi_{c1}$	15,9 % am Schlicker, 18,0 % am Keramikpulver
Massenanteil des Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -Pulvers #2 $\phi_{c2}$	30,8 % am Schlicker, 34,8 % am Keramikpulver
Massenanteil des Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -Pulvers #3 $\phi_{c3}$	41,7 % am Schlicker, 47,2 % am Keramikpulver

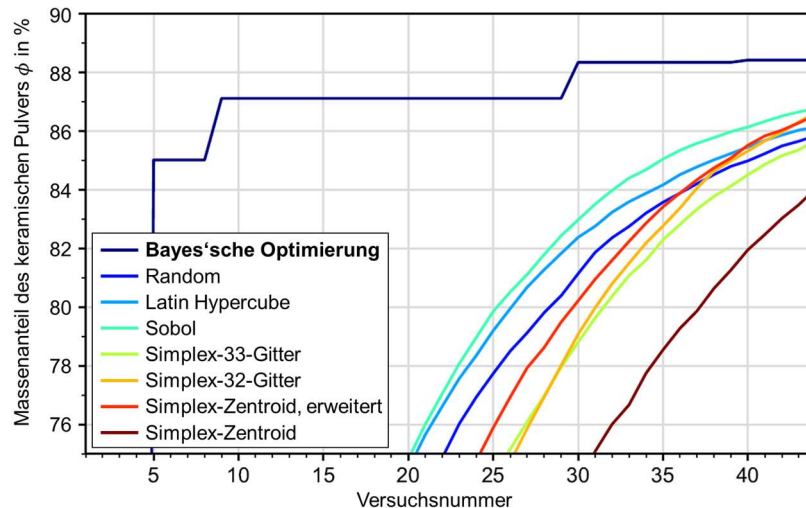
<sup>11</sup> Abbildung adaptiert nach Schubert et al. (2024a), CC BY 4.0, <https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>.

Bei Betrachtung der Anteile der drei Pulver am gesamten Keramikanteil im Schlicker wird deutlich, dass die ermittelten Werte von 18,0 % für Pulver #1, 34,8 % für Pulver #2 und 47,2 % für Pulver #3 eine hohe Übereinstimmung mit den von Farris (1968) errechneten Werten von 22,0 %, 32,0 % und 46,0 % für eine theoretisch optimale trimodale Mischung von Kugeln in einer mit 66 % Volumenanteil gefüllten Suspension aufweisen. Die Abweichungen zur theoretisch optimalen Mischung können insbesondere auf die von der idealisierten Kugelform abweichenden Form der keramischen Partikel sowie die für jedes Pulver vorhandene Partikelgrößenverteilung im Vergleich zu einem idealisierten, konstanten Kugeldurchmesser zurückgeführt werden.

Eine dedizierte Betrachtung des Aufweitungswinkels  $\alpha_w$  führte aufgrund relativ großer Streuungen in der Messung der Aushärteweite  $C_w$  zu keiner spezifisch ausgebildeten Pareto-Front bzw. zeigte keine konsistenten Abhängigkeiten vom Füllstoffgehalt bzw. dessen Zusammensetzung.

Um das Potenzial der Bayes'schen Optimierung zu prüfen, wurde ein theoretischer Vergleich der Bayes'schen Optimierung mit verschiedenen klassischen Versuchsplanungsmethoden durchgeführt. Da eine erneute Durchführung von Experimenten nach verschiedenen Planungsmethoden sehr aufwendig und ineffizient gewesen wäre, wurden die im Rahmen der Bayes'schen Optimierung gesammelten Daten als Grundlage für den Vergleich verwendet und die Bereiche zwischen den Datenpunkten linear interpoliert. Befand sich ein Parametersatz außerhalb des betrachteten Datenraums, wurde den Parametern der nächstgelegene Datenpunkt zugeordnet. Als vergleichende Verfahren wurden mit der Random Search, dem Latin Hypercube und dem Sobol Sampling (quasi-)zufällige Methoden (McKay et al. 1979; Sobol 1967) sowie mit verschiedenen Simplexgittern und dem Simplex-Zentroid-Ansatz deterministische Verfahren (Kleppmann 2020) angewendet. Um den zufälligen Einfluss der Versuchsreihenfolge zu minimieren, wurden die (quasi-) zufälligen Verfahren 10.000-mal mit neuen Parametern wiederholt. Bei den Simplex-Verfahren wurde die Anordnung der Verfahren analog 10.000-mal zufällig geändert. Auf diese Weise konnte für jede Versuchsnummer der durchschnittliche maximale keramische Füllstoffanteil ermittelt werden, der bis dahin erreicht wird und die Viskositätsrandbedingung erfüllt. Die Ergebnisse der verschiedenen Vorgehensweisen sind in Abbildung 6-8 vergleichend gegenübergestellt.





*Abbildung 6-8: Vergleichende Gegenüberstellung des max. Füllstoffanteils der Bayes'schen Optimierung und verschiedener alternativer Versuchsplanungsmethoden in Abhängigkeit der Versuchsnummer (Schubert et al. 2024a)<sup>12</sup>*

Es fällt auf, dass keine der Vergleichsmethoden im Durchschnitt so schnell konvergiert wie die Bayes'sche Optimierung. Zusätzlich führt die Bayes'sche Optimierung im betrachteten Fenster zum höchsten durchschnittlichen maximalen Keramikanteil, wofür die anderen Verfahren teilweise mehrere hundert Experimente benötigen. Von den betrachteten Methoden führt die Sobol-Methode zum besten Ergebnis, während die Simplex-Zentroid-Methode mit dem angeschlossenen vollfaktoriellen Versuchsplan am schlechtesten konvergiert. Einschränkend muss erwähnt werden, dass die Referenzverfahren aufgrund der gewählten Datengrundlage aus der Bayes'schen Optimierung und des Vorgehens mit der Interpolation bzw. den festen Randwerten betreffend den maximalen Füllstoffgehalt bestenfalls genauso gut wie die Bayes'sche Optimierung sein können. Da die beste mit der Bayes'schen Optimierung ermittelte Schlicker Rezeptur im Vergleich zum einschlägigen Stand der Technik, beispielsweise Hu et al. (2018) und Zhang et al. (2019), eine Verbesserung darstellt und zudem weitgehend der Theorie von Farris (1968) folgt, kann zumindest von einem sehr guten lokalen Optimum ausgegangen werden (Schubert et al. 2024a).

#### Zwischenfazit 5:

Die Bayes'sche Optimierung weist ein hohes Potenzial zur Optimierung von VPP-Schlickern auf. Bei der 40. Mischung konnte ein keramischer Füllstoffanteil von 88,4 % Massenanteil bzw. von 65,2 % Volumenanteil erzielt werden, was den höchsten dem Autor bekannten keramischen Füllstoffanteil in einem VPP-Schlicker darstellt.

<sup>12</sup> Abbildung übersetzt aus Schubert et al. (2024a), CC BY 4.0, <https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>.

## 7 Optimierung der Prozesskette für monolithische Werkstoffe

### 7.1 Druckprozess

Damit die entwickelten Schlicker des Werkstoffsystems  $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrO}_2$  im VPP-Verfahren verarbeitet werden können, müssen werkstoffspezifisch geeignete Prozessstellgrößenätze ermittelt werden. Diese betreffen sowohl den Schichtauftrag als auch die Aushärtung.

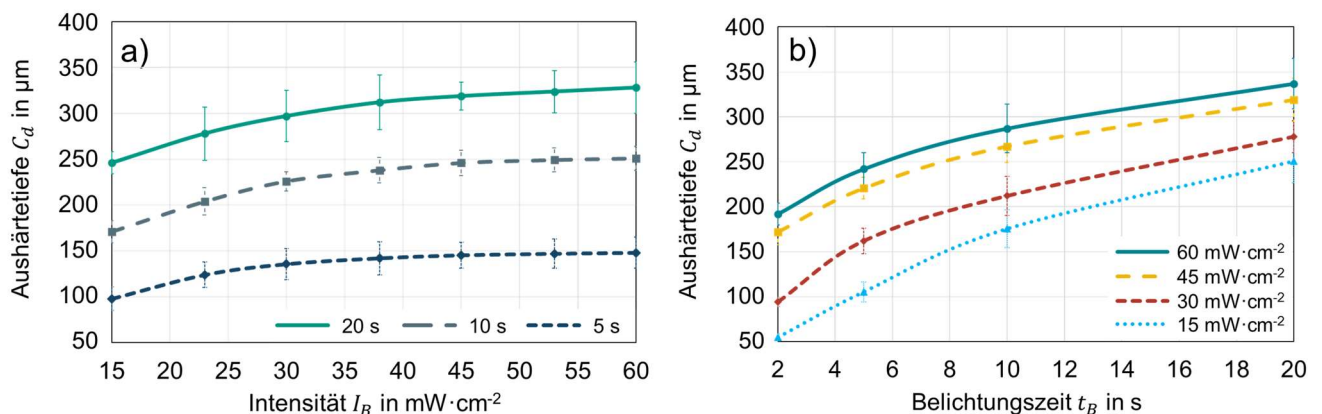
Basierend auf der typischerweise angewendeten Schlickerhöhe  $h_s$  von 150  $\mu\text{m}$  bis 200  $\mu\text{m}$  (vgl. Kapitel 5.3) wurde die Schlickerhöhe für die weiteren Untersuchungen werkstoffunabhängig auf 200  $\mu\text{m}$  festgelegt. Aus dem relevanten Radius des Druckbereichs  $r$  von 10 mm bis 70 mm bzw. dessen Verhältnis folgt unter Rückbezug auf Formel 6-1, dass eine Scherrate  $\dot{\gamma}$  in einem Bereich, der Faktor 7 zwischen minimalem und maximalem Wert umfasst, abgedeckt werden muss. Aus Abbildung 6-4 a) kann für das Werkstoffsystem  $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrO}_2$  ein entsprechender Scherratenbereich von  $44 \text{ s}^{-1}$  bis  $308 \text{ s}^{-1}$  abgelesen werden, der für die Werkstoffe des Systems  $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrO}_2$  die niedrigsten sowie die insgesamt konstantesten Viskositäten aufweist, bevor bei ATZ ein Anstieg der Viskosität bei hohen Scherraten einsetzt. Gemäß Formel 6-1 führt dies zu einer Rotationsgeschwindigkeit  $\omega$  von  $50 \text{ }^\circ\cdot\text{s}^{-1}$ , die für alle betrachteten Werkstoffe des Systems  $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrO}_2$  geeignet ist. Bei werkstoffspezifischer Betrachtung können insbesondere für  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , ZTA und  $\text{ZrO}_2$  grundsätzlich auch höhere Scherraten eingesetzt werden, wodurch die Viskosität nochmals geringfügig reduziert und die zum Schichtauftrag notwendige Zeit hinsichtlich der Verfahrenseffizienz etwas reduziert werden können.

Pro Schichtauftrag wurden 2 Wannenrotationen durchgeführt, um ein gleichmäßiges Schichtbild zu gewährleisten sowie eine Durchmischung des Schlickers während des Schichtauftrags zu ermöglichen und somit Sedimentationen vorzubeugen. Die Schlicker wiesen über mehrere direkt hintereinander durchgeführte Baujobs vergleichbare Verarbeitungseigenschaften auf und führten zu reproduzierbaren Druckergebnissen. Eine längere Standzeit des Schlickers führte jedoch zu sichtbaren Entmischungen, weshalb der fortwährenden Durchmischung des Schlickers durch den Schichtauftrag eine wichtige Bedeutung zukommt. Durch erneutes Aufmischen eines sedimentierten Schlickers im Planetenzentrifugalmischer (vgl. Kapitel 5.2) konnte

dieser wieder in einen homogenen und verarbeitbaren Zustand überführt werden, wenngleich im Hinblick auf eine mögliche Industrialisierung des Schlickers eine weitere Optimierung der Zusammensetzung und insbesondere der Additive ratsam ist.

Hinsichtlich der Aushärtung der Schlicker geben die in Kapitel 6.2 in Abbildung 6-4b bzw. in Tabelle 6-4 dargestellten Ergebnisse erste Anhaltspunkte für geeignete Druckparameter, die jedoch in den realen Druckprozess in der VPP-Anlage überführt und optimiert werden müssen. Das Vorgehen ist nachfolgend für  $\text{Al}_2\text{O}_3$  dargestellt und wurde anschließend auf die weiteren betrachteten Werkstoffe übertragen.

Dazu wurde in Anlehnung an bzw. in Ergänzung zu A\_Lehmann (2023) die Aushärtetiefe  $C_d$  in Abhängigkeit der Belichtungsintensität und der Belichtungszeit analog zum in Kapitel 5.2 bzw. Kapitel 6.1 beschriebenen Vorgehen bestimmt. Die Ergebnisse der Untersuchungen sind in Abbildung 7-1 dargestellt.

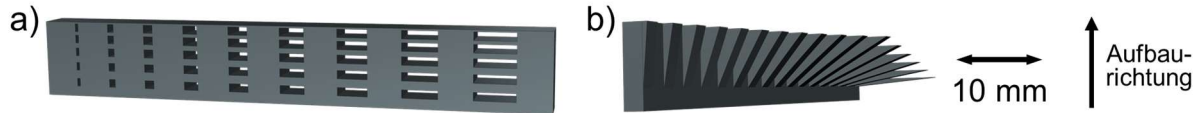


**Abbildung 7-1: Aushärtetiefe des  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Schlickers a) für verschiedene Belichtungszeiten in Abhängigkeit der Intensität und b) für verschiedene Intensitäten in Abhängigkeit der Belichtungszeit (in Anlehnung an A\_Lehmann 2023)**

Sowohl mit steigender Belichtungsintensität  $I_B$  als auch mit steigender Belichtungszeit  $t_B$  steigt die Aushärtetiefe  $C_d$  weitgehend logarithmisch an. Dieser Verlauf entspricht damit qualitativ betrachtet dem in Formel 2-3 in Kapitel 2.2.2 beschriebenen logarithmischen Zusammenhang, wobei die Belichtungsenergie auf der Schlickeroberfläche  $E_B$  dem Produkt aus der Belichtungsintensität  $I_B$  und der Belichtungszeit  $t_B$  entspricht. Bei quantitativem Vergleich der experimentell ermittelten Ergebnisse mit der idealisierten, theoretischen Beschreibung werden jedoch Abweichungen ersichtlich. Gemäß der in Formel 2-3 beschriebenen Abhängigkeit ist für die Aushärtetiefe  $C_d$  die maximale Energie auf der Schlickeroberfläche  $E_B$  von Bedeutung, nicht jedoch wie diese durch das Produkt aus Belichtungszeit  $t_B$  und

Belichtungsintensität  $I_B$  gebildet wird. Die ermittelten Messwerte zeigen jedoch, dass die Aushärtetiefe des  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Schlickers nicht komplett unabhängig von der Zusammensetzung der Energie als Produkt aus Intensität und Belichtungszeit ist, wie beispielsweise anhand einer Belichtung mit einer Energie von  $300 \text{ mJ}\cdot\text{cm}^{-2}$  aus Abbildung 7-1 b) ersichtlich wird: Eine Belichtung mit  $15 \text{ mW}\cdot\text{cm}^{-2}$  für 20 s führt zu einer Aushärtetiefe von  $250 \text{ }\mu\text{m}$ , wohingegen eine vergleichende Belichtung mit  $30 \text{ mW}\cdot\text{cm}^{-2}$  für 10 s zu einer Aushärtetiefe von  $215 \text{ }\mu\text{m}$  und eine dritte Belichtung mit  $60 \text{ mW}\cdot\text{cm}^{-2}$  für 5 s zu einer Aushärtetiefe von  $240 \text{ }\mu\text{m}$  führen. Die Ergebnisse entsprechen damit zumindest teilweise den Ergebnissen von Mitteramskogler et al. (2014), die ebenfalls eine Veränderung der Aushärtetiefe bei unterschiedlicher Zusammensetzung der Belichtungsenergie festgestellt haben. Der von ihnen ermittelte Zusammenhang, dass eine kürzere Belichtung mit höherer Intensität grundsätzlich zu höheren Aushärtetiefen führt, konnte in der vorliegenden Arbeit jedoch nicht nachgewiesen werden, da beispielsweise die höchste Aushärtetiefe bei einer Intensität von  $15 \text{ mW}\cdot\text{cm}^{-2}$  gemessen wurde. Es zeigt sich viel mehr, dass die spezifischen Umstände hinreichend berücksichtigt werden müssen. Die Abweichungen von den theoretischen Betrachtungen können zunächst auf eine Abweichung der realen Gegebenheiten im Schlicker von den idealisierten Annahmen der theoretischen Betrachtung zurückgeführt werden, insbesondere auf die Abweichung der realen Partikelform und -oberfläche von der idealisierten Kugelgestalt. Ergänzend können trotz einer homogenen Mischung des Schlickers geringe lokale Unterschiede in der Schlickerzusammensetzung und geringfügige Abweichungen bzw. Streuungen im Versuchsaufbau nicht vollständig ausgeschlossen werden. Um den Einfluss des Versuchsaufbaus und des eingesetzten Messverfahrens zu minimieren, wurden im Vergleich zu den theoretischen Empfehlungen von Halloran et al. (2011), nach der die Aushärtetiefe 10 % bis 35 % größer als die zu druckende Schichthöhe von typischerweise  $25 \text{ }\mu\text{m}$  bzw.  $50 \text{ }\mu\text{m}$  sein sollte, Belichtungsparameter verwendet, die zu deutlich überhöhten Aushärtetiefen geführt haben. Dadurch konnten die absoluten Werte der Aushärtetiefe erhöht und damit der relative Einfluss von Messabweichungen reduziert werden. Die verwendeten Belichtungseinstellungen ermöglichen somit eine präzise Ermittlung grundlegender Abhängigkeiten zwischen den Belichtungsparametern und der Aushärtetiefe  $C_d$ .

Basierend darauf wurden die Belichtungsparameter anhand der in Abbildung 7-2 dargestellten Versuchsbauteile, die in Anlehnung an Lithoz GmbH (2020a) konstruiert wurden, in Schubert et al. (2024b) optimiert.



**Abbildung 7-2: Versuchsbauteile zur Ermittlung geeigneter Druckparameter:**  
a) Gitterstruktur und b) Überhangsstruktur (Schubert et al. 2024b)<sup>13</sup>

Die Abbildung 7-2 a) zeigt eine Gitterstruktur mit varierten Steghöhen und -breiten. Im Bereich der Bauplattform beträgt die Steghöhe 1,2 mm und nimmt in 0,2 mm großen Schritten entlang der Aufbau-richtung auf 0,2 mm am der Bauplattform abgewandten Ende ab. Die Stegbreite wird innerhalb der Schichtebene in Schritten von 0,4 mm bzw. 0,6 mm zwischen 0,4 mm und 4,8 mm variiert. Die Tiefe der Bauteile beträgt 2 mm. In Abbildung 7-2 b) ist ein zweites Versuchsbauteil mit varierten Überhängen dargestellt. Dieses umfasst 17 je 2 mm breite Überhangstrukturen mit Überhangwinkeln von 5° bis 85°, die an einem 3 mm hohen Sockelelement angeordnet sind.

Die beiden Versuchskörper wurden aus den verschiedenen Schlickern gedruckt und die Druckparameter iterativ optimiert. Wurden die Gitter- und Überhangstrukturen aufgrund mangelnder Anhaftung der einzelnen Schichten untereinander nicht hinreichend aufgebaut, wurden die Belichtungsparameter erhöht. Bei verschlossenen Gitterstrukturen oder einer sichtbaren Überpolymerisation wurden die Belichtungsparameter reduziert. In Abbildung 7-3 a) und b) sind zwei mit unterschiedlichen Belichtungsparametern gedruckte ZrO<sub>2</sub>-Versuchsbauteile gemäß Abbildung 7-2 a) vergleichend gegenübergestellt.



**Abbildung 7-3: Aus ZrO<sub>2</sub> mit verschiedenen Belichtungsenergien gedruckte Versuchskörper gemäß Abbildung 7-2: a)  $E_B = 150 \text{ mJ} \cdot \text{cm}^{-2}$  sowie b) und c)  $E_B = 105 \text{ mJ} \cdot \text{cm}^{-2}$  (Schubert et al. 2024b)<sup>14</sup>**

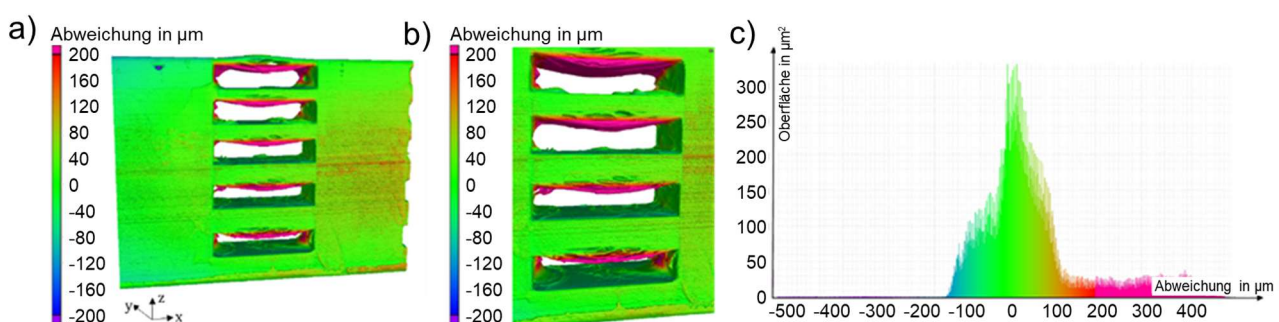
Das in Abbildung 7-3 a) dargestellte Bauteil wurde mit einer Belichtungsenergie  $E_B$  von  $150 \text{ mJ} \cdot \text{cm}^{-2}$  und die in Abbildung 7-3 b) und c) dargestellten Bauteile mit einer

<sup>13</sup> Abbildung übersetzt aus Schubert et al. (2024b), CC BY 4.0, <https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>.

<sup>14</sup> Abbildung übersetzt aus Schubert et al. (2024b), CC BY 4.0, <https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>.

Belichtungsenergie von  $105 \text{ mJ} \cdot \text{cm}^{-2}$  gedruckt. Es ist anhand der verschlossenen Gitterstrukturen und der anhaftenden überpolymerisierten Fragmente offensichtlich, dass die Belichtungsenergie in Abbildung 7-3 a) zu hoch ist. Vergleichend dazu sind in Abbildung 7-3 b) nahezu alle Gitterstrukturen ausgebildet und die Hohlräume offen, was auf gute Belichtungsparameter hinweist. Die Abbildung 7-3 c) zeigt, dass mit den angewendeten Belichtungsparametern alle Überhangstrukturen nahezu defektfrei aufgebaut werden können. Mit den im Rahmen der Arbeit entwickelten Schlickern und den iterativ optimierten Belichtungsparametern ist es somit möglich, selbst weit herausragende Überhangstrukturen (max. Auskragung  $11,4 \text{ mm}$ ) mit einem Überhangswinkel von  $85^\circ$  zur Vertikalen ohne zusätzliche Stützstrukturen zu realisieren. Vergleichend dazu gibt Lithoz als Hersteller des kommerziellen  $\text{ZrO}_2$ -Schlickers LithaCon 3Y 230 maximal realisierbare Überhänge von  $0,4 \text{ mm}$  an (Lithoz GmbH 2020b) und empfiehlt ab  $45^\circ$  Überhangswinkel bzw. fordert ab  $60^\circ$  Überhangswinkel zwingend Stützstrukturen (Lithoz GmbH 2020a, vgl. Rosen et al. 2022), wenngleich Versuche gezeigt haben, dass auch mit dem 3Y 230-Schlicker größere Überhänge realisiert werden können.

Um die Übereinstimmung der gedruckten Körper mit dem dreidimensionalen Modell und insbesondere auch maßliche Abweichungen zu erfassen, wurden selektiv Aufnahmen mithilfe eines Computertomographen (vgl. Kapitel 5.7) durchgeführt. Die Ergebnisse der Analyse des in Abbildung 7-3 b) dargestellten Bauteils sind in Form der absoluten Abweichung unter Berücksichtigung aller Raumrichtungen exemplarisch in Abbildung 7-4 dargestellt.



**Abbildung 7-4:** Mittels CT ermittelte Abweichungen des  $\text{ZrO}_2$ -Versuchskörpers aus Abbildung 7-3 b) im Vergleich zur Sollkontur: a) und b) Ausschnitte verschiedener Vergrößerung und c) Histogramm der Abweichung (nach Schubert et al. 2024b)<sup>15</sup>

<sup>15</sup> Abbildung übersetzt aus Schubert et al. (2024b), CC BY 4.0, <https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>.

In Abbildung 7-4 a) und Abbildung 7-4 b) sind Ausschnitte des in Abbildung 7-3 b) abgebildeten Bauteils in unterschiedlicher Vergrößerung dargestellt. Abbildung 7-4 c) zeigt ein Histogramm der Abweichungen der Ist- von der Sollgeometrie des Bauteils. Es ist anhand der Farbgebung und anhand des Histogramms erkennbar, dass der überwiegende Teil des gedruckten Bauteils nur geringfügig, insbesondere im Bereich von 0 bis 100  $\mu\text{m}$  von der Sollgeometrie abweicht. Diese Abweichung kann nach Schubert et al. (2024b) beispielsweise während der Baujobvorbereitung softwareseitig durch Anwendung eines Konturoffsets um 1 Pixel, d.h. von 40  $\mu\text{m}$  entlang der Bauteiloberfläche in x-y-Richtung, korrigiert werden (vgl. Kapitel 2.2.3), sodass die gedruckte Geometrie noch besser mit der Sollgeometrie übereinstimmt. Die größten Abweichungen wurden auf der Unterseite der überhängenden Querbalken in Form von Delaminationen detektiert. Diese können nach Schubert et al. (2024b) mit hoher Wahrscheinlichkeit auf die prinzipbedingt geringere Anzahl an Belichtungen zurückgeführt werden. Während bei einem Vollkörper eine Schicht durch die nachfolgenden Schichten mehrfach belichtet und die Schichtanhaftung dadurch verbessert wird, kann in der untersten Schicht einer Überhangstruktur nur eine einmalige Belichtung erfolgen, da ansonsten eine weitere Schicht aufgebaut werden würde. Der Energieeintrag in die unteren Schichten einer Überhangstruktur ist dadurch geringer, sodass der Schichtverbund weniger stark ausgebildet ist. Zusätzlich begünstigen die Gewichtskraft und die fehlende Abstützung auf darunterliegenden Schichten die Ausbildung von Delaminationen (Schubert et al. 2024b). Eine mögliche Abhilfe könnte mittelfristig eine Anpassung der Baujobvorbereitung sein, in der softwareseitig Überhangstrukturen erkannt und diese lokal mit einer erhöhten Energie belichtet werden. Eine solche Lösung ist bislang in der Software der verwendeten 2M30-Anlage nicht vorgesehen.

Analog wurden geeignete Belichtungsparameter für die weiteren keramischen Schlicker ermittelt. Diese sind in Tabelle 7-1 zusammenfassend dargestellt.

*Tabelle 7-1: Übersicht geeigneter Belichtungsparameter für verschiedene keramische Schlicker (ergänzt nach Schubert et al. 2024b, in Anlehnung an A\_Schott 2024)*

Belichtungsparameter	$\text{Al}_2\text{O}_3$	ZTA	AZ50	ATZ	$\text{ZrO}_2$
Intensität $I_B$ in $\text{mW}\cdot\text{cm}^{-2}$	80	80	80	80	80
Energie $E_B$ in $\text{mJ}\cdot\text{cm}^{-2}$	70	80	85	95	105



Es ist ersichtlich, dass mit steigendem Anteil von  $\text{ZrO}_2$  höhere Belichtungsenergien benötigt werden, was mit den in Kapitel 6.2 ermittelten Ergebnissen übereinstimmt und letztlich auf eine größere Brechungsindex-Differenz  $\Delta n$  zwischen keramischem Pulver und Bindersystem (vgl. Tabelle 6-5) zurückzuführen ist.

Voruntersuchungen, die sich weitgehend auch in A\_Lehmann (2023) widerspiegeln, zeigen, dass nach Überschreiten einer minimalen Intensität primär die Belichtungsenergie  $E_B$  die Aushärtetiefe  $C_d$  bzw. das Druckergebnis beeinflusst und es von eher untergeordneter Bedeutung ist, ob diese durch eine höhere Belichtungsintensität  $I_B$  oder durch eine längere Belichtungszeit  $t_B$  erzielt wird. Dennoch zeigen die Voruntersuchungen, dass tendenziell höhere Belichtungsintensitäten zu besseren Druckergebnissen führen. Daher wurde die auf der Schlickeroberfläche anliegende Belichtungsintensität  $I_B$  für alle Werkstoffe konstant auf  $80 \text{ mW} \cdot \text{cm}^{-2}$  festgelegt, was nahezu dem maximal möglichen Wert der verwendeten VPP-Anlage Lithoz 2M30 entspricht (vgl. Kapitel 5.3 bzw. Abbildung A-2).

Im weiteren Verlauf der Arbeit werden für einzelne Versuche  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Schlicker mit einem auf bis zu 40 % reduzierten Volumenanteil benötigt. Aufgrund der geringeren Lichtstreuung durch den niedrigeren Keramikanteil und aufgrund des höheren Anteils des reaktiven Bindersystems wurde die Belichtungsenergie zur Beibehaltung der guten Druckauflösung auf eine Energie von bis zu  $55 \text{ mJ} \cdot \text{cm}^{-2}$  bei einem Schlicker mit 40 % Füllstoffanteil reduziert (vgl. A\_Schott 2024).

#### Zwischenfazit 6:

Die Belichtungseinstellungen haben einen großen Einfluss auf das Druckergebnis und müssen materialspezifisch ermittelt werden. Mit steigender Brechungsindex-Differenz zwischen keramischem Pulver und Bindersystem werden höhere Belichtungsenergien benötigt. Für alle fünf betrachteten Schlicker konnten geeignete Prozessstellgrößen für den Druck ermittelt und komplexe Bauteile sowie große Überhänge realisiert werden.

## **7.2 Automatisierte Grünteilreinigung**

### **7.2.1 Weiterentwicklung automatisierter Reinigungsstationen**

Ausgehend von den von Marcus Rosen und Elisa Götze am wbk Institut für Produktionstechnik des KIT durchgeführten Vorarbeiten bzw. den von ihnen angeleiteten Abschlussarbeiten (siehe Kapitel 2.2.4) wurde in A\_Weisser (2024) eine



Weiter- bzw. Neuentwicklung des automatisierten Reinigungssystems und der einzelnen Reinigungsstationen zur Integration in die VPP-Anlage Lithoz 2M30 Science vorgenommen. Das Reinigungssystem umfasst zwei identisch aufgebaute Reinigungsplattformen mit je drei verschiedenen Reinigungsstationen, die über einen Drehrevolver automatisiert ausgetauscht werden können. Die beiden Reinigungsstationen können jeweils – in Abstimmung mit der Anlagensteuerung der 2M30-Anlage – unter die Bauplattform eingeschwenkt und die Bauplattform vertikal verfahren werden, sodass die Reinigungsstationen mit der Bauplattform bzw. den daran befindlichen Grünteilen interagieren können. Die Reinigungsplattformen werden über je einen Raspberry Pi (Raspberry Pi Foundation, Cambridge, Vereinigtes Königreich) gesteuert, die mit der Beckhoff-Steuerung der 2M30-Anlage über ein lokales Netzwerk interagieren. Über eine Benutzerschnittstelle (Graphical User Interface) können die Prozessstellgrößen der einzelnen Reinigungsstationen festgelegt und Reinigungsprogramme abgespeichert werden. In den Programmen ist außerdem eine Verkettung verschiedener Reinigungsschritte, d.h. die Kombination verschiedener Reinigungsstationen nacheinander, möglich. In der Steuerung der 2M30-Anlage können die eingestellten Reinigungsprogramme an den entsprechenden Stellen des Baujobs aufgerufen und die Grünteile automatisiert gereinigt werden.

Die erste Reinigungsstation „Magnetrührer“ basiert auf einem Behälter mit Reinigungsflüssigkeit, welche durch einen Magnetrührer angetrieben und in welche die Bauplattform mit den zu reinigenden Grünteilen getaucht wird. Das der Reinigungsstation zugrundeliegende Konzept, die Konstruktion im Computer-Aided Design (CAD) sowie dessen Realisierung sind in Abbildung 7-5 dargestellt, wobei  $s_T$  die Eintauchtiefe der Bauplattform in die Flüssigkeit beschreibt.

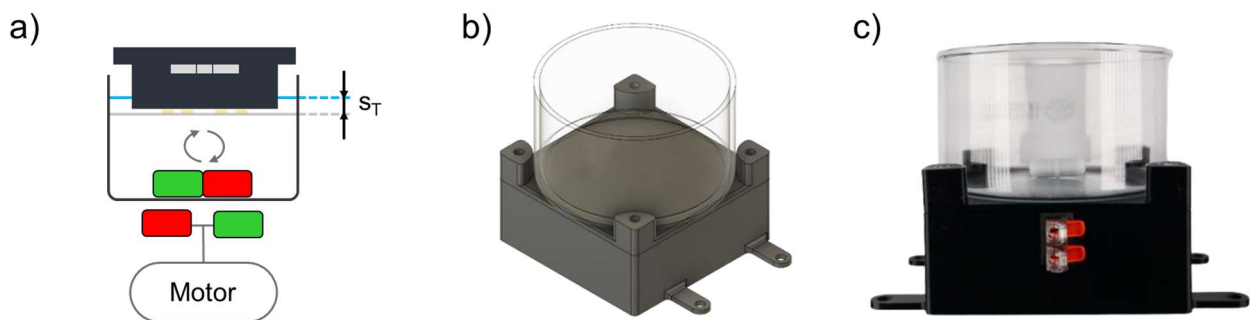


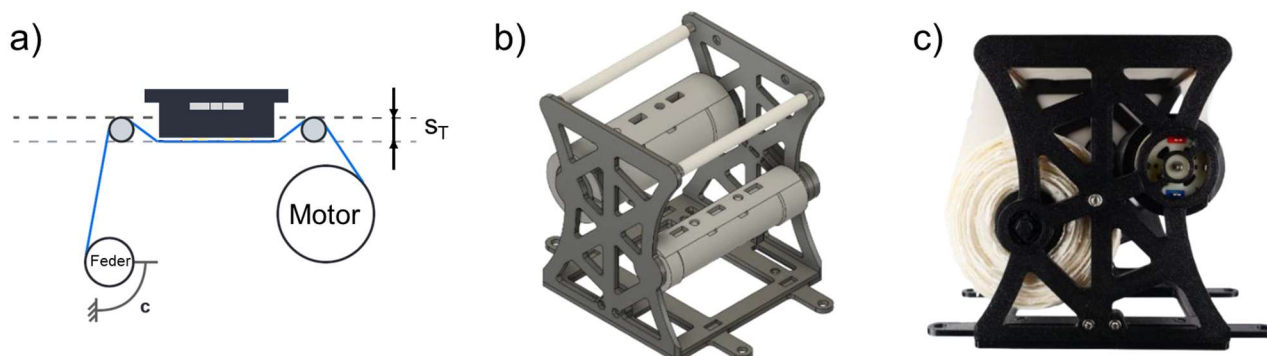
Abbildung 7-5: Reinigungsstation „Magnetrührer“: a) schematischer Aufbau, b) CAD-Modell, c) Seitenansicht (nach A\_Weisser 2024)

Die variierbaren Prozessstellgrößen sind zusammen mit den möglichen Wertebereichen in Tabelle 7-2 zusammengefasst. Der Typ gibt an, ob die Stellgröße hardwareseitig oder in der Steuerung der Reinigungsstation angepasst werden kann.

*Tabelle 7-2: Reinigungsstation „Magnetrührer“: Prozessstellgrößen  
(nach A\_Weisser 2024)*

Typ	Prozessstellgröße		Wertebereich	
	Beschreibung	Einheit	Minimum	Maximum
Software	Reinigungszeit $t_R$	s	0	unbegrenzt
	Drehzahl des Magnetrührers $n_R$	$\text{min}^{-1}$	0	1.600
	Eintauchtiefe $s_T$	mm	0	40
Hardware	Reinigungsflüssigkeit	-	freie Auswahl	

In der zweiten Reinigungsstation „Tuch“ wird das zu reinigende Grünteil auf einem Tuch abgetupft, das unter der Bauplattform gespannt wird und das schrittweise weiterbewegt werden kann. Der schematische Aufbau der Reinigungsstation und dessen Umsetzung sind in Abbildung 7-6 dargestellt wobei  $s_T$  die Eintauchtiefe der Bauplattform in das gespannte Tuch beschreibt. Diese ist eine direkt kontrollierbare Prozessstellgröße für die Anpresskraft, die die Bauplattform auf das Tuch ausübt.



*Abbildung 7-6: Reinigungsstation „Tuch“: a) schematischer Aufbau,  
b) CAD-Modell, c) Seitenansicht (nach A\_Weisser 2024)*

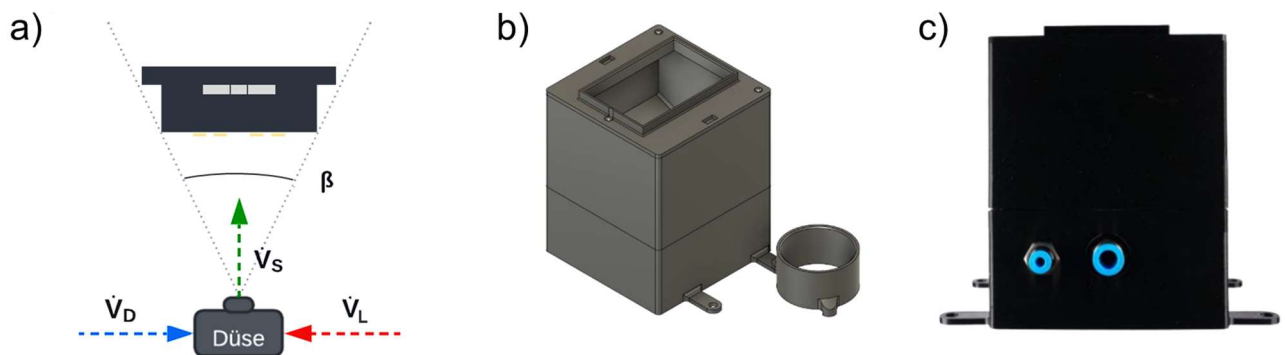
Die variierbaren Prozessstellgrößen sind zusammen mit den möglichen Wertebereichen in Tabelle 7-3 dargestellt. Ergänzend dazu wäre konstruktiv auch eine Anpassung der Spannung des Tuchs, beispielsweise durch einen Austausch der Feder mit einer anderen Federkraft, möglich. Hinsichtlich einer effizienten Ausnutzung des Tuchs wäre darüber hinaus eine Überdeckung der einzelnen Abdrücke möglich, d.h. die VPP-Grünteeile werden in bereits verwendetes bzw. verschmutztes Papier abgetupft. Für die grundlegenden Untersuchungen im Rahmen dieser Arbeit wurden

die Grünteile jedoch immer auf sauberes Papier abgetupft, um den Reinigungseffekt isoliert zu betrachten.

*Tabelle 7-3: Reinigungsstation „Tuch“: Prozessstellgrößen (nach A\_Weisser 2024)*

Typ	Prozessstellgröße		Wertebereich	
	Beschreibung	Einheit	Minimum	Maximum
Software	Abtupfanzahl $n_T$	-	0	unbegrenzt
	Eintauchtiefe $s_T$	mm	0	7
Hardware	Reinigungstuch	-	freie Auswahl	

Bei der dritten Reinigungsstation „Airbrush“ wird Druckluft bzw. mit Reinigungsflüssigkeit versehene Druckluft im Sinne eines Airbrush-Systems auf das zu reinigende Bauteil geleitet, um den anhaftenden Schlicker zu entfernen. Es sind also eine Trockenreinigung ohne Lösungsmittel und eine Nassreinigung mit Lösungsmittel möglich. Das der Reinigungsstation zugrundeliegende Konzept sowie dessen Realisierung sind in Abbildung 7-7 dargestellt, wobei  $\dot{V}_D$  den Volumenstrom der Druckluft,  $\dot{V}_L$  den Volumenstrom des Lösungsmittels bzw. der Reinigungsflüssigkeit und  $\dot{V}_S$  den Volumenstrom des Sprühnebels sowie  $\beta$  den Öffnungswinkel der Sprühdüse beschreiben.



*Abbildung 7-7: Reinigungsstation „Airbrush“: a) schematischer Aufbau, b) CAD-Modell, c) Seitenansicht (nach A\_Weisser 2024)*

Die variierbaren Prozessstellgrößen sind zusammen mit den möglichen Wertebereichen in Tabelle 7-4 zusammengefasst, wobei der extern angelegte Druck  $p_{Ext}$  und die Öffnungshöhe des Lösungsmittel-Ventils  $h_0$  direkt einstellbar sind und dadurch mittelbar die Volumenströme der Druckluft  $\dot{V}_D$ , des Lösungsmittels  $\dot{V}_L$  und des Sprühnebels  $\dot{V}_S$  angepasst werden können.

Tabelle 7-4: Reinigungsstation „Airbrush“: Prozessstellgrößen (nach A\_Weisser 2024)

Typ	Prozessstellgröße		Wertebereich	
	Beschreibung	Einheit	Minimum	Maximum
Software	Reinigungszeit $t_R$	s	0	unbegrenzt
Hardware	Reinigungsflüssigkeit	-	freie Auswahl	
	Extern angelegter Druck $p_{Ext}$	bar	0	8
	Öffnungshöhe des Lösungsmittel-Ventils $h_{\bar{0}}$	mm	5,6	13,5

Die Dosierung des Lösungsmittels wurde bei einem extern angelegten Druck  $p_{Ext}$  von 2 bar für verschiedene Öffnungshöhen des Lösungsmittel-Ventils  $h_{\bar{0}}$  und dem Lösungsmittel Isopropanol an beiden Reinigungsstationen bestimmt. Dazu wurden je 3 Reinigungszyklen mit je 10 s Dauer durchgeführt und das Gewicht des Lösungsmittels im Vorratsbehälter vor und nach jedem Reinigungszyklus bestimmt. Die Ergebnisse sind in Tabelle 7-5 zusammengefasst.

Tabelle 7-5: Volumenstrom des Lösungsmittels in Abhängigkeit der Öffnungshöhe des Lösungsmittel-Ventils (nach A\_Weisser 2024)

Öffnungshöhe des Ventils $h_{\bar{0}}$ in mm	Linke Reinigungsstation: $\dot{V}_L$ in ml·s <sup>-1</sup>	Rechte Reinigungsstation: $\dot{V}_L$ in ml·s <sup>-1</sup>
5,6	0	0
8,1	0,24 ± 0,01	0,25 ± 0,02
10,8	0,32 ± 0,02	0,33 ± 0,02
13,5	0,55 ± 0,02	0,55 ± 0,01

Die Öffnungshöhe des Lösungsmittelventils  $h_{\bar{0}}$  von 5,6 mm stellt den Grenzwert dar, bis zu dem kein Lösungsmittel durch die Düse gefördert wird. Dieser Wert ist konstruktionsbedingt und unabhängig vom eingestellten Druck  $p_{Ext}$ . Mit steigender Öffnungshöhe nimmt bei konstantem Druck auch der Volumenstrom  $\dot{V}_L$  zu. Öffnungshöhen zwischen 5,6 mm und 8,1 mm führen zu keiner reproduzierbaren Ausbildung eines Sprühbilds, sodass – neben einem vollständigen Verzicht auf Lösungsmittel – eine Öffnungshöhe  $h_{\bar{0}}$  von 8,1 mm bzw. ein Volumenstrom des Lösungsmittels  $\dot{V}_L$  von 0,25 ml·s<sup>-1</sup> als Minimum für einen reproduzierbaren Reinigungsprozess identifiziert wurde.

Der Öffnungswinkel der Sprühdüse  $\beta$  wurde bestimmt, indem ein Blatt unbeschichtetes Kopierpapier an der Stelle der Bauplatzform in der Reinigungsstation platziert, die

Sprühdüse gestartet und die durchnässten Bereiche mit der Größe der Bauplattform verglichen wurden. Es zeigte sich, dass bei einem Überschreiten der Öffnungshöhe  $h_0$  von 5,6 mm unabhängig von dem angelegten Druck  $p_{Ext}$  der Öffnungswinkel  $\beta$  hinreichend groß ist, um die gesamte Fläche der Bauplattform mit Sprühnebel zu bedecken.

#### Zwischenfazit 7:

Es wurde ein funktionsfähiges Reinigungssystem aus einer Magnetrührer-, einer Tuch- und einer Airbrush-Station aufgebaut, das mit der VPP-Anlage 2M30 Science interagieren und automatisiert VPP-Grünteile reinigen kann.

### **7.2.2 Beurteilung der Reinigungswirkung**

In manuellen Vorversuchen wurde in A\_Spöckner (2024) der Einfluss verschiedener Lösungsmittel auf die Reinigungswirkung ermittelt, indem verschiedene Bauteile gemäß dem in Kapitel 5.4 beschriebenen Vorgehen gereinigt wurden. Diese Vorversuche bestätigen die von Schwarzer et al. (2017) ermittelte gute Reinigungswirkung von Ethanol (A\_Spöckner 2024), wenngleich sichtbar wird, dass einzelne Bauteile – zumindest oberflächlich – durch das Lösungsmittel beschädigt werden. Demgegenüber weisen Isopropanol und LithaSol 20 geringfügig schlechtere Reinigungswirkungen auf. Die damit gereinigten Bauteile zeigen jedoch keine sichtbaren Beschädigungen. Die etwas höhere Reinigungswirkung und die Neigung zur Bauteilschädigung ist vermutlich auf die kürzere Kohlenstoffkette bzw. die geringere molare Masse des Ethanols (Summenformel:  $C_2H_6O$ ) gegenüber Isopropanol (Summenformel:  $C_3H_8O$ ) zurückzuführen, die dem Ethanol eine hohe Löslichkeit und Mobilität verleiht. Aufgrund der nur geringfügig schlechteren Reinigungswirkung und um Bauteilbeschädigungen bestmöglich zu vermeiden, wurde Isopropanol als Reinigungsflüssigkeit für weitere Untersuchungen ausgewählt, zumal die Zusammensetzung von LithaSol 20 weitgehend unbekannt ist. Da Schwarzer et al. (2017) ermittelten, dass das Reinigungsverfahren einen größeren Einfluss auf die Reinigungswirkung hat als die verwendete Reinigungsflüssigkeit, scheint die Eingrenzung auf eine Reinigungsflüssigkeit im Sinne einer effizienten Untersuchung vertretbar.

Um zu ermitteln, welche Reinigungswirkung die einzelnen Reinigungsstationen aufweisen und mit welchen Prozessstellgrößen die besten Reinigungsergebnisse

erzielt werden können, wurden in A\_Weisser (2024) mehrere Reinigungsstudien mit den automatisierten Reinigungsstationen durchgeführt.

In einer ersten Studie wurde untersucht, wie gut die Reinigungsstationen anhaftenden Schlicker von einer zur Bauplattform parallelen Grünteil-Oberfläche entfernen und wie gleichmäßig die Reinigungswirkung über die Bauplattform verteilt ist. Dazu wurde aus dem Aluminiumoxid-Schlicker gemäß Tabelle 6-2 eine vollflächige Haftschrift auf die Bauplattform gedruckt, um mit einem realen Grünteil übereinstimmende Oberflächeneigenschaften zu gewährleisten. In der Fotobox (siehe Kapitel 5.4) wurde unter definierten Bedingungen eine konfokale Aufnahme der Haftschrift vorgenommen. Die Grundfläche des Druckbereichs  $A_{DB}$  von 76 mm × 43 mm wurde aus Effizienzgründen in insgesamt 297 gleich große, rechteckige Flächenelemente aufgeteilt. Die durchschnittlichen Helligkeitswerte bzw. Farbintensitäten der Flächenelemente für die Grundfarben rot  $W_R$ , grün  $W_G$  und blau  $W_B$  wurden in Anlehnung an die International Telecommunication Union (2017) gemäß Formel 7-1 in einem MATLAB-Skript zu einem übergreifenden Helligkeitswert  $W_{Ges}$  transformiert, der die Helligkeit des jeweiligen Flächenelements angibt.

$$W_{Ges} = 0,299 \cdot W_R + 0,587 \cdot W_G + 0,144 \cdot W_B \quad \text{Formel 7-1}$$

Da die Helligkeitsverteilung über die Bauplattform nahezu konstant war, wurde für die gesamte Bauplattform ein Wert, der 10 % unter dem durchschnittlichen Wert von  $W_{Ges}$  liegt, als Grenzwert für eine saubere Oberfläche  $W_S$  definiert.

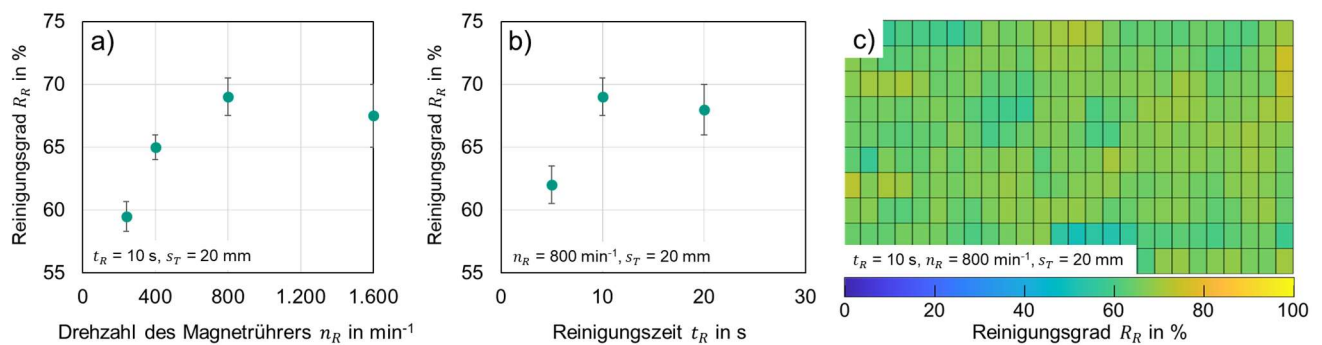
Um einen Kontrast zu der nahezu weißen, sauberen Haftschrift zu schaffen, wurde in einem Kontaminationsschlicker 1 % Massenanteil  $Al_2O_3$  durch das Schwarzpigment Bayferrox® 318 ersetzt, wodurch dieser – unter Beibehaltung seiner Viskosität – eine schwarze bzw. graue Farbe erhalten hat. Die Bauplattform mit der weißen Haftschrift wurde vollflächig in den Kontaminationsschlicker eingetaucht und nicht belichtet, sodass eingefärbter, nicht ausgehärteter Schlicker an der Haftschrift anhaftet. Die Bauplattform wurde ohne Zwischenreinigung in der Fotobox fotografiert und der Helligkeitswert  $W_{Ges}$  berechnet. Dieser lag für alle Flächenelemente unterhalb des Sauberkeitsgrenzwerts  $W_S$ , was zeigt, dass die gesamte Bauplattform mit dunklem Kontaminationsschlicker verunreinigt ist.

Die so verunreinigten Bauplattformen wurden jeweils umgehend in verschiedene Reinigungsstationen eingesetzt und mit unterschiedlichen Prozessstellgrößenätzen

gereinigt. Um den grundsätzlichen Einfluss der Prozessstellgrößen, von denen ein großer Einfluss auf die Reinigungswirkung erwartet wurde, zu ermitteln, wurden diese in einem sog. One-factor-at-a-time-Versuchsplan untersucht, d.h. die einzelnen Prozessstellgrößen wurden bei sonst konstanten weiteren Prozessstellgrößen variiert. Zur standardisierten Beurteilung der Reinigungswirkung wurde der Reinigungsgrad  $R_R$  in Abhängigkeit der verschmutzten Fläche vor der Reinigung  $A_{VvR}$  und nach der Reinigung  $A_{VnR}$  gemäß Formel 7-2 in Prozent definiert und für die einzelnen Untersuchungen berechnet. Je größer  $R_R$ , desto besser die Reinigung.

$$R_R = 1 - \frac{A_{VnR}}{A_{VvR}} \quad \text{Formel 7-2}$$

Bei der Reinigungsstation „Magnetrührer“ wurde der Einfluss der Drehzahl des Magnetrührers  $n_R$  und der Reinigungszeit  $t_R$  untersucht, wobei jede Messung dreimal durchgeführt wurde. Die Ergebnisse sind in Abbildung 7-8 dargestellt.



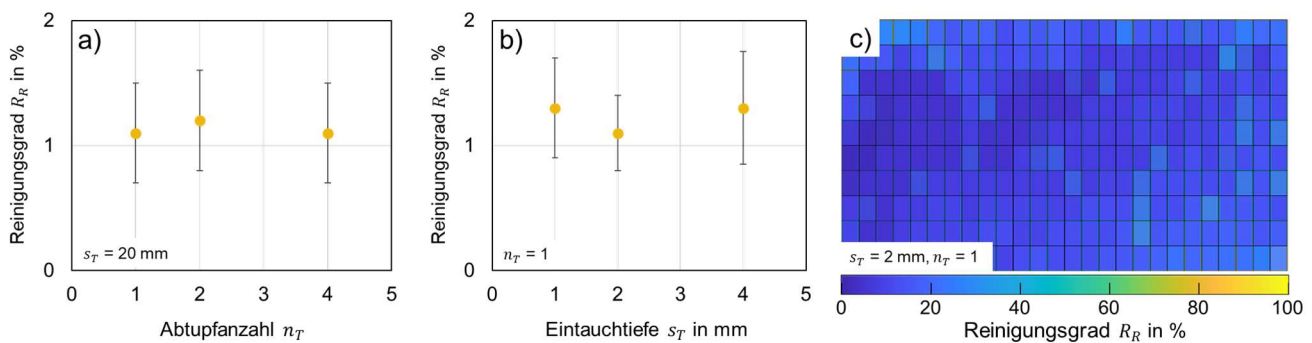
**Abbildung 7-8: Ergebnisse der Reinigungsuntersuchungen der Reinigungsstation „Magnetrührer“:** a) Einfluss der Drehzahl des Magnetrührers, b) Einfluss der Reinigungszeit, c) exemplarische Verteilung des Reinigungsgrads über die Bauplattform (nach A\_Weisser 2024)

Es zeigt sich, dass bis zu einer Drehzahl des Magnetrührers  $n_R$  von  $1.600 \text{ min}^{-1}$  der Reinigungsgrad  $R_R$  zunimmt und bei einer höheren Drehzahl nicht weiter ansteigt bzw. tendenziell sogar wieder abnimmt. Dies ist möglicherweise auf die Bildung eines Strudels im Lösungsmittelbad zurückzuführen, der nur bestimmte Bereiche der Bauplattform reinigt. Ansatzpunkte dafür gibt die Verteilung des Reinigungsgrads über die Bauplattform, die für eine relative Drehzahl  $n_R$  von  $800 \text{ min}^{-1}$  in Abbildung 7-8 c) dargestellt ist und die mit steigender Drehzahl inhomogener wird. Insgesamt ist der Reinigungsgrad aber vergleichsweise homogen über die Bauplattform verteilt. Die Abbildung 7-8 b) zeigt, dass bis zu einer Reinigungszeit  $t_R$  von  $10 \text{ s}$  die Reinigungswirkung zunimmt und danach weitgehend konstant bleibt. Eine nachträgliche Verschmutzung der Bauteile durch eine längere Reinigungszeit scheint



wenig nachvollziehbar, sodass insbesondere auch aufgrund der größeren Standardabweichung bei einer Reinigungszeit von 20 s grundsätzlich von einem konstanten Reinigungsgrad ab einer Reinigungszeit  $t_R$  von 10 s auszugehen ist.

Bei der Reinigungsstation „Tuch“ wurde der Einfluss der Abtupfanzahl  $n_T$  und der Eintauchtiefe  $s_T$  untersucht, wobei auch hier jede Messung dreimal durchgeführt wurde. Die Ergebnisse sind zusammenfassend in Abbildung 7-9 dargestellt, wobei in Abbildung 7-9 a) und b) aufgrund der geringen Reinigungswirkung die Skalierung gegenüber der Abbildung 7-8 a) und b) angepasst wurde.

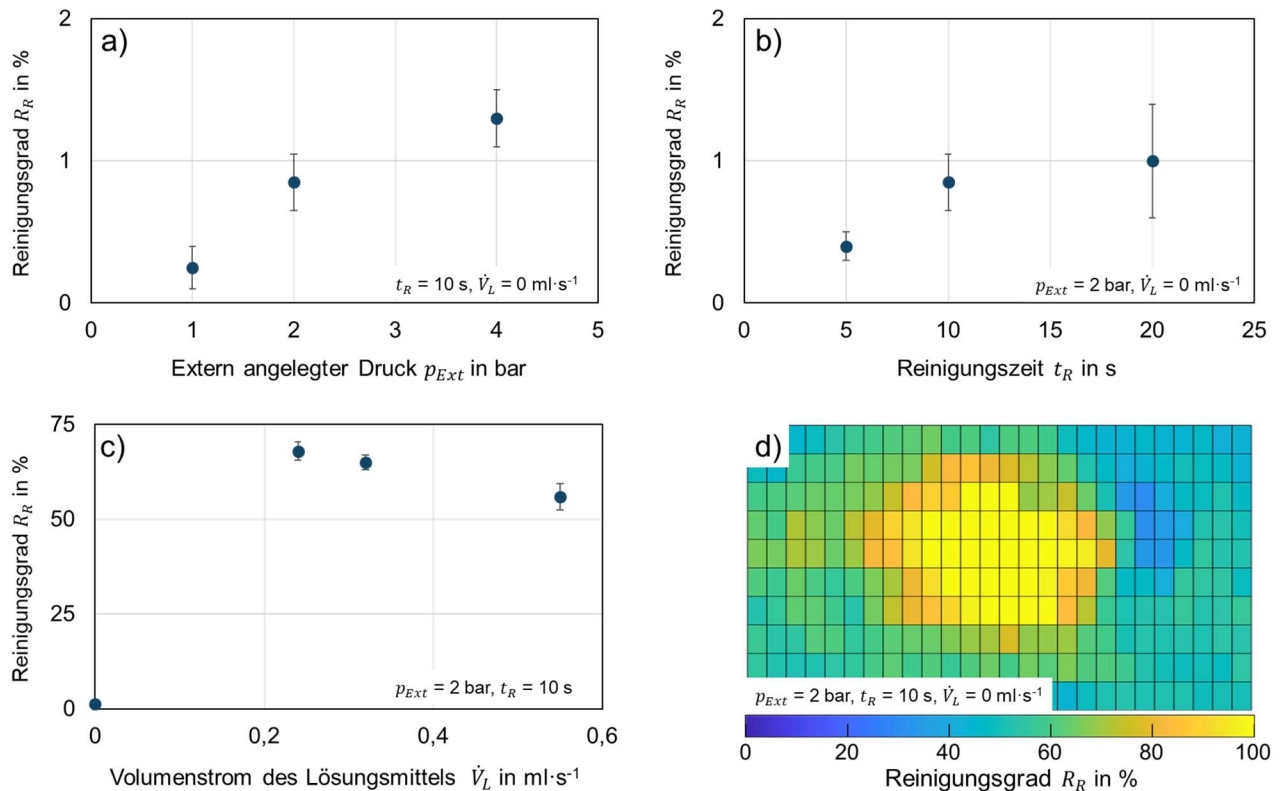


**Abbildung 7-9: Ergebnisse der Reinigungsuntersuchungen der Reinigungsstation „Tuch“: a) Einfluss der Abtupfanzahl, b) Einfluss der Eintauchtiefe, c) exemplarische Verteilung des Reinigungsgrads über die Bauplattform (nach A\_Weisser 2024)**

Der Reinigungsgrad der Reinigungsstation „Tuch“ liegt verglichen mit der Station „Magnetrührer“ signifikant niedriger und wird durch die Abtupfanzahl sowie die Eintauchtiefe bzw. die dadurch veränderte Anpresskraft nur geringfügig beeinflusst. Tendenziell scheint die Reinigungswirkung an den Rändern der Bauplattform etwas besser als in deren Zentrum zu sein, wenngleich diese – zumindest bei isolierter Verwendung der Reinigungsstation – ungeeignet für eine Verwendung zur automatisierten Reinigung von VPP-Grünteilchen ist.

Bei der Reinigungsstation „Airbrush“ wurde der Einfluss des extern angelegten Drucks  $p_{Ext}$ , der Reinigungszeit  $t_R$  und des Volumenstroms des Lösungsmittels  $\dot{V}_L$  untersucht, wobei der Volumenstrom  $\dot{V}_L$  indirekt über die Öffnungshöhe  $h_0$  bei bekanntem Druck gemäß Tabelle 7-5 bestimmt wurde. Ein Volumenstrom des Lösungsmittels  $\dot{V}_L$  von  $0 \text{ ml} \cdot \text{s}^{-1}$  entspricht dabei einer „trockenen“ Reinigung, also einem reinen Abblasen mit Druckluft. Jede Messung wurde insgesamt dreimal durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Abbildung 7-10 zusammengefasst.





**Abbildung 7-10: Ergebnisse der Reinigungsuntersuchungen der Reinigungsstation „Airbrush“:** a) Einfluss des angelegten Drucks, b) Einfluss der Reinigungszeit, c) Einfluss des Lösungsmittelstroms, d) exemplarische Verteilung des Reinigungsgrads über die Bauplattform (nach A\_Weisser 2024)

Mit steigendem Druck  $p_{Ext}$  nimmt der Reinigungsgrad zu, wenngleich insgesamt nur niedrige Reinigungsgrade erreicht werden. Dabei ist zu beachten, dass ein hoher Druck – insbesondere bei dünnwandigen Bauteilen – zu Beschädigungen führen kann, wie exemplarische Reinigungsuntersuchungen an filigranen Bauteilen gezeigt haben. Daher wurde – trotz geringeren Reinigungsgrads – ein Druck  $p_{Ext}$  von 2 bar als Optimum identifiziert. In gleicher Weise wird deutlich, dass mit steigender Reinigungszeit  $t_R$  der Reinigungsgrad zunimmt, wobei insbesondere zwischen Reinigungszeiten von 5 s und 10 s ein deutlicher Unterschied sichtbar wird. Eine Verlängerung der Reinigungszeit über 10 s hinaus führt zu keinem nennenswerten Anstieg des Reinigungsgrads, sodass insbesondere auch unter Berücksichtigung einer effizienten Bauteilreinigung eine Reinigungszeit  $t_R$  von 10 s als Optimum identifiziert wurde. Die Abbildung 7-10 c) zeigt, dass der Reinigungsgrad durch eine Beimischung von Lösungsmittel gegenüber einem trockenen Luftstrom signifikant gesteigert werden kann. Die Ergebnisse zeigen auch, dass bei einem Volumenstrom des Lösungsmittels  $\dot{V}_L$  von 0,25 ml·s<sup>-1</sup> die beste Reinigungswirkung erzielt werden kann und diese mit

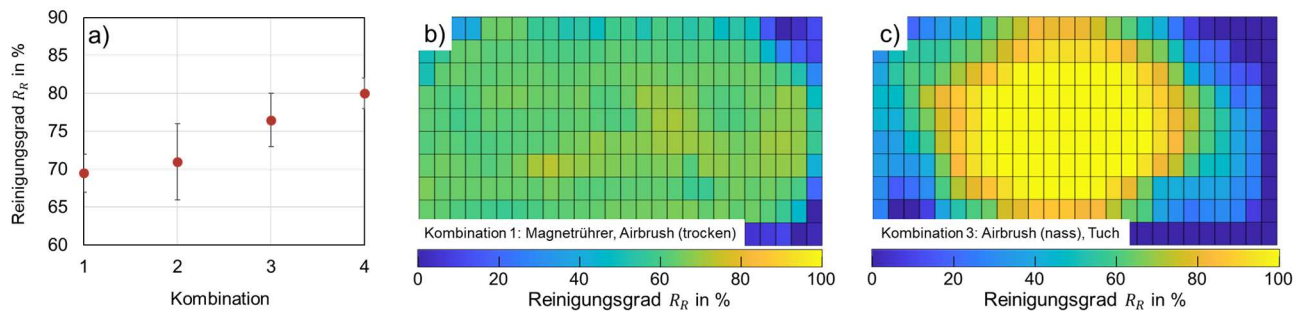
steigender Beimischung des Lösungsmittels abnimmt. Dies kann möglicherweise auf den geringeren Impuls der Lösungsmitteltropfen bei einer höheren Flüssigkeitsbeimischung zurückgeführt werden, da ein konstanter Volumenstrom der Druckluft bei einer höheren Flüssigkeitsbeimischung mehr Lösungsmittel beschleunigen muss (vgl. A\_Weisser 2024). Insbesondere in Hinblick auf eine mögliche Beeinflussung des weiteren Druckprozesses durch am Bauteil anhaftendes Lösungsmittel und auf Bauteildefekte beim Entbindern (siehe auch Kapitel 2.2.4), ist eine geringe Beimischung des Lösungsmittels zu bevorzugen. Die Darstellung der Verteilung des Reinigungsgrads über die Bauplattform in Abbildung 7-10 d) zeigt, dass im Zentrum der Bauplattform eine nahezu vollständige Reinigung von anhaftendem Schlicker erfolgte und mit steigendem Abstand zum Zentrum die Reinigungswirkung abnimmt. Dies ist mit hoher Wahrscheinlichkeit auf das Sprühbild der in der Reinigungsstation verbauten Airbrush-Düse zurückzuführen, obwohl deren Sprühbild die gesamte Bauplattform einhüllt.

Ausgehend von den isolierten Betrachtungen der einzelnen Reinigungsstationen wurden in A\_Weisser 2024 vier verschiedene Kombinationen von zwei oder drei Reinigungsstationen definiert, um deren Vorteile gezielt auszunutzen und deren Nachteile zu kompensieren. Bei den Untersuchungen wurden jeweils die zuvor ermittelten optimierten Prozessstellgrößen verwendet. Die Kombinationen basieren im Allgemeinen auf einer Reinigung mit Lösungsmittel („nass“) zum Anlösen des anhaftenden Schlickers und einem nachfolgenden Trockenschritt („trocken“), in dem das Lösungsmittel und idealerweise auch der anhaftende Schlicker vom Bauteil bzw. der Bauplattform entfernt werden. Dadurch soll auch die Menge des am Bauteil verbleibenden Lösungsmittels reduziert werden, um den nachfolgenden Druckprozess möglichst wenig zu beeinflussen und zusätzlichen Defekten beim Entbindern und Sintern vorzubeugen. Die ausgewählten Kombinationen sind in Tabelle 7-6 zusammenfassend dargestellt.

*Tabelle 7-6: Übersicht der untersuchten Kombinationen verschiedener Reinigungsstationen*

Bezeichnung	Schritt 1	Schritt 2	Schritt 3
Kombination 1 (K1)	Magnetrührer	Airbrush (trocken)	
Kombination 2 (K2)	Magnetrührer	Tuch	
Kombination 3 (K3)	Airbrush (nass)	Tuch	
Kombination 4 (K4)	Magnetrührer	Airbrush (nass)	Tuch

Die Ergebnisse der Reinigungsuntersuchungen sind in Abbildung 7-11 dargestellt.

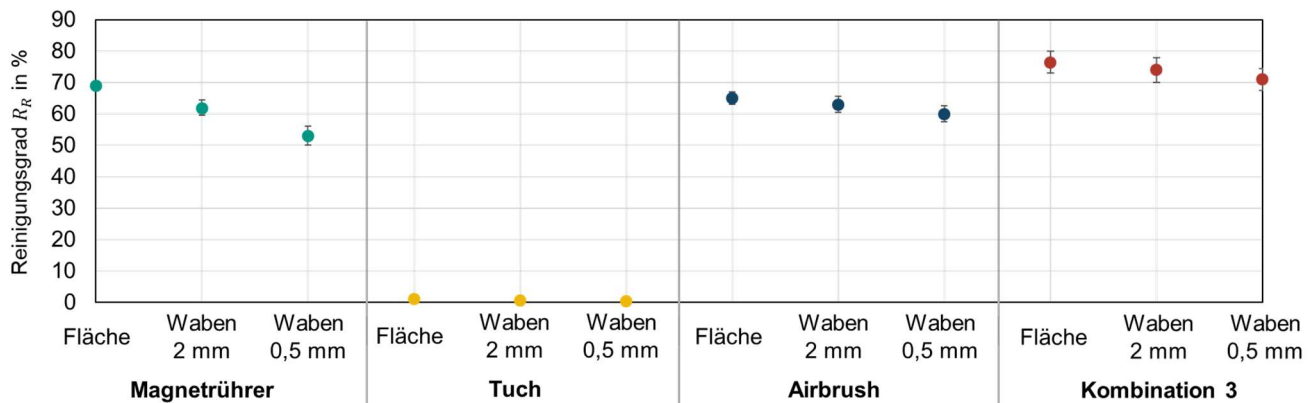


**Abbildung 7-11: a) Ergebnisse der Reinigungsuntersuchungen verschiedener Kombinationen der Reinigungsstation, b) und c) exemplarische Verteilung des Reinigungsgrads über die Bauplatzform der Kombinationen 1 und 3 (nach A\_Weisser 2024)**

Durch die Kombination verschiedener Reinigungsstationen können im Allgemeinen höhere Reinigungsgrade als bei Verwendung lediglich einer Station erzielt werden. Die ersten beiden Kombinationen, in denen ein Magnetrührer zur nassen Vorreinigung und ein trockener Luftstrom bzw. ein Tuch zur Trocknung eingesetzt werden, führen zu Reinigungsgraden von etwa 70 %, die – selbst bei Verwendung des trockenen Luftstroms – vergleichsweise homogen über die Bauplatzform verteilt ist, wie Abbildung 7-11 a) zeigt. Der lösungsmittelbasierte Reinigungsschritt scheint das Reinigungsergebnis stärker zu beeinflussen als der nachfolgende Trocknungsschritt. Dies zeigt sich auch in den Kombinationen 3 und 4, in denen ein mit Lösungsmittel versetzter Luftstrom zur nassen Reinigung eingesetzt wird. Diese führen zu Reinigungsgraden zwischen 76 % und 80 % mit einer sehr guten Reinigung im Zentrum der Bauplatzform und einer abnehmenden Reinigungswirkung zum Rand der Bauplatzform hin. Ein zusätzlicher vorgeschalteter Reinigungsschritt mit dem Magnetrührer führt zu einer weiteren Verbesserung der Reinigungswirkung, wobei die Bauteile deutlich länger und intensiver dem Lösungsmittel ausgesetzt werden. Gleichzeitig wird dadurch auch die Gesamtdauer der Reinigung verlängert, weshalb unter Abwägung der Reinigungswirkung, der Dauer des Lösungsmittelkontakts und der Prozesseffizienz die Kombination 3 aus einer Vorreinigung mittels Airbrush (nass) und einem nachfolgenden Trockenschritt mithilfe eines Tuchs das Optimum bildet (vgl. A\_Weisser 2024).

Um die Reinigungswirkung auch in komplexen Geometrien beurteilen zu können, wurden die bereits in Buschulte (2018) verwendeten Wabenstrukturen aus  $\text{Al}_2\text{O}_3$  im Grünzustand für Reinigungsuntersuchungen verwendet. Diese haben eine Grundfläche

von 20 mm x 40 mm, die mit 5 mm hohen Waben mit einer Kantenlänge von 0,5 mm bzw. 2 mm ausgefüllt ist. Diese Bauteile wurden in eine in A\_End (2022) modifizierte Bauplattform so eingespannt, dass die Rückseiten der Wabenstrukturen offen sind, also Druckluft die Wabenstrukturen komplett durchströmen kann. Die Wabenstrukturen wurden analog zu dem zuvor beschriebenen Vorgehen in eingefärbten Schlicker eingetaucht. Da die Öffnungen der Wabenstrukturen aufgrund der Tiefenwirkung dunkler erschienen als die verschmutzten Bereiche, wurden auf Basis einer Voruntersuchung ein oberer und ein unterer Grenzwert definiert, um verschmutzte Bereiche von sauberen Oberflächen und sauberen Wabenhohlräumen unterscheiden zu können. Aufgrund der komplexen Geometrie der Wabenstruktur erfolgte die Auswertung pixelbasiert und nicht mehr anhand von größeren Flächenbereichen. Die Bewertung des Reinigungsgrads  $R_R$  erfolgte analog zum zuvor beschriebenen Vorgehen durch Vergleich der verschmutzten Fläche vor der Reinigung  $A_{vvR}$  und nach der Reinigung  $A_{vnR}$  gemäß Formel 7-2. Die Ergebnisse der Reinigungsuntersuchungen für die drei einzelnen Reinigungsstationen sowie der Kombination 3 sind für die beiden Wabenstrukturen vergleichend zu den flächigen Probekörpern in Abbildung 7-12 dargestellt.



**Abbildung 7-12: Ergebnisse der Reinigungsuntersuchungen der verschiedenen Reinigungsstationen und der Kombination 3 für Flachproben und Wabenstrukturen**

Die Ergebnisse bestätigen grundsätzlich die an den flächigen Probekörpern ermittelten Ergebnisse. Sie zeigen, dass die flächigen Probekörper durchweg am besten und die kleinen Wabenstrukturen erwartungsgemäß am schlechtesten gereinigt werden können. Dies bestätigt die Ergebnisse von Schwarzer et al. (2017) und ist insbesondere auf die schlechtere Zugänglichkeit der Wabeninnenräume sowie deren größere Oberfläche zurückzuführen, die eine stärkere Adhäsion des Schlickers ermöglicht. Im Vergleich der verschiedenen Reinigungsansätze bestätigt sich, dass eine isolierte

Tuchreinigung für den VPP-Prozess ungeeignet ist. Es fällt auf, dass zwischen flächigen Probekörpern und feinen Wabenstrukturen die Reinigungswirkung bei der Magnetprüher-Station stärker abfällt, als bei der Airbrush-Station oder der Kombination 3. Vermutlich kann das Lösungsmittel, das durch den Magnetprüher in eine kreis- bzw. strudelförmige Bewegung versetzt wird, nicht hinreichend gut in die sich 5 mm tief erstreckenden Wabenstrukturen eindringen, wohingegen der Druckluft- bzw. Druckluft-Lösungsmittel-Strom aufgrund der parallelen Ausrichtung der Düse zu der Wabenstruktur besser in die Waben eindringen kann.

#### Zwischenfazit 8:

Reinigungsverfahren mit einem Lösungsmittel sorgen gegenüber rein trockenen Reinigungsverfahren zu deutlich besseren Reinigungsgraden. Eine an die in der kommerziell erhältlichen Multi-Material-VPP-Anlage Lithoz CeraFab 2M30 (vgl. Nohut et al. 2022a, vgl. Lithoz GmbH 2022b) angelehnte Tuch-Reinigungsstation, in die das gleiche Reinigungstuch CeraTex A eingesetzt wurde, führt isoliert nur zu einer geringen Reinigungswirkung. Durch eine gezielte Kombination verschiedener Reinigungsstationen kann die Reinigungswirkung signifikant gesteigert werden, was eine gute Basis für das Multi-Material-VPP-Verfahren und weitere Optimierungen bietet.

### **7.2.3 Einfluss auf den nachfolgenden Druckprozess**

Wie beispielsweise in Schwarzer et al. (2017) und Scheithauer et al. (2018) beschrieben, kann die Verwendung von Lösungsmittel das Bauteil beschädigen. Basierend darauf vermutete A\_Weisser (2024) anknüpfend an Buschulte (2018) bzw. Zhou et al. (2013), dass ein während des Druckprozess zwischengeschalteter Reinigungsprozess auch den weiteren Schichtaufbau beeinflussen kann. Um diese Hypothese zu untersuchen, wurden in A\_Weisser (2024) scheibenförmige Bauteile (Durchmesser: 18 mm, Dicke: 1,8 mm im Grünteil) aufgebaut und während des Druckprozesses je zwölf- bzw. 24-mal in gleichmäßigem Schichtabstand mit drei verschiedenen Reinigungsverfahren gereinigt. Die Festigkeit der gesinterten Bauteile wurde mittels B3B-Tests (siehe Kapitel 5.7) vergleichend zu analog hergestellten Bauteilen ohne Zwischenreinigung untersucht. Bereits während des Druckvorgangs zeigte sich, dass einzelne Reinigungsverfahren den nachfolgenden Druckprozess so stark beeinflussen, dass ein weiterer Aufbau der Bauteile praktisch nicht möglich ist, wenngleich auch bei der Herstellung von Bauteilen ohne Zwischenreinigung prozessbedingt gelegentlich Aufbaufehler auftreten. Daher wurde vorlaufend der Faktor

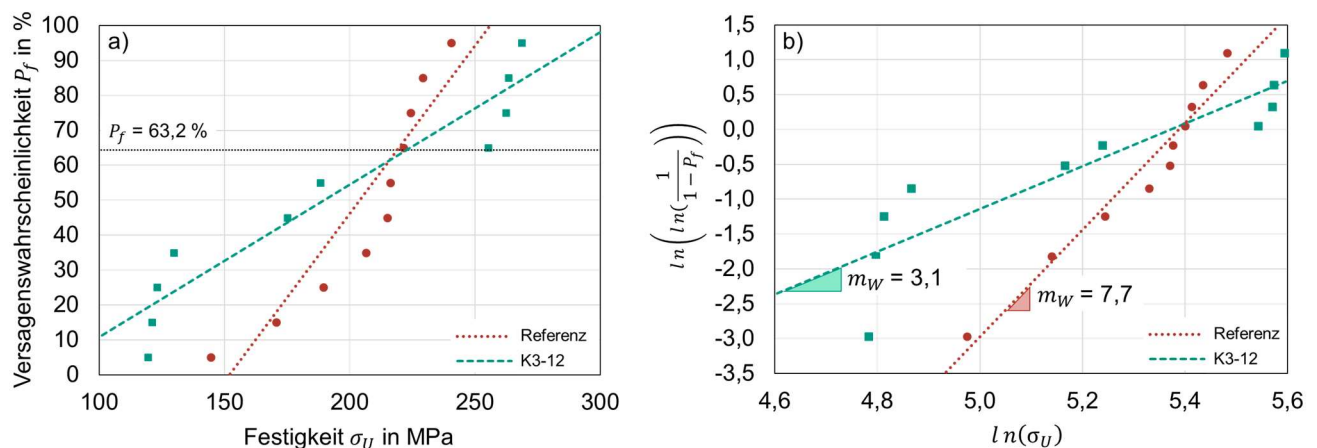
$k_R$  als Anteil der erfolgreich hergestellten Bauteile an der Gesamtzahl der pro Faktorkombination hergestellten Bauteile definiert. Pro Faktorkombination wurden je 15 Bauteilen hergestellt, die auf je drei Baujobs verteilt wurden. Die Anteile der erfolgreich hergestellten Bauteile je Parameterkombination sind in Tabelle 7-7 dargestellt.

*Tabelle 7-7: Anteil erfolgreich hergestellter Bauteile mit unterschiedlicher Zwischenreinigung während des Druckvorgangs (A\_Weisser 2024)*

Versuchs- Bezeichnung	Reinigungs- verfahren	Anzahl Reinigungsschritte	Anteil erfolgreich hergestellter Bauteile $k_R$
M-12	Magnetrührer	12	0 %
M-24	Magnetrührer	24	0 %
A-12	Airbrush	12	40 %
A-24	Airbrush	24	0 %
K3-12	Kombination 3	12	93 %
K3-24	Kombination 3	24	27 %

Bei einer Reinigung mittels Magnetrührer (M), bei dem die Bauteile am längsten bzw. intensivsten in Kontakt mit dem Lösungsmittel treten, kann kein einziges Bauteil erfolgreich aufgebaut werden. Dies weist auf einen starken Einfluss des Lösungsmittels hin, das vermutlich einen dünnen Film auf der Bauteiloberfläche ausbildet und eine weitere Schichthaftung erschwert. Bei den anderen Reinigungsverfahren können Bauteile zumindest anteilig erfolgreich aufgebaut werden. Verfahrensübergreifend zeigt sich, dass mit zunehmender Anzahl an Reinigungsschritten der Anteil erfolgreich hergestellter Bauteile abnimmt. Dies unterstreicht den negativen Effekt des Lösungsmittels auf den weiteren Reinigungsprozess. Es ist zu vermuten, dass jeder Reinigungsschritt zumindest partiell das Bauteil schwächt und somit mit jedem Reinigungsschritt das Risiko einer zu geringen Schichthaftung zumindest lokal ansteigt. Bei einer höheren Anzahl an Reinigungsschritten nimmt somit das Gesamtrisiko zu bzw. die lokalen Schädigungen der Bauteile ergänzen sich derart, dass diese zu einem Abbrechen des Bauteils oder einer zu geringen Schichtanhaftung führen. Die höchsten Realisierungsraten können für die Kombination 3 (K3), d.h. die Kombination von Airbrush- und Tuchreinigung, erzielt werden. Die Reinigung mittels Airbrush und insbesondere die abschließende Tuchreinigung scheinen das Lösungsmittel derart vom Bauteil zu entfernen bzw. aufzusaugen, dass dieses den nachfolgenden Druckprozess weniger beeinflusst. Bei zwölf Reinigungsschritten (Versuch K3-12) konnten 93 % der

Bauteile erfolgreich aufgebaut werden, was unter Berücksichtigung der gelegentlich auch ohne Zwischenreinigung auftretenden Aufbaufehler einen sehr guten Wert darstellt. Um zu untersuchen, inwiefern durch die Reinigung die Festigkeit der Bauteile beeinflusst wird, wurden die in Versuch K3-12 (Kombination 3, zwölf Reinigungsschritte) hergestellten Bauteile vergleichend zu ohne Zwischenreinigung hergestellten Referenzbauteilen einem B3B-Test unterzogen. Die Ergebnisse sind zusammenfassend in Abbildung 7-13 dargestellt.



**Abbildung 7-13: Einfluss des Reinigungsprozesses a) auf die charakteristische Festigkeit und b) auf den Weibull-Modul (nach A\_Weisser 2024)**

Es ist ersichtlich, dass die charakteristische Festigkeit  $\sigma_\theta$  bzw. deren Schätzwert  $\hat{\sigma}_\theta$ , d.h. deren Festigkeit bei einer Versagenswahrscheinlichkeit  $P_f$  von 63,2 %, mit etwa 220 MPa bei beiden Chargen nahezu identisch ist. Die Abbildung 7-13 zeigt, dass der Weibull-Modul  $m_W$  der ungereinigten Referenzproben mit 7,7 deutlich größer ist als der Weibull-Modul von 3,1 der mittels Kombination 3 gereinigten Proben. Die Festigkeit der ungereinigten Proben streut also weniger stark, als die Festigkeit der gereinigten Proben. Gleichzeitig weisen die gereinigten Proben sowohl größere maximale als auch kleinere minimale Festigkeitswerte auf. Es erscheint daher naheliegend, dass der Reinigungsschritt auf der einen Seite eigentlich versagensursächliche Bauteildefekte, beispielsweise im Schlicker vorhandene kleine Bruchstücke, reduzieren und dadurch die Festigkeit erhöhen kann. Auf der anderen Seite scheint der Reinigungsschritt aber auch zu Defekten zu führen, die das Bauteil schwächen, beispielsweise durch eine Schädigung der bereits ausgehärteten Schichten oder anhaftendem Lösungsmittel, das den weiteren Schichtaufbau behindert, wie Schliffbilder der Proben gezeigt haben.

### Zwischenfazit 9:

Mit steigender Anzahl an Reinigungsschritten nimmt das Risiko von Bauteildefekten tendenziell zu, sodass Reinigungsschritte grundsätzlich so sparsam wie möglich, d.h. insbesondere nur bei Materialwechseln, durchgeführt werden sollten. Dennoch konnte bei 12-fach mit Kombination 3 (Airbrush und Tupfreinigung) gereinigten Proben eine zu ungereinigten Referenzproben vergleichbare Festigkeit ermittelt werden. Die erhöhte Streuung der Proben und die deutlich niedrigere Realisierungsrate bei 24-fach gereinigten Proben weisen darauf hin, dass zwölf Reinigungsschritte für diese Reinigungsstrategie einen Grenzfall darstellen. Im Vergleich zu den anderen Reinigungsstrategien scheint eine mit Bedacht eingesetzte Reinigung der Bauteile mittels Kombination 3 aus Airbrush und Tupfreinigung zielführend.

## **7.3 Entbindern**

### **7.3.1 Charakterisierung mittels Thermogravimetrischer Untersuchung**

Ein wichtiger und häufig unterschätzter Schritt entlang der VPP-Prozesskette ist das Entbindern, in dem ein Großteil der Defekte verursacht bzw. verstärkt wird (Bae & Halloran 2011). Nach Schwarzer-Fischer et al. (2022) beeinflusst die Schlickerzusammensetzung das Entbinderverhalten signifikant, sodass das Entbindern gezielt auf das Bindersystem angepasst werden muss. Dazu wurden thermogravimetrische Untersuchungen gemäß Kapitel 5.5 mit rohrförmigen VPP-Grünteilen (Außendurchmesser: 5 mm, Wanddicke: 1 mm, Höhe: 8 mm) durchgeführt (Schubert et al. 2024b). Die im Vergleich zu massiven Volumenkörpern dünnwandige Gestalt der Probekörper ermöglicht kürzere Diffusionswege des Binders und damit eine geringere zeitliche Verzögerung des Massenverlusts bei einer kontinuierlichen Aufheizung. In Abbildung 7-14 sind die Ergebnisse der thermogravimetrischen Analyse der Probekörper aus den fünf betrachteten Materialien dargestellt. Die jeweils dickeren Kurven geben den Massenverlust auf der Primärachse an. Auf der Sekundärachse ist mit den dünneren Kurven der relative Massenverlust in Prozent pro Kelvin dargestellt.

Die Abbildung 7-14 zeigt in Anlehnung an Schubert et al. (2024b), dass die Zersetzung des Binders bei ca. 100 °C beginnt und bei ca. 450 °C endet. Der größte Massenverlust tritt materialunabhängig zwischen 230 °C und 400 °C auf, insbesondere bei 270 °C und bei 320 °C.



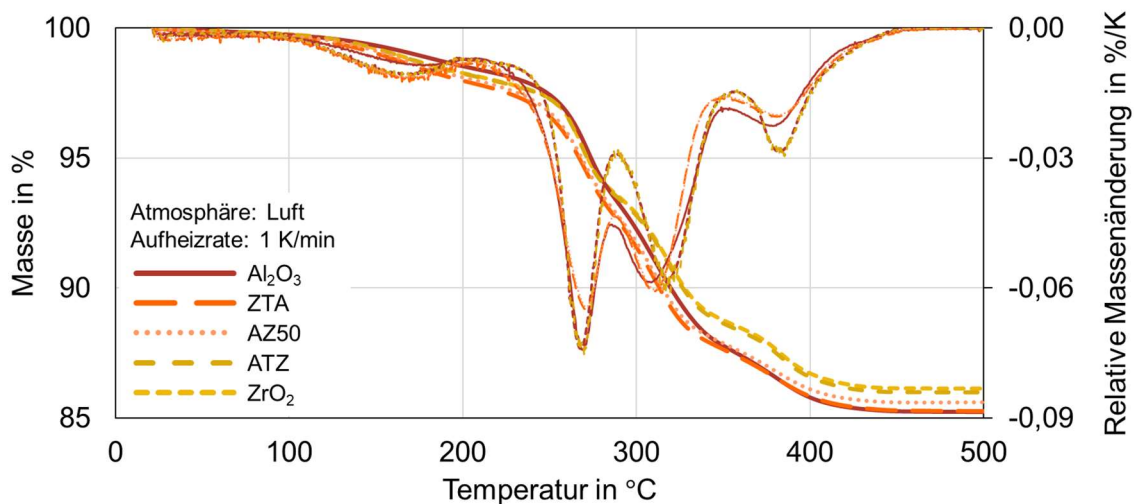


Abbildung 7-14: Thermogravimetrische Analyse von Grünteilen aus  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , ZTA, AZ50, ATZ und  $\text{ZrO}_2$  (ergänzt nach Schubert et al. 2024b)<sup>16</sup>

Am Ende des Entbinderprozesses sind materialspezifisch zwischen 85 % und 87 % Massenanteil in den nunmehr als Braunteilen bezeichneten Bauteilen enthalten, was weitestgehend mit den Massenanteilen der keramischen Pulver der jeweiligen Schlicker bzw. Grünteile übereinstimmt. Dies belegt ein nahezu vollständiges Entbindern der Bauteile bei 500 °C. Die geringfügigen Variationen der Anteile der einzelnen Binderbestandteile, die unterschiedlichen keramischen Pulver und die angepassten Belichtungsparameter scheinen das Entbinderverhalten nicht nennenswert zu beeinflussen. Vielmehr scheinen die angepassten Belichtungsparameter die unterschiedlichen Brechungsindex-Differenzen  $\Delta n$  zwischen den keramischen Pulvern und dem Bindersystem zu kompensieren und somit zu einem vergleichbaren Vernetzungsverhalten des Binders zu führen. Insgesamt ist der Einfluss der Belichtungsparameter im relevanten Wertebereich jedoch vernachlässigbar gering, wie vergleichende Messungen von mit abweichenden Belichtungsparametern hergestellten Bauteilen gezeigt haben.

#### Zwischenfazit 10:

Aufgrund des gleichen Bindersystems ist das Entbinderverhalten von Grünteilen aus  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , ZTA, AZ50, ATZ und  $\text{ZrO}_2$  nahezu identisch, sodass ein gemeinsames Entbindern aller Bauteile möglich sein sollte. Damit sollten auch die von Li et al. (2012) beschriebenen Defekte aufgrund eines unterschiedlichen Entbinderverhaltens vermieden werden können.

<sup>16</sup> Abbildung ergänzt nach Schubert et al. (2024b), CC BY 4.0, <https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>.

### 7.3.2 Übertragung auf realen Ofenprozess

Aus den Ergebnissen der thermogravimetrischen Analysen wurde ein geeignetes Temperaturprofil für das Entbindern von realen Bauteilen im Entbinderofen Carbolite GLO 10/11 (vgl. Kapitel 5.5) abgeleitet. Dazu wurden in Abhängigkeit des Massenverlusts unterschiedliche Aufheizraten und Haltezeiten vorgesehen. Insbesondere wurden in Temperaturbereichen mit hohem Massenverlust Haltezeiten eingeplant, um ein schonendes Zersetzen bzw. Ausdiffundieren des Binders ohne Defekte zu ermöglichen. Als grundlegende Referenz zur Festlegung der Aufheizraten und der Dauer der Haltezeiten wurden die Zeit-Temperatur-Profile zum Entbindern kommerzieller VPP-Schlicker berücksichtigt, beispielsweise aus Lithoz GmbH (2020b) und Lithoz GmbH (2020g). In Anlehnung an Lithoz GmbH (2020g) wurde ein Ansintern der Bauteile bis 1.100 °C zum sogenannten Weißteil vorgesehen, um die Festigkeit der Bauteile zu steigern und einen schädigungsfreien Transport in den Sinterofen zu ermöglichen. Um eine Schädigung der Bauteile mit höchstmöglicher Sicherheit zu vermeiden, wurde zum Entbindern der Bauteile ein eher bauteilschonendes Zeit-Temperatur-Profil festgelegt. Dieses bietet gegebenenfalls mittelfristig das Potenzial, verkürzt zu werden, um die Effizienz des Entbinderprozesses zu steigern, was jedoch nicht im Fokus der vorliegenden Arbeit stand. Das idealisierte Temperaturprofil ist in Anlehnung an Schubert et al. (2024b) in Abbildung 7-15 visualisiert. Die einzelnen Programmschritte sind in Tabelle A-3 im Anhang dargestellt. Mit diesem Profil ist es gelungen, die Grünteile der unterschiedlichen Materialien ohne nennenswerte Defekte zu entbindern.

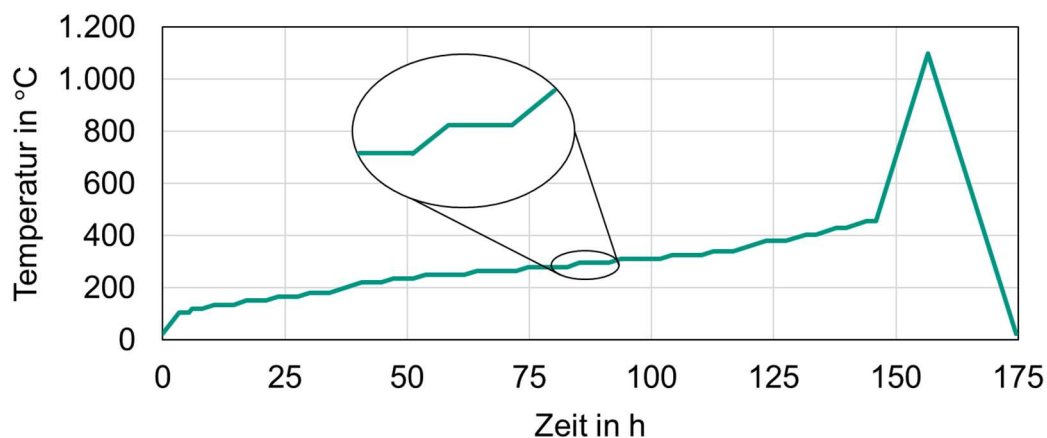


Abbildung 7-15: Zeit-Temperatur-Profil zum Entbindern der Grünteile  
(in Anlehnung an Schubert et al. 2024b)<sup>17</sup>

<sup>17</sup> Abbildung adaptiert nach Schubert et al. (2024b), CC BY 4.0, <https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>.

### Zwischenfazit 11:

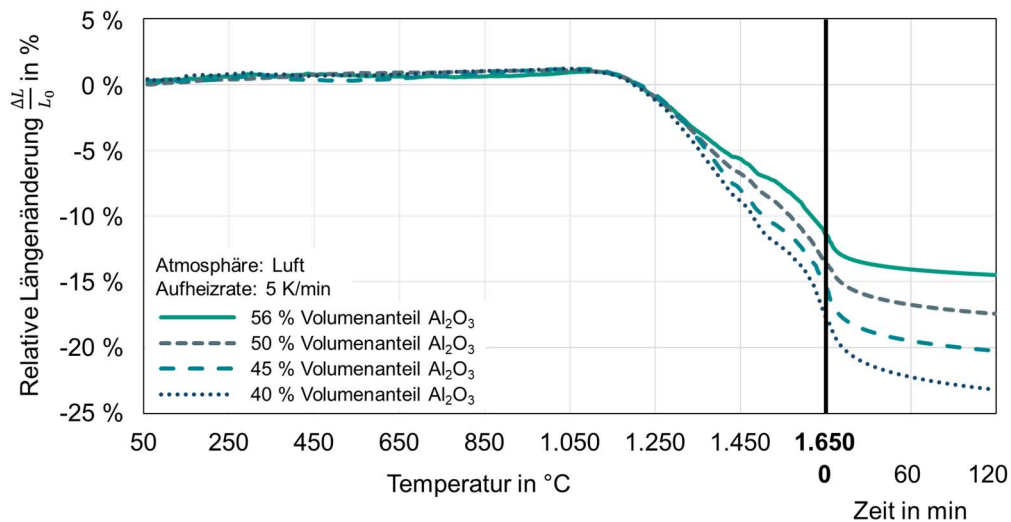
Es wurde ein Temperaturprofil für den Entbinderprozess abgeleitet, bei dem Grünteile aller betrachteten Materialien gemeinsam entbindert werden können.

## **7.4 Sintern**

### **7.4.1 Charakterisierung mittels Dilatometrie**

Damit die entbinderten Bauteile ihre charakteristischen Eigenschaften erhalten, ist ein Sinterschritt notwendig, der in der Regel unter materialspezifischen Sinterbedingungen durchgeführt wird (Verband der Keramischen Industrie e.V. 2003). Zur Herstellung keramischer Multi-Material-Bauteile ist es notwendig, die Sinterbedingungen gezielt auf die Materialkombination bzw. Material- und Prozessparameter aufeinander abzustimmen (vgl. Kapitel 2.4.1). Um herauszufinden, bei welcher Temperatur bei den einzelnen Werkstoffen eine Sinteraktivität bzw. eine Volumenschrumpfung stattfindet, wurden in Schubert et al. (2026) (siehe auch A\_Makiadi (2023) und A\_Schott (2024)) Dilatometermessungen an zylinderförmigen Probekörpern (Durchmesser: 5 mm, Höhe: 10 mm) durchgeführt. Diese wurden aus den Schlickern gemäß Tabelle 6-3 bzw. aus Schlickern mit teilweise reduzierten Füllstoffgehalten hergestellt und gemäß Kapitel 5.6 bis 1.100 °C entbindert bzw. angesintert. Die Anwendung eines optischen Dilatometers ermöglicht die gleichzeitige Vermessung der Längenänderung in vertikaler und horizontaler Richtung. Im Allgemeinen zeigte sich, dass die Schrumpfung in vertikaler Richtung, d.h. in z-Richtung, um ca. 4 % größer ist als in horizontaler Richtung, d.h. in x- bzw. y-Richtung. Dies stimmt mit den Angaben aus dem Stand der Technik, beispielsweise Lithoz GmbH (2019b) und Lithoz GmbH (2020b), weitestgehend überein und ist auf den schichtweisen Aufbau der Bauteile zurückzuführen. Da für die nachfolgenden Untersuchungen zur Herstellung von Werkstoffverbunden insbesondere die Schrumpfung in horizontaler Richtung von Bedeutung ist, werden der Übersichtlichkeit halber nur die horizontalen Längenänderungen dargestellt.

In Abbildung 7-16 ist exemplarisch die relative Längenänderung  $\Delta L/L_0$  von Weißteilen mit unterschiedlichen  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Volumenanteilen dargestellt, wobei  $\Delta L$  die absolute Längenänderung und  $L_0$  die initiale Länge der Probe vor der Messung beschreiben.



**Abbildung 7-16: Dilatometrische Analyse von  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Braunteilen mit unterschiedlichen Füllstoffgehalten (Schubert et al. 2026)<sup>18</sup>**

Während dem Aufheizen nimmt die Länge der Proben bis ca. 1.100 °C aufgrund der thermischen Ausdehnung zu. Die relative Längenänderung ist weitgehend unabhängig vom Volumenanteil des  $\text{Al}_2\text{O}_3$  im Schlicker und entspricht mit knapp 1 % dem basierend auf dem thermischen Ausdehnungskoeffizienten  $\alpha$  von  $8,4 \cdot 10^{-6} \cdot \text{K}^{-1}$  für  $\text{Al}_2\text{O}_3$  und einer Temperaturerhöhung von knapp 1.100 K erwarteten Wert von etwa 0,9 %. Ab etwa 1.100 °C, also nach Überschreiten der Ansintertemperatur, setzt eine signifikante Volumenschrumpfung aufgrund des Sinterprozesses ein. Die Temperatur wurde mit einer Aufheizrate von  $5 \text{ K} \cdot \text{min}^{-1}$  bis zur maximalen Temperatur des zur Verfügung stehenden Dilatometers von 1.650 °C erhöht und anschließend für 120 min gehalten. Es ist ersichtlich, dass mit steigender Temperatur die Länge der Proben kontinuierlich abnimmt und bei der Maximaltemperatur von 1.650 °C der Sinterprozess noch nicht beendet ist. Die Messkurve zeigt dabei eine Überlagerung aus Volumenschrumpfung durch den Sinterprozess und thermischer Ausdehnung aufgrund der Erwärmung. Während der Haltezeit erfolgt eine weitere Schrumpfung, die einen idealtypischen logarithmischen Verlauf (siehe auch Kapitel 2.1.1) aufweist. Die Probekörper nähern sich also asymptotisch einem vollverdichteten Körper an. Es ist ersichtlich, dass Probekörper mit einem niedrigeren keramischen Füllstoffgehalt im Schlicker eine erwartungsgemäß höhere Volumenschrumpfung aufweisen als Probekörper mit einem höheren Keramikanteil. Die Volumenschrumpfung der Proben mit niedrigerem Keramikanteil ist auch während der Haltezeit noch signifikant ausgeprägt, wohingegen die Probekörper mit dem höchsten Keramikanteil während der Haltezeit deutlich weniger schrumpfen.

<sup>18</sup> Abbildung übersetzt aus Schubert et al. (2026), CC BY 4.0, <https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>.

Unter Berücksichtigung der um ca. 4 % größeren Schrumpfung in vertikaler Richtung und nach Abzug der thermischen Schrumpfung der Proben während des Abkühlungsprozesses entsprechen die am Ende der Haltezeit erreichten Längenänderungen weitgehend dichten Keramikkörpern. Dies wurde mithilfe der Flüssigkeitsverdrängung nach DIN EN ISO 18754:2022 bestätigt, die Dichten zwischen 95 % für Probekörper mit 40 % Volumenanteil  $\text{Al}_2\text{O}_3$  und über 97 % für Probekörper mit 56 % Volumenanteil  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ergibt. Diese Ergebnisse legen ein hinreichendes Potenzial für eine Übertragung auf einen realen Ofenprozess dar (Schubert et al. 2026).

Ergänzend dazu wurde in Schubert et al. (2026) das Sinterverhalten von Probekörpern aus unterschiedlichen Materialien des Stoffsystems  $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrO}_2$ , die aus Schlickern mit je 50 % Volumenanteil Keramikpulver hergestellt wurden, untersucht. Die Ergebnisse sind in Abbildung 7-17 dargestellt.

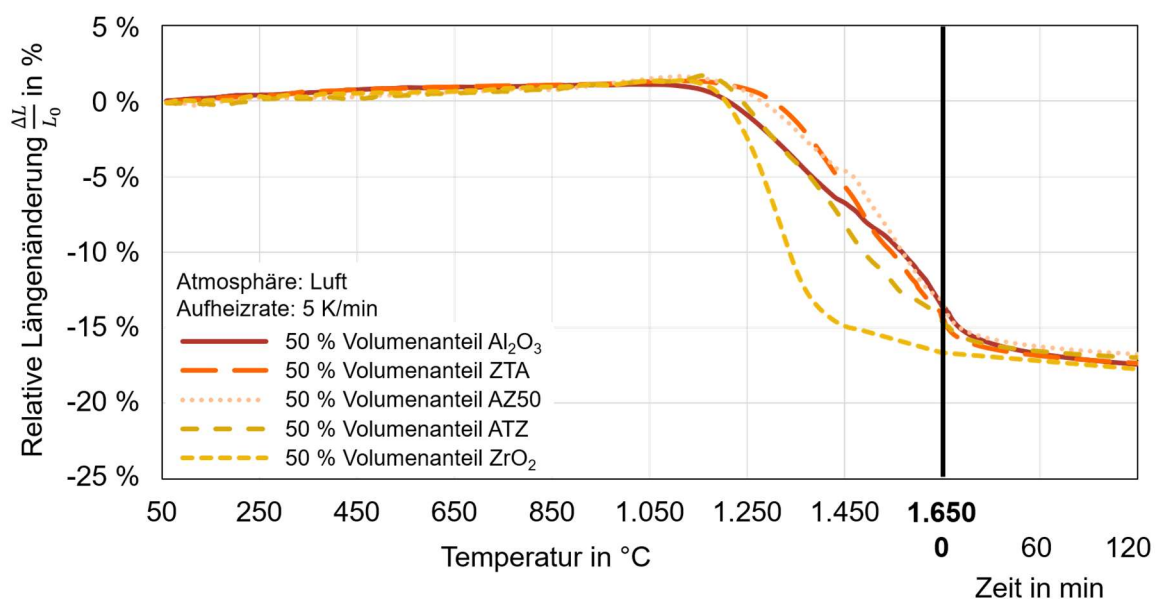


Abbildung 7-17: Dilatometrische Analyse von Bauteilen aus Schlickern mit je 50 % Volumenanteil verschiedener Keramiken (Schubert et al. 2026)<sup>19</sup>

Die Messkurven zeigen, dass Zirkoniumoxid ab 1.200 °C eine signifikante Volumenschrumpfung aufweist. Diese ist bei 1.650 °C vor der Haltezeit nahezu beendet, wobei ein Temperaturverzug aufgrund des kontinuierlichen Aufheizens sowie der zum Durchwärmen und zum Ablauf des Sinterprozesses notwendigen Zeit vermutet wird, d.h. dass der Sinterprozess bei Zirkoniumoxid vermutlich auch bei einer Haltezeit auf einer niedrigeren Temperatur ablaufen würde. Bei den Mischkeramiken ATZ, AZ50 und ZTA erfolgt die Volumenschrumpfung – anders als möglicherweise erwartet – nicht

<sup>19</sup> Abbildung übersetzt aus Schubert et al. (2026), CC BY 4.0, <https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>.

zwischen den Temperaturen bzw. Kurvenverläufen der beiden monolithischen Ausgangsmaterialien, sondern erst bei erhöhter Temperatur. Dies ist vermutlich auf eine gegenseitige Störung bzw. Beeinflussung des  $\text{Al}_2\text{O}_3$  und des  $\text{ZrO}_2$  während des Sintervorgangs zurückzuführen, welche die notwendigen Diffusions- und Umlagerungsprozesse bzw. das Kornwachstum behindern (vgl. Ma et al. 2008, vgl. Lange & Hirlinger 1984). Am Ende der Aufzeichnung bzw. nach rechnerischer Berücksichtigung der Abkühlung weisen alle Proben vergleichbare Schrumpfungen auf, wobei  $\text{ZrO}_2$  tendenziell die höchste und AZ50 die niedrigste Schrumpfung aufweisen (Schubert et al. 2026).

#### Zwischenfazit 12:

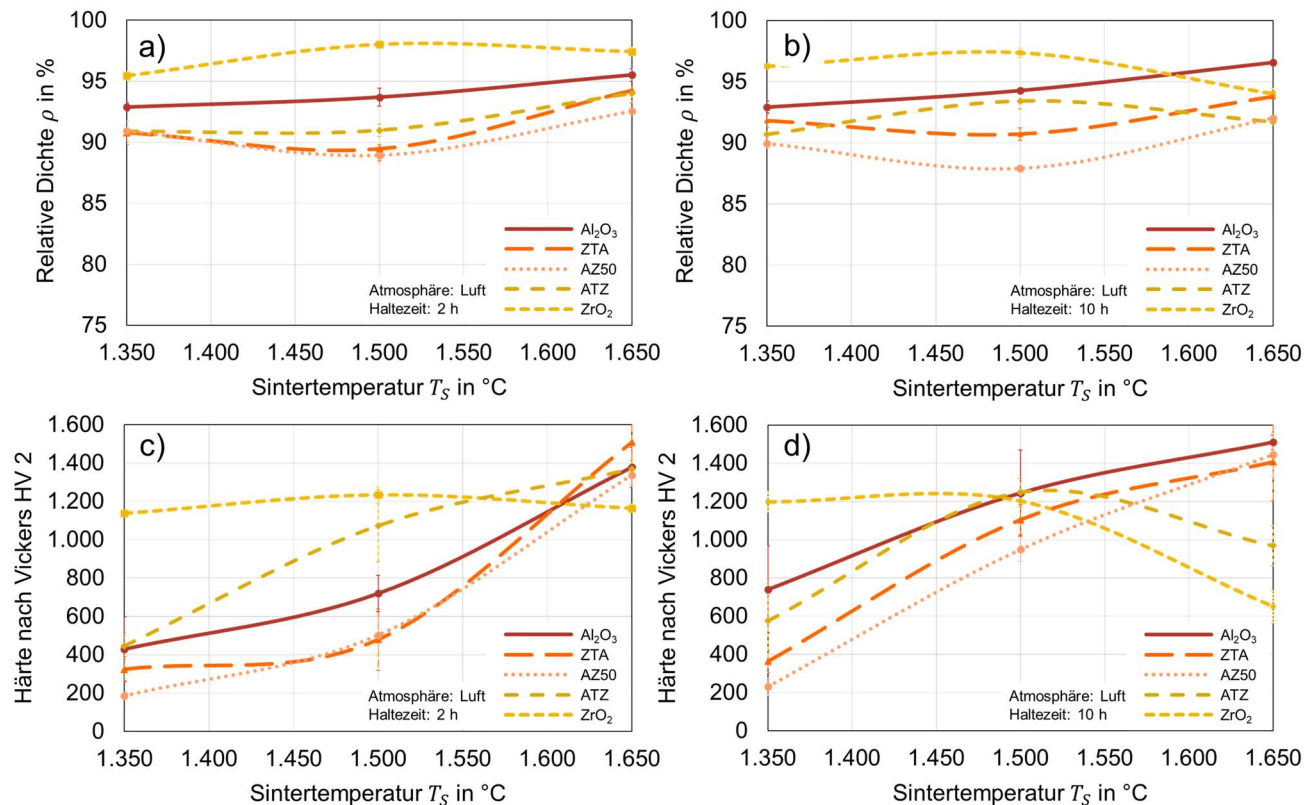
Mit steigendem Füllstoffgehalt nimmt erwartungsgemäß die Volumenschrumpfung während des Sinterprozesses ab. Während der Haltezeit erfolgt überwiegend eine logarithmische Schrumpfung. Bei Mischkeramiken erfolgt die Schrumpfung im Vergleich zu monolithischen Keramiken aufgrund einer gegenseitigen Behinderung der Bestandteile erst bei höherer Temperatur. Am Ende der zweistündigen Haltezeit bei 1.650 °C weisen alle Proben des gleichen Füllstoffgehalts werkstoffunabhängig vergleichbare Schrumpfungen auf.

### **7.4.2 Realer Ofenprozess**

Die Ergebnisse der Dilatometermessungen geben fundierte Anhaltspunkte, wie die betrachteten Probekörper in Abhängigkeit der Temperatur bzw. der Haltezeit versintern bzw. schrumpfen. Unklar ist bislang, inwiefern sich die im Dilatometer ermittelten Ergebnisse auf einen realen Sinterofen übertragen lassen und wie sich das Schrumpfungsverhalten auf die mechanischen Bauteileigenschaften auswirkt. In Schubert et al. (2026) bzw. in A\_Wehrle (2024) und A\_Mohs (2023) wurde der Einfluss der Sinterbedingungen auf ausgewählte Bauteileigenschaften ermittelt, um geeignete Sinterbedingungen für die gemeinsame Co-Sinterung verschiedener Werkstoffe abzuleiten (vgl. Kapitel 2.4.1). Dazu wurde in A\_Mohs (2023) eine erste Versuchsreihe zur grundlegenden Abdeckung des Parameterbereichs in großen Temperatur- und Zeitintervallen durchgeführt. Diese wurden anschließend in einer zweiten Versuchsreihe im vielversprechendsten Bereich in A\_Wehrle (2024) konkretisiert. Es wurde in Anlehnung an Lithoz GmbH (2020g) das in Tabelle A-4 dargestellte Temperaturprofil angewendet und die maximale Temperatur sowie die Haltezeit entsprechend des Versuchsplans angepasst.



Als Probekörper wurden je 3 Zylinder (Durchmesser: 5 mm, Höhe: 10 mm) pro Parameterkombination im Kammerofen Carbolite HTF 18/4 (vgl. Kapitel 5.6) gesintert und deren Dichte mittels Flüssigkeitsverdrängung sowie deren Härte nach Vickers (vgl. Kapitel 5.7) bestimmt. Die Ergebnisse der in A\_Mohs (2023) durchgeführten ersten Versuchsreihe sind zusammenfassend in Abbildung 7-18 dargestellt.



**Abbildung 7-18: Ergebnisse der ersten Versuchsreihe: a) und b) relative Dichte sowie c) und d) Vickers-Härte von Proben verschiedener keramischer Werkstoffe nach dem Sintern bei verschiedenen Temperaturen für 2 bzw. 10 Stunden (nach A\_Mohs 2023)**

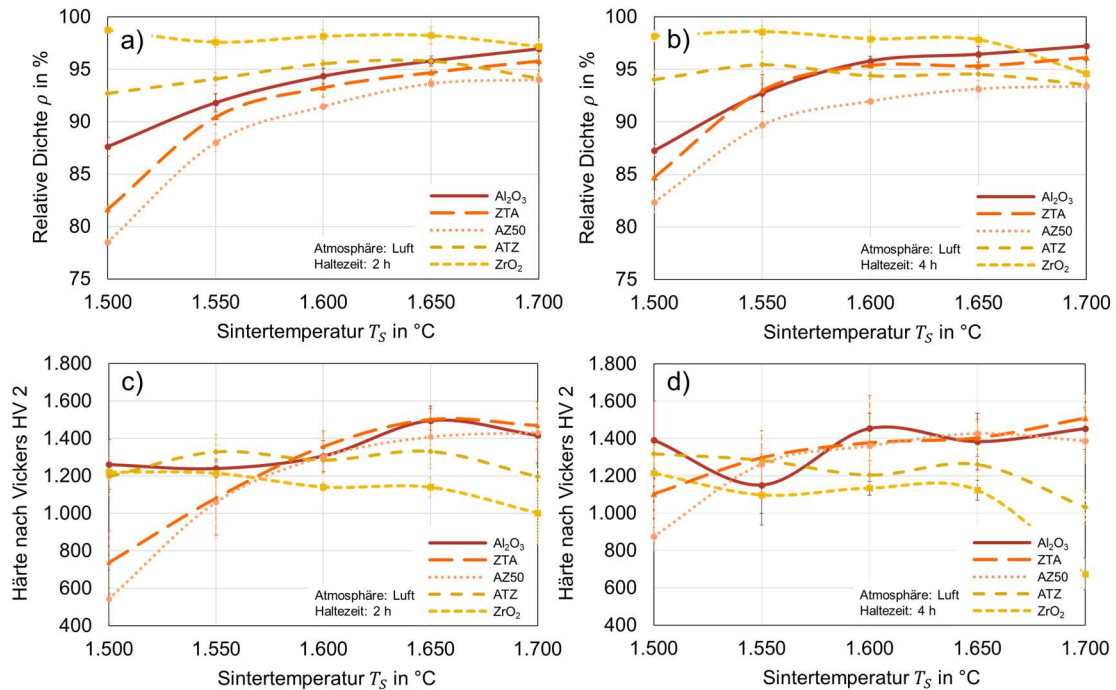
Die Ergebnisse zeigen, dass eine Sintertemperatur von 1.350 °C bei den meisten Werkstoffen zu relativen Dichten von unter 95 % und insbesondere niedrigen Härten von unter 800 HV 2 führt. Durch eine Erhöhung der Sintertemperatur auf 1.500 °C und insbesondere auf 1.650 °C kann für die meisten Werkstoffe sowohl die relative Dichte als auch die Härte gesteigert werden. Bei 1.500 °C gesintertes Zirkoniumoxid weist gegenüber bei 1.350 °C oder 1.650 °C gesintertem ZrO<sub>2</sub> sowohl eine höhere Dichte als auch eine höhere Härte auf. Die Abnahme der Dichte und insbesondere der Härte beim Sintern bei 1.650 °C, insbesondere bei einer Haltezeit von 10 h, ist auf ein Übersintern des Werkstoffs zurückzuführen, wie auch Schliffbilder bzw. REM-Aufnahmen zeigen (siehe auch Kapitel 2.2.6). Somit scheint für ZrO<sub>2</sub> die optimale Sintertemperatur im

Bereich um 1.500 °C zu liegen, wohingegen für die weiteren betrachteten keramischen Materialien höhere Temperaturen zu besseren Eigenschaften führen. Dies entspricht mit Verweis auf die typischerweise angewendeten Sintertemperaturen gemäß Tabelle 4-2 weitestgehend den Erwartungen. Demnach liegt 1.500 °C an der Obergrenze des typischerweise für  $\text{ZrO}_2$  eingesetzten Temperaturbereichs, wohingegen für die anderen Werkstoffe eine Temperatur von 1.500 °C in der Mitte bzw. an der unteren Grenze des typischerweise verwendeten Temperaturbereichs liegt. Im Vergleich der Sinterzeiten von 2 h und 10 h fällt auf, dass – mit Ausnahme von  $\text{ZrO}_2$  und in Teilen von ATZ – eine Verlängerung der Sinterzeit zu einer Erhöhung der relativen Dichte und Härte führt. Eine Verlängerung der Sinterzeit scheint also zumindest in Teilen eine zu niedrige Sintertemperatur zu kompensieren, wenngleich diese bei  $\text{ZrO}_2$  und bei ATZ zu einem Übersintern führt. Ein direkter Vergleich der Messwerte der Dichte- und Härtemessungen offenbart, dass diese weitgehend übereinstimmende qualitative Verläufe und somit ähnliche Abhängigkeiten aufweisen. Es wird jedoch ersichtlich, dass die Sintertemperatur quantitativ betrachtet einen größeren Einfluss auf die Härte als auf die relative Dichte hat. Ferner bestätigt der Vergleich, dass eine alleinige Beurteilung auf Basis der relativen Dichte nicht zielführend ist, da für den gleichen Werkstoff bei vergleichbaren relativen Dichten stark differierende Härten gemessen werden. Daher ist eine ergänzende Bestimmung mechanischer Eigenschaften neben der Bauteildichte notwendig (vgl. A\_Mohs 2023).

Ein Vergleich der Ergebnisse der Dilatometermessungen mit den Ergebnissen des realen Ofenprozesses zeigt, dass eine Übertragung der Ergebnisse weitgehend möglich ist. Ferner bestätigt sich der postulierte zeitliche Versatz aufgrund der kontinuierlichen Aufheizung der Proben, insbesondere für Zirkoniumoxid, dessen bei 1.500 °C gesinterte Proben die höchsten relativen Dichten aufweisen. Die mittels Flüssigkeitsverdrängung ermittelten relativen Dichten der bei 1.650 °C für 2 h gesinterten Proben sind weitestgehend konsistent zu den basierend auf den Längenänderungen im Dilatometer errechneten Dichten (vgl. A\_Mohs 2023).

Für ein Co-Sintern, bei dem beide Werkstoffe unter den gleichen Bedingungen gesintert werden, scheinen daher der Temperaturbereich zwischen 1.500 °C und 1.700 °C sowie Haltezeiten von 2 h und 4 h ein potenziell geeignetes Parameterfenster darzustellen. Dieses wurde in einer zweiten Versuchsreihe im Rahmen von Schubert et al. (2026) bzw. A\_Wehrle (2024) näher betrachtet. Die Ergebnisse sind in Abbildung 7-19 zusammenfassend dargestellt.





**Abbildung 7-19: Ergebnisse der zweiten Versuchsreihe: a) und b) relative Dichte sowie c) und d) Vickers-Härte von Proben verschiedener keramischer Werkstoffe nach dem Sintern bei verschiedenen Temperaturen für 2 bzw. 4 Stunden (Schubert et al. 2026)<sup>20</sup>**

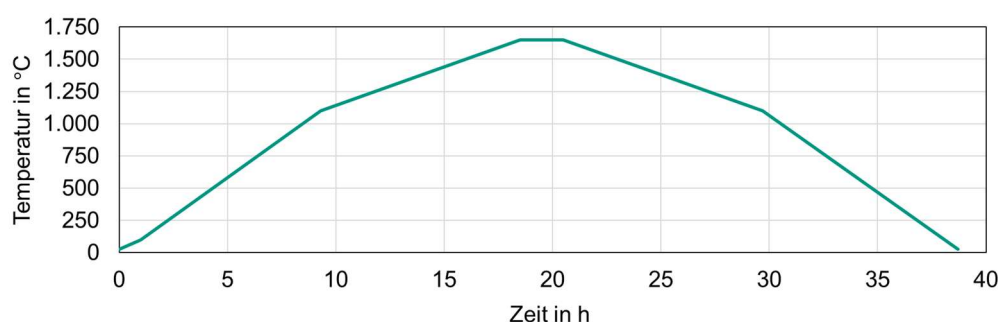
Die Ergebnisse der zweiten Versuchsreihe bestätigen die Ergebnisse der ersten Versuchsreihe in qualitativer und weitgehend auch in quantitativer Hinsicht. Es bestätigt sich, dass Zirkoniumoxid und das überwiegend aus Zirkoniumoxid bestehende ATZ bei niedrigen Sinter Temperaturen bzw. Haltezeiten die höchsten relativen Dichten und Härten aufweisen. Bei Haltezeiten von 2 h (siehe Abbildung 7-19 a) und c)) scheint eine Überhöhung der Sinter Temperatur jedoch nur zu einer begrenzten Verschlechterung der Eigenschaften zu führen, wohingegen ein Sintern bei 1.700 °C mit 4 h Haltezeit insbesondere die Härte signifikant reduziert. Demgegenüber führen höhere Sinter Temperaturen und tendenziell auch längere Sinterzeiten bei Aluminiumoxid und dem überwiegend aus Aluminiumoxid bestehenden ZTA zu besseren Eigenschaften, wobei eine Sinter Temperatur von 1.650 °C bei beiden Materialien benötigt wird, um Dichten von etwa 95 % zu erzielen. Insbesondere bei AZ50, das zu je 50 % Massenanteil aus  $Al_2O_3$  und  $ZrO_2$  besteht, werden bei gleicher Temperatur nur relativ niedrige Dichten erzielt bzw. es werden vergleichsweise hohe Temperaturen zur Erreichung entsprechend hoher Dichten benötigt. Ähnliche Effekte beobachteten auch Wu et al. (2020) bei einer nahezu eutektischen Zusammensetzung des Stoffsystems

<sup>20</sup> Abbildung übersetzt aus Schubert et al. (2026), CC BY 4.0, <https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>.

$\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrO}_2$  mit 35 % molarem Anteil  $\text{ZrO}_2$ , was etwa 46 % Massenanteil  $\text{ZrO}_2$  entspricht, wenngleich sie mit dem Laserauftragsschweißen ein anderes Verfahren angewendet haben und verfahrensbedingt insgesamt etwas höhere Dichten erzielen konnten. Dies ist möglicherweise auf eine gegenseitige Beeinflussung des  $\text{Al}_2\text{O}_3$  und  $\text{ZrO}_2$  beim Sintervorgang zurückzuführen, die bei gleichen Anteilen der beiden Werkstoffe stärker ausgeprägt zu sein scheint, als bei durch  $\text{Al}_2\text{O}_3$  oder  $\text{ZrO}_2$  dominierten Zusammensetzungen (Schubert et al. 2026).

Erwartungsgemäß ist die Härte von Aluminiumoxid und ZTA höher als die Härte von Zirkoniumoxid und ATZ. Die erzielten Härtewerte liegen etwas niedriger, aber insgesamt in einer vergleichbaren Größenordnung wie der einschlägige Stand der Technik (siehe beispielsweise Lithoz GmbH 2023c bzw. Tabelle 4-1), wenngleich die Werte aufgrund der teilweise unterschiedlichen Herstellungs- und Messverfahren nur begrenzt vergleichbar sind (Schubert et al. 2026).

Unter Berücksichtigung der fünf betrachteten Materialien scheint eine Sintertemperatur von 1.650 °C und eine Haltezeit von 2 h übergreifend zu den besten Eigenschaften zu führen. Ergänzend dazu zeigen in A\_Wehrle (2024) bzw. daran anschließend durchgeführte Referenzversuche, die in Stickstoff als Sinteratmosphäre unter ansonsten gleichen Bedingungen durchgeführt wurden, dass im Vergleich zu Luft weitgehend vergleichbare Eigenschaften erzielt werden können. Dies deutet darauf hin, dass mittelfristig sogar Materialien des Stoffsystems  $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrO}_2$  mit Keramiken, die typischerweise in Stickstoffatmosphäre gesintert werden, kombiniert werden könnten. In Anlehnung an Lithoz GmbH (2020g) wurde das in Tabelle A-4 bzw. nachfolgend in Abbildung 7-20 dargestellte Temperaturprofil zum Sintern der Bauteile festgelegt (Schubert et al. 2026).



**Abbildung 7-20: Zeit-Temperatur-Profil zum Sintern der Bauteile**  
(nach Schubert et al. 2026)<sup>21</sup>

<sup>21</sup> Abbildung adaptiert nach Schubert et al. (2026), CC BY 4.0, <https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>.

Mit diesem Temperaturprofil wurden in Schubert et al. (2026) bzw. A\_Wehrle (2024) scheibenförmige Bauteile (Durchmesser: 18 mm, Dicke: 1,8 mm, jeweils im Grünteil) aus den fünf betrachteten Materialien gedruckt. Nach dem Entbindern und Sintern wurden diese B3B-Tests zur Analyse der Festigkeit unterzogen. Die Ergebnisse sind in Abbildung 7-21 dargestellt.

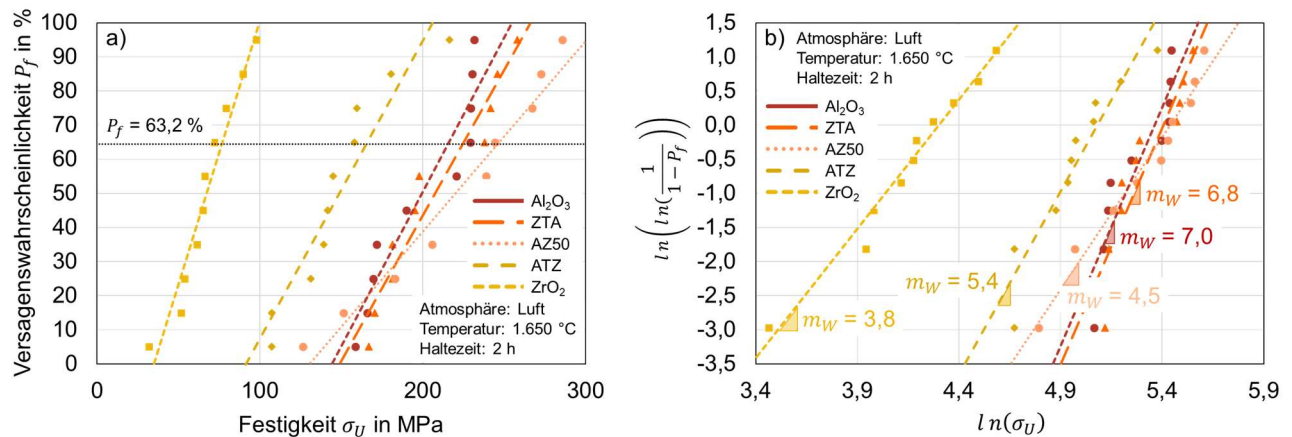


Abbildung 7-21: a) charakteristische Festigkeit und b) Weibull-Modul von Proben verschiedener Werkstoffe, die bei 1.650 °C für 2 h in Luft gesintert wurden (nach Schubert et al. 2026)<sup>22</sup>

Die Ergebnisse zeigen, dass AZ50 die höchste und Zirkoniumoxid die niedrigste Biegefestigkeit aufweisen. Anhand der Abbildung 7-21 b) ist ersichtlich, dass der Herstellungs- und Sinterprozess für Aluminiumoxid und ZTA aufgrund der hohen Weibull-Moduli zu den reproduzierbarsten und für Zirkoniumoxid aufgrund des niedrigen Weibull-Moduls zu den am wenigsten reproduzierbaren Ergebnissen führt. Die Ergebnisse von  $\text{Al}_2\text{O}_3$  stimmen dabei weitgehend mit den Ergebnissen der unter vergleichbaren Bedingungen im Rahmen der Bauteilreinigung hergestellten Referenzproben überein (siehe Abbildung 7-13). Basierend auf den in der Tabelle 4-1 zusammengefassten Festigkeitswerten, die aufgrund des abweichenden Prüfaufbaus und der anderen Probengeometrie jedoch quantitativ nicht mit der charakteristischen Festigkeit des B3B-Tests vergleichbar sind, wäre die höchste Festigkeit von  $\text{ZrO}_2$  und insbesondere von ATZ zu erwarten gewesen. Die im Vergleich zu den anderen Materialien niedrigen Festigkeitswerte von  $\text{ZrO}_2$  und ATZ können mit der Abweichung von den idealen Sinterbedingungen erklärt werden, die zu einem übermäßigen Kornwachstum führt und die Festigkeit reduziert (siehe auch Kapitel 2.1.1). Die

<sup>22</sup> Abbildung adaptiert nach Schubert et al. (2026), CC BY 4.0, <https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>.

Ergebnisse zeigen auch, dass bei 1.650 °C für 2 h gesinterte Proben aus AZ50 eine höhere Festigkeit aufweisen als Proben aus  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Gleichzeitig weisen die Probekörper aus  $\text{Al}_2\text{O}_3$  höhere Härten als Probekörper aus AZ50 auf, sodass eine Kombination beider Werkstoffe potenziell zu vorteilhaften Bauteileigenschaften führen kann (Schubert et al. 2026).

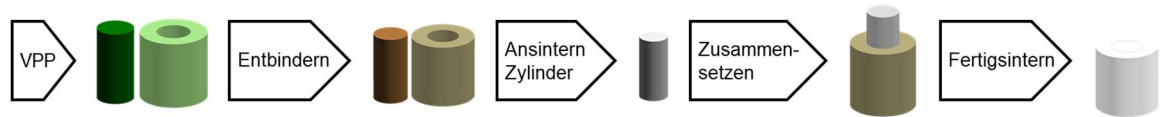
#### Zwischenfazit 13:

Die Ergebnisse der dilatometrischen Untersuchungen sind weitgehend auf einen realen Ofenprozess übertragbar. Durch Abweichen von den jeweils idealen Sinterbedingungen verschlechtern sich die Dichte und insbesondere die Härte sowie die Festigkeit der Bauteile erwartungsgemäß. Ein Co-Sinterprozess bei 1.650 °C mit 2 h Haltezeit führt bei den meisten Materialien des Stoffsystems  $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrO}_2$  zu annehmbaren Eigenschaften. Insbesondere die Kombination von  $\text{Al}_2\text{O}_3$  und AZ50 scheint Potenzial hinsichtlich einer Kombination von Härte und Festigkeit in einem Bauteil zu bieten.

## **7.5 Monolithisches Sinterfügen**

### **7.5.1 Sinterfügen aufgrund eines mehrstufigen Sinterns**

Um die grundsätzliche Eignung des Sinterfügens für keramische VPP-Bauteile zu untersuchen und grundlegende Abhängigkeiten zu ermitteln, wurde in Schubert et al. (2022) bzw. A\_End (2022) das Fügen von Bauteilen aus Aluminiumoxid mithilfe eines zweistufigen Sinterprozesses untersucht. Anknüpfend an das in Kapitel 2.3 beschriebene allgemeine Prinzip des Sinterfügens erfolgt der Fügeprozess gemäß dem in Abbildung 7-22 dargestellten Vorgehen. Es werden zwei sich umschließende Bauteile mit einer nominellen Presspassung im Grün- und gesinterten Zustand hergestellt. Durch Ansintern des Innenteils schrumpft dieses und es entsteht aus der Presspassung eine Spielpassung, die das Ineinandersetzen der beiden Bauteile ermöglicht. Nach dem Ineinandersetzen werden die Bauteile in einem gemeinsamen Sinterschritt gesintert. Aufgrund der bereits beim Ansinterschritt erfolgten Schrumpfung des Innenteils schrumpft dieses im Vergleich zu dem Außenteil weniger, sodass das Außenteil im Idealfall auf das Innenteil aufschumpft und über die Presspassung eine sichere Fügeverbindung herstellt.



*Abbildung 7-22: Schematische Darstellung der ersten Prozessvariante des Sinterfügens auf Basis eines Ansinterns des Innenteils (nach Schubert et al. 2022)<sup>23</sup>*

Für diese Versuchsreihe wurden in Anlehnung an Zhang et al. (2009) zylinder- bzw. hülsenförmige Bauteile ausgewählt und deren Geometrie an den VPP-Prozess angepasst. Die Zylinder und Hülsen weisen je eine Höhe von 10 mm auf und wurden aus dem kommerziell erhältlichen VPP-Schlicker LithaLox 350 hergestellt. Dabei wurden der Außendurchmesser der Zylinder mit einer Schrittweite von 40 µm, was der Kantenlänge eines Pixels entspricht, zwischen 5,04 mm und 5,20 mm in 5 Stufen und der Innendurchmesser der Hülsen mit der gleichen Schrittweite in 6 Stufen zwischen 4,80 mm und 5,00 mm variiert. Zusätzlich wurden die Zylinder mit einer 0,2 mm großen umlaufenden Fase an den Stirnflächen versehen, um Schlickeransammlungen zu vermeiden. Die Bauteile wurden mithilfe des Bounding-Box-Konzepts, bei dem (invertierte) Pixel an gegenüberliegenden Ecken des Druckbereichs platziert werden, um eine genaue Ausrichtung der Bauteile an dem Pixelraster der VPP-Anlage im CAD zu ermöglichen, angewendet (vgl. Schubert et al. 2022). Eine Vermessung der Zylinder und Hülsen ergab jeweils Abweichungen von unter 20 µm, d.h. von weniger als einer halben Pixellänge, sodass eine weitere Optimierung der Genauigkeit aufgrund des Pixelrasters nicht möglich ist. Gleichmaßen ergab die Messung der Rundheit und Zylindrizität an je vier zufällig ausgewählten Zylindern und Hülsen Abweichungen von 20 µm und 23 µm für die Zylinder sowie 18 µm und 30 µm für die Hülsen mit Standardabweichungen von unter 5 µm, sodass unter Berücksichtigung der Messwerte der Durchmesser eine weitere Verbesserung der Genauigkeit der Grünteile nicht möglich ist.

Die Bauteile wurden anschließend mit dem vom Schlicker-Hersteller in Lithoz GmbH (2020g) empfohlenen Temperaturverlauf entbindert und zur Festigkeitssteigerung kurz bis 1.100 °C aufgeheizt. Das Ansintern der Zylinder zur Herstellung der Spielpassung erfolgte in Abwandlung zu dem in Lithoz GmbH (2020g) für den Schlicker vorgesehenen Sinter-Temperaturprofil zunächst nur bei 1.300 °C bzw. 1.400 °C mit einer Haltezeit von 2 h und einem anschließenden Abkühlen auf Raumtemperatur. Die Auswahl der Temperaturen erfolgte dabei auf Basis der mittels Dilatometrie ermittelten und in

<sup>23</sup> Abbildung adaptiert nach Schubert et al (2022), mit Genehmigung von Elsevier.

Abbildung 7-16 dargestellten Sinterschrumpfungen. Die angesinterten Zylinder wurden mit den fünf verschiedenen Hüslengrößen vollfaktoriell kombiniert und deren Passfähigkeit untersucht. Dabei wurde unterschieden, ob ein Ineinandersetzen (1) alleine auf Basis der Gewichtskraft, (2) durch geringe händisch aufgebrachte Fügekraft oder (3) nicht möglich war.

Die Ergebnisse zeigen, dass ein Ansintern der Zylinder bei 1.300 °C zu keiner hinreichenden Schrumpfung führt und die bei 1.300 °C angesinterten Zylinder (kleinster Durchmesser: 4,82 mm) nicht in die entbinderten Hülsen (größter Durchmesser: 4,79 mm) eingesetzt werden können. Diesbezüglich ist der Effekt der zweistündigen Haltezeit geringer als ursprünglich abgeschätzt. Die Passfähigkeit der bei 1.400 °C angesinterten Zylinder und der verschiedenen Hülsen ist in Tabelle 7-8 dargestellt, wobei jeweils die Maße im Grünzustand angegeben sind.

*Tabelle 7-8: Kompatibilität von bei 1.400 °C angesinterten Zylindern und entbinderten Hülsen jeweils unterschiedlicher Abmessungen (nach Schubert et al. 2022)<sup>24</sup>*

Alle Abmessungen im Grünzustand in mm		Zylinder (angesintert bei 1.400 °C)				
		5,04	5,08	5,12	5,16	5,20
Hülsen (entbindert)	4,80	(3)	(3)	(3)	(3)	(3)
	4,84	(2)	(3)	(3)	(3)	(3)
	4,88	(1)	(3)	(3)	(3)	(3)
	4,92	(1)	(2)	(3)	(3)	(3)
	4,96	(1)	(1)	(2)	(3)	(3)
	5,00	(1)	(1)	(1)	(2)	(3)

Ineinandersetzen: (1) aufgrund der Gewichtskraft, (2) durch geringe händische Fügekraft oder (3) nicht möglich

Es ist ersichtlich, dass mit steigendem Übermaß im Grünzustand eine höhere Kraft zum Ineinandersetzen benötigt wird bzw. aufgrund der nicht mehr ausreichenden Schrumpfung während des Ansinterns kein Ineinandersetzen von Zylindern und Hülsen möglich ist. Die erhöhte Fügekraft scheint insbesondere Reibungskräfte zwischen Zylinder und Hülse kompensieren zu können, nicht jedoch maßliche Überlappungen, wie ein „Aufsprengen“ der entbinderten Hülsen beim Einpressen von Zylindern mit höherer Kraft zeigt.

Anschließend wurden die Proben gemäß dem in Lithoz GmbH (2020g) vorgesehenen Temperaturverlauf mit 2 h und alternativ dazu mit 6 h Haltezeit gesintert. Die Proben

<sup>24</sup> Tabelle adaptiert nach Schubert et al (2022), mit Genehmigung von Elsevier.



wurden danach eingebettet und einem Querschliff 2 mm oberhalb der Probenunterseite unterzogen. Die Beurteilung des Fügeergebnisses erfolgte nach Derguti et al. (2012) bzw. Schubert et al. (2022) anhand des Versinterungsgrads  $k_V$ , der sich gemäß Formel 7-3 als Längen- bzw. Winkelverhältnis der versinterten Grenzlänge zur gesamten Grenzlänge zwischen Zylinder und Hülse ergibt, wie auch Abbildung 7-23 zeigt.

$$k_V = \frac{\sum \varphi_i}{360^\circ}$$

Formel 7-3

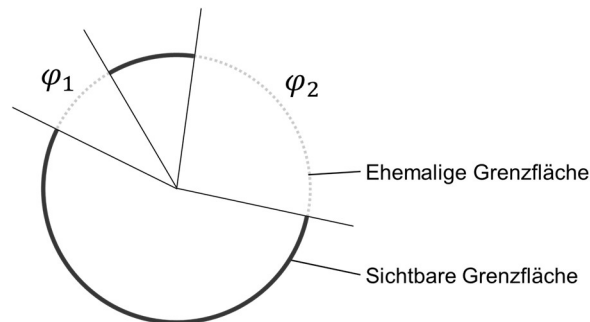


Abbildung 7-23: Schematische Visualisierung des Versinterungsgrads (nach Schubert et al. 2022)<sup>25</sup>

In Abbildung 7-24 sind zwei verschiedene Kombinationen von Zylindern und Hülse mit unterschiedlichem Übermaß vergleichend gegenübergestellt, wobei in Abbildung 7-24 b) und d) die jeweils ursprünglichen Grenzflächen rot hervorgehoben sind.

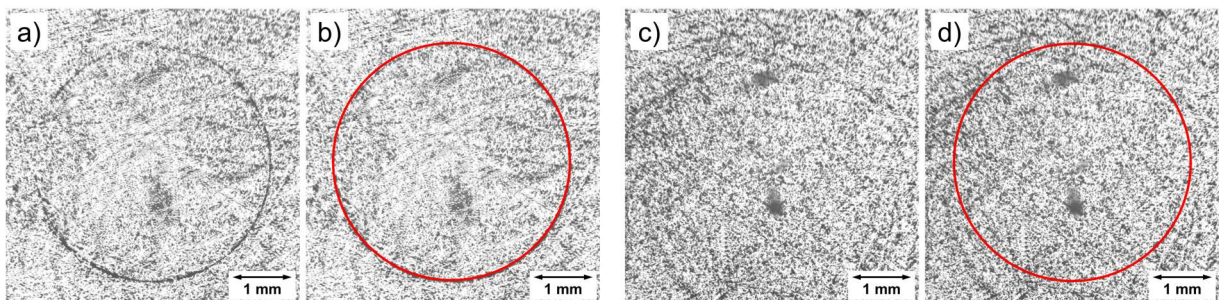


Abbildung 7-24: Exemplarische Auswahl von Schlichtbildern von Proben nach dem Sinterfügen: a) und b) Kombination 5,04 (Zylinder) / 5,00 (Hülse) für 2 h gesintert, c) und d) Kombination 5,12 / 4,96 für 6 h gesintert (nach Schubert et al. 2022)<sup>26</sup>

In Abbildung 7-24 c), die eine Kombination von einem Zylinder und einer Hülse mit großer Überlappung darstellen, ist nahezu keine Kontur der ursprünglichen Grenzfläche mehr erkennbar, was sich auch in einem hohen Versinterungsgrad  $k_V$  von 92 % äußert. In Abbildung 7-24 a), deren Bauteile nur eine geringe maßliche Überschneidung aufweisen, ist die Grenzfläche noch weitgehend sichtbar ( $k_V = 41$  %).

<sup>25</sup> Abbildung adaptiert nach Schubert et al (2022), mit Genehmigung von Elsevier.

<sup>26</sup> Abbildung adaptiert nach Schubert et al (2022), mit Genehmigung von Elsevier.

Die Ergebnisse der weiteren Kombinationen von Zylindern und Hülsen sind in Tabelle 7-9 zusammenfassend dargestellt. Bei mit „-“ gekennzeichnete Kombinationen ist ein Ineinandersetzen von Zylindern und Hülsen schrumpfungsbedingt nicht möglich.

*Tabelle 7-9: Versinterungsgrad der verschiedenen Kombinationen von Hülsen und bei 1.400 °C angesinterten Zylindern in % (nach Schubert et al. 2022)<sup>27</sup>*

Alle Abmessung im Grünzustand in mm		Zylinder									
		Haltezeit 2 h					Haltezeit 6 h				
		5,04	5,08	5,12	5,16	5,20	5,04	5,08	5,12	5,16	5,20
Hülsen	4,80	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	4,84	94	-	-	-	-	90	-	-	-	-
	4,88	83	-	-	-	-	80	-	-	-	-
	4,92	80	82	-	-	-	80	90	-	-	-
	4,96	64	73	86	-	-	80	84	92	-	-
	5,00	41	67	72	96	-	80	81	84	86	-

Es ist ersichtlich, dass mit steigendem (prozentualen) Übermaß zwischen Zylinder und Hülse im Grünzustand der Versinterungsgrad nach dem Sinterprozess zunimmt. Durch eine Verlängerung der Haltezeit konnten insgesamt etwas höhere Versinterungsgrade und insbesondere gleichmäßigere Ergebnisse erzielt werden. Eine Verlängerung der Sinterzeit scheint daher ein etwas geringeres Übermaß kompensieren zu können, wenngleich mit Verweis auf die Ergebnisse in Kapitel 7.4.2 eine Verlängerung der Sinterzeit aufgrund der schlechteren Eigenschaften wenig praktikabel erscheint. Ein „Aufsprengen“ der Proben durch den gemeinsamen Sinterprozess konnte nicht beobachtet werden. Daher ist – zumindest bei dieser Variante des Sinterfügens – für einen hohen Versinterungsgrad eine möglichst große Überlappung von Zylinder und Hülse anzustreben, die jedoch nach dem Ansintern hinreichend Spiel zwischen den Bauteilen zum Ineinandersetzen ermöglicht. Im Falle eines Ansinterns bei 1.400 °C liegt dieses Optimum bei etwa 4 % Übermaß (Schubert et al. 2022). Dies entspricht weitgehend den Ergebnissen von Schwarzer-Fischer et al. (2021), die ein Übermaß von 3 % verwendeten. Hinsichtlich der Versinterungsgrade ist zu beachten, dass diese aufgrund der Schliffbilder nur eine lokale Auswertung darstellen, die jedoch insgesamt zu konsistenten Ergebnissen führen. Eine dreidimensionale Analyse der Proben mittels CT ist aufgrund der geringen Porengröße bzw. Grenzflächendicke und der limitierten Auflösung bei der Durchstrahlung der Proben wenig zielführend.

<sup>27</sup> Tabelle adaptiert nach Schubert et al (2022), mit Genehmigung von Elsevier.

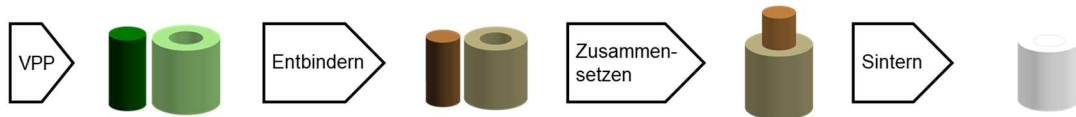


### Zwischenfazit 14:

Das Sinterfügen stellt einen grundsätzlich geeigneten Ansatz zur Kombination von VPP-Grüntteilen bzw. Braunteilen dar. Dabei muss die Überlappung von Innen- und Außenteil genau dimensioniert werden, um eine hinreichende Schrumpfung beim Ansintern und dennoch einen hohen Versinterungsgrad zu ermöglichen. Bei einem Ansintern bei 1.400 °C liegt diese Grenze bei etwa 4 % Übermaß.

## **7.5.2 Sinterfügen durch unterschiedliche Volumenschrumpfung**

Um den vergleichsweise aufwendigen Ansinterschritt zu ersetzen, wurde auf Basis der vorherigen Untersuchungen in Schubert et al. (2026) bzw. A\_Schott (2024) ein zweiter Ansatz des Sinterfügens mittels unterschiedlicher Volumenschrumpfung von Innen- und Außenteil angewendet. Dieser ist in Abbildung 7-25 schematisch dargestellt. Anstelle des Ansinterns zur Herstellung der Spielpassung wird diese direkt im Grünzustand eingestellt, sodass die Bauteile bereits nach dem Entbindern ineinander gesetzt werden können. Die zum Versintern bzw. Aufschumpfen des Außenteils notwendige größere Volumenschrumpfung wird durch einen niedrigeren Füllstoffgehalt des Außenteils realisiert.



*Abbildung 7-25: Schematische Darstellung der zweiten Prozessvariante des Sinterfügens auf Basis unterschiedlicher Volumenschrumpfung (nach Schubert et al. 2026)<sup>28</sup>*

In Schubert et al. (2026) wurden anknüpfend an die vorstehenden Untersuchungen Zylinder aus Schlicker mit 56 % Volumenanteil  $\text{Al}_2\text{O}_3$  und Hülse mit 40 %, 45 % und 50 % Volumenanteil  $\text{Al}_2\text{O}_3$  gemäß Tabelle 6-2 bzw. mit reduzierten Füllstoffgehalten hergestellt. Aufgrund der Erfahrungen aus dem Sinterfügen mit mehrstufigem Sintern wurde der Radius an den Stirnflächen des Zylinders auf 1,0 mm erhöht und eine zusätzliche Verrundung mit 1,0 mm Radius an den inneren Kanten der Stirnflächen der Hülse vorgesehen, um ein Einführen der Zylinder in die Hülse zu vereinfachen. Zusätzlich wurde die Höhe der Zylinder und Hülse auf 5 mm reduziert, um den Materialverbrauch und die Fertigungszeit zu reduzieren. Basierend auf den vorstehenden Ergebnissen wurde der Außendurchmesser des Zylinders konstant auf

<sup>28</sup> Abbildung übersetzt aus Schubert et al. (2026), CC BY 4.0, <https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>.

5,00 mm festgelegt und der Innendurchmesser der Hülzen in insgesamt 14 Stufen zwischen 5,00 mm und 5,88 mm variiert, wobei zwischen 5,00 mm und 5,16 mm eine Schrittweite von 40 µm und zwischen 5,16 mm und 5,88 mm eine Schrittweite von 80 µm angewendet wurde. Mit der variablen Schrittweite und der erhöhten Anzahl an Stufen wird den größeren Schrumpfungsdifferenzen der verschiedenen Füllstoffgehalte Rechnung getragen und gleichzeitig eine Untersuchung eines großen Parameterbereichs sowie eine höchstmögliche Auflösung im vermutlich relevantesten Bereich ermöglicht. Die Genauigkeit des Herstellungsprozesses wurde analog zu Kapitel 7.5.1 durch Vermessung aller Proben bestätigt.

Nach dem Entbindern mit dem Temperaturprofil gemäß Abbildung 7-15 bzw. Tabelle A-3 wurden die Zylinder und Hülzen jeweils vollfaktoriell miteinander kombiniert. Die Passfähigkeit der Verbindungen ist in Tabelle 7-10 zusammengefasst.

*Tabelle 7-10: Kompatibilität der entbinderten Zylinder und Hülzen verschiedener Abmessungen und Füllstoffgehalte (nach Schubert et al. 2026)*

Zylinder (entbindert): 56 % Volumenanteil Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>		Hülse (entbindert): verschiedene Volumenanteile Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>		
		50 %	45 %	40 %
Innendurchmesser der Hülse (Grünzustand)	5,00 mm	(2)	(3)	(3)
	5,04 mm	(2)	(3)	(3)
	5,08 mm	(2)	(2)	(3)
	5,12 mm	(2)	(2)	(2)
	5,16 mm	(2)	(2)	(2)
	5,24 mm	(1)	(1)	(2)
	5,32 mm	(1)	(1)	(1)
	5,40 mm	(1)	(1)	(1)
	5,48 mm	(1)	(1)	(1)
	5,56 mm	(1)	(1)	(1)
	5,64 mm	(1)	(1)	(1)
	5,72 mm	(1)	(1)	(1)
	5,80 mm	(1)	(1)	(1)
	5,88 mm	(1)	(1)	(1)

Ineinandersetzen: (1) aufgrund der Gewichtskraft, (2) durch geringe händische Fügekraft oder (3) nicht möglich

Ab einem nominellen Spalt von 0,12 mm im Grünzustand ist ein Ineinandersetzen und ab einem Spalt von 0,32 mm ein praktisch kraftloses Ineinandersetzen unabhängig vom ausgewählten Füllstoffgehalt möglich. Mit steigendem Füllstoffgehalt ist bereits bei einem geringeren nominellen Spalt ein Fügen bzw. ein kraftloses Fügen möglich. Anhaltspunkte für eine Erklärung gibt eine Vermessung der Zylinder und Hülzen nach dem Entbindern. Diese zeigt, dass die Bauteile durch das Entbindern bzw. das zur Festigkeitssteigerung kurze Aufheizen auf 1.100 °C bereits geringfügig schrumpfen und

mit geringerem Füllstoffgehalt diese Schrumpfung stärker ausgeprägt ist. Insgesamt ist ab einem Spalt von etwa 20 µm zwischen Zylinder und Hülse ein Ineinandersetzen reproduzierbar möglich (Schubert et al. 2026).

Die ineinander gesetzten Proben wurden mit dem Temperaturprofil gemäß Abbildung 7-20 bzw. Tabelle A-4 bei 1.650 °C für 2 h gemeinsam gesintert. Die Proben wurden anschließend eingebettet, präpariert und der Versinterungsgrad gemäß Formel 7-3 bzw. Abbildung 7-23 bestimmt. Die Ergebnisse sind in Tabelle 7-11 dargestellt.

*Tabelle 7-11: Versinterungsgrad der verschiedenen Kombinationen von Zylindern und Hülsen in % (nach Schubert et al. 2026)*

Zylinder (entbindert): 56 % Volumenanteil Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>		Hülse (entbindert): verschiedene Volumenanteile Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>		
		50 %	45 %	40 %
Innendurchmesser der Hülse (Grünzustand)	5,00 mm	99	-	-
	5,04 mm	99	-	-
	5,08 mm	91	99	-
	5,12 mm	79	100	98
	5,16 mm	55	97	96
	5,24 mm	48	96	94
	5,32 mm	21	76	86
	5,40 mm	17	56	78
	5,48 mm	6	47	63
	5,56 mm	0	38	61
	5,64 mm	0	8	60
	5,72 mm	0	6	43
	5,80 mm	0	6	13
	5,88 mm	0	5	7

Bei qualitativer Betrachtung nimmt der Versinterungsgrad unabhängig vom Füllstoffgehalt mit sinkendem Innendurchmesser der Hülsen zu. Die höchsten Versinterungsgrade können jeweils im Grenzbereich beobachtet werden, bei dem gerade noch ein Ineinandersetzen möglich ist. Dabei können jedoch – anders als in den Untersuchungen zum Sinterfügen mit Ansinterschritt – bei einigen Proben Defekte beobachtet werden, insbesondere bei Hülsen mit einem Keramikanteil von 40 %. Es handelt sich dabei insbesondere um Risse, die vom äußeren Rand der Hülsen ausgehen und sich in Richtung Zylinder erstrecken, sodass diese vermutlich durch zu große Spannungen während des Aufschumpfens bei geringem Fügespiel und großer Schrumpfungsdifferenz entstehen. Demnach scheint – zumindest bei den ausgewählten Parameterkombinationen – die Möglichkeit des Ineinandersetzens bei geringem Fügespalt noch keine hinreichende Bedingung für die Herstellung defektfreier Bauteile mit hohem Versinterungsgrad zu sein. Es muss darüber hinaus die

unterschiedliche Volumenschrumpfung berücksichtigt werden. Es zeigt sich, dass grundsätzlich mit allen betrachteten Füllstoffgehalten der Hülsen hohe Versinterungsgrade erzielt werden können, wenngleich Hülsen mit einem niedrigen Füllstoffgehalt in Kombination mit den hochgefüllten Zylindern tendenziell eher zu Defekten neigen. Gleichmaßen scheinen hohe Unterschiede im Füllstoffgehalt zwischen Zylinder und Hülse zu weiteren Unsicherheiten bzw. Abweichungen bezüglich der Schrumpfung während des Entbinderns und die Passfähigkeit beim Ineinandersetzen zu führen. Daher sind grundsätzlich geringe Füllstoffunterschiede zu bevorzugen, zumal auch mit geringeren Füllstoffdifferenzen hohe Versinterungsgrade erzielt werden können (Schubert et al. 2026).

Zur Analyse bzw. Beschreibung der Abhängigkeiten beim Sinterfügen wurde in Schubert et al. (2026) ein Dimensionierungsfaktor  $j_S$  gemäß Formel 7-4 definiert. Dieser berücksichtigt im Zähler das Verhältnis von Innendurchmesser der Hülse  $d_{Hi}$  und Außendurchmesser des Zylinders  $d_{Za}$  als Maß für den zwischen Zylinder und Hülse initial vorherrschenden prozentualen Spalt, der beim Sintern überbrückt werden muss. Im Nenner steht die Füllstoffdifferenz von Zylinder  $\phi_{VZ}$  und Hülse  $\phi_{VH}$  als Maß für das unterschiedliche Schrumpfungsverhalten von Zylinder und Hülse, also den gedachten Spalt, der während des Sinterns geschlossen werden kann.

$$j_{SF} = \frac{\frac{d_{Hi}}{d_{Za}}}{\phi_{VZ} - \phi_{VH}} \quad \text{Formel 7-4}$$

Es zeigt sich, dass hohe Versinterungsgrade (siehe Formel 7-3 bzw. Abbildung 7-23) bei einem Faktor  $j_{SF}$  von 0,15 bis 0,25 erzielt werden können. Bei diesen Werten sind – zumindest im betrachteten Bereich – die Fügespalte zum Ineinandersetzen der Bauteile hinreichend groß und die Volumenschrumpfung ausreichend, um ein Versintern von Innen- und Außenteil zu ermöglichen (Schubert et al. 2026). Der Faktor  $j_{SF}$  kann genutzt werden, um die Abmessungen bzw. die Füllstoffgehalte der Fügepartner gezielt auszulegen.

#### Zwischenfazit 15:

Ein Sinterfügen von VPP-Bauteilen auf Basis unterschiedlicher Füllstoffgehalte ist möglich. Mit steigender Füllstoffgehalt-Differenz nehmen jedoch das Defektrisiko und die Prozessunsicherheit zu. Durch Abstimmung der Abmessungen und Füllstoffgehalte von Innen- und Außenteilen können hohe Versinterungsgrade realisiert werden. Optima ergeben sich insbesondere bei einem Sinterfügen-Faktor  $j_{SF}$  von 0,15 bis 0,25.

## 8 Herstellung von Multi-Material-Bauteilen mittels VPP

### 8.1 Multi-Material-Sinterfügen

Basierend auf den vorstehend beschriebenen Untersuchungen mittels Dilatometrie und zum Sinterfügen von Aluminiumoxid-Bauteilen wurde die Kombination verschiedener Materialien durch Sinterfügen betrachtet. Von primärer Bedeutung für den Versinterungsgrad nach dem Sinterfügen ist die Gesamtschrumpfung der einzelnen Bauteile nach dem Durchlaufen des Ofenprozesses. Wie die Dilatometermessungen der verschiedenen Materialien in Abbildung 7-17 zeigen, ist die Volumenschrumpfung der Bauteile nach der Haltezeit nahezu identisch. Geringfügige Unterschiede können dabei auf den unterschiedlichen Versinterungsgrad bzw. ein Übersintern der einzelnen Materialien bei dem ausgewählten Temperaturverlauf sowie eine geringfügige während des Entbinderns vorweggenommene Schrumpfung zurückgeführt werden. Die Abbildung 7-17 zeigt jedoch, dass die Volumenschrumpfung bei unterschiedlichen Temperaturen stattfindet. Nach Schubert et al. (2026) bzw. A\_Schott (2024) kann dies beim Sinterfügen gegebenenfalls Probleme verursachen, wenn die unterschiedliche zeitliche Schrumpfung zu einer gegenseitigen Beeinflussung der Schrumpfung von Zylindern und Hülsen führt. Beispielsweise kann eine frühzeitige Schrumpfung des Außenteils zu einem Kontakt von Innen- und Außenteil führen und die Schrumpfung des Außenteils dadurch gehemmt werden, was potenziell zu Defekten im Außenteil führen kann. Durch eine später einsetzende Schrumpfung des Innenteils kann außerdem trotz eines zwischenzeitlichen Kontakts wieder ein Spalt zwischen Innen- und Außenteil entstehen. Gleichmaßen kann eine größere thermische Ausdehnung bzw. Schrumpfung des Innenteils die Entstehung eines Spalts zwischen Innen- und Außenteil begünstigen (vgl. Schubert et al. 2026, vgl. A\_Schott 2024).

Anknüpfend an die Dilatometermessungen in Kapitel 7.4.1, den Einfluss der Sintertemperatur auf die Bauteileigenschaften in Kapitel 7.4.2, das monolithische Sinterfügen aufgrund unterschiedlicher Volumenschrumpfungen in Kapitel 7.5.2 sowie die charakteristischen Eigenschaften der Materialien in Kapitel 4 wurden in Schubert et al. (2026) bzw. A\_Schott (2024) verschiedene Materialkombinationen ausgewählt, die entweder hohe Versinterungsgrade und / oder generalisierbare Ergebnisse erwarten lassen. Dabei wurde auch berücksichtigt, dass durch die ausgewählten Sinterbedingungen die Dichte und insbesondere die mechanischen Eigenschaften der

Materialien teilweise verschlechtert werden und daher nicht jede Werkstoffkombination sinnvoll erscheint.

Analog zum in Kapitel 7.5.2 beschriebenen Vorgehen wurden Zylinder mit nominellem Außendurchmesser von 5,00 mm und Hülsen mit entsprechend variiertem Innendurchmesser hergestellt. Diese wurden nach dem Entbindern gemäß Abbildung 7-15 bzw. Tabelle A-3 ineinander gesetzt und bei 1.650 °C für 2 h gemäß dem in Tabelle A-4 bzw. in Abbildung 7-20 dargestellten Temperaturprofil gemeinsam gesintert.

Beim Ineinandersetzen der Zylinder und Hülsen zeigt sich grundsätzlich, dass ab einem nominellen Spiel von etwa 20 µm, das durch Vermessung der Bauteile gemäß Kapitel 5.7 bestätigt werden konnte, ein Ineinandersetzen möglich ist. Es zeigt sich ferner, dass einerseits mit zunehmendem Spiel der Versinterungsgrad abnimmt und andererseits bei einem geringen Spiel in Kombination mit einer großen Differenz der Füllstoffanteile die Wahrscheinlichkeit von Bauteildefekten ansteigt. Der für die jeweilige Materialkombination am besten geeignete Innendurchmesser der Hülse  $d_{Hi}$  ist zusammen mit dem erreichten Versinterungsgrad  $k_V$  in Tabelle 8-1 angegeben (Schubert et al. 2026).

*Tabelle 8-1: Zusammenfassung des für die jeweilige Materialpaarung am besten geeigneten Hülsen-Innendurchmessers und der jeweils erreichten Versinterungsgrade (nach Schubert et al. 2026)*

Kombination #	Zylinder	Hülse	$d_{Hülse,innen}$	$k_{Versinterung}$
1	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 56 %	AZ50 50 %	5,12 mm	100 %
2	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 56 %	AZ50 45 %	5,56 mm	71 %
3	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 56 %	ZrO <sub>2</sub> 45 %	-	-
4	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 45 %	ZrO <sub>2</sub> 40 %	-	-
5	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 50 %	ATZ 45 %	5,48 mm	49 %
6	ZTA 50 %	AZ50 50 %	5,04 mm	98 %
7	ZTA 50 %	ATZ 45 %	5,16 mm	95 %
8	ZTA 50 %	ZrO <sub>2</sub> 45 %	-	-
9	ZTA 50 %	ZrO <sub>2</sub> 40 %	-	-
10	AZ50 50 %	ZrO <sub>2</sub> 45 %	5,12 mm	74 %
11	ATZ 45 %	ZrO <sub>2</sub> 45 %	5,32 mm	46 %

Es ist ersichtlich, dass die Kombination 1 aus einem Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Zylinder mit 56 % Volumenanteil und einer AZ50-Hülse mit 50 % Volumenanteil Keramik, die

Kombination 6 aus einem ZTA-Zylinder und einer AZ50-Hülse mit je 50 % Volumenanteil Keramik sowie die Kombination 7 aus einer ZTA-Hülse mit 50 % Volumenanteil und einem ATZ-Zylinder mit 45 % Volumenanteil Keramik zu den höchsten Versinterungsgraden führen. Bei der Kombination 2 wird aufgrund der großen Differenz des Füllstoffgehalts von Zylinder und Hülse ein großer Spalt im Grünteil benötigt; engere Spalte führen zu einem „Aufsprengen“ der Hülse (siehe auch Kapitel 7.5.2). Bei den Kombinationen 3 und 4 führt keine der betrachteten Zusammenstellungen von Zylindern und Hülsen zu einem Werkstoffverbund; entweder entsteht ein umlaufender Spalt zwischen Zylinder und Hülse oder die Hülse wird durch das Aufschumpfen beschädigt. Das gleiche Verhalten kann auch bei den Kombinationen 8 und 9 beobachtet werden. Möglicherweise wäre durch eine noch feinere Abstufung der Abmessungen ein Fügeverbund möglich, wenngleich ein solch kleines Prozessfenster für eine potenzielle Anwendung wenig praktikabel erscheint. Dass in den Kombinationen 5 und 11 trotz des nominell gleichen Füllstoffgehalts lediglich eine teilweise Versinterung möglich ist, ist auf einen zumindest partiellen Kontakt von Zylinder und Hülse während des Sinterprozesses zurückzuführen. Gleichzeitig kann die größere Schrumpfung des  $\text{ZrO}_2$  während des Abkühlens die Fügeverbindung möglicherweise verbessern, insbesondere, wenn sich Zylinder und Hülse während des Sinterprozesses in ihrem Sinterverhalten beeinflusst haben (Schubert et al. 2026).

Der für das monolithische Sinterfügen eingeführte Faktor  $j_{SF}$  scheint trotz der – absolut gesehen – nahezu identischen Schrumpfungen der einzelnen Materialien bei dem gleichen Füllstoffgehalt nicht direkt auf das multi-materielle Sinterfügen übertragbar. Dies ist insbesondere auf die unterschiedliche Verteilung der Schrumpfung über der Temperatur, eine unterschiedliche thermische Ausdehnung und eine bereits während des Entbinderns stattfindende Schrumpfung zurückzuführen. Letztere führt insbesondere bei  $\text{ZrO}_2$ , das von den betrachteten Materialien bei der niedrigsten Temperatur eine Sinteraktivität zeigt, zu größeren benötigten Spalten zwischen Zylinder und Hülse. Durch die bei niedrigerer Temperatur stattfindende Schrumpfung und das Übersintern ist die Gesamtschrumpfung von  $\text{ZrO}_2$  während des gemeinsamen Sinterschritts potenziell etwas geringer, was jedoch durch den etwas größeren thermischen Ausdehnungskoeffizienten, der zu einer größeren Schrumpfung während der kritischen Abkühlphase führt, kompensiert wird. Für eine Erweiterung der Formel 7-4 zur Berücksichtigung der unterschiedlichen Materialeigenschaften im quantitativen Faktor  $j_{SF}$  und insbesondere zu dessen Validierung wären weitere

Datenpunkte notwendig. Daher kann vielmehr festgehalten werden, dass die Kombination der gegensätzlichsten Materialien des Werkstoffclusters  $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrO}_2$ , d.h.  $\text{Al}_2\text{O}_3$  und  $\text{ZrO}_2$ , zu einem sehr engen Prozessfenster führt und unklar bleibt, ob die beiden Werkstoffe mittels Sinterfügen überhaupt reproduzierbar kombiniert werden können. Wie beispielsweise der hohe Versinterungsgrad zwischen  $\text{Al}_2\text{O}_3$  und AZ50 zeigt, können verwandtere Materialien leichter miteinander kombiniert werden. Mit Verweis auf die Untersuchung der mechanischen Eigenschaften der betrachteten Materialien in Kapitel 7.4.2 scheint die Kombination von  $\text{Al}_2\text{O}_3$  und AZ50 nicht nur gute Fügeergebnisse, sondern auch vielversprechende mechanische Eigenschaften aufzuweisen. Die hohe Härte des  $\text{Al}_2\text{O}_3$  kann in Verbindung mit der höheren Festigkeit des AZ50 beispielsweise bei einem Rohr oder Lager, das auf der Innenseite abrasiv belastet wird, sinnvoll und in der in Kombination 1 verwendeten Anordnung eingesetzt werden (Schubert et al. 2026).

Zur besseren Visualisierung der Werkstoffverbunde wurde in A\_Schott (2024) das Einfärben von  $\text{ZrO}_2$ - und  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Schlickern untersucht. Als Färbemittel wurde aus den in Chang et al. (2022) und Wang et al. (2019) verwendeten Stoffen (siehe Kapitel 2.2.2) aufgrund des farblichen Kontrasts zu den sonst nahezu weißen Schlickern, der Gesundheitsgefährdung einzelner Stoffe und der Kosten für die Materialien Chromoxid ausgewählt. Um die Eigenschaften der Schlicker und letztlich auch der Bauteile möglichst wenig zu beeinflussen, wurde angestrebt, den Anteil des Chromoxids so gering wie möglich zu halten und dennoch eine hinreichende Färbung zu erzielen. Als Ausgangspunkt dienten die  $\text{ZrO}_2$ - und  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Schlicker gemäß Tabelle 6-3, in denen der Keramikanteil partiell durch Chromoxid ersetzt wurde. Ausgehend von 5 % Massenanteil Chromoxid, das bei Chang et al. (2022) zu einer intensiven Färbung des Schlickers bzw. der Bauteile führte, wurde schrittweise der Chromoxid-Anteil auf letztlich 0,5 % in beiden Schlickern reduziert. Bei diesem Anteil ist eine hinreichend grüne Färbung ersichtlich und die rheologischen Eigenschaften sowie das Aushärteverhalten weitgehend vergleichbar zu ungefärbten Schlickern. Eine nachfolgende Verarbeitung der Bauteile entlang der VPP-Prozesskette zeigte, dass diese analog zu Chang et al. (2022) während des Sinterns aufgrund der Bildung eines  $(\text{Al}_{1-x}\text{Cr}_x)_2\text{O}_3$ -Mischkristalls ihre Färbung von grün zu violett ändern (A\_Schott 2024).

Unter Verwendung des eingefärbten Schlickers wurde die Kombination erneut hergestellt. Die Verbundbauteile sind in Abbildung 8-1 in Originalfarbe bzw. eingefärbt dargestellt.



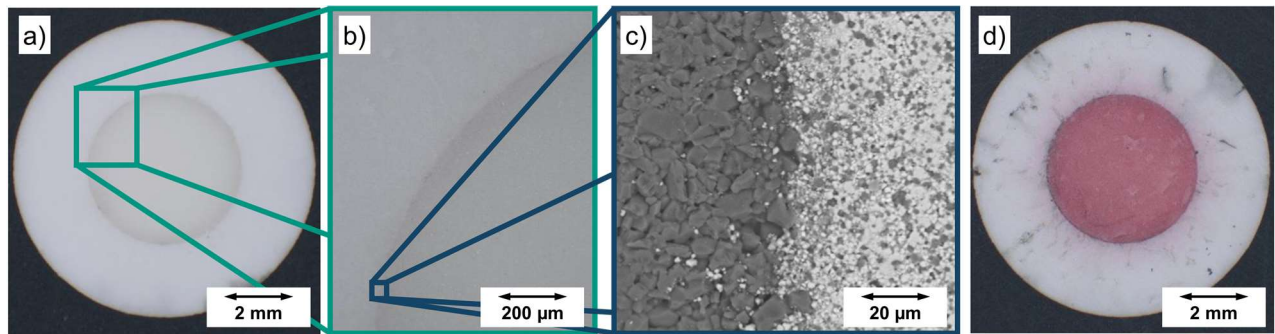


Abbildung 8-1: Werkstoffverbund gemäß Kombination 1 aus einer  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Hülse (außen) und einem AZ50-Zylinder (innen): a) und b) in Originalfarbe, c) als REM-Aufnahme, d) mit eingefärbtem Zylinder (a) – c): Schubert et al. 2026, d): nach A\_Schott 2024)<sup>29</sup>

Aus den lichtmikroskopischen Aufnahmen in Abbildung 8-1 a) und b) ist ersichtlich, dass kein Spalt zwischen den beiden Materialien vorliegt. Selbst die detaillierte REM-Aufnahme in Abbildung 8-1 c) zeigt keinen Spalt zwischen Zylinder und Hülse, was den hohen Versinterungsgrad bestätigt (Schubert et al. 2026). Die lichtmikroskopische Aufnahme in Abbildung 8-1 d) zeigt, dass Aluminiumoxid mittels Chromoxid eingefärbt werden kann und bestätigt aufgrund der violetten Färbung auch die von Chang et al. (2022) ermittelte Mischkristallbildung während des Sinterprozesses. Es ist ersichtlich, dass die Farbgebung weitgehend homogen im Zylinder und nur geringfügig mit abnehmender Farbintensität in die Hülse diffundiert ist. Neben den Diffusionsspuren, die sich von dem Zylinder ausgehend in der Hülse erstrecken, sind verschiedene kleinere dunkle Stellen erkennbar, bei denen es sich um kleinere Defekte handelt, die während des monolithischen Herstellungsprozesses und / oder während der Probenpräparation entstanden sein können. Aufgrund ihrer Größe und ihrer Positionierung scheinen diese in keinem direkten Zusammenhang mit dem Sinterfügen-Prozessschritt zu stehen bzw. nicht durch diesen verursacht worden zu sein.

In der REM-Aufnahme aus Abbildung 8-1 c) wurde in Schubert et al. (2026) eine EDX-Analyse zur Ermittlung der Massenverteilung im Grenzbereich zwischen  $\text{Al}_2\text{O}_3$  und AZ50 durchgeführt, deren Messlinie in Abbildung 8-2 a) und die Ergebnisse in Abbildung 8-2 b) dargestellt sind. Die ermittelten Messwerte sind ausschließlich auf Aluminium und Zirkonium normiert. Beispielsweise wurden Spurenelemente wie Yttrium, das zur Stabilisierung in  $\text{ZrO}_2$  eingesetzt wird, der Übersichtlichkeit halber in Abbildung 8-2 b) ausgeblendet.

<sup>29</sup> Abbildung a) bis c): Schubert et al. (2026), CC BY 4.0, <https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>.

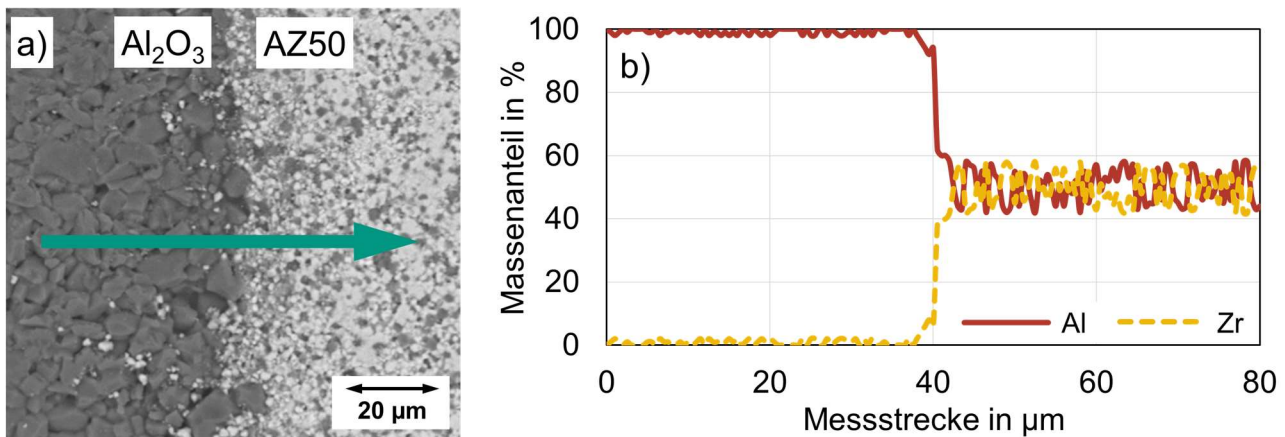


Abbildung 8-2: a) REM-Aufnahme des  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -AZ50-Grenzbereichs gemäß Abbildung 8-1, b) mittels EDX ermittelte Massenverteilung entlang der in a) dargestellten Linie (nach Schubert et al. 2026)<sup>30</sup>

Im nominellen  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Bereich kann fast ausschließlich Aluminium, d.h.  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , nachgewiesen werden. An der in Abbildung 8-2 a) sichtbaren Grenzfläche ist ein scharfer Übergang in der Materialzusammensetzung ohne signifikante Gradierung erkennbar. Der Aluminium-Anteil fällt auf etwa 50 % Massenanteil ab, wohingegen der Zirkonium-Anteil auf etwa 50 % Massenanteil ansteigt, was den jeweiligen Anteilen in AZ50 entspricht. Demnach scheint kein nennenswerter Materialaustausch in der Grenzfläche vorzuliegen, wenngleich Abbildung 8-2 a) vereinzelt helle  $\text{ZrO}_2$ -Körner im  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Bereich zeigt, die jedoch potenziell auch bei der Präparation in diesen Bereich gelangt sein könnten (Schubert et al. 2026).

Im Vergleich der Korngrößen in beiden Bereichen fällt auf, dass die Aluminiumoxid-Körner im  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Bereich signifikant größer sind als im AZ50-Bereich, was die bereits in Kapitel 7.4.2 postulierte gegenseitige Hemmung des Sinterprozesses von  $\text{Al}_2\text{O}_3$  und  $\text{ZrO}_2$  in einer Mischkeramik unterstützt. Innerhalb des AZ50-Bereichs liegen  $\text{Al}_2\text{O}_3$  und  $\text{ZrO}_2$  homogen vermischt vor, was das Vorgehen einer Mischung der beiden Pulver zur Herstellung der Mischkeramik rechtfertigt.

#### Zwischenfazit 16:

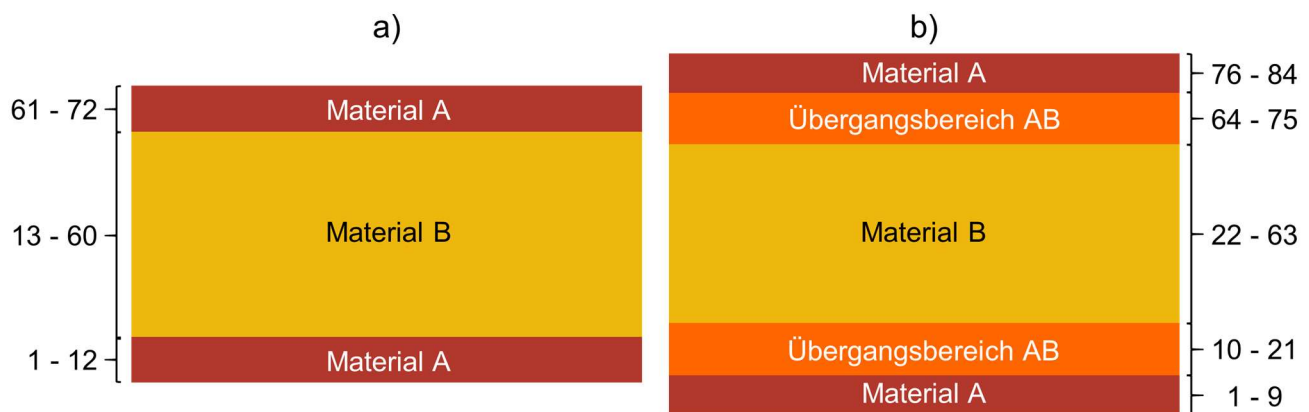
Das Sinterfügen kann zur Herstellung von Werkstoffverbunden genutzt werden, wenngleich der Prozess im Vergleich zum monolithischen Sinterfügen aufgrund der unterschiedlichen Werkstoffeigenschaften deutlich komplexer ist. Die für das monolithische Sinterfügen ermittelten Zusammenhänge können daher quantitativ nicht

<sup>30</sup> Abbildung übersetzt aus Schubert et al. (2026), CC BY 4.0, <https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>.

unverändert auf das multi-materielle Sinterfügen übertragen werden. Die unterschiedlichen Werkstoffeigenschaften haben es auch ermöglicht, Zylinder und Hülsen mit gleichem Füllstoffanteil zumindest partiell zu fügen. Die besten Fügeergebnisse können bei verwandten Stoffen, geringen Spalten vor dem Sintern und eher ähnlichen Füllstoffgehalten erzielt werden. Insbesondere die Kombination von  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Innenteilen und AZ50-Außenteilen führt zu sehr guten Fügeergebnissen, die aufgrund der sich ergänzenden Eigenschaften auch einen technischen Mehrwert bieten können. Zudem konnten Bauteile erfolgreich eingefärbt werden.

## 8.2 Multi-Material-VPP




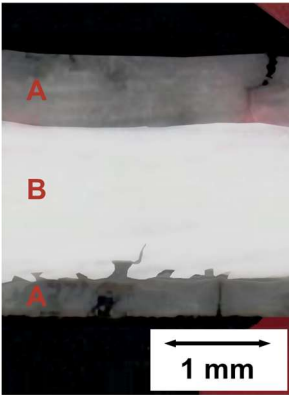
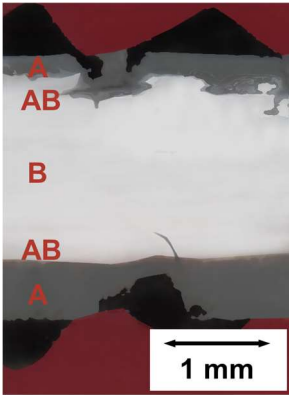
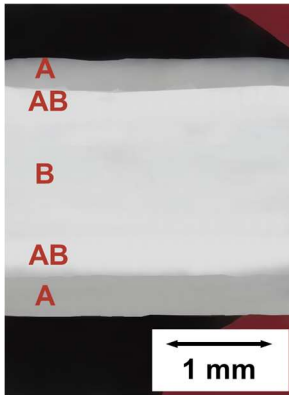
Basierend auf den vorstehenden Untersuchungen wurde in A\_Weisser (2024) versucht, Werkstoffverbunde direkt mittels Multi-Material-VPP herzustellen. Aufgrund des in Kapitel 7.2.3 ermittelten negativen Einflusses zu vieler Reinigungsschritte auf den Druckprozess und die Bauteileigenschaften wurde von den Probekörpergeometrien des Sinterfügens (siehe Kapitel 7.5 und 8.1) abgewichen, da diese nominell bei jeder Schicht bzw. jeder zweiten Schicht einen Materialwechsel und somit einen Reinigungsschritt erfordern würde. Um außerdem den Einfluss der Multi-Material-Bauweise auf die Biegefestigkeit zu ermitteln, wurden analog zu den Kapiteln 7.2.3 und 7.4.2 Scheiben mit einem Durchmesser von 18 mm und einer Dicke von etwa 1,8 mm im Grünzustand als Probekörper ausgewählt. Diese wurden in einem schematischen Schichtaufbau A – B – A aus zwei unterschiedlichen Materialien A und B hergestellt. Um den Einfluss der Grenzschichtgestaltung zu betrachten, wurden neben einem flächigen Materialübergang auch zwei verschiedene Übergänge betrachtet, die in einem zusätzlichen, zwischen den Bereichen A und B angeordneten Übergangsbereich AB vorgenommen wurden. Die Querschnitte der Probekörper mit und ohne Übergangsbereich sind mit dem jeweiligen Schichtbereich schematisch in Abbildung 8-3 dargestellt. Zur Ergänzung des Übergangsbereichs wird die Dicke der beiden Materialien A und B nur geringfügig verkleinert, um deren grundsätzlich strukturelle Eigenschaften beizubehalten und signifikante Skalierungseffekte durch unterschiedlich große Bauteilvolumina (siehe Kapitel 2.1.2) zu verhindern. Die dennoch um 12 Schichten, d.h. um 0,3 mm, größere Scheibendicke wird bei der Auswertung der Festigkeiten entsprechend berücksichtigt.



*Abbildung 8-3: Schematische Darstellung der Schichtaufbauten  
 a) ohne und b) mit Übergangsbereich (nach A\_Weisser 2024)*

Innerhalb des Übergangsbereichs erfolgt entweder eine Gradierung im Sinne eines Schachbrettmusters, die eine Angleichung der Materialeigenschaften zum Ziel hat, oder eine Verzahnung, die an ein Aufschrumpfen im Sinne des Sinterfügens anknüpft (siehe Tabelle 8-2). Nachdem die vorherigen Untersuchungen gezeigt haben, dass die zu verbindenden Materialien ein möglichst ähnliches Sinterverhalten und – zumindest im Falle eines harten Übergangs oder einer schachbrettförmigen Gradierung – möglichst übereinstimmende thermische Ausdehnungskoeffizienten aufweisen sollen, wurden  $\text{Al}_2\text{O}_3$  als Material A und ZTA als Material B ausgewählt. Als Zwischenreinigung wurde in den Übergangsbereichen die in Kapitel 7.2 als am besten geeignete Kombination 3 aus Airbrush und Tupfreinigung verwendet. Die Bauteile wurden anschließend gemäß dem in Abbildung 7-15 bzw. Tabelle A-3 dargestellten Temperaturprofil entbindert und gemäß dem in Abbildung 7-20 bzw. Tabelle A-4 dargestellten Profil bei  $1.650\text{ }^\circ\text{C}$  für 2 h gesintert. Die schematische Gestaltung der Grenzschichten zwischen den Materialien A und B bzw. des Übergangsbereichs AB sowie exemplarische Schliffbilder der so hergestellten Proben sind in Tabelle 8-2 zusammengefasst.

*Tabelle 8-2: Schematische Gestaltung der betrachteten Grenzschichtgestaltungen (nicht maßstabsgerecht) und Schliffbilder der so hergestellten Proben (nach A\_Weisser 2024)*

Kategorie	Übergang: Harte Grenzschicht	Übergang: Schachbrett	Übergang: Verzahnung
Schematische Grenzschichtgestaltung			
Schliffbild			

Die exemplarischen Schliffbilder zeigen, dass sowohl eine harte Grenzschicht als auch ein schachbrettförmiger Übergang zur Defektbildung neigen, insbesondere im Bereich der  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Randschicht sowie dem Übergangsbereich. Diese Defekte sind höchstwahrscheinlich auf die – wenn auch eher geringen – unterschiedlichen Eigenschaften der beiden Materialien  $\text{Al}_2\text{O}_3$  und ZTA zurückzuführen. Dass die Defekte initial durch die Bauteilreinigung verursacht werden, erscheint aufgrund des nur zweimalig durchgeführten Reinigungsprozesses bei einer harten Grenzschicht und unter Berücksichtigung der Reinigungsergebnisse aus Kapitel 7.2.3 eher unwahrscheinlich. Demgegenüber scheint eine eher gröbere, sich über je 12 Schichten erstreckende Verzahnung als Übergangsbereich zu einem deutlich besseren Schichtverbund zu führen, wie das rechte Schliffbild in Tabelle 8-2 zeigt. Da bei der Herstellung dieses Bauteils insgesamt 12 Reinigungsschritte vorgenommen wurden, scheinen die Defekte in den anderen beiden Ansätzen nicht auf die Reinigung zurückzuführen zu sein. Die so hergestellten Schichtverbunde wurden einem B3B-Test gemäß Kapitel 5.7 unterzogen, dessen Ergebnisse vergleichend zu den bei gleichen Bedingungen gesinterten  $\text{Al}_2\text{O}_3$  und ZTA in Abbildung 8-4 dargestellt sind.

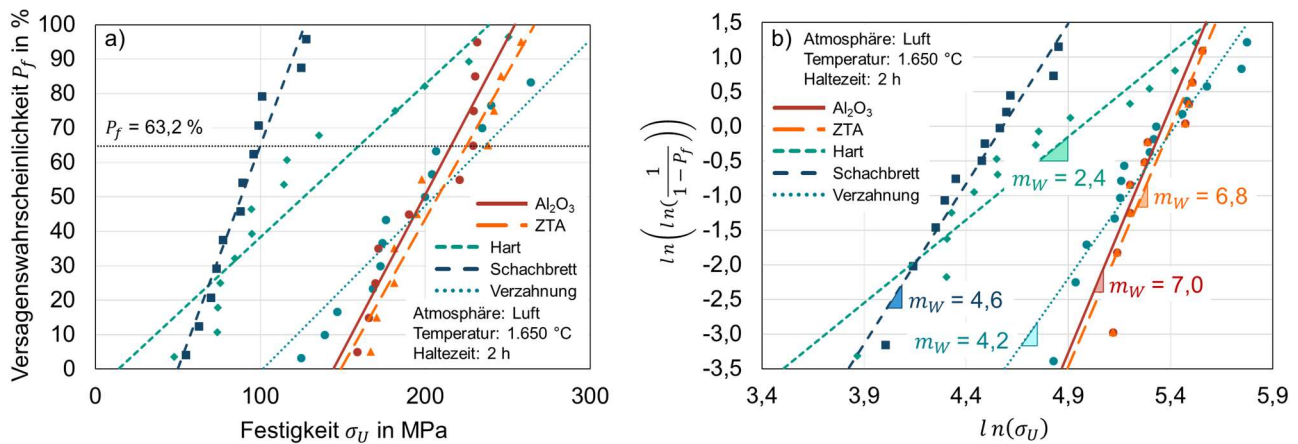


Abbildung 8-4: a) charakteristische Festigkeit und b) Weibull-Modul von Verbundproben sowie  $Al_2O_3$ - und ATZ-Proben als Referenz (nach A\_Weisser 2024)

Wie auf Basis der Schliffbilder zu erwarten ist, liegen die charakteristischen Festigkeiten der mittels harter bzw. flächiger Grenzschrift und mittels schachbrettförmigem Übergangsbereich hergestellter Proben deutlich unterhalb der monolithischen Materialien  $Al_2O_3$  und ZTA. Dies äußert sich auch in den niedrigeren Weibull-Moduli und der somit schlechteren Reproduzierbarkeit der Bauteile. Demgegenüber zeigen die mit einem verzahnten Übergangsbereich hergestellten Proben eine charakteristische Festigkeit von 233 MPa, die über den charakteristischen Festigkeiten von  $Al_2O_3$  von 214 MPa und ZTA von 223 MPa liegt. Diesbezüglich scheint durch den Schichtaufbau eine Festigkeitssteigerung erzielt worden zu sein. Der im Vergleich zu den monolithischen Materialien etwas niedrigere Weibull-Modul weist auf eine geringere Reproduzierbarkeit der Proben hin. Der niedrigere Weibull-Modul offenbart damit aber gleichzeitig das Potenzial einer weiteren Festigkeitssteigerung der Proben, wenn deren Reproduzierbarkeit weiter erhöht werden kann.

Schlacher et al. (2021), die ebenfalls Schichtverbunde mit dem Aufbau  $Al_2O_3$  – ZTA –  $Al_2O_3$  hergestellt haben, führen eine Festigkeitssteigerung auf das Induzieren von Druckeigenspannungen im Randbereich zurück, die durch das unterschiedliche Abkühlverhalten von  $Al_2O_3$  und ZTA hervorgerufen werden. Diese Argumentation scheint auch für die im Rahmen dieser Arbeit beobachtete Festigkeitssteigerung tragfähig zu sein. Im Vergleich mit Schlacher et al. (2021) fällt auf, dass durch eine harte Grenzschriftgestaltung, wie sie Schlacher et al. (2021) angewendet haben, im Rahmen dieser Arbeit keine Steigerung sondern eine Reduzierung der Festigkeit aufgrund der beim Sinterprozess entstehenden Defekte beobachtet wird. Für einen solchen Schichtverbund scheinen die beiden betrachteten  $Al_2O_3$ - und ZTA-Schlacker



bzw. die darin enthaltenen Pulver – trotz der vorlaufenden Untersuchungen – nicht hinreichend kompatibel zu sein, wenn gleichwohl im Vergleich zu Schlacher et al. (2021), die keine zwischengeschalteten Reinigungsschritte durchgeführt haben, nicht ausgeschlossen werden kann, dass die beiden bei der harten Grenzschicht durchgeführten Reinigungsschritte die Festigkeit beeinflussen. Darüber hinaus verwendeten Schlacher et al. (2021) im Verhältnis zum Kernbereich deutlich dünnere Randschichten, sodass sich diese hinsichtlich der Spannungsverteilung gegebenenfalls besser anpassen können und sich daher keine Risse bzw. Defekte ausbilden. Demgegenüber zeigt die neu eingeführte Verzahnung der beiden Materialien im Übergangsbereich eine Festigkeitssteigerung, die grundsätzlich auf dem von Schlacher et al. (2021) beschriebenen Effekt zu beruhen scheint. Die Verzahnung scheint aufgrund der direkten Einwirkung bzw. Umklammerung toleranter für Abweichungen der beiden Materialien und bietet damit potenziell weitere Möglichkeiten zur Steigerung der Eigenspannungen und damit der Festigkeit. Die im Vergleich zu Schlacher et al. (2021) niedrigeren absoluten Festigkeitswerte sind auf abweichende Rohmaterialien, das unterschiedliche Verhältnis der einzelnen Materialbereiche und insbesondere die mit 10 mm Durchmesser signifikant kleineren Proben zurückzuführen. Die von Schlacher et al. (2021) untersuchten Proben weisen ein um über Faktor 3 größeres Volumen als die im Rahmen dieser Arbeit betrachteten Proben auf. Wie beispielsweise in Harrer et al. (2007) (siehe auch Kapitel 2.1.2) explizit für den B3B-Test beschrieben, nimmt die Festigkeit von Keramikproben signifikant mit dem Probenvolumen ab, da die Wahrscheinlichkeit versagenskritischer Defekte ansteigt. Auch wenn die Werte aufgrund der abweichenden Randbedingungen nicht direkt vergleichbar sind, so bestätigt die vorliegende Arbeit dennoch die Ergebnisse von Schlacher et al. (2021) und belegt das Potenzial der Festigkeitssteigerung durch eine Multi-Material-Bauweise.

#### Zwischenfazit 17:

Durch einen Schichtaufbau  $\text{Al}_2\text{O}_3$  – ZTA –  $\text{Al}_2\text{O}_3$  kann die Festigkeit bei einer geeigneten Grenzschichtgestaltung gegenüber den reinen Materialien  $\text{Al}_2\text{O}_3$  und ZTA aufgrund des Einbringens von Druckeigenspannungen gesteigert werden. Eine an das Sinterfügen angelehnte vergleichsweise grobe Verzahnung im Übergangsbereich scheint weniger defektanfällig als eine harte Grenzschicht oder eine Schachbrettstruktur aus den beiden Materialien. Diese Ergebnisse belegen das Potenzial der Multi-Material-Fertigung auf Basis der badbasierten Photopolymerisation.

## 9 Zusammenfassung

Keramiken werden aufgrund ihrer besonderen Eigenschaften vielseitig eingesetzt. Um Einschränkungen konventioneller Fertigungsverfahren zu überwinden, gewinnt die Additive Fertigung zunehmend an Bedeutung. Neue Prozessansätze befassen sich mit der Kombination verschiedener Materialien in einem Bauteil, um die Bauteileigenschaften zu verbessern und weitere Anwendungen zu erschließen.

Um diese Potenziale zu erschließen, wurde in der vorliegenden Arbeit eine Werkstoff- und Prozessanalyse zur Herstellung keramischer Werkstoffverbunde mittels badbasierter Photopolymerisation durchgeführt. Unter Berücksichtigung der Materialeigenschaften und der typischerweise angewendeten Prozessbedingungen wurde das Werkstoffcluster  $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrO}_2$  ausgewählt (Zwischenfazit 1). Für  $\text{Al}_2\text{O}_3$  wurde ein geeignetes Bindersystem entwickelt (Zwischenfazit 2), das auf weitere keramische Werkstoffe erfolgreich übertragen werden konnte (Zwischenfazit 3). Dabei konnte der keramische Füllstoffgehalt teilweise signifikant gegenüber dem Stand der Technik bzw. kommerziell erhältlichen Schlickern gesteigert werden. Durch die Zugabe von Mischkugeln in den Mischbehälter und die Verwendung eines Dreiwalzwerks können Agglomerate hinreichend verkleinert und homogene Schlicker hergestellt werden (Zwischenfazit 4). Die Bayes'sche Optimierung als KI-Ansatz weist ein hohes Potenzial zur Verbesserung der Schlickerzusammensetzung auf und ermöglichte in einer exemplarischen Anwendung bei einem  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Schlicker eine Steigerung des Keramikanteils auf über 65 % Volumenanteil (Zwischenfazit 5). Materialspezifisch wurden geeignete Belichtungseinstellungen ermittelt, die insbesondere von der Brechungsindex-Differenz zwischen keramischem Pulver und Bindersystem abhängen (Zwischenfazit 6). Zur automatisierten Bauteilreinigung wurde ein funktionsfähiges Reinigungssystem aus einer Magnetrührer-, einer Tuch- und einer Airbrush-Station aufgebaut, das mit der VPP-Anlage interagieren kann (Zwischenfazit 7). Eine Kombination verschiedener Reinigungsstationen führt im Vergleich zu einzelnen Reinigungsstationen zu einer deutlich besseren Reinigung (Zwischenfazit 8). Mit steigender Anzahl an Reinigungsschritten nimmt das Risiko von Bauteildefekten zu, sodass die Reinigungsschritte nur bedarfsgerecht eingesetzt werden sollten (Zwischenfazit 9). Aufgrund des gleichen Bindersystems ist das Entbinderverhalten der daraus hergestellten Grünteile nahezu identisch (Zwischenfazit 10). Dadurch können die Grünteile der verschiedenen Materialien mit einem gemeinsamen Temperaturprofil



entbindert werden (Zwischenfazit 11). Mit steigendem Füllstoffgehalt nimmt die Volumenschrumpfung während des Sinterprozesses ab (Zwischenfazit 12). Ein Co-Sinterprozess bei 1.650 °C mit 2 h Haltezeit führt bei den meisten Materialien des Stoffsystems  $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrO}_2$  zu annehmbaren Eigenschaften, wobei insbesondere die Kombination von  $\text{Al}_2\text{O}_3$  und AZ50 ein hohes Potenzial aufweist (Zwischenfazit 13). Das Sinterfügen stellt einen grundsätzlich geeigneten Ansatz zur Kombination von VPP-Grünteilen bzw. Braunteilen dar, wobei die Abmessungen genau aufeinander abgestimmt werden müssen (Zwischenfazit 14). Neben einem Sinterfügen auf Basis eines Ansinterns ist auch ein Sinterfügen auf Basis unterschiedlicher Füllstoffgehalte möglich (Zwischenfazit 15). Das Sinterfügen kann zur Herstellung von Werkstoffverbunden genutzt werden, wenngleich der Prozess im Vergleich zum monolithischen Sinterfügen aufgrund der unterschiedlichen Werkstoffeigenschaften deutlich komplexer ist. Insbesondere die Kombination von  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Innenteilen und AZ50-Außenteilen führt zu sehr guten Fügeergebnissen (Zwischenfazit 16). Bei der Multi-Material-Fertigung kann durch einen Schichtaufbau  $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZTA} - \text{Al}_2\text{O}_3$  mit einer grob verzahnten Grenzschicht die Festigkeit gegenüber den reinen Materialien  $\text{Al}_2\text{O}_3$  und ZTA aufgrund des Einbringens von Druckeigenspannungen gesteigert werden, (Zwischenfazit 17).

Die Ergebnisse belegen das Potenzial der keramischen Multi-Material-Fertigung und bilden eine Basis für weitere Optimierungen. Insbesondere ein für mehrere keramische Materialien geeignetes Bindersystem stellt einen großen technologischen Fortschritt dar, der die Multi-Material-Fertigung erst sinnvoll ermöglicht. Um die Potenziale der Multi-Material-Fertigung zu erschließen, ist eine ganzheitliche Betrachtung der Wechselwirkungen der einzelnen Materialien untereinander und mit den verschiedenen Prozessschritten unabdingbar. In der vorliegenden Arbeit wurden dabei grundlegende Abhängigkeiten ermittelt und grundsätzlich geeignete Schlickerzusammensetzungen bzw. Prozessstellgrößensätze ermittelt. Ebenso konnte gezeigt werden, dass sich das Sinterfügen hervorragend zur Herstellung von keramischen Werkstoffverbunden eignet. Durch eine optimierte Grenzschichtgestaltung und geeignete Prozessstellgrößensätze können keramische Werkstoffverbunde auch direkt im VPP-Prozess hergestellt werden. Weitere Potenziale können zukünftig durch eine weitere Abstimmung der Materialien aufeinander, beispielsweise durch die Zugabe von Sinteradditiven zur Angleichung der Sintertemperatur, erschlossen werden.

## 10 Literaturverzeichnis

Literaturangaben nach dem Schema (A\_<Nachname> <Jahr>) beziehen sich auf studentische Abschlussarbeiten, die vom Verfasser dieser Arbeit inhaltlich und organisatorisch angeleitet wurden.

### A\_Arnaudova 2021

Arnaudova, B. (2021), *Identifikation von geeigneten Werkstoffpaarungen zur Erschließung des Potentials der additiven Multi-Material-Keramikfertigung*. Bachelorarbeit, wbk Institut für Produktionstechnik, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe.

### A\_Brenneis 2022

Brenneis, J. (2022), *Entwicklung von keramischen Suspensionen für die badbasierte Photopolymerisation (VPP-LED)*. Masterarbeit, wbk Institut für Produktionstechnik, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe.

### A\_Burchard 2023

Burchard, B. (2023), *Einsatz eines Machine Learning-Ansatzes zur Optimierung der Werkstoffentwicklung für die badbasierte Photopolymerisation (VPP-LED)*. Masterarbeit, wbk Institut für Produktionstechnik, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe.

### A\_End 2022

End, Y. (2022), *Untersuchung des Potenzials einer kombinierten Prozesskette aus badbasierter Photopolymerisation und Spritzguss zur Herstellung von Keramik-Hybridbauteilen*. Masterarbeit, wbk Institut für Produktionstechnik, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe.

### A\_Lehmann 2023

Lehmann, C.-L. (2023), *Herstellung keramischer Multi-Material-Bauteile mittels VPP-LED*. Masterarbeit, wbk Institut für Produktionstechnik, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe.

### A\_Makiadi 2023

Makiadi, D. (2023), *Herstellung keramischer Multi-Material-Bauteile mittels Sinterfügen*. Masterarbeit, wbk Institut für Produktionstechnik, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe.

## A\_Mohs 2023

Mohs, L. (2023), *Untersuchung des Einflusses der Sinter Temperatur auf die Eigenschaften keramischer Bauteile und Bestimmung geeigneter Prozessfenster*. Masterarbeit, wbk Institut für Produktionstechnik, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe.

## A\_Schott 2024

Schott, M. (2024), *Herstellung keramischer Multi-Material-Bauteile mittels Sinterfügen*. Masterarbeit, wbk Institut für Produktionstechnik, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe.

## A\_Spöckner 2024

Spöckner, P. (2024), *Optimierung der In-Machine-Bauteilreinigung für die Herstellung von keramischen Multi-Material-Bauteilen mittels badbasierter Photopolymerisation*. Bachelorarbeit, wbk Institut für Produktionstechnik, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe.

## A\_Wehrle 2024

Wehrle, A. (2024), *Ermittlung von geeigneten Sinterbedingungen zur Herstellung von keramischen Multi-Material-Bauteilen*. Masterarbeit, wbk Institut für Produktionstechnik, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe.

## A\_Weisser 2024

Weisser, P. (2024), *Herstellen von keramischen Multi-Material-Bauteilen mittels badbasierter Photopolymerisation (VPP-LED)*. Masterarbeit, wbk Institut für Produktionstechnik, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe.

## Abbas et al. 2023

Abbas, M.; Ramesh, S.; Tasfy, S. & Lee, K. S. (2023), „A state-of-the-art review on alumina toughened zirconia ceramic composites“, *Materials Today Communications*, 37, 106964.

## Abel &amp; Scheithauer 2014

Abel, J. & Scheithauer, U., *Verfahren zur Herstellung von gesinterten Bauteilen* (2014), Deutsches Patent- und Markenamt, DE 10 2013 004 807 A1.

Abel & Scheithauer 2018

Abel, J. & Scheithauer, U., *Verfahren zur Herstellung von gesinterten Bauteilen* (2018), Deutsches Patent- und Markenamt, DE 10 2013 004 807 B4.

Alazzawi et al. 2018

Alazzawi, M. K.; Beyoglu, B. & Haber, R. A. (2018), *Additive Manufacturing of Ceramics. Ceramic, Composite and Optical Materials Center (CCOMC) - Fall 2018*. Department of Materials Science and Engineering, Rutgers University, Piscataway, New Jersey.

Allen 1996

Allen, N. S. (1996), „Photoinitiators for UV and visible curing of coatings: Mechanisms and properties“, *Journal of Photochemistry and Photobiology A: Chemistry*, 100 (1-3), S. 101–107.

Al-Surkhi & Hamad 2022

Al-Surkhi, O. & Hamad, Z. (2022), „Influence of firing temperature and duration on the hardness of dental zirconia for optimum selection of sintering conditions“, *Journal of applied biomaterials & functional materials*, 20, 22808000221114218.

Anné et al. 2006

Anné, G.; Vleugels, J. & van der Biest, O. (2006), „Functionally graded ceramics“ in *Ceramic-Matrix Composites*, Hrsg. I. M. Low, Elsevier, Amsterdam, S. 575–596.

Ansys Inc. 2024

Ansys Inc. (2024), *Granta EduPack 2024 R1*, Canonsburg, Pennsylvania, Vereinigte Staaten von Amerika.

Arnold 2019

Arnold, B. (2019), *Zirkon, Zirkonium, Zirkonia - ähnliche Namen, verschiedene Materialien*, Springer Spektrum, Berlin, Heidelberg. ISBN: 9783662595794.

Arshad et al. 2025

Arshad, Q.; Saqib, M.; Arshad, M. A.; Raza, M.; Hussain, M. I.; Asghar, A.; Luo, X. & Chen, Z. (2025), „Progress in vat photopolymerisation additive manufacturing of ceramic lattice structures and applications“, *Thin-Walled Structures*, 209, 112918.

Bae & Halloran 2011

Bae, C.-J. & Halloran, J. W. (2011), „Influence of Residual Monomer on Cracking in Ceramics Fabricated by Stereolithography“, *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 8 (6), S. 1289–1295.

Bae et al. 2017

Bae, C.-J.; Ramachandran, A.; Chung, K. & Park, S. (2017), „Ceramic Stereolithography: Additive Manufacturing for 3D Complex Ceramic Structures“, *Journal of the Korean Ceramic Society*, 54 (6), S. 470–477.

Bae & Halloran 2019

Bae, C.-J. & Halloran, J. W. (2019), „Concentrated suspension-based additive manufacturing – viscosity, packing density, and segregation“, *Journal of the European Ceramic Society*, 39 (14), S. 4299–4306.

Bakshy et al. 2019

Bakshy, E.; Balandat, M. & Kashin, K. (2019), *Open-sourcing Ax and botorch: New AI tools for Adaptive Experimentation*. Meta.  
<https://research.facebook.com/blog/2019/05/open-sourcing-ax-and-botorch-new-ai-tools-for-adaptive-experimentation/> [07.09.2025].

Balandat et al. 2020

Balandat, M.; Karrer, B.; Jiang, D.; Daulton, S.; Letham, B.; Wilson, A. G. & Bakshy, E. (2020), „BoTorch: A Framework for Efficient Monte-Carlo Bayesian Optimization“. *Advances in Neural Information Processing Systems*, Hrsg. H. Larochelle, M. Ranzato, R. Hadsell, M. F. Balcan & H. Lin, Curran Associates, Red Hook, NY, S. 21524–21538.

Baratta et al. 1987

Baratta, F.; Quinn, G. & Matthews, W. (1987), *Errors associated with flexure testing of brittle materials. Report Number MTL TR 87-35*, U.S. Army Materials Technology Laboratory, Watertown, Massachusetts .

Barnes et al. 1993

Barnes, H. A.; Hutton, J. F. & Walters, K. (1993), *An introduction to rheology*, Elsevier, Amsterdam. ISBN: 0444871403.

## Basha &amp; Sarkar 2020

Basha, S. A. & Sarkar, D. (2020), „Grain growth suppression of ZTA by multi-step sintering“, *Materials Today: Proceedings*, 26, S. 1226–1230.

## Becker 2004

Becker, H. (2004), *Polymerisationsinhibierung von (Meth-)Acrylaten*. Dissertation, Technische Universität Darmstadt, Darmstadt.

## Bergmann 2013

Bergmann, W. (2013), *Werkstofftechnik*, Hanser, München. ISBN: 9783446435360.

## Böcker &amp; Rendtel 2018

Böcker, W. & Rendtel, A. (2018), „Siliciumcarbid“ in *Technische Keramik. Grundlagen - Werkstoffe - Verfahrenstechnik*, Hrsg. W. Kollenberg, Vulkan, Essen, S. 277–299.

## Boniecki et al. 2020

Boniecki, M.; Sadowski, T.; Gołębiewski, P.; Węglarz, H.; Piątkowska, A.; Romaniec, M.; Krzyżak, K. & Łosiewicz, K. (2020), „Mechanical properties of alumina/zirconia composites“, *Ceramics International*, 46 (1), S. 1033–1039.

## Bordia &amp; Camacho-Montes 2012

Bordia, R. K. & Camacho-Montes, H. (2012), „Sintering: Fundamentals and Practice“ in *Ceramics and composites processing methods*, Hrsg. N. P. Bansal & A. R. Boccaccini, Wiley, Hoboken, N.J, Westerville, Ohio, S. 3–42.

## Boretius 1990

Boretius, M.-H. (1990), *Aktivlöten von Hochleistungskeramiken und Vergleich mit konventionellen Lötverfahren*. Dissertation, RWTH Aachen, Aachen.

## Börger et al. 2002

Börger, A.; Supancic, P. & Danzer, R. (2002), „The ball on three balls test for strength testing of brittle discs: stress distribution in the disc“, *Journal of the European Ceramic Society*, 22 (9-10), S. 1425–1436.

Börger et al. 2004

Börger, A.; Supancic, P. & Danzer, R. (2004), „The ball on three balls test for strength testing of brittle discs: Part II: analysis of possible errors in the strength determination“, *Journal of the European Ceramic Society*, 24 (10-11), S. 2917–2928.

Borlaf et al. 2020

Borlaf, M.; Szubra, N.; Serra-Capdevila, A.; Kubiak, W. W. & Graule, T. (2020), „Fabrication of ZrO<sub>2</sub> and ATZ materials via UV-LCM-DLP additive manufacturing technology“, *Journal of the European Ceramic Society*, 40 (4), S. 1574–1581.

Borodin 2017

Borodin, A. N. (2017), *Stochastic Processes*, Springer International Publishing, Cham. ISBN: 9783319623092.

Bose et al. 2024

Bose, S.; Akdogan, E. K.; Balla, V. K.; Ciliveri, S.; Colombo, P.; Franchin, G.; Ku, N.; Kushram, P.; Niu, F.; Pelz, J.; Rosenberger, A.; Safari, A.; Seeley, Z.; Trice, R. W.; Vargas-Gonzalez, L.; Youngblood, J. P. & Bandyopadhyay, A. (2024), „3D printing of ceramics: Advantages, challenges, applications, and perspectives“, *Journal of the American Ceramic Society*, 107 (12), S. 7879–7920.

Briehl 2021

Briehl, H. (2021), *Chemie der Werkstoffe*, Springer Spektrum, Berlin, Heidelberg. ISBN: 9783662632970.

Buchner et al. 2018

Buchner, K.-H.; Fürderer, T.; Schomer, S. & Stoba Tobias Lars (2018), „Weißbearbeitung“ in *Technische Keramik. Grundlagen - Werkstoffe - Verfahrenstechnik*, Hrsg. W. Kollenberg, Vulkan, Essen, S. 526–532.

Buschulte 2018

Buschulte, S. (2018), *Untersuchung der Abreinigung von Keramikscllicker und Entwicklung eines Abreinigungskonzepts für die Additive Fertigung*. Bachelorarbeit, wbk Institut für Produktionstechnik, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe.

BYK-Chemie GmbH 2021a

BYK-Chemie GmbH (2021), *BYK-9077*. Merkblatt, Wesel.

BYK-Chemie GmbH 2021b

BYK-Chemie GmbH (2021), *DISPERBYK-111*. Merkblatt, Wesel.

BYK-Chemie GmbH 2023

BYK-Chemie GmbH (2023), *RHEOBYK-7420 CA*. Merkblatt, Wesel.

BYK-Chemie GmbH 2024

BYK-Chemie GmbH (2024), *BYK-W 980*. Merkblatt, Wesel.

C3 Prozess- und Analysetechnik GmbH & Thinky Corporation 2016

C3 Prozess- und Analysetechnik GmbH & Thinky Corporation (2016), *Container / Adapter List for THINKY MIXER. Key Factor to Achieve Maximum Performance of Planetary Centrifugal Mixers*, Haar, Tokio.

C3 Prozess- und Analysetechnik GmbH & Thinky Corporation 2023

C3 Prozess- und Analysetechnik GmbH & Thinky Corporation (2023), *Planetenzentrifugalmischer und allgemeine Mischtheorie*, Haar.

Cai et al. 1997

Cai, P. Z.; Green, D. J. & Messing, G. L. (1997), „Constrained Densification of Alumina/Zirconia Hybrid Laminates, I: Experimental Observations of Processing Defects“, *Journal of the American Ceramic Society*, 80 (8), S. 1929–1939.

Camargo et al. 2021

Camargo, I. L. de; Morais, M. M.; Fortulan, C. A. & Branciforti, M. C. (2021), „A review on the rheological behavior and formulations of ceramic suspensions for vat photopolymerization“, *Ceramics International*, 47 (9), S. 11906–11921.

Cermak et al. 2022

Cermak, H.; Tobie, T. & Stahl, K. (2022), „Flame and Induction Hardening – An Advantageous Alternative to Case Hardening for Large Size Gears?“, *HTM Journal of Heat Treatment and Materials*, 77 (2), S. 112–126.

Chaim 1992

Chaim, R. (1992), „Pressureless sintered ATZ and ZTA ceramic composites“, *Journal of Materials Science*, 27 (20), S. 5597–5602.

Chang et al. 2022

Chang, J.; Zou, B.; Wang, X.; Yu, Y.; Chen, Q. & Zhang, G. (2022), „Preparation, characterization and coloring mechanism of 3D printed colorful ZrO<sub>2</sub> ceramics parts“, *Materials Today Communications*, 33, 104935.



Chartier et al. 2002

Chartier, T.; Chaput, C.; Doreau, F. & Loiseau, M. (2002), „Stereolithography of structural complex ceramic parts“, *Journal of Materials Science*, 37 (15), S. 3141–3147.

Chartier et al. 2012

Chartier, T.; Badev, A.; Abouliatim, Y.; Lebaudy, P. & Lecamp, L. (2012), „Stereolithography process: Influence of the rheology of silica suspensions and of the medium on polymerization kinetics – Cured depth and width“, *Journal of the European Ceramic Society*, 32 (8), S. 1625–1634.

Chemical Book o.D.

Chemical Book (o.D.), *4-(Dimethylamino)benzonitril*.

[https://www.chemicalbook.com/ChemicalProductProperty\\_DE\\_CB8776547.htm](https://www.chemicalbook.com/ChemicalProductProperty_DE_CB8776547.htm)  
[07.09.2025].

Chemical Book o.D.

Chemical Book (o.D.), *dl-Bornan-2,3-dion*.

[https://www.chemicalbook.com/ChemicalProductProperty\\_DE\\_CB6707231.htm](https://www.chemicalbook.com/ChemicalProductProperty_DE_CB6707231.htm)  
[07.09.2025].

Chemical Book o.D.

Chemical Book (o.D.), *Ethyl-4-dimethylaminobenzoat*.

[https://www.chemicalbook.com/ChemicalProductProperty\\_DE\\_CB7314209.htm](https://www.chemicalbook.com/ChemicalProductProperty_DE_CB7314209.htm)  
[07.09.2025].

Chemical Book o.D.

Chemical Book (o.D.), *N-Phenylglycin*.

[https://www.chemicalbook.com/ChemicalProductProperty\\_DE\\_CB8274836.htm](https://www.chemicalbook.com/ChemicalProductProperty_DE_CB8274836.htm)  
[07.09.2025].

Chen et al. 2019

Chen, Z.; Li, Z.; Li, J.; Liu, C.; Lao, C.; Fu, Y.; Liu, C.; Li, Y.; Wang, P. & He, Y. (2019), „3D printing of ceramics: A review“, *Journal of the European Ceramic Society*, 39 (4), S. 661–687.

Choi & Bansal 2005

Choi, S. R. & Bansal, N. P. (2005), „Mechanical behavior of zirconia/alumina composites“, *Ceramics International*, 31 (1), S. 39–46.

Choi et al. 2011

Choi, J.-W.; Kim, H.-C. & Wicker, R. (2011), „Multi-material stereolithography“, *Journal of Materials Processing Technology*, 211 (3), S. 318–328.

Claussen 1976

Claussen, N. (1976), „Fracture Toughness of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> with an Unstabilized ZrO<sub>2</sub> Dispersed Phase“, *Journal of the American Ceramic Society*, 59 (1-2), S. 49–51.

Coble & Burke 1961

Coble, R. I. & Burke, J. E. (1961), „Sintering in Crystalline Solids“ in *Reactivity of Solids. Proceedings of the International Symposium on the Reactivity of Solids - Amsterdam, May 30th - June 4th, 1960*, Hrsg. J. H. de Boer, W. G. Burgers, E. W. Gorter, J. P. F. Huese & G. C. A. Schuit, Elsevier Publishing, Amsterdam, S. 38–51.

Coble 1962

Coble, R. I. (1962), „Sintering Alumina: Effect of Atmospheres“, *Journal of the American Ceramic Society*, 45 (3), S. 123–127.

Coppola et al. 2021

Coppola, B.; Lacondemine, T.; Tardivat, C.; Montanaro, L. & Palmero, P. (2021), „Designing alumina-zirconia composites by DLP-based stereolithography: Microstructural tailoring and mechanical performances“, *Ceramics International*, 47 (10), S. 13457–13468.

Crivello & Reichmanis 2014

Crivello, J. V. & Reichmanis, E. (2014), „Photopolymer Materials and Processes for Advanced Technologies“, *Chemistry of Materials*, 26 (1), S. 533–548.

Dadkhah et al. 2023

Dadkhah, M.; Tulliani, J.-M.; Saboori, A. & Iuliano, L. (2023), „Additive manufacturing of ceramics: Advances, challenges, and outlook“, *Journal of the European Ceramic Society*, 43 (15), S. 6635–6664.

Dahms 2011

Dahms, S. (2011), *Diffusionsschweißen von Werkstoffen mit unterschiedlichen Eigenschaften*. Zugl.: Tallinn, Univ. of Technology, Dissertation, 2011, TUT Press, Tallinn. ISBN: 9789949231201.

Danzer et al. 2003

Danzer, R.; Börger, A.; Supancic, P. & Ruiz Villanueva, M. A. (2003), „Ein einfacher Festigkeitsversuch für Scheiben aus spröden Werkstoffen“, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 34 (5), S. 490–498.

Danzer et al. 2007

Danzer, R.; Harrer, W.; Supancic, P.; Lube, T.; Wang, Z. & Börger, A. (2007), „The ball on three balls test—Strength and failure analysis of different materials“, *Journal of the European Ceramic Society*, 27 (2-3), S. 1481–1485.

Daulton et al. 2020

Daulton, S.; Balandat, M. & Bakshy, E. (2020), „Differentiable Expected Hypervolume Improvement for Parallel Multi-Objective Bayesian Optimization“. *Advances in Neural Information Processing Systems*, Hrsg. H. Larochelle, M. Ranzato, R. Hadsell, M. F. Balcan & H. Lin, Curran Associates, Red Hook, NY.

Deckers et al. 2014

Deckers, J.; Vleugels, J. & Kruth, J.-P. (2014), „Additive Manufacturing of Ceramics: A Review“, 5 (4), S. 245–260.

Deng et al. 2022

Deng, Y.; Kaletsch, A. & Broeckmann, C. (2022), „Influence of Friction Coefficient on Sintering Distortion during the Sintering of WC10Co“, *ceramic forum international - Berichte der Deutschen Keramischen Gesellschaft, cfi/Ber. KG*, 99 (6), S. E51-E55.

Derguti et al. 2012

Derguti, F.; Jiranek, L.; Sidambe, A. & Todd, I. (2012), „Sinter Joining of Metal Injection Moulded Superalloy Components“. *Euro PM2012 – Powder Injection Moulding: Special Materials 2*.

DIN 51006:2024

DIN 51006:2024 (2024), *Thermische Analyse (TA) – Thermogravimetrie (TG) – Grundlagen*, Beuth, Berlin.

DIN 8592:2003

DIN 8592:2003 (2003), *Fertigungsverfahren Reinigen - Einordnung, Unterteilung, Begriffe*, Beuth, Berlin.

## DIN 8593-6:2003

DIN 8593-6:2003 (2003), *Fertigungsverfahren Fügen - Teil 6: Fügen durch Schweißen*, Beuth, Berlin.

## DIN EN 14232:2010

DIN EN 14232:2010 (2010), *Hochleistungskeramik - Begriffe, Definitionen und Abkürzungen*, Beuth, Berlin.

## DIN EN 51045-3:2009

DIN EN 51045-3:2009 (2009), *Bestimmung der thermischen Längenänderung fester Körper – Teil 3: Prüfung ungebrannter feinkeramischer Werkstoffe nach dem Dilatometerverfahren*, Beuth, Berlin.

## DIN EN 60672-1:1996

DIN EN 60672-1:1996 (1996), *Keramik- und Glasisolierstoffe - Teil 1: Begriffe und Gruppeneinteilung (IEC 60672-1:1995)*, Beuth, Berlin.

## DIN EN 843-1:2008

DIN EN 843-1:2008 (2008), *Hochleistungskeramik - Mechanische Eigenschaften monolithischer Keramik bei Raumtemperatur - Teil 1: Bestimmung der Biegefestigkeit*, Beuth, Berlin.

## DIN EN ISO 14705:2021

DIN EN ISO 14705:2021 (2021), *Hochleistungskeramik - Härteprüfung von monolithischer Keramik bei Raumtemperatur (ISO 14705:2016)*, Beuth, Berlin.

## DIN EN ISO 1524:2020

DIN EN ISO 1524:2020 (2020), *Beschichtungsstoffe und Druckfarben - Bestimmung der Mahlfineinheit (Körnigkeit) (ISO 1524:2020)*, Beuth, Berlin.

## DIN EN ISO 18754:2022

DIN EN ISO 18754:2022 (2022), *Hochleistungskeramik - Bestimmung der Dichte und der scheinbaren Porosität (ISO 18754:2020)*, Beuth, Berlin.

## DIN EN ISO 20501:2023

DIN EN ISO 20501:2023 (2023), *Hochleistungskeramik - Weibullstatistik von Festigkeitskennwerten (ISO 20501:2019)*, Beuth, Berlin.

## DIN EN ISO 21821:2023

DIN EN ISO 21821:2023 (2023), *Hochleistungskeramik – Bestimmung des Verdichtungsverhaltens keramischer Pulver beim natürlichen Sinterbrand (ISO 21821:2019)*, Beuth, Berlin.

## DIN EN ISO 2808:2019

DIN EN ISO 2808:2019 (2019), *Beschichtungsstoffe - Bestimmung der Schichtdicke (ISO 2808:2019)*, Beuth, Berlin.

## DIN EN ISO 3219-2:2021

DIN EN ISO 3219-2:2021 (2021), *Rheologie - Teil 2: Allgemeine Grundlagen der Rotations- und Oszillationsrheometrie (ISO 3219-2:2021)*, Beuth, Berlin.

## DIN EN ISO 8780-6:1995

DIN EN ISO 8780-6:1995 (1995), *Pigmente und Füllstoffe - Dispergiervverfahren zur Beurteilung des Dispergierverhaltens - Teil 6: Dispergieren mit einem Dreiwalzwerk (ISO 8780-6:1990)*, Beuth, Berlin.

## DIN EN ISO/ASTM 52900:2022

DIN EN ISO/ASTM 52900:2022 (2022), *Additive Fertigung - Grundlagen - Terminologie (ISO/ASTM 52900:2021)*, Beuth, Berlin.

## DIN ISO 13320:2022

DIN ISO 13320:2022 (2022), *Partikelgrößenanalyse - Laserbeugungsverfahren (ISO 13320:2020)*, Beuth, Berlin.

## DIN ISO 9277:2014

DIN ISO 9277:2014 (2014), *Bestimmung der spezifischen Oberfläche von Festkörpern mittels Gasadsorption - BET-Verfahren (ISO 9277:2010)*, Beuth, Berlin.

## Ding et al. 2019

Ding, G.; He, R.; Zhang, K.; Xie, C.; Wang, M.; Yang, Y. & Fang, D. (2019), „Stereolithography-based additive manufacturing of gray-colored SiC ceramic green body“, *Journal of the American Ceramic Society*, 102 (12), S. 7198–7209.

## Dufaud et al. 2002

Dufaud, O.; Marchal, P. & Corbel, S. (2002), „Rheological properties of PZT suspensions for stereolithography“, *Journal of the European Ceramic Society*, 22 (13), S. 2081–2092.

Ersoy et al. 2015

Ersoy, N. M.; Aydoğdu, H. M.; Değirmenci, B. Ü.; Çökük, N. & Sevimay, M. (2015), „The effects of sintering temperature and duration on the flexural strength and grain size of zirconia“, *Acta biomaterialia odontologica Scandinavica*, 1 (2-4), S. 43–50.

EXAKT Advanced Technologies GmbH 2014

EXAKT Advanced Technologies GmbH (2014), *Betriebsanleitung Dreiwälzwerk EXAKT 50 I*, Norderstedt.

Farris 1968

Farris, R. J. (1968), „Prediction of the Viscosity of Multimodal Suspensions from Unimodal Viscosity Data“, *Transactions of the Society of Rheology*, 12 (2), S. 281–301.

Felzmann et al. 2012

Felzmann, R.; Gruber, S.; Mitteramskogler, G.; Tesavibul, P.; Boccaccini, A. R.; Liska, R. & Stampfl, J. (2012), „Lithography-Based Additive Manufacturing of Cellular Ceramic Structures“, *Advanced Engineering Materials*, 14 (12), S. 1052–1058.

Fessler & Fricker 1984

Fessler, H. & Fricker, D. C. (1984), „A Theoretical Analysis of the Ring-On-Ring Loading Disk Test“, *Journal of the American Ceramic Society*, 67 (9), S. 582–588.

Frescher 2020

Frescher, S. (2020), *Experimentelle Reinigungsuntersuchung zur Realisierung der Multimaterialfertigung mit dem LCM Verfahren*. Bachelorarbeit, wbk Institut für Produktionstechnik, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe.

Fu et al. 2019

Fu, X.; Zou, B.; Xing, H.; Li, L.; Li, Y. & Wang, X. (2019), „Effect of printing strategies on forming accuracy and mechanical properties of ZrO<sub>2</sub> parts fabricated by SLA technology“, *Ceramics International*, 45 (14), S. 17630–17637.

Gebhardt 2016

Gebhardt, A. (2016), *Additive Fertigungsverfahren. Additive Manufacturing und 3D-Drucken für Prototyping - Tooling - Produktion*, Hanser, München. ISBN: 9783446444010.

## Geier &amp; Potestio 2020

Geier, S. & Potestio, I. (2020), „3D-Printing: From Multi-Material to Functionally-Graded Ceramic“, *Ceramic Applications*, 8 (2), S. 32–35.

## Gentry &amp; Halloran 2013a

Gentry, S. P. & Halloran, J. W. (2013), „Absorption effects in photopolymerized ceramic suspensions“, *Journal of the European Ceramic Society*, 33 (10), S. 1989–1994.

## Gentry &amp; Halloran 2013b

Gentry, S. P. & Halloran, J. W. (2013), „Depth and width of cured lines in photopolymerizable ceramic suspensions“, *Journal of the European Ceramic Society*, 33 (10), S. 1981–1988.

## German &amp; Bose 1997

German, R. M. & Bose, A. (1997), *Injection molding of metals and ceramics*, Metal Powder Industries Federation, Princeton, N.J. ISBN: 187895461X.

## German 2005

German, R. M. (2005), *Powder metallurgy and particulate materials processing. The processes, materials, products, properties, and applications*, Metal Powder Industries Federation, Princeton, NJ. ISBN: 0976205718.

## German 2014

German, R. M. (2014), „Sintering Practice“ in *Sintering: from Empirical Observations to Scientific Principles*, Hrsg. R. M. German, Elsevier, Amsterdam, S. 471–512.

## Gibson et al. 2015

Gibson, I.; Rosen, D. & Stucker, B. (2015), „Vat Photopolymerization Processes“ in *Additive Manufacturing Technologies*, Hrsg. I. Gibson, D. Rosen & B. Stucker, Springer New York, New York, NY, S. 63–106.

## Gonzalez et al. 2016

Gonzalez, J. A.; Mireles, J.; Lin, Y. & Wicker, R. B. (2016), „Characterization of ceramic components fabricated using binder jetting additive manufacturing technology“, *Ceramics International*, 42 (9), S. 10559–10564.

Gonzalez et al. 2019

Gonzalez, P.; Schwarzer, E.; Scheithauer, U.; Kooijmans, N. & Moritz, T. (2019), „Additive Manufacturing of Functionally Graded Ceramic Materials by Stereolithography“, *Journal of visualized experiments: JoVE* (143).

Grech & Antunes 2020

Grech, J. & Antunes, E. (2020), „Optimization of two-step sintering conditions of zirconia blanks for dental restorations“, *Ceramics International*, 46 (16), S. 24792–24798.

Greenhill et al. 2020

Greenhill, S.; Rana, S.; Gupta, S.; Vellanki, P. & Venkatesh, S. (2020), „Bayesian Optimization for Adaptive Experimental Design: A Review“, *IEEE Access*, 8, S. 13937–13948.

Gregorová et al. 2021

Gregorová, E.; Semrádová, L.; Sedlářová, I.; Nečina, V.; Hříbalová, S. & Pabst, W. (2021), „Microstructure and Young’s modulus evolution during re-sintering of partially sintered alumina-zirconia composites (ATZ ceramics)“, *Journal of the European Ceramic Society*, 41 (6), S. 3559–3569.

Griffith 1921

Griffith, A. A. (1921), „VI. The phenomena of rupture and flow in solids“, *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical or Physical Character*, 221 (582-593), S. 163–198.

Griffith et al. 1995

Griffith, M. L.; Chu, T.-M.; Wagner, W. & Halloran, J. W. (1995), „Ceramic stereolithography for investment casting and biomedical applications“, *Proceedings of the Solid Freeform Fabrication Symposium* .

Griffith & Halloran 1996

Griffith, M. L. & Halloran, J. W. (1996), „Freeform Fabrication of Ceramics via Stereolithography“, *Journal of the American Ceramic Society*, 79 (10), S. 2601–2608.

Grotyohann & Herrington 1964

Grotyohann, A. O. & Herrington, K. (1964), „Sintering of Titanium Dioxide“, *Journal of the American Ceramic Society*, 47 (1), S. 53–54.



Gruber et al. 2011

Gruber, S.; Stampfl, J.; Felzmann, R.; Springer, S. & Liska, R. (2011), „Lithographiebasierte Fertigung keramischer Bauteile“, *RTe Journal* (urn:nbn:de:0009-2-30277).

Guillon & Bram 2015

Guillon, O. & Bram, M. (2015), „Kurzzeitsintern — Vergleich der Verfahren“, *Keramische Zeitschrift*, 67 (7), S. 377–386.

Hadzley et al. 2019

Hadzley, A. B.; Norfauzi, T.; A. Umar, U. A.; Afuza, A. A.; M. Faiz, M. & Naim, M. F. (2019), „Effect of sintering temperature on density, hardness and tool wear for alumina-zirconia cutting tool“, *Journal of Mechanical Engineering and Sciences*, 13 (1), S. 4648–4660.

Hafkamp et al. 2018

Hafkamp, T.; van Baars, G.; Jager, B. de & Etman, P. (2018), „A feasibility study on process monitoring and control in vat photopolymerization of ceramics“, *Mechatronics*, 56, S. 220–241.

Halloran et al. 2011

Halloran, J. W.; Tomeckova, V.; Gentry, S.; Das, S.; Cilino, P.; Yuan, D.; Guo, R.; Rudraraju, A.; Shao, P.; Wu, T.; Alabi, T. R.; Baker, W.; Legdzina, D.; Wolski, D.; Zimbeck, W. R. & Long, D. (2011), „Photopolymerization of powder suspensions for shaping ceramics“, *Journal of the European Ceramic Society*, 31 (14), S. 2613–2619.

Harrer et al. 2007

Harrer, W.; Danzer, R.; Supancic, P. & Lube, T. (2007), „The Ball on Three Balls Test: Strength Testing of Specimens of Different Sizes and Geometries“ in *Proceedings of the 10th international conference of the European Ceramic Society (ECerS). June 17 - 21, 2007, Berlin, Germany*, Hrsg. J. G. Heinrich & C. Aneziris, Göller, Baden-Baden, S. 1271–1275.

Hasanov et al. 2022

Hasanov, S.; Alkunte, S.; Rajeshirke, M.; Gupta, A.; Huseynov, O.; Fidan, I.; Alifui-Segbaya, F. & Rennie, A. (2022), „Review on Additive Manufacturing of Multi-Material Parts: Progress and Challenges“, *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 6 (1), S. 4.

He et al. 2018

He, R.; Liu, W.; Wu, Z.; Di An; Huang, M.; Wu, H.; Jiang, Q.; Ji, X.; Wu, S. & Xie, Z. (2018), „Fabrication of complex-shaped zirconia ceramic parts via a DLP-stereolithography-based 3D printing method“, *Ceramics International*, 44 (3), S. 3412–3416.

Heller 1965

Heller, W. (1965), „Remarks on refractive index mixture rules“, *The Journal of Physical Chemistry*, 69 (4), S. 1123–1129.

Hennicke 1967

Hennicke, H. W. (1967), „Zum Begriff Keramik und zur Einteilung keramischer Werkstoffe“, *Berichte der Deutschen Keramischen Gesellschaft* (44), S. 209–211.

Herring 1950

Herring, C. (1950), „Effect of Change of Scale on Sintering Phenomena“, *Journal of Applied Physics*, 21 (4), S. 301–303.

Herrmann 2018

Herrmann, M. (2018), „Siliciumnitrid“ in *Technische Keramik. Grundlagen - Werkstoffe - Verfahrenstechnik*, Hrsg. W. Kollenberg, Vulkan, Essen, S. 299–337.

Hillman et al. 1996

Hillman, C.; Suo, Z. & Lange, F. F. (1996), „Cracking of Laminates Subjected to Biaxial Tensile Stresses“, *Journal of the American Ceramic Society*, 79 (8), S. 2127–2133.

Hinczewski et al. 1998

Hinczewski, C.; Corbel, S. & Chartier, T. (1998), „Stereolithography for the fabrication of ceramic three- dimensional parts“, *Rapid Prototyping Journal*, 4 (3), S. 104–111.

Hofer et al. 2022

Hofer, A.-K.; Kocjan, A. & Bermejo, R. (2022), „High-strength lithography-based additive manufacturing of ceramic components with rapid sintering“, *Additive Manufacturing*, 59, 103141.

Hu et al. 2018

Hu, K.; Wei, Y.; Lu, Z.; Wan, L. & Li, P. (2018), „Design of a Shaping System for Stereolithography with High Solid Loading Ceramic Suspensions“, *3D Printing and Additive Manufacturing*, 5 (4), S. 311–318.

Huber 2011

Huber, A. M. (2011), *Sinterfügen von Stahl und Hartmetall*. Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe.

Hülsenberg 2014

Hülsenberg, D. (2014), *Keramik. Wie ein alter Werkstoff hochmodern wird*, Springer-Vieweg, Berlin, Heidelberg. ISBN: 9783642538827.

Hwang & Tsou 1992

Hwang, K. S. & Tsou, T. H. (1992), „Thermal debinding of powder injection molded parts: Observations and mechanisms“, *Metallurgical Transactions A*, 23 (10), S. 2775–2782.

International Telecommunication Union 2017

International Telecommunication Union (2017), *Recommendation ITU-R BT.601-7 (03/2011). Studio encoding parameters of digital television for standard 4:3 and wide-screen 16:9 aspect ratios*.

ISO 15490:2008

ISO 15490 (2008), *Fine ceramics (advanced ceramics, advanced technical ceramics) — Test method for tensile strength of monolithic ceramics at room temperature (ISO 15490:2008)*, ISO, Genf.

Jacobs 1992

Jacobs, P. F. (1992), „Fundamental Processes“ in *Rapid prototyping & manufacturing. Fundamentals of stereolithography*, Hrsg. P. F. Jacobs, SME, Dearborn, Michigan, S. 79–110.

Jakubiak et al. 2003

Jakubiak, J.; Allonas, X.; Fouassier, J. P.; Sionkowska, A.; Andrzejewska, E.; Linden, L. & Rabek, J. F. (2003), „Camphorquinone–amines photoinitiating systems for the initiation of free radical polymerization“, *Polymer*, 44 (18), S. 5219–5226.

Ji et al. 2021

Ji, S. H.; Da Kim, S.; Park, M. S. & Yun, J. S. (2021), „Sintering Process Optimization for 3YSZ Ceramic 3D-Printed Objects Manufactured by Stereolithography“, *Nanomaterials*, 11 (1), 192.

Jiang et al. 2011

Jiang, L.; Liao, Y.; Wan, Q. & Li, W. (2011), „Effects of sintering temperature and particle size on the translucency of zirconium dioxide dental ceramic“, *Journal of materials science. Materials in medicine*, 22 (11), S. 2429–2435.

Johansson et al. 2017

Johansson, E.; Lidström, O.; Johansson, J.; Lyckfeldt, O. & Adolfsson, E. (2017), „Influence of Resin Composition on the Defect Formation in Alumina Manufactured by Stereolithography“, *Materials*, 10 (2).

Kang et al. 2012

Kang, H.-W.; Park, J. H. & Cho, D.-W. (2012), „A pixel based solidification model for projection based stereolithography technology“, *Sensors and Actuators A: Physical*, 178, S. 223–229.

Kang 2020

Kang, S.-J. L. (2020), „What We Should Consider for Full Densification when Sintering“, *Materials*, 13 (16).

Kirstein & Woolley 1967

Kirstein, A. F. & Woolley, R. M. (1967), „Symmetrical Bending of Thin Circular Elastic Plates on Equally Spaced Point Supports“, *Journal of Research of the National Bureau of Standards*, 71C (1), S. 1–10.

Kleppmann 2020

Kleppmann, W. (2020), *Versuchsplanung*, Hanser, München. ISBN: 9783446461468.

Klimscha 2014

Klimscha, K. (2014), *Einfluss des Fügespalts auf die erreichbare Verbindungsqualität beim Sinterfügen*. Zugl.: Karlsruhe, Inst. für Technologie, Dissertation, 2014, Shaker, Aachen. ISBN: 9783844026283.

Koch & Pohl 1993

Koch, H. P. & Pohl, D. (1993), „Wirtschaftliche PM-Bauteile durch Fügen“ in *Innovative und wirtschaftliche Bauteile durch Pulvermetallurgie. Vorträge anlässlich des Symposiums am 25./26. November 1993 in Hagen*, Hrsg. H. Kolaska, VDI, Düsseldorf, S. 36–75.

Koch & Pohl 1996

Koch, H. P. & Pohl, D. (1996), „Gesinterte Bauteile mit Mehrfachfunktion“ in *Pulvermetallurgie. Das flexible und fortschrittliche Verfahren für wirtschaftliche und zuverlässige Bauteile*, Hrsg. W. J. Bartz & E. Wippler, Expert, Renningen-Malmsheim, S. 124–152.

Kollenberg 2018

Kollenberg, W. (2018), „Herstellungsverfahren der Keramik“ in *Technische Keramik. Grundlagen - Werkstoffe - Verfahrenstechnik*, Hrsg. W. Kollenberg, Vulkan, Essen, S. 384–385.

Kollenberg 2018

Kollenberg, W. (2018), „Keramische Werkstoffe“ in *Technische Keramik. Grundlagen - Werkstoffe - Verfahrenstechnik*, Hrsg. W. Kollenberg, Vulkan, Essen, S. 176–182.

Kollenberg 2020

Kollenberg, W. (2020), *Additive Fertigung keramischer Komponenten. Grundlagen und Anwendungen*, Vulkan, Essen. ISBN: 9783802731143.

Koltzenburg et al. 2013

Koltzenburg, S.; Maskos, M.; Nuyken, O. & Mülhaupt, R. (2013), *Polymere: Synthese, Eigenschaften und Anwendungen*, Springer, Berlin, Heidelberg. ISBN: 9783642347733.

Komissarenko et al. 2018

Komissarenko, D. A.; Sokolov, P. S.; Evstigneeva, A. D.; Shmeleva, I. A. & Dosovitsky, A. E. (2018), „Rheological and Curing Behavior of Acrylate-Based Suspensions for the DLP 3D Printing of Complex Zirconia Parts“, *Materials*, 11 (12), 2350.

Kowalska et al. 2021

Kowalska, A.; Sokolowski, J. & Bociong, K. (2021), „The Photoinitiators Used in Resin Based Dental Composite-A Review and Future Perspectives“, *Polymers*, 13 (3), 470.

Krieger & Dougherty 1959

Krieger, I. M. & Dougherty, T. J. (1959), „A Mechanism for Non-Newtonian Flow in Suspensions of Rigid Spheres“, *Transactions of the Society of Rheology*, 3 (1), S. 137–152.

Kriegesmann & Kratz 2015

Kriegesmann, J. & Kratz, N. (2015), „Definition, Systematik und Geschichte der Keramik: Von der Tonkeramik bis zur Hochleistungskeramik“, *Keramische Zeitschrift*, 67 (3), S. 152–157.

Kuntz & Grathwohl 2018

Kuntz, M. & Grathwohl, G. (2018), „Mechanische Eigenschaften“ in *Technische Keramik. Grundlagen - Werkstoffe - Verfahrenstechnik*, Hrsg. W. Kollenberg, Vulkan, Essen, S. 40–54.

Lakhdar et al. 2021

Lakhdar, Y.; Tuck, C.; Binner, J.; Terry, A. & Goodridge, R. (2021), „Additive manufacturing of advanced ceramic materials“, *Progress in Materials Science*, 116, 100736.

Landek et al. 2021

Landek, D.; Ćurković, L.; Gabelica, I.; Kerolli Mustafa, M. & Žmak, I. (2021), „Optimization of Sintering Process of Alumina Ceramics Using Response Surface Methodology“, *Sustainability*, 13 (12), 6739.

Lange & Hirlinger 1984

Lange, F. F. & Hirlinger, M. M. (1984), „Hindrance of Grain Growth in Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> by ZrO<sub>2</sub> Inclusions“, *Journal of the American Ceramic Society*, 67 (3), S. 164–168.

Lee et al. 2019

Lee, Y.-H.; Lee, J.-B.; Maeng, W.-Y.; Koh, Y.-H. & Kim, H.-E. (2019), „Photocurable ceramic slurry using solid camphor as novel diluent for conventional digital light processing (DLP) process“, *Journal of the European Ceramic Society*, 39 (14), S. 4358–4365.

## Lee et al. 2021

Lee, H.-J.; Park, H.-Y.; Kim, E.-H.; Choi, H.-H.; Jin, J.; Choi, J.; Yang, S. & Jung, Y.-G. (2021), „Relationship between mechanical properties of ceramic green body and structures of photo-cured acrylate polymer for ceramic 3D printing based on photo polymerization“, *Ceramics International*, 47 (3), S. 3867–3875.

## Lehmann et al. 2025

Lehmann, C.-L.; Schubert, J. & Zanger, F. (2025), „Efficient mixing design for a ceramic and acrylate-based binder mixture for vat photopolymerization“ in *Production at the Leading Edge of Technology: Proceedings of the 14th Congress of the German Academic Association for Production Technology (WGP), Chemnitz, December 2024*, Hrsg. W.-G. Drossel, S. Ihlenfeldt & M. Dix, Springer International Publishing, Cham, S. 263–272.

## Lenka et al. 2022

Lenka, R. K.; Patro, P. K. & Mahata, T. (2022), „Shape Forming and Sintering of Ceramics“ in *Handbook on Synthesis Strategies for Advanced Materials. Volume-II: Processing and Functionalization of Materials*, Hrsg. A. K. Tyagi & R. S. Ningthoujam, Springer Singapore; Imprint Springer, Singapore, S. 1–54.

## Lewis 2000

Lewis, J. A. (2000), „Colloidal Processing of Ceramics“, *Journal of the American Ceramic Society*, 83 (10), S. 2341–2359.

## Li &amp; Ye 2006

Li, J. & Ye, Y. (2006), „Densification and Grain Growth of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Nanoceramics During Pressureless Sintering“, *Journal of the American Ceramic Society*, 89 (1), S. 139–143.

## Li et al. 2012

Li, W.; Feingold, A.; Palanisamy, P. & Lorenz, G. (2012), „Co-sintering Zirconia Electrolyte and Insulator Tapes for Sensor Applications“, *Journal of the American Ceramic Society*, 95 (12), S. 3815–3820.

## Li et al. 2020a

Li, H.; Liu, Y.; Liu, Y.; Zeng, Q.; Hu, K.; Lu, Z. & Liang, J. (2020), „Effect of debinding temperature under an argon atmosphere on the microstructure and properties of 3D-printed alumina ceramics“, *Materials Characterization*, 168, 110548.

## Li et al. 2020b

Li, X.; Zhong, H.; Zhang, J.; Duan, Y.; Li, J. & Jiang, D. (2020), „Fabrication of zirconia all-ceramic crown via DLP-based stereolithography“, *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 17 (3), S. 844–853.

## Li et al. 2021

Li, S.; Li, Y.; Wei, C.; Wang, P.; Gao, P.; Zhou, L. & Wen, G. (2021), „One step co-sintering of silicon carbide ceramic membrane with the aid of boron carbide“, *Journal of the European Ceramic Society*, 41 (2), S. 1181–1188.

## Liebermann et al. 2023

Liebermann, A.; Schultheis, A.; Faber, F.; Rammelsberg, P.; Rues, S. & Schwindling, F. S. (2023), „Impact of post printing cleaning methods on geometry, transmission, roughness parameters, and flexural strength of 3D-printed zirconia“, *Dental materials : official publication of the Academy of Dental Materials*, 39 (7), S. 625–633.

## Lithoz GmbH o.D.

Lithoz GmbH (o.D.), *Belichtungskorrekturen*, Wien.

## Lithoz GmbH 2017a

Lithoz GmbH (2017), *Exposing. Präsentation / Anleitung*, Wien.

## Lithoz GmbH 2017b

Lithoz GmbH (2017), *LCM - PP and TPP. Practical Work Guidelines. Präsentation / Anleitung*, Wien.

## Lithoz GmbH 2017c

Lithoz GmbH (2017), *LCM-Technology: Process and materials - LithaLox 350 and HP500. Präsentation / Anleitung*, Wien.

## Lithoz GmbH 2017d

Lithoz GmbH (2017), *Thermal Postprocessing. Präsentation / Anleitung*, Wien.

## Lithoz GmbH 2018

Lithoz GmbH (2018), *LithaSol 30 - Sicherheitsdatenblatt. gemäß Verordnung (EG) Nr. 1907/2006*, Wien.

## Lithoz GmbH 2019a

Lithoz GmbH (2019), *LithaLox 350 - Application Process Parameters. Geometry: Heat exchanger*, Wien.



Lithoz GmbH 2019b

Lithoz GmbH (2019), *LithaLox 350 - Material Process Parameters. Geometry: Demo Screw*, Wien.

Lithoz GmbH 2020a

Lithoz GmbH (2020), *Design for Ceramic Additive Manufacturing*, Wien.

Lithoz GmbH 2020b

Lithoz GmbH (2020), *LithaCon 3Y 230 - Material Process Parameters*, Wien.

Lithoz GmbH 2020c

Lithoz GmbH (2020), *LithaLox ZTA1080 R02 Process Parameters*, Wien.

Lithoz GmbH 2020d

Lithoz GmbH (2020), *LithaSol 20 - Sicherheitsdatenblatt. gemäß Verordnung (EG) Nr. 1907/2006*, Wien.

Lithoz GmbH 2020e

Lithoz GmbH (2020), *LithaSol 20 - Technisches Datenblatt*, Wien.

Lithoz GmbH 2020f

Lithoz GmbH (2020), *LithaSol 30 - Technisches Datenblatt*, Wien.

Lithoz GmbH 2020g

Lithoz GmbH (2020), *Thermal Post Processing - LithaLox 350*, Wien.

Lithoz GmbH 2021

Lithoz GmbH (2021), *LithaLox 350 - Schlickerparameter. Keramik: Aluminiumoxid (99,8 %)*, Wien.

Lithoz GmbH 2022a

Lithoz GmbH (2022), *CeraCleaning Station Ultra. Technische Daten*, Wien.

Lithoz GmbH 2022b

Lithoz GmbH (2022), *Cerafab Multi 2M30. Maschinenanleitung*, Wien.

Lithoz GmbH 2022c

Lithoz GmbH (2022), *LithaCon 3Y 210 - Schlickerparameter. Keramik: 3 mol% Yttriumoxid stabilisiertes Zirkonoxid*, Wien.

Lithoz GmbH 2023a

Lithoz GmbH (2023), *ATZ980 - Schlickerparameter. Keramik: Alumina-toughened Zirconia (ATZ)*, Wien.

Lithoz GmbH 2023b

Lithoz GmbH (2023), *Cerafab Multi 2M30. Multi-material 3D Printer*, Wien.

Lithoz GmbH 2023c

Lithoz GmbH (2023), *Material Übersicht. LCM-Technologie*, Wien.

Liu et al. 2006

Liu, J.-C.; Jean, J.-H. & Li, C.-C. (2006), „Dispersion of Nano-Sized  $\gamma$ -Alumina Powder in Non-Polar Solvents“, *Journal of the American Ceramic Society*, 89 (3), S. 882–887.

Liu et al. 2020

Liu, X.; Zou, B.; Xing, H. & Huang, C. (2020), „The preparation of  $\text{ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$  composite ceramic by SLA-3D printing and sintering processing“, *Ceramics International*, 46 (1), S. 937–944.

Lóh et al. 2017

Lóh, N. J.; Simão, L.; Jiusti, J.; Noni Jr., A. de & Montedo, O. (2017), „Effect of temperature and holding time on the densification of alumina obtained by two-step sintering“, *Ceramics International*, 43 (11), S. 8269–8275.

Lotfizarei et al. 2023

Lotfizarei, Z.; Mostafapour, A.; Barari, A.; Jalili, A. & Patterson, A. E. (2023), „Overview of debinding methods for parts manufactured using powder material extrusion“, *Additive Manufacturing*, 61, 103335.

Lubkowitz et al. 2023

Lubkowitz, V.; Schubert, J. & Zanger, F. (2023), „AM: Hohe Relevanz der Feedstock-Charakterisierung“, *EMO Hannover Journal*, 2023 (1), S. S56-S58.

Ma et al. 2008

Ma, W.; Wen, L.; Guan, R.; Sun, X. & Li, X. (2008), „Sintering densification, microstructure and transformation behavior of  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$  composites“, *Materials Science and Engineering: A*, 477 (1-2), S. 100–106.

Ma et al. 2011

Ma, J. F.; Wang, S. Q.; Du, R. X. & Li, X. D. (2011), „Pressureless sintering of gelcast ZTA–MgO–TiO<sub>2</sub> systems as potential dental ceramics“, *Advances in Applied Ceramics*, 110 (5), S. 275–279.

## Maiti &amp; Sil 2010

Maiti, K. & Sil, A. (2010), „Relationship between fracture toughness characteristics and morphology of sintered Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ceramics“, *Ceramics International*, 36 (8), S. 2337–2344.

## Martens &amp; Mears 2013

Martens, T. & Mears, M. L. (2013), „Direct Sinter Bonding of Metal Injection-Molded Parts to Solid Substrate Through Use of Deformable Surface Microfeatures“, *Journal of Micro and Nano-Manufacturing*, 1 (1), 011008.

## Matthewson &amp; Field 1980

Matthewson, M. J. & Field, J. E. (1980), „An improved strength-measurement technique for brittle materials“, *Journal of Physics E: Scientific Instruments*, 13 (7), S. 355–359.

## Mauermann 2012

Mauermann, M. (2012), *Methode zur Analyse von Reinigungsprozessen in nicht immersierten Systemen der Lebensmittelindustrie*. Dissertation, Technische Universität Dresden, Dresden.

## Mazaheri et al. 2008

Mazaheri, M.; Simchi, A. & Golestani-Fard, F. (2008), „Densification and grain growth of nanocrystalline 3Y-TZP during two-step sintering“, *Journal of the European Ceramic Society*, 28 (15), S. 2933–2939.

## McKay et al. 1979

McKay, M. D.; Beckman, R. J. & Conover, W. J. (1979), „A Comparison of Three Methods for Selecting Values of Input Variables in the Analysis of Output from a Computer Code“, *Technometrics*, 21 (2), S. 239–245.

## Meenakshisundaram et al. 2024

Meenakshisundaram, V.; Feller, K.; Chartrain, N.; Long, T. & Williams, C. (2024), „Characterizing photopolymer resins for high-temperature vat photopolymerization“, *Progress in Additive Manufacturing*, 9 (6), S. 2061–2071.

## Mewis &amp; Macosko 1994

Mewis, J. & Macosko, C. W. (1994), „Suspension Rheology“ in *Rheology. Principles, measurements, and applications*, Hrsg. C. W. Macosko, VCH, New York, NY, S. 425–474.

Michaelis et al. 2020

Michaelis, A.; Scheithauer, U.; Moritz, T.; Weingarten, S.; Abel, J.; Schwarzer, E. & Kunz, W. (2020), „Advanced Manufacturing for Advanced Ceramics“, *Procedia CIRP*, 95, S. 18–22.

Microtrac Retsch GmbH 2024

Microtrac Retsch GmbH (2024), *SYNC: Analysator für Partikelgrösse und -form. Laserbeugung & Dynamische Bildanalyse in einem Messgerät*. Produktprospekt, Haan.

Mieller 2018

Mieller, B. (2018), „Sintern“ in *Technische Keramik. Grundlagen - Werkstoffe - Verfahrenstechnik*, Hrsg. W. Kollenberg, Vulkan, Essen, S. 510–525.

Minitab GmbH 2021

Minitab GmbH (2021), *Minitab Statistical Software 20.4*, München.

Mitteramskogler et al. 2014

Mitteramskogler, G.; Gmeiner, R.; Felzmann, R.; Gruber, S.; Hofstetter, C.; Stampfl, J.; Ebert, J.; Wachter, W. & Laubersheimer, J. (2014), „Light curing strategies for lithography-based additive manufacturing of customized ceramics“, *Additive Manufacturing*, 1-4, S. 110–118.

Munz & Fett 1999

Munz, D. & Fett, T. (1999), *Ceramics. Mechanical properties, failure behaviour, materials selection*, Springer, Berlin, Heidelberg. ISBN: 9783540653769.

Mussler & Brunner 2018

Mussler, B. & Brunner, D. (2018), „Aluminiumnitrid“ in *Technische Keramik. Grundlagen - Werkstoffe - Verfahrenstechnik*, Hrsg. W. Kollenberg, Vulkan, Essen, S. 337–344.

Naebe & Shirvanimoghaddam 2016

Naebe, M. & Shirvanimoghaddam, K. (2016), „Functionally graded materials: A review of fabrication and properties“, *Applied Materials Today*, 5, S. 223–245.

Nazir et al. 2023

Nazir, A.; Gokcekaya, O.; Md Masum Billah, K.; Ertugrul, O.; Jiang, J.; Sun, J. & Hussain, S. (2023), „Multi-material additive manufacturing: A systematic review of design, properties, applications, challenges, and 3D printing of materials and cellular metamaterials“, *Materials & Design*, 226, 111661.

Nevarez-Rascon et al. 2009

Nevarez-Rascon, A.; Aguilar-Elguezabal, A.; Orrantia, E. & Bocanegra-Bernal, M. H. (2009), „On the wide range of mechanical properties of ZTA and ATZ based dental ceramic composites by varying the Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and ZrO<sub>2</sub> content“, *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 27 (6), S. 962–970.

Ngatchou et al. 2005

Ngatchou, P.; Zarei, A. & El-Sharkawi, A. (2005), „Pareto Multi Objective Optimization“. *Proceedings of the 13th International Conference on, Intelligent Systems Application to Power Systems*, IEEE, New York, NY, S. 84–91. ISBN: 1599751747.

Nicklas & El Gammal 2018

Nicklas, D. & El Gammal, A. (2018), „Anwendungsbeispiele im Maschinen- und Anlagenbau“ in *Technische Keramik. Grundlagen - Werkstoffe - Verfahrenstechnik*, Hrsg. W. Kollenberg, Vulkan, Essen, S. 609–626.

Nohut et al. 2022a

Nohut, S.; Geier, S.; Kraveva, I.; Schwentenwein, M. & Bermejo, R. (2022), „Functionally graded ceramics by lithography-based ceramic manufacturing (LCM)“, *Journal of Additive Manufacturing Technologies*, 2 (1), 678.

Nohut et al. 2022b

Nohut, S.; Geier, S.; Kraveva, I.; Schwentenwein, M. & Bermejo, R. (2022), „Lithography-based additive manufacturing of porosity graded alumina“, *Additive Manufacturing Letters*, 3, 100060.

Nohut & Schwentenwein 2022

Nohut, S. & Schwentenwein, M. (2022), „Vat Photopolymerization Additive Manufacturing of Functionally Graded Materials: A Review“, *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 6 (1), S. 17.

## Nohut &amp; Schwentenwein 2024

Nohut, S. & Schwentenwein, M. (2024), „Machine learning assisted material development for lithography-based additive manufacturing of porous alumina ceramics“, *Open Ceramics*, 18, 100573.

## Ojaimi et al. 2020

Ojaimi, C. L.; Ferreira, J. A.; Chinelatto, A. L.; Salem, R. E. P.; Chinelatto, A. S. A. & Pallone, E. M. J. A. (2020), „Microstructure and mechanical properties of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/ZrO<sub>2</sub> composites by two-step sintering“, *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 17 (4), S. 1619–1628.

## Olevsky &amp; German 2000

Olevsky, E. A. & German, R. M. (2000), „Effect of gravity on dimensional change during sintering—I. Shrinkage anisotropy“, *Acta Materialia*, 48 (5), S. 1153–1166.

## Olevsky et al. 2000

Olevsky, E.; German, R. & Upadhyaya, A. (2000), „Effect of gravity on dimensional change during sintering—II. Shape distortion“, *Acta Materialia*, 48 (5), S. 1167–1180.

## Pan et al. 2017

Pan, Y.; He, H.; Xu, J. & Feinerman, A. (2017), „Study of separation force in constrained surface projection stereolithography“, *Rapid Prototyping Journal*, 23 (2), S. 353–361.

## Pelleg 2014

Pelleg, J. (2014), *Mechanical properties of ceramics*, Springer, Cham, Heidelberg. ISBN: 9783319044927.

## Raether et al. 2001

Raether, F.; Springer, R. & Beyer, S. (2001), „Optical dilatometry for the control of microstructure development during sintering“, *Materials Research Innovations*, 4 (4), S. 245–250.

## Raju &amp; Basu 2007

Raju, G. B. & Basu, B. (2007), „Densification, Sintering Reactions, and Properties of Titanium Diboride With Titanium Disilicide as a Sintering Aid“, *Journal of the American Ceramic Society*, 90 (11), S. 3415–3423.

Ramkumar & Rijwani 2022

Ramkumar, P. & Rijwani, T. (2022), „Additive manufacturing of metals and ceramics using hybrid fused filament fabrication“, *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 44 (10), 455.

Richardson & Zaki 1954

Richardson, J. F. & Zaki, W. N. (1954), „Sedimentation and Fluidisation: Part I“, *Transactions of Institution of Chemical Engineers* (32), S. S82-S100.

Roller 2020

Roller, L. (2020), *Entwicklung und Konstruktion des Gesamtsystems einer Reinigungsanlage für den LCM-Prozess mit Multimaterial-Anwendung*. Bachelorarbeit, wbk Institut für Produktionstechnik, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe.

Roos et al. 2017

Roos, E.; Maile, K. & Seidenfuß, M. (2017), *Werkstoffkunde für Ingenieure. Grundlagen, Anwendung, Prüfung*, Springer Vieweg, Berlin, Heidelberg. ISBN: 9783662495322.

Rosen et al. 2022

Rosen, M.; Klaiber, M.; Schubert, J.; Schulze, V. & Zanger, F. (2022), „Additive Fertigung von keramischen Mikrostrukturen – Anforderungen, Prozess- und CAD-Designrichtlinien für Rillenkeramiken mit Mikrostrukturen im Einsatzgebiet der Grundlagenforschung in der Atomphysik“, *Zeitschrift für wirtschaftlichen Fabrikbetrieb (ZWF)*, 117 (7-8), S. 461–466.

Ruh et al. 2008

Ruh, A.; Dieckmann, A.-M.; Heldele, R.; Piotter, V.; Ruprecht, R.; Munzinger, C.; Fleischer, J. & Haußelt, J. (2008), „Production of two-material micro-assemblies by two-component powder injection molding and sinter-joining“, *Microsystem Technologies*, 14 (12), S. 1805–1811.

Ruh et al. 2011a

Ruh, A.; Piotter, V.; Plewa, K.; Ritzhaupt-Kleissl, H.-J. & Haußelt, J. (2011), „Influence and limits of sintering temperatures on the movability of shaft-to-collar connections formed by two-component micro powder injection moulding“, *Microsystem Technologies*, 17 (9), S. 1541–1546.

Ruh et al. 2011b

Ruh, A.; Klimscha, K.; Piötter, V.; Plewa, K.; Ritzhaupt-Kleissl, H.-J. & Fleischer, J. (2011), „The development of two-component micro powder injection moulding and sinter joining“, *Microsystem Technologies*, 17 (10-11), S. 1547–1556.

Rütjes, A. L. 2022

Rütjes, A. L. (2022), *Untersuchung zur Herstellbarkeit von Binder Jetting-Bauteilverbunden mittels Sinterfügen*. Dissertation  
Universität Bremen, Bremen.

Santoliquido et al. 2019

Santoliquido, O.; Colombo, P. & Ortona, A. (2019), „Additive Manufacturing of ceramic components by Digital Light Processing: A comparison between the “bottom-up” and the “top-down” approaches“, *Journal of the European Ceramic Society*, 39 (6), S. 2140–2148.

Scheithauer et al. 2016

Scheithauer, U.; Schwarzer, E.; Ganzer, G.; Kornig, A.; Becker, W.; Reichelt, E.; Jahn, M.; Hartel, A.; Richter, H. J.; Moritz, T. & Michaelis, A. (2016), „Micro-Reactors Made by Lithography-Based Ceramic Manufacturing (LCM)“ in *Additive Manufacturing and Strategic Technologies in Advanced Ceramics*, Hrsg. K. Shimamura, S. Kirihaara, J. Akedo, T. Ohji & M. Naito, Wiley, Hoboken, N.J, S. 31–41.

Scheithauer et al. 2018

Scheithauer, U.; Schwarzer, E.; Moritz, T. & Michaelis, A. (2018), „Additive Manufacturing of Ceramic Heat Exchanger: Opportunities and Limits of the Lithography-Based Ceramic Manufacturing (LCM)“, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 27 (1), S. 14–20.

Schindler 2021

Schindler, F. A. (2021), *Entwicklung der Steuerung einer Reinigungsanlage für eine stereolithographische Multimaterialanlage mit graphischem UserInterface (GUI)*. Bachelorarbeit, wbk Institut für Produktionstechnik, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe.



## Schlacher et al. 2020

Schlacher, J.; Lube, T.; Harrer, W.; Mitteramskogler, G.; Schwentenwein, M.; Danzer, R. & Bermejo, R. (2020), „Strength of additive manufactured alumina“, *Journal of the European Ceramic Society*, 40 (14), S. 4737–4745.

## Schlacher et al. 2021

Schlacher, J.; Hofer, A.-K.; Geier, S.; Krалеva, I.; Papšík, R.; Schwentenwein, M. & Bermejo, R. (2021), „Additive manufacturing of high-strength alumina through a multi-material approach“, *Open Ceramics*, 5, 100082.

## Schlacher et al. 2024

Schlacher, J.; Geier, S.; Schwentenwein, M. & Bermejo, R. (2024), „Towards 3D-printed alumina-based multi-material components with enhanced thermal shock resistance“, *Journal of the European Ceramic Society*, 44 (4), S. 2294–2303.

## Scholl &amp; Slawik 2017

Scholl, R. & Slawik, T., *Sinterunterlage* (2017), Deutsches Patent- und Markenamt, DE 10 2012 015 127 B4.

## Schramm 2002

Schramm, G. (2002), *Einführung in die Rheologie und Rheometrie*, Karlsruhe.

## Schramm 2013

Schramm, R. (2013), „3. Strukturierung und Metallisierung“ in *Räumliche elektronische Baugruppen (3D-MID). Werkstoffe, Herstellung, Montage und Anwendungen für spritzgegossene Schaltungsträger*, Hrsg. J. Franke, Hanser, München, S. 65–116.

## Schubert et al. 2022

Schubert, J.; End, Y.; Schulze, V. & Zanger, F. (2022), „Exploring the Applicability of Sinterjoining to Combine Additively Manufactured Ceramic Components“, *Procedia CIRP*, 115, S. 18–23.

## Schubert et al. 2023a

Schubert, J.; Schulze, V. & Zanger, F. (2023), *Additive Fertigung: Optimierung der Schlickerherstellung durch Temperatur- und Drehzahlüberwachung*. Applikationsbericht / Application Note #6997, C3 Prozess- und Analysetechnik GmbH.

## Schubert et al. 2023b

Schubert, J.; Lehmann, C.-L.; Schulze, V. & Zanger, F. (2023), „Potentials and Challenges of Multi-Material Additive Manufacturing of Ceramics by Vat Photopolymerization“, *Ceramic Applications*, 11 (3), S. 12–16.

## Schubert et al. 2024a

Schubert, J.; Friederich, P.; Burchard, B. & Zanger, F. (2024), „Development of aluminum oxide slurries for additive manufacturing by Bayesian optimization“, *Open Ceramics*, 20, 100705.

## Schubert et al. 2024b

Schubert, J.; Lehmann, C.-L. & Zanger, F. (2024), „Versatile binder system as enabler for multi-material additive manufacturing of ceramics by vat photopolymerization“, *Ceramics International*, 50 (23), S. 50948–50954.

## Schubert et al. 2025a

Schubert, J.; Brenneis, J.; Schöner, S.; Zanger, F. & Schulze, V., *Schlicker* (2025), Deutsches Patent- und Markenamt, DE 10 2024 100 115 A1.

## Schubert et al. 2025b

Schubert, J.; Brenneis, J.; Schöner, S.; Zanger, F. & Schulze, V., *Schlicker* (2025), Europäisches Patentamt, EP 4 582 402 A1.

## Schubert et al. 2026

Schubert, J.; Schott, M. & Zanger, F. (2026), „Manufacturing multi-material ceramics by sinterjoining based on vat photopolymerization (VPP)“, *Production Engineering*, 20 (1).

## Schulze et al. 2022

Schulze, V.; Zanger, F. & Schubert, J. (2022), *Additive Fertigung: Herstellung optimierter Schlicker für die badbasierte Photopolymerisation (VPP-LED)*. Technical Note / Application Note #6996, C3 Prozess- und Analysetechnik GmbH.

## Schwarzer et al. 2017

Schwarzer, E.; Götz, M.; Markova, D.; Stafford, D.; Scheithauer, U. & Moritz, T. (2017), „Lithography-based ceramic manufacturing (LCM) – Viscosity and cleaning as two quality influencing steps in the process chain of printing green parts“, *Journal of the European Ceramic Society*, 37 (16), S. 5329–5338.

## Schwarzer et al. 2019

Schwarzer, E.; Holtzhausen, S.; Scheithauer, U.; Ortmann, C.; Oberbach, T.; Moritz, T. & Michaelis, A. (2019), „Process development for additive manufacturing of functionally graded alumina toughened zirconia components intended for medical implant application“, *Journal of the European Ceramic Society*, 39 (2-3), S. 522–530.

## Schwarzer-Fischer et al. 2021

Schwarzer-Fischer, E.; Abel, J.; Müller, F.; Rebenklau, L.; Barth, H.; Alsdorf, N.; Weingarten, S.; Scheithauer, U. & Zins, M. (2021), „Marriage of Technologies – Hybridization of Materials and Manufacturing Technologies for Ceramic Components“, *ceramic forum international - Berichte der Deutschen Keramischen Gesellschaft, cfi/Ber. KG*, 98 (5-6), S. E39-E45.

## Schwarzer-Fischer et al. 2022

Schwarzer-Fischer, E.; Abel, J.; Sieder-Katzmann, J.; Propst, M.; Bach, C.; Scheithauer, U. & Michaelis, A. (2022), „Study on CerAMfacturing of Novel Alumina Aerospike Nozzles by Lithography-Based Ceramic Vat Photopolymerization (CerAM VPP)“, *Materials*, 15 (9), 3279.

## Schwarzer-Fischer et al. 2023

Schwarzer-Fischer, E.; Zschippang, E.; Kunz, W.; Koplin, C.; Löw, Y. M.; Scheithauer, U. & Michaelis, A. (2023), „CerAMfacturing of silicon nitride by using lithography-based ceramic vat photopolymerization (CerAM VPP)“, *Journal of the European Ceramic Society*, 43 (2), S. 321–331.

## Schwentenwein et al. 2014

Schwentenwein, M.; Schneider, P. & Homa, J. (2014), „Lithography-Based Ceramic Manufacturing: A Novel Technique for Additive Manufacturing of High-Performance Ceramics“. *13th International Ceramics Congress - Part B*, Trans Tech, Wollerau, S. 60–64.

## Schwentenwein &amp; Homa 2015

Schwentenwein, M. & Homa, J. (2015), „Additive Manufacturing of Dense Alumina Ceramics“, *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 12 (1), S. 1–7.

## Schwentenwein et al. 2024

Schwentenwein, M.; Schlacher, J. & Bermejo, R. (2024), „LITHOZ: Multi-Material 3D Printing“, *Ceramic Applications*, 12 (1), S. 40–43.

Selcuk et al. 2010

Selcuk, C.; Bond, S. & Woollin, P. (2010), „Joining processes for powder metallurgy parts: a review“, *Powder Metallurgy*, 53 (1), S. 7–11.

Shahriari et al. 2016

Shahriari, B.; Swersky, K.; Wang, Z.; Adams, R. P. & Freitas, N. de (2016), „Taking the Human Out of the Loop: A Review of Bayesian Optimization“, *Proceedings of the IEEE*, 104 (1), S. 148–175.

Sim et al. 2022

Sim, J.-H.; Koo, B.-K.; Jung, M. & Kim, D.-S. (2022), „Study on Debinding and Sintering Processes for Ceramics Fabricated Using Digital Light Processing (DLP) 3D Printing“, *Processes*, 10 (11), 2467.

Sinner 1960

Sinner, H. (1960), *Über das Waschen mit Haushaltwaschmaschinen. in welchem Umfange erleichtern Haushaltwaschmaschinen und -geräte das Wäschehaben im Haushalt?*, Haus+Heim, Hamburg.

Sivanesan et al. 2014

Sivanesan, S.; Singh, R.; Teow, H. L.; Chuan, Y. L. & Leong, J. K. C. (2014), „Effect of Short Time Sintering on the Mechanical Properties of Undoped Zirconia Ceramics“, *Applied Mechanics and Materials*, 629, S. 420–425.

Sktani et al. 2022

Sktani, Z. D. I.; Arab, A.; Mohamed, J. J. & Ahmad, Z. A. (2022), „Effects of additives additions and sintering techniques on the microstructure and mechanical properties of Zirconia Toughened Alumina (ZTA): A review“, *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 106, 105870.

Sobol 1967

Sobol, I. M. (1967), „On the distribution of points in a cube and the approximate evaluation of integrals“, *USSR Computational Mathematics and Mathematical Physics*, 7 (4), S. 86–112.

## Sodré et al. 2015

Sodré, C. S.; Albuquerque, P. P. A.; Isolan, C. P.; Moraes, R. R. & Schneider, L. F. (2015), „Relative photon absorption determination and the influence of photoinitiator system and water content on C=C conversion, water sorption/solubility of experimental self-etch adhesives“, *International Journal of Adhesion and Adhesives*, 63, S. 152–157.

## Stampfl et al. 2023

Stampfl, J.; Schwentenwein, M.; Homa, J. & Prinz, F. B. (2023), „Lithography-based additive manufacturing of ceramics: Materials, applications and perspectives“, *MRS Communications*, 13 (5), S. 786–794.

## Stawarczyk et al. 2013

Stawarczyk, B.; Ozcan, M.; Hallmann, L.; Ender, A.; Mehl, A. & Hämmerlet, C. H. F. (2013), „The effect of zirconia sintering temperature on flexural strength, grain size, and contrast ratio“, *Clinical oral investigations*, 17 (1), S. 269–274.

## Subedi et al. 2024

Subedi, S.; Liu, S.; Wang, W.; Naser Shovon, S. M. A.; Chen, X. & Ware, H. O. T. (2024), „Multi-material vat photopolymerization 3D printing: a review of mechanisms and applications“, *npj Advanced Manufacturing*, 1 (1).

## Sutharsini et al. 2014

Sutharsini, U.; Ramesh, S.; Wong, Y. H.; Misran, H.; Yusuf, F.; Tan, C. Y.; Purbolaksono, J. & Teng, W. D. (2014), „Effect of sintering holding time on low-temperature degradation of yttria stabilised zirconia ceramics“, *Materials Research Innovations*, 18 (sup6), S. S6-408-S6-411.

## Tang 2018

Tang, J. (2018), *Konstruktion und Validierung einer Ultraschallreinigungsstation und des Grundgerüsts der Reinigungsanlage*. Masterarbeit, wbk Institut für Produktionstechnik, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe.

## Tanurdjaja et al. 2011

Tanurdjaja, S.; Tallon, C.; Scales, P. J. & Franks, G. V. (2011), „Influence of dispersant size on rheology of non-aqueous ceramic particle suspensions“, *Advanced Powder Technology*, 22 (4), S. 476–481.

TCI Europe N.V. 2018

TCI Europe N.V. (2018), *Sicherheitsdatenblatt: 1-Octanol. O0036*, Zwijndrecht.

Tedjokusuma et al. 2024

Tedjokusuma, K.; Lauth, W. & Willenbacher, N. (2024), „Manufacture and filtration performance of glass filters made from capillary suspensions“, *Separation and Purification Technology*, 329, 125097.

Telle 2007

Telle, R. (Hrsg.) (2007), *Keramik. Mit 132 Tabellen*, Springer, Berlin, Heidelberg. ISBN: 9783540632733.

Tillmann 2018

Tillmann, W. (2018), „Fügen“ in *Technische Keramik. Grundlagen - Werkstoffe - Verfahrenstechnik*, Hrsg. W. Kollenberg, Vulkan, Essen, S. 542–554.

Turnbull 1951

Turnbull, D. (1951), „Theory of Grain Boundary Migration Rates“, *JOM*, 3 (8), S. 661–665.

VDI 3405

VDI 3405 (2014), *Additive Fertigung - Grundlagen, Begriffe, Verfahrensbeschreibungen*, Beuth, Berlin.

Venkataraman & DiMilia 1989

Venkataraman, K. S. & DiMilia, R. A. (1989), „Predicting the Grain-Size Distributions in High-Density, High-Purity Alumina Ceramics“, *Journal of the American Ceramic Society*, 72 (1), S. 33–39.

Verband der Keramischen Industrie e.V. 2003

Verband der Keramischen Industrie e.V. (2003), *Brevier Technische Keramik*, Fahner, Lauf. ISBN: 3924158770.

Wang et al. 2009

Wang, C.-J.; Huang, C.-Y. & Wu, Y.-C. (2009), „Two-step sintering of fine alumina–zirconia ceramics“, *Ceramics International*, 35 (4), S. 1467–1472.

Wang et al. 2019

Wang, J.-C.; Dommati, H. & Hsieh, S.-J. (2019), „Review of additive manufacturing methods for high-performance ceramic materials“, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 103 (5-8), S. 2627–2647.

## Wang et al. 2023

Wang, L.; Yao, L.; Tang, W. & Dou, R. (2023), „Effect of Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> doping on color and mechanical properties of dental 3Y-TZP ceramics fabricated by stereolithography-based additive manufacturing“, *Ceramics International*, 49 (8), S. 12105–12115.

## Watanabe et al. 2008

Watanabe, N.; Kimoto, T. & Suda, J. (2008), „The temperature dependence of the refractive indices of GaN and AlN from room temperature up to 515 °C“, *Journal of Applied Physics*, 104 (10), 106101.

## Wildbrett 2006

Wildbrett, G. (Hrsg.) (2006), *Reinigung und Desinfektion in der Lebensmittelindustrie*, Behr's, Hamburg. ISBN: 9783899471779.

## With &amp; Wagemans 1989

With, G. de & Wagemans, H. H. M. (1989), „Ball-on-Ring Test Revisited“, *Journal of the American Ceramic Society*, 72 (8), S. 1538–1541.

## Witzleben et al. 2018

Witzleben, M. von; Hajek, K. & Raab, D. (2018), „Spritzgießen“ in *Technische Keramik. Grundlagen - Werkstoffe - Verfahrenstechnik*, Hrsg. W. Kollenberg, Vulkan, Essen, S. 470–478.

## Wu et al. 2016

Wu, H.; Cheng, Y.; Liu, W.; He, R.; Zhou, M.; Wu, S.; Song, X. & Chen, Y. (2016), „Effect of the particle size and the debinding process on the density of alumina ceramics fabricated by 3D printing based on stereolithography“, *Ceramics International*, 42 (15), S. 17290–17294.

## Wu et al. 2018

Wu, Z.; Liu, W.; Wu, H.; Huang, R.; He, R.; Jiang, Q.; Chen, Y.; Ji, X.; Tian, Z. & Wu, S. (2018), „Research into the mechanical properties, sintering mechanism and microstructure evolution of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-ZrO<sub>2</sub> composites fabricated by a stereolithography-based 3D printing method“, *Materials Chemistry and Physics*, 207, S. 1–10.

Wu et al. 2020

Wu, D.; San, J.; Niu, F.; Zhao, D.; Huang, Y. & Ma, G. (2020), „Directed laser deposition of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–ZrO<sub>2</sub> melt-grown composite ceramics with multiple composition ratios“, *Journal of Materials Science*, 55 (16), S. 6794–6809.

Wu et al. 2023

Wu, X.; Teng, J.; Ji, X.; Xu, C.; Ma, D.; Sui, S. & Zhang, Z. (2023), „Research progress of the defects and innovations of ceramic vat photopolymerization“, *Additive Manufacturing*, 65, 103441.

Xing et al. 2017

Xing, H.; Zou, B.; Li, S. & Fu, X. (2017), „Study on surface quality, precision and mechanical properties of 3D printed ZrO<sub>2</sub> ceramic components by laser scanning stereolithography“, *Ceramics International*, 43 (18), S. 16340–16347.

Xing et al. 2018

Xing, Z.; Liu, W.; Chen, Y. & Li, W. (2018), „Effect of plasticizer on the fabrication and properties of alumina ceramic by stereolithography-based additive manufacturing“, *Ceramics International*, 44 (16), S. 19939–19944.

Xing et al. 2020a

Xing, H.; Zou, B.; Liu, X.; Wang, X.; Chen, Q.; Fu, X. & Li, Y. (2020), „Effect of particle size distribution on the preparation of ZTA ceramic paste applying for stereolithography 3D printing“, *Powder Technology*, 359, S. 314–322.

Xing et al. 2020b

Xing, H.; Zou, B.; Liu, X.; Wang, X.; Huang, C. & Hu, Y. (2020), „Fabrication strategy of complicated Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> functionally graded materials by stereolithography 3D printing“, *Journal of the European Ceramic Society*, 40 (15), S. 5797–5809.

Xu et al. 2021

Xu, X.; Zhou, S.; Wu, J.; Liu, Y.; Wang, Y. & Chen, Z. (2021), „Relationship between the adhesion properties of UV-curable alumina suspensions and the functionalities and structures of UV-curable acrylate monomers for DLP-based ceramic stereolithography“, *Ceramics International*, 47 (23), S. 32699–32709.



Yudin et al. 2023

Yudin, V. V.; Shurygina, M. P.; Egorikhina, M. N.; Aleynik, D. Y.; Linkova, D. D.; Charykova, I. N.; Kovylin, R. S. & Chesnokov, S. A. (2023), „Pore Structure Tuning of Poly-EGDMA Biomedical Material by Varying the O-Quinone Photoinitiator“, *Polymers*, 15 (11), 2558.

Zakeri et al. 2020

Zakeri, S.; Vippola, M. & Levänen, E. (2020), „A comprehensive review of the photopolymerization of ceramic resins used in stereolithography“, *Additive Manufacturing*, 35, 101177.

Zhang et al. 2009

Zhang, S. X.; Li, T.; Li, Q. F.; Pook, S. F.; Goh, C. W. & Hu, Q. J. (2009), „Joining of two materials by powder injection moulding“, *Science and Technology of Welding and Joining*, 14 (1), S. 11–19.

Zhang et al. 2019

Zhang, K.; Xie, C.; Wang, G.; He, R.; Ding, G.; Wang, M.; Dai, D. & Fang, D. (2019), „High solid loading, low viscosity photosensitive Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> slurry for stereolithography based additive manufacturing“, *Ceramics International*, 45 (1), S. 203–208.

Zhang et al. 2020

Zhang, J.; Wei, L.; Meng, X.; Yu, F.; Yang, N. & Liu, S. (2020), „Digital light processing-stereolithography three-dimensional printing of yttria-stabilized zirconia“, *Ceramics International*, 46 (7), S. 8745–8753.

Zhang et al. 2024

Zhang, K.; Meng, Q.; Qu, Z. & He, R. (2024), „A review of defects in vat photopolymerization additive-manufactured ceramics: Characterization, control, and challenges“, *Journal of the European Ceramic Society*, 44 (3), S. 1361–1384.

Zhao et al. 2016

Zhao, H.; Ye, C.; Fan, Z. & Shi, Y. (2016), „3D Printing of ZrO<sub>2</sub> Ceramic using Nano-zirconia Suspension as a Binder“. *Proceedings of the 2015 4th International Conference on Sensors, Measurement and Intelligent Materials*, Atlantis, Paris. ISBN: 9789462521575.

## Zhou et al. 2013

Zhou, C.; Chen, Y.; Yang, Z. & Khoshnevis, B. (2013), „Digital material fabrication using mask-image-projection-based stereolithography“, *Rapid Prototyping Journal*, 19 (3), S. 153–165.

## Zhou et al. 2016

Zhou, M.; Liu, W.; Wu, H.; Song, X.; Chen, Y.; Cheng, L.; He, F.; Chen, S. & Wu, S. (2016), „Preparation of a defect-free alumina cutting tool via additive manufacturing based on stereolithography – Optimization of the drying and debinding processes“, *Ceramics International*, 42 (10), S. 11598–11602.

## Zimbeck &amp; Rice 1997

Zimbeck, W. & Rice, R. (1997), „Stereolithography of Ceramics and Metals“. *IS&T's 50th Annual Conference*.



## Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2-1: Übersicht der Einteilung keramischer Werkstoffe	3
Abbildung 2-2: Schematische Prozesskette zur Herstellung keramischer Bauteile	5
Abbildung 2-3: Schematische Darstellung des Kugel-auf-drei-Kugeln-Versuchs (in Anlehnung an Harrer et al. 2007)	7
Abbildung 2-4: Schematische Darstellung der radikalischen Polymerisation (in Anlehnung an Kollenberg 2020)	18
Abbildung 2-5: Schematische Darstellung der badbasierten Photopolymerisation mittels LED im Bottom-Up-Prinzip (in Anlehnung an Stampfl et al. 2023)	24
Abbildung 2-6: Schematische Darstellung des thermischen Entbinderns: a) Grünteil, b) - d) Zwischenstadien, e) Braunteil	32
Abbildung 2-7: Schematische Darstellung der Sinterfügen-Prozesskette (in Anlehnung an Schubert et al. 2022)	40
Abbildung 2-8: Schematische Darstellung der möglichen Schichtaufbauten im Multi-Material-VPP-Verfahren (nach Nohut et al. 2022a bzw. Kollenberg 2020)	47
Abbildung 4-1: Ashby-Diagramme zur Gegenüberstellung der Eigenschaften der ausgewählten Keramiken: a) Biegefestigkeit und b) Bruchzähigkeit über der Härte, c) Härte und d) Bruchzähigkeit über der thermischen Leitfähigkeit; Datenquelle: Granta EduPack 2024 R1 (Level 3; Ansys Inc. 2024) und Arnold (2019)	52
Abbildung 4-2: Übersicht typischerweise eingesetzter Sintertemperaturen und -atmosphären für ausgewählte Keramiken (in Anlehnung an A_Mohs 2023)	53
Abbildung 4-3: Übersicht charakteristischer Eigenschaften der ausgewählten Werkstoffe mit normierter Skala	55
Abbildung 5-1: a) Glovebox M. Braun MB150B-G mit gelben Scheiben, b) Planetenzentrifugalmischer Thinky ARE-250	62
Abbildung 5-2: a) Dreiwalzwerk EXAKT 50i, b) Rheometer ThermoFisher HAAKE MARS 40 mit angeschlossener Belichtungseinheit Delolux 50	64

Abbildung 5-3: a) VPP-Multi-Material-Anlage Lithoz 2M30 Science , b) Schematischer Aufbau der VPP-Multi-Material-Anlage Lithoz 2M30 Science (in Anlehnung an Schubert et al. 2023b)	65
Abbildung 5-4: a) Entbinderofen Carbolite Gero GLO 10/11, b) Sinterofen Carbolite Gero HTF 18/4	69
Abbildung 6-1: Einfluss der Zusammensetzung des Initiatorsystems auf das Aushärteverhalten, gemessen 30 s nach Ende einer 20-sekündigen Belichtung der Schlicker mit $45 \text{ mW} \cdot \text{cm}^{-2}$ und Plattenabstand 0,05 mm (Schubert et al. 2024b) )	73
Abbildung 6-2: a) Viskosität und b) Speichermodul des Schlickers in Abhängigkeit der Anteile von IBOA, HDDA und TMPETA im Monomersystem (nachkoloriert nach Schubert et al. 2024b)	75
Abbildung 6-3: a) Viskosität des Schlickers in Abhängigkeit der Scherrate und b) Speichermodul nach 20-sekündiger Belichtung mit $45 \text{ mW} \cdot \text{cm}^{-2}$ , die nach 30 s ausgelöst wurde (nach Schubert et al. 2024b)	77
Abbildung 6-4: a) Viskosität der Schlicker verschiedener keramischer Werkstoffe in Abhängigkeit der Scherrate und b) Speichermodul nach 20-sekündiger Belichtung mit $45 \text{ mW} \cdot \text{cm}^{-2}$ , die nach 30 s ausgelöst wurde (nach Schubert et al. 2024b)	81
Abbildung 6-5: Temperaturverlauf im Mischbehälter während des Mischungsprozesses für drei verschiedene Parametersätze	86
Abbildung 6-6: Viskositätsfunktion als Basis für die Optimierung in der Bayes'schen Optimierung (nach Schubert et al. 2024a)	92
Abbildung 6-7: Durch die Bayes'sche Optimierung vorgeschlagene Mischungen mit ihrer Viskosität und ihrem Füllstoffanteil (nach Schubert et al. 2024a)	94
Abbildung 6-8: Vergleichende Gegenüberstellung des max. Füllstoffanteils der Bayes'schen Optimierung und verschiedener alternativer Versuchsplanungsmethoden in Abhängigkeit der Versuchsnummer (Schubert et al. 2024a)	96

Abbildung 7-1: Aushärtetiefe des $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Schlickers a) für verschiedene Belichtungszeiten in Abhängigkeit der Intensität und b) für verschiedene Intensitäten in Abhängigkeit der Belichtungszeit (in Anlehnung an A_Lehmann 2023)	98
Abbildung 7-2: Versuchsbauteile zur Ermittlung geeigneter Druckparameter: a) Gitterstruktur und b) Überhangsstruktur (Schubert et al. 2024b)	100
Abbildung 7-3: Aus $\text{ZrO}_2$ mit verschiedenen Belichtungsenergien gedruckte Versuchskörper gemäß Abbildung 7-2: a) $E_B = 150 \text{ mJ}\cdot\text{cm}^{-2}$ sowie b) und c) $E_B = 105 \text{ mJ}\cdot\text{cm}^{-2}$ (Schubert et al. 2024b)	100
Abbildung 7-4: Mittels CT ermittelte Abweichungen des $\text{ZrO}_2$ -Versuchskörpers aus Abbildung 7-3 b) im Vergleich zur Sollkontur: a) und b) Ausschnitte verschiedener Vergrößerung und c) Histogramm der Abweichung (nach Schubert et al. 2024b)	101
Abbildung 7-5: Reinigungsstation „Magnetrührer“: a) schematischer Aufbau, b) CAD-Modell, c) Seitenansicht (nach A_Weisser 2024)	104
Abbildung 7-6: Reinigungsstation „Tuch“: a) schematischer Aufbau, b) CAD-Modell, c) Seitenansicht (nach A_Weisser 2024)	105
Abbildung 7-7: Reinigungsstation „Airbrush“: a) schematischer Aufbau, b) CAD-Modell, c) Seitenansicht (nach A_Weisser 2024)	106
Abbildung 7-8: Ergebnisse der Reinigungsuntersuchungen der Reinigungsstation „Magnetrührer“: a) Einfluss der Drehzahl des Magnetrührers, b) Einfluss der Reinigungszeit, c) exemplarische Verteilung des Reinigungsgrads über die Bauplattform (nach A_Weisser 2024)	110
Abbildung 7-9: Ergebnisse der Reinigungsuntersuchungen der Reinigungsstation „Tuch“: a) Einfluss der Abtupfanzahl, b) Einfluss der Eintauchtiefe, c) exemplarische Verteilung des Reinigungsgrads über die Bauplattform (nach A_Weisser 2024)	111
Abbildung 7-10: Ergebnisse der Reinigungsuntersuchungen der Reinigungsstation „Airbrush“: a) Einfluss des angelegten Drucks, b) Einfluss der Reinigungszeit, c) Einfluss des Lösungsmittelstroms, d) exemplarische Verteilung des Reinigungsgrads über die Bauplattform (nach A_Weisser 2024)	112

Abbildung 7-11: a) Ergebnisse der Reinigungsuntersuchungen verschiedener Kombinationen der Reinigungsstation, b) und c) exemplarische Verteilung des Reinigungsgrads über die Bauplatattform der Kombinationen 1 und 3 (nach A_Weisser 2024)	114
Abbildung 7-12: Ergebnisse der Reinigungsuntersuchungen der verschiedenen Reinigungsstationen und der Kombination 3 für Flachproben und Wabenstrukturen	115
Abbildung 7-13: Einfluss des Reinigungsprozesses a) auf die charakteristische Festigkeit und b) auf den Weibull-Modul (nach A_Weisser 2024)	118
Abbildung 7-14: Thermogravimetrische Analyse von Grünteilen aus $\text{Al}_2\text{O}_3$ , ZTA, AZ50, ATZ und $\text{ZrO}_2$ (ergänzt nach Schubert et al. 2024b)	120
Abbildung 7-15: Zeit-Temperatur-Profil zum Entbindern der Grünteile (in Anlehnung an Schubert et al. 2024b)	121
Abbildung 7-16: Dilatometrische Analyse von $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Braunteilen mit unterschiedlichen Füllstoffgehalten (Schubert et al. 2026)	123
Abbildung 7-17: Dilatometrische Analyse von Bauteilen aus Schlickern mit je 50 % Volumenanteil verschiedener Keramiken (Schubert et al. 2026)	124
Abbildung 7-18: Ergebnisse der ersten Versuchsreihe: a) und b) relative Dichte sowie c) und d) Vickers-Härte von Proben verschiedener keramischer Werkstoffe nach dem Sintern bei verschiedenen Temperaturen für 2 bzw. 10 Stunden (nach A_Mohs 2023)	126
Abbildung 7-19: Ergebnisse der zweiten Versuchsreihe: a) und b) relative Dichte sowie c) und d) Vickers-Härte von Proben verschiedener keramischer Werkstoffe nach dem Sintern bei verschiedenen Temperaturen für 2 bzw. 4 Stunden (Schubert et al. 2026)	128
Abbildung 7-20: Zeit-Temperatur-Profil zum Sintern der Bauteile (nach Schubert et al. 2026)	129
Abbildung 7-21: a) charakteristische Festigkeit und b) Weibull-Modul von Proben verschiedener Werkstoffe, die bei 1.650 °C für 2 h in Luft gesintert wurden (nach Schubert et al. 2026)	130

Abbildung 7-22: Schematische Darstellung der ersten Prozessvariante des Sinterfügens auf Basis eines Ansinterns des Innenteils (nach Schubert et al. 2022)	132
Abbildung 7-23: Schematische Visualisierung des Versinterungsgrads (nach Schubert et al. 2022)	134
Abbildung 7-24: Exemplarische Auswahl von Schliffbildern von Proben nach dem Sinterfügen: a) und b) Kombination 5,04 (Zylinder) / 5,00 (Hülse) für 2 h gesintert, c) und d) Kombination 5,12 / 4,96 für 6 h gesintert (nach Schubert et al. 2022)	134
Abbildung 7-25: Schematische Darstellung der zweiten Prozessvariante des Sinterfügens auf Basis unterschiedlicher Volumenschrumpfung (nach Schubert et al. 2026)	136
Abbildung 8-1: Werkstoffverbund gemäß Kombination 1 aus einer $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Hülse (außen) und einem AZ50-Zylinder (innen): a) und b) in Originalfarbe, c) als REM-Aufnahme, d) mit eingefärbtem Zylinder (a) – c): Schubert et al. 2026, d): nach A_Schott 2024)	144
Abbildung 8-2: a) REM-Aufnahme des $\text{Al}_2\text{O}_3$ -AZ50-Grenzbereichs gemäß Abbildung 8-1, b) mittels EDX ermittelte Massenverteilung entlang der in a) dargestellten Linie (nach Schubert et al. 2026)	145
Abbildung 8-3: Schematische Darstellung der Schichtaufbauten a) ohne und b) mit Übergangsbereich (nach A_Weisser 2024)	147
Abbildung 8-4: a) charakteristische Festigkeit und b) Weibull-Modul von Verbundproben sowie $\text{Al}_2\text{O}_3$ - und ATZ-Proben als Referenz (nach A_Weisser 2024)	149
Abbildung A-1: Diagramm zur Umrechnung der an der DELOLUX-Lichtquelle eingestellten Intensität in die real auf den Schlicker wirkende Intensität	XIII
Abbildung A-2: Diagramm zur Umrechnung der an der Lithoz-VPP-Anlage eingestellten Intensität in die real auf den Schlicker wirkende Intensität	XIV
Abbildung A-3: a) und b) Verteilung der Belichtungsintensität $I_B$ bzw. c) und d) Verteilung der Aushärtetiefe $C_d$ über die Bauplattform; a) und c) bei $I_p$ von $90,6 \text{ mW} \cdot \text{cm}^{-2}$ , b) und d) bei $I_p$ von $45,3 \text{ mW} \cdot \text{cm}^{-2}$	XV



## Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-1: Übersicht ausgewählter technischer Keramiken, ihrer Vorteile sowie typischer Anwendungen	4
Tabelle 4-1: Übersicht ausgewählter technischer Keramiken und ihrer Eigenschaften (* aus Granta EduPack 2024 R1, Level 3, Ansys Inc. 2024; † aus Arnold 2019)	51
Tabelle 4-2: Übersicht typischerweise eingesetzter Sintertemperaturen und -atmosphären für ausgewählte Keramiken	54
Tabelle 5-1: Übersicht der im Rahmen der Arbeit verwendeten Pulver, ihrer Hersteller sowie ihrer charakteristischen Eigenschaften	58
Tabelle 5-2: Übersicht der im Rahmen der Arbeit verwendeten Binderbestandteile, ihrer Hersteller sowie ihrer charakteristischen Eigenschaften	60
Tabelle 5-3: Übersicht der zur Bauteilreinigung verwendeten Flüssigkeiten	66
Tabelle 6-1: Initiale, auf Basis von Voruntersuchungen ermittelte Schlickerzusammensetzung als Ausgangspunkt für Optimierungen (Schubert et al. 2024b)	73
Tabelle 6-2: Zusammenfassung der optimierten Schlickerzusammensetzung für $\text{Al}_2\text{O}_3$ (nach A_Schott 2024, aufbauend auf A_Lehmann 2023, A_Mohs 2023 und A_Wehrle 2024)	77
Tabelle 6-3: Zusammenfassung der Schlickerzusammensetzungen für verschiedene keramische Werkstoffe (Angaben in % Volumenanteil), (nach Schubert et al. 2024b, A_Lehmann 2023 und A_Schott 2024)	80
Tabelle 6-4: Ergebnisse der Aushärtetiefenmessung der einzelnen Schlicker (nach Schubert et al. 2024b)	82
Tabelle 6-5: Übersicht der Brechungsindex-Differenzen $\Delta n$ der einzelnen Schlicker (nach Schubert et al. 2024b)	83
Tabelle 6-6: Zusammenfassende Darstellung ausgewählter Ergebnisse zur Optimierung des Mischungsprozesses (Zusammenstellung aus Lehmann et al. 2025)	87

---

Tabelle 6-7: Übersicht der für die Bayes'sche Optimierung definierten Randbedingungen	90
Tabelle 6-8: Schlickerzusammensetzung als Ausgangspunkt für die Bayes'sche Optimierung (nach Schubert et al. 2024a)	91
Tabelle 6-9: Ergebnisse der in der Bayes'schen Optimierung betrachteten Parameter für die beste Mischung (#40) (Schubert et al. 2024a)	94
Tabelle 7-1: Übersicht geeigneter Belichtungsparameter für verschiedene keramische Schlicker (ergänzt nach Schubert et al. 2024b, in Anlehnung an A_Schott 2024)	102
Tabelle 7-2: Reinigungsstation „Magnetrührer“: Prozessstellgrößen (nach A_Weisser 2024)	105
Tabelle 7-3: Reinigungsstation „Tuch“: Prozessstellgrößen (nach A_Weisser 2024)	106
Tabelle 7-4: Reinigungsstation „Airbrush“: Prozessstellgrößen (nach A_Weisser 2024)	107
Tabelle 7-5: Volumenstrom des Lösungsmittels in Abhängigkeit der Öffnungshöhe des Lösungsmittel-Ventils (nach A_Weisser 2024)	107
Tabelle 7-6: Übersicht der untersuchten Kombinationen verschiedener Reinigungsstationen	113
Tabelle 7-7: Anteil erfolgreich hergestellter Bauteile mit unterschiedlicher Zwischenreinigung während des Druckvorgangs (A_Weisser 2024)	117
Tabelle 7-8: Kompatibilität von bei 1.400 °C angesinterten Zylindern und entbinderten Hülsen jeweils unterschiedlicher Abmessungen (nach Schubert et al. 2022)	133
Tabelle 7-9: Versinterungsgrad der verschiedenen Kombinationen von Hülsen und bei 1.400 °C angesinterten Zylindern in % (nach Schubert et al. 2022)	135
Tabelle 7-10: Kompatibilität der entbinderten Zylinder und Hülsen verschiedener Abmessungen und Füllstoffgehalte (nach Schubert et al. 2026)	137
Tabelle 7-11: Versinterungsgrad der verschiedenen Kombinationen von Zylindern und Hülsen in % (nach Schubert et al. 2026)	138

Tabelle 8-1: Zusammenfassung des für die jeweilige Materialpaarung am besten geeigneten Hülsen-Innendurchmessers und der jeweils erreichten Versinterungsgrade (nach Schubert et al. 2026)	141
Tabelle 8-2: Schematische Gestaltung der betrachteten Grenzschichtgestaltungen (nicht maßstabsgerecht) und Schliffbilder der so hergestellten Proben (nach A_Weisser 2024)	148
Tabelle A-1: Übersicht typischerweise angewendeter Sinterbedingungen im Materialsystem $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrO}_2$ sowie damit erzielte Bauteildichten	IX
Tabelle A-2: Ergebnisse der Vermessung des Einzugs- und Abnehmerspalts des Dreiwalzwerks EXAKT 50i in Abhängigkeit der eingestellten Stufen (A_Lehmann 2023)	XII
Tabelle A-3: Zeit-Temperatur-Profil zum Entbindern der Grünteile	XVI
Tabelle A-4: Zeit-Temperatur-Profil zum Sintern der Bauteile	XVII

## Anhang

### A.1 Typische Sinterbedingungen im Materialsystem $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrO}_2$

In der nachfolgenden Tabelle A-1 sind in Anlehnung an A\_Wehrle (2024) ausgewählte, typischerweise angewendete Sinterbedingungen von  $\text{Al}_2\text{O}_3$  und  $\text{ZrO}_2$  sowie Mischungen daraus zusammenfassend dargestellt. Aus Gründen der Übersichtlichkeit wurden teilweise nur einzelne Parametersätze – in der Regel diejenigen, die zu den höchsten Dichten geführt haben – aus Veröffentlichungen mit mehreren betrachteten Sinterbedingungen ausgewählt.

*Tabelle A-1: Übersicht typischerweise angewendeter Sinterbedingungen im Materialsystem  $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrO}_2$  sowie damit erzielte Bauteildichten*

Werkstoff	$T_{s,1}$ in °C	$t_{s,1}$ in h	$T_{s,2}$ in °C	$t_{s,2}$ in h	Atmosphäre	Formgebung	$Q_{rel}$ in %	Referenz
$\text{Al}_2\text{O}_3$	1.600	16			Luft	BJT	96,5	(Gonzalez et al. 2016)
	1.850	21	1.900	23	Luft	Pressen	98,0	(Coble 1962)
	1.850	21	1.900	23	H <sub>2</sub>	Pressen	99,7	
	1.840	6	1.750	63	O <sub>2</sub>	Pressen	99,9	
	1.825	72			N <sub>2</sub>	Pressen	98,2	
	1.870	9	1.890	14	He <sub>2</sub>	Pressen	97,2	
	1.500	3			Luft*	Pressen	96,7	(Maiti & Sil 2010)
	1.500	9			Luft*	Pressen	98,5	
	1.500	18			Luft*	Pressen	98,7	
	1.500	36			Luft*	Pressen	98,7	
	1.600	3			Luft*	Pressen	98,5	
	1.600	12			Luft*	Pressen	98,7	
	1.700	3			Luft*	Pressen	98,5	
	1.700	12			Luft*	Pressen	98,7	
	1.600	2			Luft*	VPP	99,3	(Schwentenwein & Homa 2015)
	1.670	2			Luft*	VPP	99,3	(Schwarzer-Fischer et al. 2022)
	1.600	2			Luft*	Pressen	98,2	(Lóh et al. 2017)
	1.550	0,08	1.450	8	Luft*	Pressen	93,63	
	1.550	0,08	1.500	8	Luft*	Pressen	97,13	
	1.500	20			Luft*	VPP	96,0	(Schlachter et al. 2020)
	1.650	2			Luft*	VPP	98,0	
	1.600	6			Luft*	VPP	99,0	(Hofer et al. 2022)
	1.625	1			Luft	VPP	98,5	(Coppola et al. 2021)
	1.350	1			Luft	Pressen	99,0	(Boniecki et al. 2020)

	1.650	2			Luft*	VPP		(Lithoz GmbH 2020g)
	1.700	2			Luft*	VPP		
ZrO <sub>2</sub>	1.450	2			N <sub>2</sub>	VPP	99,3	(Xing et al. 2017)
	1.400	2			Luft*	BJT	86,8	(Zhao et al. 2016)
	1.350	0,02	1.150	24	Luft	Pressen	99	(Mazaheri et al. 2008)
	1.300	0,02	1.050	30	Luft	Pressen	83	
	1.450	2			Luft	VPP	97	(Fu et al. 2019)
	1.350	0,02	1.250	20	Luft*	Pressen	99,9	(Grech & Antunes 2020)
	1.350	2			Luft*	Pressen	93,7	(Jiang et al. 2011)
	1.400	2			Luft*	Pressen	96,9	
	1.450	2			Luft*	Pressen	98,6	
	1.500	2			Luft*	Pressen	99,2	
	1.500	0,02	1.500	0		Pressen	98,5	(Sutharsini et al. 2014)
	1.500	0,02	1.500	3		Pressen	99,0	
	1.500	0,02	1.500	10		Pressen	99,9	
	1.500	1			Luft*	VPP	97,1	(He et al. 2018)
	1.450	2			Luft	VPP	98,8	(Borlaf et al. 2020)
	1.500	1			Luft	VPP	99,1	(Coppola et al. 2021)
	1.450	2			Luft*	VPP		(Lithoz GmbH 2020b)
ZTA	1.300	2			Luft*	Gelcasting	52	(Ma et al. 2011)
	1.400	2			Luft*	Gelcasting	56	
	1.500	2			Luft*	Gelcasting	66	
	1.600	2			Luft*	Gelcasting	92	
	1.450	1			Argon	VPP	85,7	(Liu et al. 2020)
	1.500	1			Argon	VPP	88,0	
	1.550	0,5			Argon	VPP	87,8	
	1.550	1			Argon	VPP	88,7	
	1.550	1,5			Argon	VPP	88,9	
	1.600	1			Argon	VPP	88,5	
	1.480	2			Luft	Pressen	99,8	(Boniecki et al. 2020)
	1.400	4			Luft*	Pressen	97,1	(Basha & Sarkar 2020)
	1.500	4			Luft*	Pressen	98,0	
	1.600	4			Luft*	Pressen	99,2	
	1.600	0,17	1.500	6	Luft*	Pressen	98,4	
	1.400	9			Luft*	Pressen	97	(Hadzley et al. 2019)
	1.600	2			Luft*	VPP	98	(Schlachter et al. 2021)
	1.500				Luft*	VPP	97	(Wu et al. 2018)
	1.550				Luft*	VPP	99	
	1.600				Luft*	VPP	100	

	1.650				Luft*	VPP	99,5	
	1.450	0	1.400	8	Luft*	Pressen	99,4	(Wang et al. 2009)
	1.400	6			Luft*	Pressen	91	(Chaim 1992)
	1.650	4			Luft*	Pressen	96	
	1.500	2			Luft	Pressen	97	(Nevarez-Rascon et al. 2009)
	1.500	1			Luft	VPP	95,2	(Coppola et al. 2021)
	1.550	1			Luft	VPP	96,0	
	1.600	1			Luft	VPP	98,5	
	1.550	2			Luft*	VPP		(Lithoz GmbH 2020c)
ATZ	1.650	4			Luft*	Pressen	94	(Chaim 1992)
	1.500	2			Luft	VPP	99	(Schwarzer et al. 2019)
	1.450	2			Luft	VPP	99,1	(Borlaf et al. 2020)
	1.500	2			Luft	Pressen	97	(Nevarez-Rascon et al. 2009)
	1.500	1			Luft	VPP	98,6	(Coppola et al. 2021)
	1.550	1			Luft	VPP	99,2	
	1.600	1			Luft	VPP	99,1	
	1.000	2			Luft*	Pressen	46,5	(Gregorová et al. 2021)
	1.300	2			Luft*	Pressen	80,5	
	1.400	2			Luft*	Pressen	95,2	
	1.500	2			Luft*	Pressen	99,0	
	1.480	2			Luft	Pressen	99,1	(Boniecki et al. 2020)
	1.500	1			Luft	VPP	96,6	(Coppola et al. 2021)
	1.550	1			Luft	VPP	97,6	
	1.600	1			Luft	VPP	98,8	
AZ50 <sup>†</sup>	1.550	2			Luft*	Gepresst	98,2	(Ojaimi et al. 2020)
	1.500	0,08	1.450	2	Luft	Gepresst	96,5	
	1.485	0,08	1.435	2	Luft*	Gepresst	98,2	

\* Aufgrund der bei Oxidkeramiken typischerweise angewendeten Sinterbedingungen (vgl. German 2014) und der in den Arbeiten eingesetzten Ofentypen kann davon ausgegangen werden, dass die Sinterprozesse in Luft durchgeführt wurden, auch wenn die Atmosphäre nicht konkret spezifiziert wurde.

† Abweichend zur sonstigen Nomenklatur dieser Arbeit bezieht sich die Angabe AZ50 im konkreten Fall auf Volumen- und nicht auf Massenanteile.

## A.2 Vermessung der Walzenspalte im Dreiwalzwerks EXAKT 50i

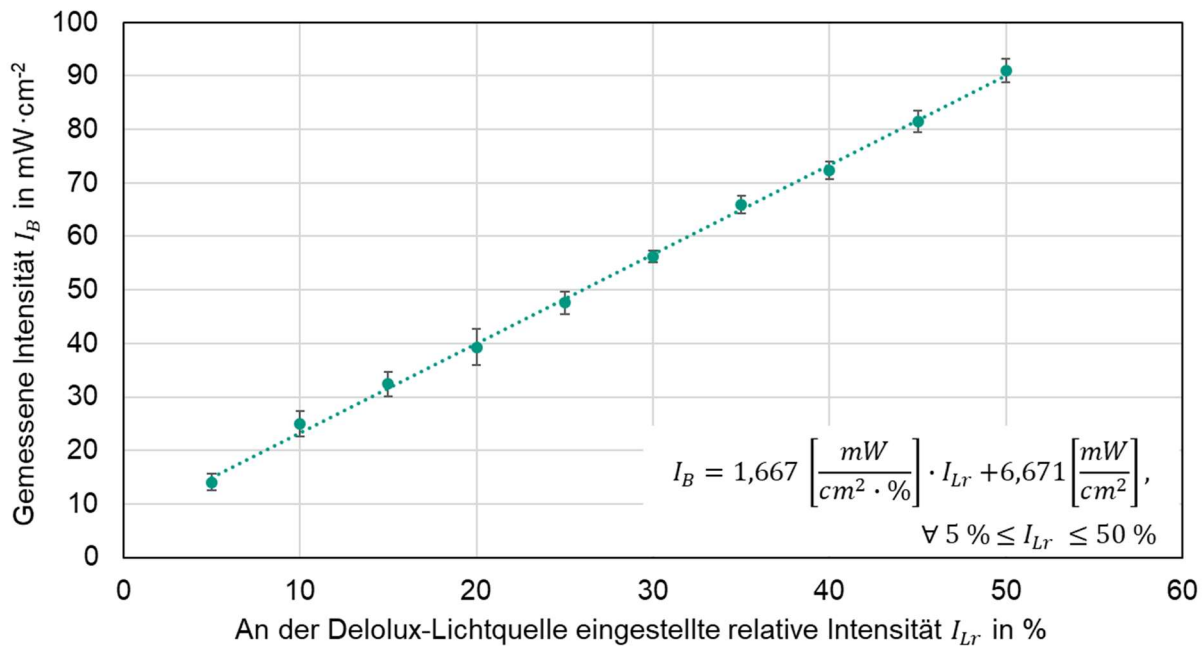
Da der Anlagenhersteller keine Informationen hinsichtlich des effektiven Walzenabstands in Abhängigkeit der eingestellten Stufen bereitstellt, wurden diese in A\_Lehmann (2023) mithilfe einer Präzisions-Fühlerlehre (Quality-Tools Messtechnik e.K., Waiblingen, Deutschland) mit einer minimalen Dicke von 10 µm an jeweils drei Stellen entlang der Walze bestimmt. Die Ergebnisse sind in der nachfolgenden Tabelle A-2 zusammengefasst, wobei keine Unterschiede entlang der Walzen mit den einzelnen Lehren, die jeweils eine Abstufung von 10 µm aufweisen, festgestellt werden konnten. Der Hersteller sieht ein minimales Spaltverhältnis von Einzugsspalt zu Abnehmerspalt von 1:0,6 vor (EXAKT Advanced Technologies GmbH 2014), sodass dieses für die Messungen als Grenzfall zugrunde gelegt wurde.

*Tabelle A-2: Ergebnisse der Vermessung des Einzugs- und Abnehmerspalts des Dreiwalzwerks EXAKT 50i in Abhängigkeit der eingestellten Stufen (A\_Lehmann 2023)*

<b>Einzugsspalt eingestellt (Stufe)</b>	15	13	11	9	7	6	4	2
<b>Abnehmerspalt eingestellt (Stufe)</b>	8	7	6	5	4	3	2	1
<b>Einzugsspalt vermessen in µm</b>	> 100	> 100	100	90	70	60	30	10
<b>Abnehmerspalt vermessen in µm</b>	70	60	50	40	30	20	< 10	< 10

### A.3 Vermessung der Intensität der verwendeten Lichtquellen

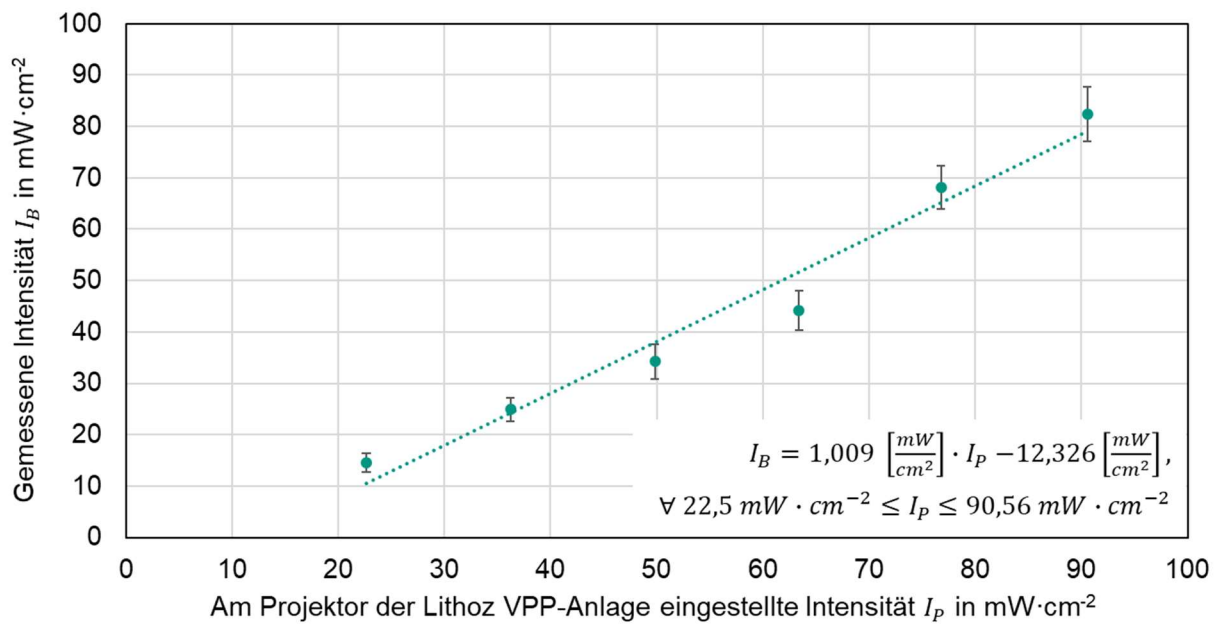
Die mit dem Rheometer gekoppelte Lichtquelle Delolux 50 (DELO Industrie Klebstoffe GmbH & Co. KGaA, Windach, Deutschland) ermöglicht nur die Einstellung einer relativen Intensität  $I_{Lr}$  in %. Um die auf den Schlicker wirkende Intensität  $I_B$  zu ermitteln und eine Übertragbarkeit der Ergebnisse auf die VPP-Anlage zu ermöglichen, wurde die auf den Schlicker wirkende Intensität  $I_B$  mit einem Photometer Delolux Control (DELO Industrie Klebstoffe GmbH & Co. KGaA, Windach, Deutschland) in Abhängigkeit der eingestellten relativen Intensität  $I_{Lr}$  mit je 10-facher Wiederholung in Erweiterung zu A\_Brenneis (2022) bestimmt. Die Ergebnisse sind in der nachfolgenden Abbildung A-1 dargestellt. Die Datenpunkte zeigen einen linearen Zusammenhang, dessen Formel zur Umrechnung der Intensitäten in der Abbildung dargestellt ist.



*Abbildung A-1: Diagramm zur Umrechnung der an der Delolux-Lichtquelle eingestellten Intensität in die real auf den Schlicker wirkende Intensität*

Analog wurde die real auf der Wannenoberfläche auf den Schlicker wirkende Belichtungsintensität  $I_B$  in Abhängigkeit des am Projektor der VPP-Anlage eingestellten Intensitätswerts  $I_P$  mit dem Photometer Delolux Control an 24 gleichmäßig über die Bauplattform verteilten Kreisen mit Durchmessern von 8 mm bestimmt. Die Ergebnisse sind in Abbildung A-2 dargestellt. Jeder der angegebenen Datenpunkte entspricht dem Mittelwert einer fünffachen Messung an allen 24 Messstellen.

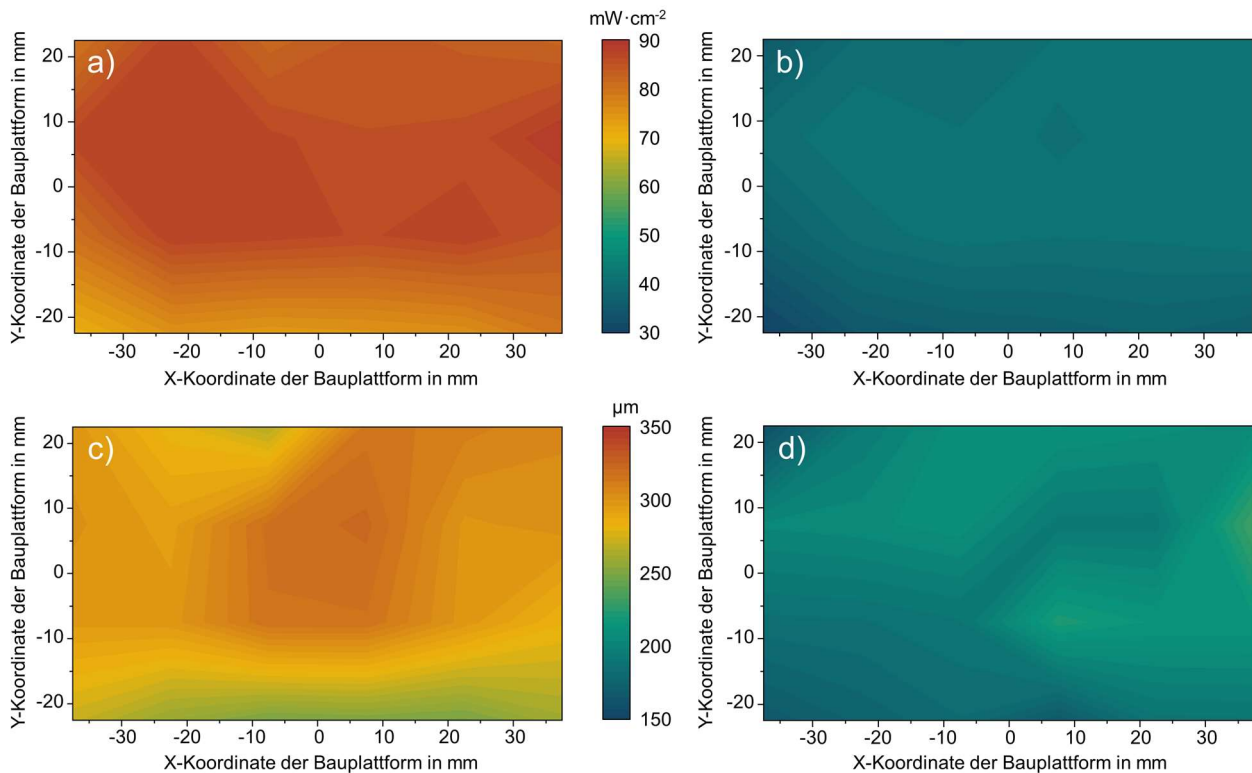




*Abbildung A-2: Diagramm zur Umrechnung der an der Lithoz-VPP-Anlage eingestellten Intensität in die real auf den Schlicker wirkende Intensität*

Es fällt auf, dass die real gemessene Intensität  $I_B$  durchschnittlich etwa 10 % unterhalb der am Projektor eingestellten Intensität  $I_P$  liegt, was möglicherweise auf eine Absorption bzw. Streuung des Lichts auf dem Weg zur Wannenoberfläche, beispielsweise durch die Wanne selbst, zurückzuführen ist. Ebenso kann nicht ausgeschlossen werden, dass die Intensität des Projektors selbst geringfügig verstellt ist und konstant von dem eingestellten Wert abweicht. Während der durchgeführten Studien der vorliegenden Arbeit wurden fortwährend stichprobenartige Kontrollmessungen durchgeführt, um etwaige Veränderungen frühzeitig identifizieren zu können. Diese legen jedoch keine signifikanten Veränderungen bzw. Auffälligkeiten nahe. Insgesamt ergibt sich ein weitgehend linearer Zusammenhang, jedoch sind sowohl die Standardabweichung als auch die Abweichung der Mittelwerte von der Ausgleichsgeraden größer als bei der Vermessung des Rheometers. Dies ist auf die Vielzahl der betrachteten Messstellen entlang der Bauplattform zurückzuführen.

Zusätzlich wurde die Homogenität der Intensitätsverteilung über die Bauplattform bestimmt, indem diese an 24 gleichmäßig über die Bauplattform verteilte Stellen mittels Photometer sowie mittels Aushärtetiefenmessung (siehe Kapitel 5.2) bei 100 % und 50 % der maximal einstellbaren Intensität von  $90,56 \text{ mW} \cdot \text{cm}^{-2}$  bestimmt wurde. Die entsprechenden Ergebnisse sind in Abbildung A-3 dargestellt.



**Abbildung A-3:** a) und b) Verteilung der Belichtungsintensität  $I_B$  bzw. c) und d) Verteilung der Aushärtetiefe  $C_d$  über die Bauplatzform; a) und c) bei  $I_P$  von  $90,6 \text{ mW} \cdot \text{cm}^{-2}$ , b) und d) bei  $I_P$  von  $45,3 \text{ mW} \cdot \text{cm}^{-2}$

Die Ergebnisse zeigen, dass die Belichtungsintensität  $I_B$  relativ gleichmäßig über die Bauplatzform verteilt ist und nur geringfügig zu den Rändern der Bauplatzform hin abfällt. Dieser Effekt ist bei der Aushärtetiefe  $C_d$  etwas stärker ausgeprägt, liegt aber weiterhin für beide betrachteten eingestellten Intensitäten in einem akzeptablen Bereich. Somit kann der gesamte Bereich der Bauplatzform als verwendbar angesehen werden, wenngleich im Rahmen der vorliegenden Arbeit eine vorzugsweise Nutzung des Zentrums der Bauplatzform erfolgte.

## A.4 Zeit-Temperatur-Profil zum Entbindern der Grünteile

*Tabelle A-3: Zeit-Temperatur-Profil zum Entbindern der Grünteile*

Aufheizzeit in h	Aufheizzeit in hh:mm	Aufheizrate in K/min	(Ziel-) Temperatur in °C	Haltezeit in h
			25	
3,3	03:20	0,4	105	2,0
0,6	00:38	0,4	120	2,0
2,5	02:30	0,1	135	4,0
2,5	02:30	0,1	150	4,0
2,5	02:30	0,1	165	4,0
2,5	02:30	0,1	180	4,0
6,6	06:40	0,1	220	4,0
2,5	02:30	0,1	235	4,0
2,5	02:30	0,1	250	8,0
2,5	02:30	0,1	265	8,0
2,5	02:30	0,1	280	8,0
2,5	02:30	0,1	295	6,0
2,5	02:30	0,1	310	8,0
2,5	02:30	0,1	325	6,0
2,5	02:30	0,1	340	4,0
6,6	06:40	0,1	380	4,0
4,1	04:10	0,1	405	2,0
4,1	04:10	0,1	430	2,0
4,1	04:10	0,1	455	2,0
10,7	10:45	1	1.100	0,0
17,9	17:55	-1	25	0,0
<b>Gesamtzeit in h</b>				<b>174,9</b>

## A.5 Zeit-Temperatur-Profil zum Sintern der Bauteile

*Tabelle A-4: Zeit-Temperatur-Profil zum Sintern der Bauteile*

Aufheizzeit in h	Aufheizzeit in hh:mm	Aufheizrate in K/min	(Ziel-) Temperatur in °C	Haltezeit in h
			25	
1,0	00:58	1,3	100	0,0
8,3	08:20	2,0	1.100	0,0
9,2	09:10	1,0	1.650	2,0
9,2	09:10	-1,0	1.100	0,0
9,0	08:58	-2,0	25	0,0
<b>Gesamtzeit in h</b>				<b>38,7</b>

## Liste der eigenen Publikationen

### Veröffentliche Publikationen:

Baranowski et al. 2022

Baranowski, M.; **Schubert, J.**; Werkle, K. T.; Schoner, S.; Friedmann, M.; Stehle, T.; Fleischer, J.; Schulze, V. & Mohring, H.-C. (2022), „Additive-subtractive manufacturing of multi-material sensor-integrated electric machines using the example of the transversal flux machine”. *IEEE 27th International Conference on Emerging Technologies and Factory Automation (ETFA)*, Institute of Electrical and Electronics Engineers (IEEE), S. 1–4. ISBN: 978-1-66549-996-5.

Lehmann et al. 2025

Lehmann, C.-L.; **Schubert, J.** & Zanger, F. (2025), “Efficient mixing design for a ceramic and acrylate-based binder mixture for vat photopolymerization” in *Production at the Leading Edge of Technology: Proceedings of the 14th Congress of the German Academic Association for Production Technology (WGP), Chemnitz, December 2024*, Hrsg. W.-G. Drossel, S. Ihlenfeldt & M. Dix, Springer International Publishing, Cham, S. 263–272.

Lubkowitz et al. 2023

Lubkowitz, V.; **Schubert, J.** & Zanger, F. (2023), „AM: Hohe Relevanz der Feedstock-Charakterisierung“, *EMO Hannover Journal*, 2023 (1), S. S56-S58.

Rosen et al. 2022

Rosen, M.; Klaiber, M.; **Schubert, J.**; Schulze, V. & Zanger, F. (2022), „Additive Fertigung von keramischen Mikrostrukturen – Anforderungen, Prozess- und CAD-Designrichtlinien für Rillenkeramiken mit Mikrostrukturen im Einsatzgebiet der Grundlagenforschung in der Atomphysik“, *Zeitschrift für wirtschaftlichen Fabrikbetrieb (ZWF)*, 117 (7-8), S. 461–466.

Schubert et al. 2022

**Schubert, J.**; End, Y.; Schulze, V. & Zanger, F. (2022), “Exploring the Applicability of Sinterjoining to Combine Additively Manufactured Ceramic Components”, *Procedia CIRP*, 115, S. 18–23.

Schubert et al. 2022

**Schubert, J.;** Rosen, M. & Zanger, F. (2022), „Concept Development and Validation of Manufacturing Processes for Integrating Current-Carrying Conductors in Ceramic Substrates” in *Production at the Leading Edge of Technology: Proceedings of the 11th Congress of the German Academic Association for Production Technology (WGP), Dresden, September 2021*, Hrsg. B.-A. Behrens, A. Brosius, W.-G. Drossel, W. Hintze, S. Ihlenfeldt & P. Nyhuis, Springer International Publishing, Cham, S. 339–348.

Schubert et al. 2022

**Schubert, J.;** Weisser, P.; Rosen, M.; Zanger, F. & Schulze, V. (2022), „Process Combination of VPP-LED and Vacuum Die Casting for Producing Complex Ceramic 3D-MID”, *Chemie-Ingenieur-Technik*, 94 (7), S. 967–974.

Schubert et al. 2023

**Schubert, J.;** Lehmann, C.-L.; Schulze, V. & Zanger, F. (2023), „Potentials and Challenges of Multi-Material Additive Manufacturing of Ceramics by Vat Photopolymerization”, *Ceramic Applications*, 11 (3), S. 12–16.

Schubert et al. 2023

**Schubert, J.;** Schulze, V. & Zanger, F. (2023), *Additive Fertigung: Optimierung der Schlickerherstellung durch Temperatur- und Drehzahlüberwachung*. Applikationsbericht / Application Note #6997, C3 Prozess- und Analysetechnik GmbH.

Schubert et al. 2024

**Schubert, J.;** Friederich, P.; Burchard, B. & Zanger, F. (2024), „Development of aluminum oxide slurries for additive manufacturing by Bayesian optimization”, *Open Ceramics*, 20, 100705.

Schubert et al. 2024

**Schubert, J.;** Lehmann, C.-L. & Zanger, F. (2024), „Versatile binder system as enabler for multi-material additive manufacturing of ceramics by vat photopolymerization”, *Ceramics International*, 50 (23), S. 50948–50954.

Schubert et al. 2026

**Schubert, J.;** Schott, M. & Zanger, F. (2026), “Manufacturing multi-material ceramics by sinterjoining based on vat photopolymerization (VPP)”, *Production Engineering*, 20 (1).

Schulze et al. 2022

Schulze, V.; Zanger, F. & **Schubert, J.** (2022), *Additive Fertigung: Herstellung optimierter Schlicker für die badbasierte Photopolymerisation (VPP-LED)*. Technical Note / Application Note #6996, C3 Prozess- und Analysetechnik GmbH.

Ulf et al. 2023

Ulf, N.; **Schubert, J.** & Zanger, F. (2023), „Potential of Scanning-Strategy Adaptations for Producing Homogenous Microlattices by PBF-LB” in *Production at the Leading Edge of Technology: Proceedings of the 13th Congress of the German Academic Association for Production Technology (WGP), Freudenstadt, November 2023*, Hrsg. T. Bauernhansl, A. Verl, M. Liewald & H.-C. Möhring, Springer Nature, Cham, S. 747–756.

Ulf et al. 2024

Ulf, N.; Leingang, E.; **Schubert, J.** & Zanger, F. (2024), „Improvement of manufacturing accuracy of graded Ti-6Al-4V BCC lattice structures by local laser power adaption”, *Procedia CIRP*, 124, S. 118–123.

Wexel et al. 2024

Wexel, H.; Fischmann, P.; **Schubert, J.** & Zanger, F. (2024), „High-Speed DED-LB: Analysis of Process Control Variables as Enabler for Remanufacturing of Unique Products”, *Procedia CIRP*, 127, S. 230–235.

Wexel et al. 2024

Wexel, H.; Kramer, S.; **Schubert, J.**; Schulze, V. & Zanger, F. (2024), „Stream Finishing of Additively Manufactured AlSi10Mg PBF-LB Parts: Influence on Surface Quality and Fatigue Behaviour”, *Procedia CIRP*, 123, S. 173–178.

## **Eingereichte Patentanmeldungen:**

Schubert et al. 2025

**Schubert, J.**; Brenneis, J.; Schöner, S.; Zanger, F. & Schulze, V., *Schlicker* (2025), Deutsches Patent- und Markenamt, DE 10 2024 100 115 A1.

Schubert et al. 2025

**Schubert, J.**; Brenneis, J.; Schöner, S.; Zanger, F. & Schulze, V., *Schlicker* (2025), Europäisches Patentamt, EP 4 582 402 A1.

# Werdegang

## Persönliches

Name: Johannes Schubert  
Geburtsdatum: 9. Juni 1997  
Geburtsort: Heidelberg  
Familienstand: ledig

## Ausbildung

2008 – 2015 Ottheinrich-Gymnasium Wiesloch  
2015 – 2018 Englischsprachiges Bachelorstudium des Maschinenbaus an der Carl Benz School of Engineering (CBS) des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT)  
2018 – 2020 Masterstudium des Maschinenbaus am KIT  
2021 – 2024 Postgraduales Studium zum Master of Business Administration (MBA) an der SRH Fernhochschule – The Mobile University, Riedlingen

## Berufstätigkeit

2020 – 2022 Akademischer Mitarbeiter in der Gruppe Fertigungs- und Werkstofftechnik am wbk Institut für Produktionstechnik des KIT  
2022 – 2023 Team- / Gruppenleiter Additive Fertigung am wbk / KIT  
2023 – 2024 Oberingenieur Additive Fertigung am wbk / KIT  
seit 2024 Patentanwaltskandidat, DREISS Patentanwälte PartG mbB, Stuttgart





Forschungsberichte aus dem wbk  
Institut für Produktionstechnik  
Karlsruher Institut für Technologie (KIT)

Bisher erschienene Bände:

---

Band 0

Dr.-Ing. Wu Hong-qi

**Adaptive Volumenstromregelung mit Hilfe von drehzahlgeregelten  
Elektroantrieben**

Band 1

Dr.-Ing. Heinrich Weiß

**Fräsen mit Schneidkeramik - Verhalten des System  
Werkzeugmaschine-Werkzeug-Werkstück und Prozessanalyse**

Band 2

Dr.-Ing. Hans-Jürgen Stierle

**Entwicklung und Untersuchung hydrostatischer Lager für die  
Axialkolbenmaschine**

Band 3

Dr.-Ing. Herbert Hörner

**Untersuchung des Geräuschverhaltens druckgeregelter Axialkolbenpumpen**

Band 4

Dr.-Ing. Rolf-Dieter Brückbauer

**Digitale Drehzahlregelung unter der besonderen Berücksichtigung  
von Quantisierungseffekten**

Band 5

Dr.-Ing. Gerhard Staiger

**Graphisch interaktive NC-Programmierung von Drehteilen im Werkstattbereich**

Band 6

Dr.-Ing. Karl Peters

**Ein Beitrag zur Berechnung und Kompensation von Positionierfehlern an  
Industrierobotern**

Band 7

Dr.-Ing. Paul Stauss

**Automatisierte Inbetriebnahme und Sicherung der Zuverlässigkeit und Verfügbarkeit numerisch gesteuerter Fertigungseinrichtungen**

Band 8

Dr.-Ing. Günter Möckesch

**Konzeption und Realisierung eines strategischen, integrierten Gesamtplanungs- und -bearbeitungssystems zur Optimierung der Drehteilorganisation für auftragsbezogene Drehereien**

Band 9

Dr.-Ing. Thomas Oestreicher

**Rechnergestützte Projektierung von Steuerungen**

Band 10

Dr.-Ing. Thomas Selinger

**Teilautomatisierte werkstattnahe NC-Programmerstellung im Umfeld einer integrierten Informationsverarbeitung**

Band 11

Dr.-Ing. Thomas Buchholz

**Prozessmodell Fräsen, Rechnerunterstützte Analyse, Optimierung und Überwachung**

Band 12

Dr.-Ing. Bernhard Reichling

**Lasergestützte Positions- und Bahnvermessung von Industrierobotern**

Band 13

Dr.-Ing. Hans-Jürgen Lesser

**Rechnergestützte Methoden zur Auswahl anforderungsgerechter Verbindungselemente**

Band 14

Dr.-Ing. Hans-Jürgen Lauffer

**Einsatz von Prozessmodellen zur rechnerunterstützten Auslegung von Räumwerkzeugen**

Band 15

Dr.-Ing. Michael C. Wilhelm

**Rechnergestützte Prüfplanung im Informationsverbund moderner Produktionssysteme**

Band 16

Dr.-Ing. Martin Ochs

**Entwurf eines Programmsystems zur wissensbasierten Planung und Konfigurierung**

Band 17

Dr.-Ing. Heinz-Joachim Schneider

**Erhöhung der Verfügbarkeit von hochautomatisierten Produktionseinrichtungen mit Hilfe der Fertigungsleittechnik**

Band 18

Dr.-Ing. Hans-Reiner Ludwig

**Beanspruchungsanalyse der Werkzeugschneiden beim Stirnplanfräsen**

Band 19

Dr.-Ing. Rudolf Wieser

**Methoden zur rechnergestützten Konfigurierung von Fertigungsanlagen**

Band 20

Dr.-Ing. Edgar Schmitt

**Werkstattsteuerung bei wechselnder Auftragsstruktur**

Band 21

Dr.-Ing. Wilhelm Enderle

**Verfügbarkeitssteigerung automatisierter Montagesysteme durch selbsttätige Behebung prozessbedingter Störungen**

Band 22

Dr.-Ing. Dieter Buchberger

**Rechnergestützte Strukturplanung von Produktionssystemen**

Band 23

Prof. Dr.-Ing. Jürgen Fleischer

**Rechnerunterstützte Technologieplanung für die flexibel automatisierte Fertigung von Abkantteilen**

Band 24

Dr.-Ing. Lukas Loeffler

**Adaptierbare und adaptive Benutzerschnittstellen**

Band 25

Dr.-Ing. Thomas Friedmann

**Integration von Produktentwicklung und Montageplanung durch neue rechnergestützte Verfahren**

Band 26

Dr.-Ing. Robert Zurrin

**Variables Formhonen durch rechnergestützte Hornprozessessteuerung**

Band 27

Dr.-Ing. Karl-Heinz Bergen

**Langhub-Innenrundhonen von Grauguss und Stahl mit einem elektromechanischem Vorschubsystem**

Band 28

Dr.-Ing. Andreas Liebisch

**Einflüsse des Festwalzens auf die Eigenspannungsverteilung und die Dauerfestigkeit einsatzgehärteter Zahnräder**

Band 29

Dr.-Ing. Rolf Ziegler

**Auslegung und Optimierung schneller Servopumpen**

Band 30

Dr.-Ing. Rainer Bartl

**Datenmodellgestützte Wissensverarbeitung zur Diagnose und Informationsunterstützung in technischen Systemen**

Band 31

Dr.-Ing. Ulrich Golz

**Analyse, Modellbildung und Optimierung des Betriebsverhaltens von Kugelgewindetrieben**

Band 32

Dr.-Ing. Stephan Timmermann

**Automatisierung der Feinbearbeitung in der Fertigung von Hohlformwerkzeugen**

Band 33

Dr.-Ing. Thomas Noe

**Rechnergestützter Wissenserwerb zur Erstellung von Überwachungs- und Diagnoseexpertensystemen für hydraulische Anlagen**

Band 34

Dr.-Ing. Ralf Lenschow

**Rechnerintegrierte Erstellung und Verifikation von Steuerungsprogrammen als Komponente einer durchgängigen Planungsmethodik**

Band 35

Dr.-Ing. Matthias Kallabis

**Räumen gehärteter Werkstoffe mit kristallinen Hartstoffen**

Band 36

Dr.-Ing. Heiner-Michael Honeck

**Rückführung von Fertigungsdaten zur Unterstützung einer fertigungsgerechten Konstruktion**

Band 37

Dr.-Ing. Manfred Rohr

**Automatisierte Technologieplanung am Beispiel der Komplettbearbeitung auf Dreh-/Fräszellen**

Band 38

Dr.-Ing. Martin Steuer

**Entwicklung von Softwarewerkzeugen zur wissensbasierten Inbetriebnahme von komplexen Serienmaschinen**

Band 39

Dr.-Ing. Siegfried Beichter

**Rechnergestützte technische Problemlösung bei der Angebotserstellung von flexiblen Drehzellen**

Band 40

Dr.-Ing. Thomas Steitz

**Methodik zur marktorientierten Entwicklung von Werkzeugmaschinen mit Integration von funktionsbasierter Strukturierung und Kostenschätzung**

Band 41

Dr.-Ing. Michael Richter

**Wissensbasierte Projektierung elektrohydraulischer Regelungen**

Band 42

Dr.-Ing. Roman Kuhn

**Technologieplanungssystem Fräsen. Wissensbasierte Auswahl von Werkzeugen, Schneidkörpern und Schnittbedingungen für das Fertigungsverfahren Fräsen**

Band 43

Dr.-Ing. Hubert Klein

**Rechnerunterstützte Qualitätssicherung bei der Produktion von Bauteilen mit frei geformten Oberflächen**

Band 44

Dr.-Ing. Christian Hoffmann

**Konzeption und Realisierung eines fertigungsintegrierten Koordinatenmessgerätes**

Band 45

Dr.-Ing. Volker Frey

**Planung der Leittechnik für flexible Fertigungsanlagen**

Band 46

Dr.-Ing. Achim Feller

**Kalkulation in der Angebotsphase mit dem selbsttätig abgeleiteten Erfahrungswissen der Arbeitsplanung**

Band 47

Dr.-Ing. Markus Klaiber

**Produktivitätssteigerung durch rechnerunterstütztes Einfahren von NC-Programmen**

Band 48

Dr.-Ing. Roland Minges

**Verbesserung der Genauigkeit beim fünffachsigen Fräsen von Freiformflächen**

Band 49

Dr.-Ing. Wolfgang Bernhart

**Beitrag zur Bewertung von Montagevarianten: Rechnergestützte Hilfsmittel zur kostenorientierten, parallelen Entwicklung von Produkt und Montagesystem**

Band 50

Dr.-Ing. Peter Ganghoff

**Wissensbasierte Unterstützung der Planung technischer Systeme:  
Konzeption eines Planungswerkzeuges und exemplarische Anwendung  
im Bereich der Montagesystemplanung**

Band 51

Dr.-Ing. Frank Maier

**Rechnergestützte Prozessregelung beim flexiblen Gesenkbiegen durch  
Rückführung von Qualitätsinformationen**

Band 52

Dr.-Ing. Frank Debus

**Ansatz eines rechnerunterstützten Planungsmanagements für die Planung  
in verteilten Strukturen**

Band 53

Dr.-Ing. Joachim Weinbrecht

**Ein Verfahren zur zielorientierten Reaktion auf Planabweichungen in der  
Werkstattregelung**

Band 54

Dr.-Ing. Gerd Herrmann

**Reduzierung des Entwicklungsaufwandes für anwendungsspezifische  
Zellenrechnersoftware durch Rechnerunterstützung**

Band 55

Dr.-Ing. Robert Wassmer

**Verschleissentwicklung im tribologischen System Fräsen: Beiträge  
zur Methodik der Prozessmodellierung auf der Basis tribologischer  
Untersuchungen beim Fräsen**

Band 56

Dr.-Ing. Peter Uebelhoer

**Inprocess-Geometriemessung beim Honen**

Band 57

Dr.-Ing. Hans-Joachim Schelberg

**Objektorientierte Projektierung von SPS-Software**



Band 58

Dr.-Ing. Klaus Boes

**Integration der Qualitätsentwicklung in featurebasierte CAD/CAM-Prozessketten**

Band 59

Dr.-Ing. Martin Schreiber

**Wirtschaftliche Investitionsbewertung komplexer Produktionssysteme unter Berücksichtigung von Unsicherheit**

Band 60

Dr.-Ing. Ralf Steuernagel

**Offenes adaptives Engineering-Werkzeug zur automatisierten Erstellung von entscheidungsunterstützenden Informationssystemen**

Band 62

Dr.-Ing. Uwe Schauer

**Qualitätsorientierte Feinbearbeitung mit Industrierobotern: Regelungsansatz für die Freiformflächenfertigung des Werkzeug- und Formenbaus**

Band 63

Dr.-Ing. Simone Loeper

**Kennzahlengestütztes Beratungssystem zur Verbesserung der Logistikleistung in der Werkstattfertigung**

Band 64

Dr.-Ing. Achim Raab

**Räumen mit hartstoffbeschichteten HSS-Werkzeugen**

Band 65,

Dr.-Ing. Jan Erik Burghardt

**Unterstützung der NC-Verfahrenskette durch ein bearbeitungselementorientiertes, lernfähiges Technologieplanungssystem**

Band 66

Dr.-Ing. Christian Tritsch

**Flexible Demontage technischer Gebrauchsgüter: Ansatz zur Planung und (teil-)automatisierten Durchführung industrieller Demontageprozesse**

Band 67

Dr.-Ing. Oliver Eitrich

**Prozessorientiertes Kostenmodell für die entwicklungsbegleitende Vorkalkulation**

Band 68

Dr.-Ing. Oliver Wilke

**Optimierte Antriebskonzepte für Räummaschinen - Potentiale zur Leistungssteigerung**

Band 69

Dr.-Ing. Thilo Sieth

**Rechnergestützte Modellierungsmethodik zerspantechnologischer Prozesse**

Band 70

Dr.-Ing. Jan Linnenbuerger

**Entwicklung neuer Verfahren zur automatisierten Erfassung der geometrischen Abweichungen an Linearachsen und Drehschwenkköpfen**

Band 71

Dr.-Ing. Mathias Klimmek

**Fraktionierung technischer Produkte mittels eines frei beweglichen Wasserstrahlwerkzeuges**

Band 72

Dr.-Ing. Marko Hartel

**Kennzahlenbasiertes Bewertungssystem zur Beurteilung der Demontage- und Recyclingeignung von Produkten**

Band 73

Dr.-Ing. Jörg Schaupp

**Wechselwirkung zwischen der Maschinen- und Hauptspindelantriebsdynamik und dem Zerspanprozess beim Fräsen**

Band 74

Dr.-Ing. Bernhard Neisius

**Konzeption und Realisierung eines experimentellen Telemanipulators für die Laparoskopie**

Band 75

Dr.-Ing. Wolfgang Walter

**Erfolgsversprechende Muster für betriebliche Ideenfindungsprozesse. Ein Beitrag zur Steigerung der Innovationsfähigkeit**

Band 76

Dr.-Ing. Julian Weber

**Ein Ansatz zur Bewertung von Entwicklungsergebnissen in virtuellen Szenarien**

Band 77

Dr.-Ing. Dipl. Wirtsch.-Ing. Markus Posur

**Unterstützung der Auftragsdurchsetzung in der Fertigung durch Kommunikation über mobile Rechner**

Band 78

Dr.-Ing. Frank Fleissner

**Prozessorientierte Prüfplanung auf Basis von Bearbeitungsobjekten für die Kleinserienfertigung am Beispiel der Bohr- und Fräsbearbeitung**

Band 79

Dr.-Ing. Anton Haberkern

**Leistungsfähigere Kugelgewindetriebe durch Beschichtung**

Band 80

Dr.-Ing. Dominik Matt

**Objektorientierte Prozess- und Strukturinnovation (OPUS)**

Band 81

Dr.-Ing. Jürgen Andres

**Robotersysteme für den Wohnungsbau: Beitrag zur Automatisierung des Mauerwerkabaus und der Elektroinstallation auf Baustellen**

Band 82

Dr.-Ing. Dipl. WirtschaftsIng. Simone Riedmiller

**Der Prozesskalender - Eine Methodik zur marktorientierten Entwicklung von Prozessen**

Band 83

Dr.-Ing. Dietmar Tilch

**Analyse der Geometrieparameter von Präzisionsgewinden auf der Basis einer Least-Squares-Estimation**

Band 84

Dr.-Ing. Dipl.-Kfm. Oliver Stiefbold

**Konzeption eines reaktionsschnellen Planungssystems für Logistikketten auf Basis von Software-Agenten**

Band 85

Dr.-Ing. Ulrich Walter

**Einfluss von Kühlschmierstoff auf den Zerspanprozess beim Fräsen: Beitrag zum Prozessverständnis auf Basis von zerspantechnischen Untersuchungen**

Band 86

Dr.-Ing. Bernd Werner

**Konzeption von teilautonomer Gruppenarbeit unter Berücksichtigung kultureller Einflüsse**

Band 87

Dr.-Ing. Ulf Osmer

**Projektieren Speicherprogrammierbarer Steuerungen mit Virtual Reality**

Band 88

Dr.-Ing. Oliver Doerfel

**Optimierung der Zerspantechnik beim Fertigungsverfahren  
Wälzstossen: Analyse des Potentials zur Trockenbearbeitung**

Band 89

Dr.-Ing. Peter Baumgartner

**Stufenmethode zur Schnittstellengestaltung in der internationalen Produktion**

Band 90

Dr.-Ing. Dirk Vossman

**Wissensmanagement in der Produktentwicklung durch Qualitäts-  
methodenverbund und Qualitätsmethodenintegration**

Band 91

Dr.-Ing. Martin Plass

**Beitrag zur Optimierung des Honprozesses durch den Aufbau einer  
Honprozessregelung**

Band 92

Dr.-Ing. Titus Konold

**Optimierung der Fünfsachsfräsbearbeitung durch eine kennzahlen-  
unterstützte CAM-Umgebung**

Band 93

Dr.-Ing. Jürgen Brath

**Unterstützung der Produktionsplanung in der Halbleiterfertigung durch risikoberücksichtigende Betriebskennlinien**

Band 94

Dr.-Ing. Dirk Geisinger

**Ein Konzept zur marktorientierten Produktentwicklung**

Band 95

Dr.-Ing. Marco Lanza

**Entwurf der Systemunterstützung des verteilten Engineering mit Axiomatic Design**

Band 96

Dr.-Ing. Volker Hüntrup

**Untersuchungen zur Mikrostrukturierbarkeit von Stählen durch das Fertigungsverfahren Fräsen**

Band 97

Dr.-Ing. Frank Reinboth

**Interne Stützung zur Genauigkeitsverbesserung in der Inertialmesstechnik: Beitrag zur Senkung der Anforderungen an Inertialsensoren**

Band 98

Dr.-Ing. Lutz Trender

**Entwicklungintegrierte Kalkulation von Produktlebenszykluskosten auf Basis der ressourcenorientierten Prozesskostenrechnung**

Band 99

Dr.-Ing. Cornelia Kafka

**Konzeption und Umsetzung eines Leitfadens zum industriellen Einsatz von Data-Mining**

Band 100

Dr.-Ing. Gebhard Selinger

**Rechnerunterstützung der informellen Kommunikation in verteilten Unternehmensstrukturen**

Band 101

Dr.-Ing. Thomas Windmüller

**Verbesserung bestehender Geschäftsprozesse durch eine mitarbeiterorientierte Informationsversorgung**

Band 102

Dr.-Ing. Knud Lembke

**Theoretische und experimentelle Untersuchung eines bistabilen elektrohydraulischen Linearantriebs**

Band 103

Dr.-Ing. Ulrich Thies

**Methode zur Unterstützung der variantengerechten Konstruktion von industriell eingesetzten Kleingeräten**

Band 104

Dr.-Ing. Andreas Schmäzle

**Bewertungssystem für die Generalüberholung von Montageanlagen –Ein Beitrag zur wirtschaftlichen Gestaltung geschlossener Facility- Managment-Systeme im Anlagenbau**

Band 105

Dr.-Ing. Thorsten Frank

**Vergleichende Untersuchungen schneller elektromechanischer Vorschubachsen mit Kugelgewindetrieb**

Band 106

Dr.-Ing. Achim Agostini

**Reihenfolgeplanung unter Berücksichtigung von Interaktionen: Beitrag zur ganzheitlichen Strukturierung und Verarbeitung von Interaktionen von Bearbeitungsobjekten**

Band 107

Dr.-Ing. Thomas Barrho

**Flexible, zeitfenstergesteuerte Auftragseinplanung in segmentierten Fertigungsstrukturen**

Band 108

Dr.-Ing. Michael Scharer

**Quality Gate-Ansatz mit integriertem Risikomanagement**

Band 109

Dr.-Ing. Ulrich Suchy

**Entwicklung und Untersuchung eines neuartigen Mischkopfes für das Wasser  
Abrasivstrahlschneiden**

Band 110

Dr.-Ing. Sellal Mussa

**Aktive Korrektur von Verlagerungsfehlern in Werkzeugmaschinen**

Band 111

Dr.-Ing. Andreas Hühsam

**Modellbildung und experimentelle Untersuchung des Wälzschälprozesses**

Band 112

Dr.-Ing. Axel Plutowsky

**Charakterisierung eines optischen Messsystems und den Bedingungen des  
Arbeitsraums einer Werkzeugmaschine**

Band 113

Dr.-Ing. Robert Landwehr

**Konsequent dezentralisierte Steuerung mit Industrial Ethernet und offenen  
Applikationsprotokollen**

Band 114

Dr.-Ing. Christoph Dill

**Turbulenzreaktionsprozesse**

Band 115

Dr.-Ing. Michael Baumeister

**Fabrikplanung im turbulenten Umfeld**

Band 116

Dr.-Ing. Christoph Gönzheimer

**Konzept zur Verbesserung der Elektromagnetischen Verträglichkeit (EMV) in  
Produktionssystemen durch intelligente Sensor/Aktor-Anbindung**

Band 117

Dr.-Ing. Lutz Demuß

**Ein Reifemodell für die Bewertung und Entwicklung von Dienstleistungs-  
organisationen: Das Service Management Maturity Modell (SMMM)**

Band 118

Dr.-Ing. Jörg Söhner

**Beitrag zur Simulation zerspanungstechnologischer Vorgänge mit Hilfe der Finite-Element-Methode**

Band 119

Dr.-Ing. Judith Elsner

**Informationsmanagement für mehrstufige Mikro-Fertigungsprozesse**

Band 120

Dr.-Ing. Lijing Xie

**Estimation Of Two-dimension Tool Wear Based On Finite Element Method**

Band 121

Dr.-Ing. Ansgar Blessing

**Geometrischer Entwurf mikromechatronischer Systeme**

Band 122

Dr.-Ing. Rainer Ebner

**Steigerung der Effizienz mehrachsiger Fräsprozesse durch neue Planungsmethoden mit hoher Benutzerunterstützung**

Band 123

Dr.-Ing. Silja Klinkel

**Multikriterielle Feinplanung in teilautonomen Produktionsbereichen – Ein Beitrag zur produkt- und prozessorientierten Planung und Steuerung**

Band 124

Dr.-Ing. Wolfgang Neithardt

**Methodik zur Simulation und Optimierung von Werkzeugmaschinen in der Konzept- und Entwurfsphase auf Basis der Mehrkörpersimulation**

Band 125

Dr.-Ing. Andreas Mehr

**Hartfeinbearbeitung von Verzahnungen mit kristallinen diamantbeschichteten Werkzeugen beim Fertigungsverfahren Wälzstoßen**

Band 126

Dr.-Ing. Martin Gutmann

**Entwicklung einer methodischen Vorgehensweise zur Diagnose von hydraulischen Produktionsmaschinen**



Band 127

Dr.-Ing. Gisela Lanza

**Simulative Anlaufunterstützung auf Basis der Qualitätsfähigkeiten von Produktionsprozessen**

Band 128

Dr.-Ing. Ulf Dambacher

**Kugelgewindetrieb mit hohem Druckwinkel**

Band 129

Dr.-Ing. Carsten Buchholz

**Systematische Konzeption und Aufbau einer automatisierten Produktionszelle für pulverspritzgegossene Mikrobauteile**

Band 130

Dr.-Ing. Heiner Lang

**Trocken-Räumen mit hohen Schnittgeschwindigkeiten**

Band 131

Dr.-Ing. Daniel Nesges

**Prognose operationeller Verfügbarkeiten von Werkzeugmaschinen unter Berücksichtigung von Serviceleistungen**

Im Shaker Verlag erschienene Bände:

---

Band 132

Dr.-Ing. Andreas Bechle

**Beitrag zur prozesssicheren Bearbeitung beim Hochleistungsfertigungsverfahren Wälzschälen**

Band 133

Dr.-Ing. Markus Herm

**Konfiguration globaler Wertschöpfungsnetzwerke auf Basis von Business Capabilities**

Band 134

Dr.-Ing. Hanno Tritschler

**Werkzeug- und Zerspanprozessoptimierung beim Hartfräsen von Mikrostrukturen in Stahl**

Band 135

Dr.-Ing. Christian Munzinger

**Adaptronische Strebe zur Steifigkeitssteigerung  
von Werkzeugmaschinen**

Band 136

Dr.-Ing. Andreas Stepping

**Fabrikplanung im Umfeld von Wertschöpfungsnetzwerken und  
ganzheitlichen Produktionssystemen**

Band 137

Dr.-Ing. Martin Dyck

**Beitrag zur Analyse thermische bedingter Werkstückdeformationen  
in Trockenbearbeitungsprozessen**

Band 138

Dr.-Ing. Siegfried Schmalzried

**Dreidimensionales optisches Messsystem für eine effizientere  
geometrische Maschinenbeurteilung**

Band 139

Dr.-Ing. Marc Wawerla

**Risikomanagement von Garantieleistungen**

Band 140

Dr.-Ing. Ivesa Buchholz

**Strategien zur Qualitätssicherung mikromechanischer Bauteile  
mittels multisensorieller Koordinatenmesstechnik**

Band 141

Dr.-Ing. Jan Kotschenreuther

**Empirische Erweiterung von Modellen der Makrozerspanung  
auf den Bereich der Mikrobearbeitung**

Band 142

Dr.-Ing. Andreas Knödel

**Adaptronische hydrostatische Drucktascheneinheit**

Band 143

Dr.-Ing. Gregor Stengel

**Fliegendes Abtrennen räumlich gekrümmter Strangpressprofile mittels  
Industrierobotern**

Band 144

Dr.-Ing. Udo Weismann

**Lebenszyklusorientiertes interorganisationelles Anlagencontrolling**

Band 145

Dr.-Ing. Rüdiger Pabst

**Mathematische Modellierung der Wärmestromdichte zur Simulation des thermischen Bauteilverhaltens bei der Trockenbearbeitung**

Band 146

Dr.-Ing. Jan Wieser

**Intelligente Instandhaltung zur Verfügbarkeitssteigerung von Werkzeugmaschinen**

Band 147

Dr.-Ing. Sebastian Haupt

**Effiziente und kostenoptimale Herstellung von Mikrostrukturen durch eine Verfahrenskombination von Bahnerosion und Laserablation**

Band 148

Dr.-Ing. Matthias Schlipf

**Statistische Prozessregelung von Fertigungs- und Messprozess zur Erreichung einer variabilitätsarmen Produktion mikromechanischer Bauteile**

Band 149

Dr.-Ing. Jan Philipp Schmidt-Ewig

**Methodische Erarbeitung und Umsetzung eines neuartigen Maschinenkonzeptes zur produktflexiblen Bearbeitung räumlich gekrümmter Strangpressprofile**

Band 150

Dr.-Ing. Thomas Ender

**Prognose von Personalbedarfen im Produktionsanlauf unter Berücksichtigung dynamischer Planungsgrößen**

Band 151

Dr.-Ing. Kathrin Peter

**Bewertung und Optimierung der Effektivität von Lean Methoden in der Kleinserienproduktion**

Band 152

Dr.-Ing. Matthias Schopp

**Sensorbasierte Zustandsdiagnose und -prognose von Kugelgewindetrieben**

Band 153

Dr.-Ing. Martin Kipfmüller

**Aufwandsoptimierte Simulation von Werkzeugmaschinen**

Band 154

Dr.-Ing. Carsten Schmidt

**Development of a database to consider multi wear mechanisms within chip forming simulation**

Band 155

Dr.-Ing. Stephan Niggeschmidt

**Ausfallgerechte Ersatzteilbereitstellung im Maschinen- und Anlagenbau mittels lastabhängiger Lebensdauerprognose**

Band 156

Dr.-Ing. Jochen Conrad Peters

**Bewertung des Einflusses von Formabweichungen in der Mikro-Koordinatenmesstechnik**

Band 157

Dr.-Ing. Jörg Ude

**Entscheidungsunterstützung für die Konfiguration globaler Wertschöpfungsnetzwerke**

Band 158

Dr.-Ing. Stefan Weiler

**Strategien zur wirtschaftlichen Gestaltung der globalen Beschaffung**

Band 159

Dr.-Ing. Jan Rühl

**Monetäre Flexibilitäts- und Risikobewertung**

Band 160

Dr.-Ing. Daniel Ruch

**Positions- und Konturerfassung räumlich gekrümmter Profile auf Basis bauteilimmanenter Markierungen**

Band 161

Dr.-Ing. Manuel Tröndle

**Flexible Zuführung von Mikrobauteilen mit piezoelektrischen Schwingförderern**

Band 162

Dr.-Ing. Benjamin Viering

**Mikroverzahnungsnormal**

Band 163

Dr.-Ing. Chris Becke

**Prozesskrafttrichtungsangepasste Frässtrategien zur schädigungsarmen Bohrungsbearbeitung an faserverstärkten Kunststoffen**

Band 164

Dr.-Ing. Patrick Werner

**Dynamische Optimierung und Unsicherheitsbewertung der lastabhängigen präventiven Instandhaltung von Maschinenkomponenten**

Band 165

Dr.-Ing. Martin Weis

**Kompensation systematischer Fehler bei Werkzeugmaschinen durch self-sensing Aktoren**

Band 166

Dr.-Ing. Markus Schneider

**Kompensation von Konturabweichungen bei gerundeten Strangpressprofilen durch robotergestützte Führungswerkzeuge**

Band 167

Dr.-Ing. Ester M. R. Ruprecht

**Prozesskette zur Herstellung schichtbasierter Systeme mit integrierten Kavitäten**

Band 168

Dr.-Ing. Alexander Broos

**Simulationsgestützte Ermittlung der Komponentenbelastung für die Lebensdauerprognose an Werkzeugmaschinen**

Band 169

Dr.-Ing. Frederik Zanger

**Segmentspannbildung, Werkzeugverschleiß, Randschichtzustand und Bauteileigenschaften: Numerische Analysen zur Optimierung des Zerspanungsprozesses am Beispiel von Ti-6Al-4V**

Band 170

Dr.-Ing. Benjamin Behmann

**Servicefähigkeit**

Band 171

Dr.-Ing. Annabel Gabriele Jondral

**Simulationsgestützte Optimierung und Wirtschaftlichkeitsbewertung des Lean-Methodeneinsatzes**

Band 172

Dr.-Ing. Christoph Ruhs

**Automatisierte Prozessabfolge zur qualitätssicheren Herstellung von Kavitäten mittels Mikrobahnerosion**

Band 173

Dr.-Ing. Steven Peters

**Markoffsche Entscheidungsprozesse zur Kapazitäts- und Investitionsplanung von Produktionssystemen**

Band 174

Dr.-Ing. Christoph Kühlewein

**Untersuchung und Optimierung des Wälzschälverfahrens mit Hilfe von 3D-FEM-Simulation – 3D-FEM Kinematik- und Spanbildungssimulation**

Band 175

Dr.-Ing. Adam-Mwanga Dieckmann

**Auslegung und Fertigungsprozessgestaltung sintergefügter Verbindungen für µMIM-Bauteile**

Band 176

Dr.-Ing. Heiko Hennrich

**Aufbau eines kombinierten belastungs- und zustandsorientierten Diagnose- und Prognosesystems für Kugelgewindetriebe**

Band 177

Dr.-Ing. Stefan Herder

**Piezoelektrischer Self-Sensing-Aktor zur Vorspannungsregelung in adaptronischen Kugelgewindetrieben**

Band 178

Dr.-Ing. Alexander Ochs

**Ultraschall-Strömungsgreifer für die Handhabung textiler Halbzeuge bei der automatisierten Fertigung von RTM-Bauteilen**

Band 179

Dr.-Ing. Jürgen Michna

**Numerische und experimentelle Untersuchung zerspanungsbedingter Gefügeumwandlungen und Modellierung des thermo-mechanischen Lastkollektivs beim Bohren von 42CrMo4**

Band 180

Dr.-Ing. Jörg Elser

**Vorrichtungsfreie räumliche Anordnung von Fügepartnern auf Basis von Bauteilmarkierungen**

Band 181

Dr.-Ing. Katharina Klimscha

**Einfluss des Fügespalts auf die erreichbare Verbindungsqualität beim Sinterfügen**

Band 182

Dr.-Ing. Patricia Weber

**Steigerung der Prozesswiederholbarkeit mittels Analyse akustischer Emissionen bei der Mikrolaserablation mit UV-Pikosekundenlasern**

Band 183

Dr.-Ing. Jochen Schädel

**Automatisiertes Fügen von Tragprofilen mittels Faserwickeln**

Band 184

Dr.-Ing. Martin Krauß

**Aufwandsoptimierte Simulation von Produktionsanlagen durch Vergrößerung der Geltungsbereiche von Teilmodellen**

Band 185

Dr.-Ing. Raphael Moser

**Strategische Planung globaler Produktionsnetzwerke**

Bestimmung von Wandlungsbedarf und Wandlungszeitpunkt mittels multikriterieller Optimierung

Band 186

Dr.-Ing. Martin Otter

**Methode zur Kompensation fertigungsbedingter Gestaltabweichungen für die Montage von Aluminium Space-Frame-Strukturen**

Band 187

Dr.-Ing. Urs Leberle

**Produktive und flexible Gleitförderung kleiner Bauteile auf phasenflexiblen Schwingförderern mit piezoelektrischen 2D-Antriebselementen**

Band 188

Dr.-Ing. Johannes Book

**Modellierung und Bewertung von Qualitätsmanagementstrategien in globalen Wertschöpfungsnetzwerken**

Band 189

Dr.-Ing. Florian Ambrosy

**Optimierung von Zerspanungsprozessen zur prozesssicheren Fertigung nanokristalliner Randschichten am Beispiel von 42CrMo4**

Band 190

Dr.-Ing. Adrian Kölmel

**Integrierte Messtechnik für Prozessketten unreifer Technologien am Beispiel der Batterieproduktion für Elektrofahrzeuge**

Band 191

Dr.-Ing. Henning Wagner

**Featurebasierte Technologieplanung zum Preforming von textilen Halbzeugen**



Band 192

Dr.-Ing. Johannes Gebhardt

**Strukturoptimierung von in FVK eingebetteten metallischen  
Lasteinleitungselementen**

Band 193

Dr.-Ing. Jörg Bauer

**Hochintegriertes hydraulisches Vorschubsystem für die Bearbeitung kleiner  
Werkstücke mit hohen Fertigungsanforderungen**

Band 194

Dr.-Ing. Nicole Stricker

**Robustheit verketteter Produktionssysteme**

Robustheitsevaluation und Selektion des Kennzahlensystems der Robustheit

Band 195

Dr.-Ing. Anna Sauer

**Konfiguration von Montagelinien unreifer Produkttechnologien am Beispiel  
der Batteriemontage für Elektrofahrzeuge**

Band 196

Dr.-Ing. Florian Sell-Le Blanc

**Prozessmodell für das Linearwickeln unrunder Zahnspulen**

Ein Beitrag zur orthozyklischen Spulenwickeltechnik

Band 197

Dr.-Ing. Frederic Förster

**Geregeltes Handhabungssystem zum zuverlässigen und energieeffizienten  
Handling textiler Kohlenstofffaserzuschnitte**

Band 198

Dr.-Ing. Nikolay Boev

**Numerische Beschreibung von Wechselwirkungen zwischen Zerspanprozess  
und Maschine am Beispiel Räumen**

Band 199

Dr.-Ing. Sebastian Greinacher

**Simulationsgestützte Mehrzieloptimierung schlanker und ressourcen-  
effizienter Produktionssysteme**

Band 200

Dr.-Ing. Benjamin Häfner

**Lebensdauerprognose in Abhängigkeit der Fertigungsabweichungen bei Mikroverzahnungen**

Band 201

Dr.-Ing. Stefan Klotz

**Dynamische Parameteranpassung bei der Bohrungsherstellung in faserverstärkten Kunststoffen unter zusätzlicher Berücksichtigung der Einspannsituation**

Band 202

Dr.-Ing. Johannes Stoll

**Bewertung konkurrierender Fertigungsfolgen mittels Kostensimulation und stochastischer Mehrzieloptimierung**

Anwendung am Beispiel der Blechpaketfertigung für automobiler Elektromotoren

Band 203

Dr.-Ing. Simon-Frederik Koch

**Fügen von Metall-Faserverbund-Hybridwellen im Schleuderverfahren**

ein Beitrag zur fertigungsgerechten intrinsischen Hybridisierung

Band 204

Dr.-Ing. Julius Ficht

**Numerische Untersuchung der Eigenspannungsentwicklung für sequenzielle Zerspanungsprozesse**

Band 205

Dr.-Ing. Manuel Baumeister

**Automatisierte Fertigung von Einzelblattstapeln in der Lithium-Ionen-Zellproduktion**

Band 206

Dr.-Ing. Daniel Bertsch

**Optimierung der Werkzeug- und Prozessauslegung für das Wälzschälen von Innenverzahnungen**

Band 207

Dr.-Ing. Kyle James Kippenbrock

**Deconvolution of Industrial Measurement and Manufacturing Processes for Improved Process Capability Assessments**

Band 208

Dr.-Ing. Farboud Bejnoud

**Experimentelle Prozesskettenbetrachtung für Räumbauteile am Beispiel einer einsatzgehärteten PKW-Schiebemuffe**

Band 209

Dr.-Ing. Steffen Dosch

**Herstellungsübergreifende Informationsübertragung zur effizienten Produktion von Werkzeugmaschinen am Beispiel von Kugelgewindetrieben**

Band 210

Dr.-Ing. Emanuel Moser

**Migrationsplanung globaler Produktionsnetzwerke**

Bestimmung robuster Migrationspfade und risiko-effizienter Wandlungsbefähiger

Band 211

Dr.-Ing. Jan Hochdörffer

**Integrierte Produktallokationsstrategie und Konfigurationssequenz in globalen Produktionsnetzwerken**

Band 212

Dr.-Ing. Tobias Arndt

**Bewertung und Steigerung der Prozessqualität in globalen Produktionsnetzwerken**

Band 213

Dr.-Ing. Manuel Peter

**Unwuchtminimale Montage von Permanentmagnetrotoren durch modellbasierte Online-Optimierung**

Band 214

Dr.-Ing. Robin Kopf

**Kostenorientierte Planung von Fertigungsfolgen additiver Technologien**

Band 215

Dr.-Ing. Harald Meier

**Einfluss des Räumens auf den Bauteilzustand in der Prozesskette  
Weichbearbeitung – Wärmebehandlung – Hartbearbeitung**

Band 216

Dr.-Ing. Daniel Brabandt

**Qualitätssicherung von textilen Kohlenstofffaser-Preforms mittels  
optischer Messtechnik**

Band 217

Dr.-Ing. Alexandra Schabunow

**Einstellung von Aufnahmeparametern mittels projektionsbasierter Qualitäts-  
kenngrößen in der industriellen Röntgen-Computertomographie**

Band 218

Dr.-Ing. Jens Bürgin

**Robuste Auftragsplanung in Produktionsnetzwerken**

Mittelfristige Planung der variantenreichen Serienproduktion unter Unsicherheit der  
Kundenauftragskonfigurationen

Band 219

Dr.-Ing. Michael Gerstenmeyer

**Entwicklung und Analyse eines mechanischen Oberflächenbehandlungs-  
verfahrens unter Verwendung des Zerspanungswerkzeuges**

Band 220

Dr.-Ing. Jacques Burtscher

**Erhöhung der Bearbeitungsstabilität von Werkzeugmaschinen durch  
semi-passive masseneinstellbare Dämpfungssysteme**

Band 221

Dr.-Ing. Dietrich Berger

**Qualitätssicherung von textilen Kohlenstofffaser-Preforms mittels prozess-  
integrierter Wirbelstromsensor-Arrays**

Band 222

Dr.-Ing. Fabian Johannes Ballier

**Systematic gripper arrangement for a handling device in lightweight  
production processes**

Band 223

Dr.-Ing. Marielouise Schäferling, geb. Zaiß

**Development of a Data Fusion-Based Multi-Sensor System for Hybrid Sheet Molding Compound**

Band 224

Dr.-Ing. Quirin Spiller

**Additive Herstellung von Metallbauteilen mit dem ARBURG Kunststoff-Freiformen**

Band 225

Dr.-Ing. Andreas Spohrer

**Steigerung der Ressourceneffizienz und Verfügbarkeit von Kugelgewindetrieben durch adaptive Schmierung**

Band 226

Dr.-Ing. Johannes Fisel

**Veränderungsfähigkeit getakteter Fließmontagesysteme**

Planung der Fließbandabstimmung am Beispiel der Automobilmontage

Band 227

Dr.-Ing. Patrick Bollig

**Numerische Entwicklung von Strategien zur Kompensation thermisch bedingter Verzüge beim Bohren von 42CrMo4**

Band 228

Dr.-Ing. Ramona Pfeiffer, geb. Singer

**Untersuchung der prozessbestimmenden Größen für die anforderungsgerechte Gestaltung von Pouchzellen-Verpackungen**

Band 229

Dr.-Ing. Florian Baumann

**Additive Fertigung von endlosfaserverstärkten Kunststoffen mit dem ARBURG Kunststoff-Freiform Verfahren**

Band 230

Dr.-Ing. Tom Stähr

**Methodik zur Planung und Konfigurationsauswahl skalierbarer Montagesysteme – Ein Beitrag zur skalierbaren Automatisierung**

Band 231

Dr.-Ing. Jan Schwennen

**Einbringung und Gestaltung von Lasteinleitungsstrukturen für im RTM-Verfahren hergestellte FVK-Sandwichbauteile**

Band 232

Dr.-Ing. Sven Coutandin

**Prozessstrategien für das automatisierte Preforming von bebinderten textilen Halbzeugen mit einem segmentierten Werkzeugsystem**

Band 233

Dr.-Ing. Christoph Liebrecht

**Entscheidungsunterstützung für den Industrie 4.0-Methodeneinsatz**  
Strukturierung, Bewertung und Ableitung von Implementierungsreihenfolgen

Band 234

Dr.-Ing. Stefan Treber

**Transparenzsteigerung in Produktionsnetzwerken**  
Verbesserung des Störungsmanagements durch verstärkten Informationsaustausch

Band 235

Dr.-Ing. Marius Dackweiler

**Modellierung des Fügewickelprozesses zur Herstellung von leichten Fachwerkstrukturen**

Band 236

Dr.-Ing. Fabio Echsler Minguillon

**Prädiktiv-reaktives Scheduling zur Steigerung der Robustheit in der Matrix-Produktion**

Band 237

Dr.-Ing. Sebastian Haag

**Entwicklung eines Verfahrensablaufes zur Herstellung von Batteriezellstapeln mit großformatigem, rechteckigem Stapelformat und kontinuierlichen Materialbahnen**

Band 238

Dr.-Ing. Raphael Wagner

**Strategien zur funktionsorientierten Qualitätsregelung in der Serienproduktion**

Band 239

Dr.-Ing. Christopher Ehrmann

**Ausfallfrüherkennung von Ritzel-Zahnstangen- Trieben mittels Acoustic Emission**

Band 240

Dr.-Ing. Janna Hofmann

**Prozessmodellierung des Fünf-Achs-Nadelwickelns zur Implementierung einer trajektoriebasierten Drahtzugkraftregelung**

Band 241

Dr.-Ing. Andreas Kuhnle

**Adaptive Order Dispatching based on Reinforcement Learning**

Application in a Complex Job Shop in the Semiconductor Industry

Band 242

Dr.-Ing. Andreas Greiber

**Fertigung optimierter technischer Oberflächen durch eine Verfahrenskombination aus Fliehkraft-Tauchgleitschleifen und Laserablation**  
Prozesseinflüsse und Prozessauslegung

Band 243

Dr.-Ing. Jan Niclas Eschner

**Entwicklung einer akustischen Prozessüberwachung zur Porenbestimmung im Laserstrahlschmelzen**

Band 244

Dr.-Ing. Sven Roth

**Schädigungsfreie Anbindung von hybriden FVK/Metall-Bauteilen an metallische Tragstrukturen durch Widerstandspunktschweißen**

Band 245

Dr.-Ing. Sina Kathrin Peukert

**Robustheitssteigerung in Produktionsnetzwerken mithilfe eines integrierten Störungsmanagements**

Band 246

Dr.-Ing. Alexander Jacob

**Hochiterative Technologieplanung**

Rekursive Optimierung produkt- und fertigungsbezogener Freiheitsgrade am Beispiel der hybrid-additiven Fertigung

Band 247

Dr.-Ing. Patrick Moll

**Ressourceneffiziente Herstellung von Langfaser-Preforms im Faserblasverfahren**

Band 248

Dr.-Ing. Eric Thore Segebade

**Erhöhung der Verschleißbeständigkeit von Bauteilen aus Ti-6Al-4V mittels simulationsgestützter Zerspanung und mechanischer Mikrotexturierung**

Band 249

Dr.-Ing. Shun Yang

**Regionalized implementation strategy of smart automation within assembly systems in China**

Band 250

Dr.-Ing. Constantin Carl Hofmann

**Vorausschauende und reaktive Mehrzieloptimierung für die Produktionssteuerung einer Matrixproduktion**

Band 251

Dr.-Ing. Paul Ruhland

**Prozesskette zur Herstellung von hybriden Faser-Metall-Preforms**

Modellbildung und Optimierung des Binderauftrags und der Drapierung für stabförmige Bauteile



Band 252

Dr.-Ing. Leonard Schild

**Erzeugung und Verwendung von Anwendungswissen in der industriellen Computertomographie**

Band 253

Dr.-Ing. Benedikt Klee

**Analyse von Phaseninformationen in Videodaten zur Identifikation von Schwingungen in Werkzeugmaschinen**

Band 254

Dr.-Ing. Bruno Vargas

**Wälzschälen mit kleinen Achskreuzwinkeln**

Prozessgrenzen und Umsetzbarkeit

Band 255

Dr.-Ing. Lucas Bretz

**Function-oriented in-line quality assurance of hybrid sheet molding compound**

Band 256

Dr.-Ing. Bastian Rothaupt

**Dämpfung von Bauteilschwingungen durch einstellbare Werkstückdirektspannung mit Hydrodehnspanntechnik**

Band 257

Dr.-Ing. Daniel Kupzik

**Robotic Swing Folding of three-dimensional UD-tape-based Reinforcement Structures**

Band 258

Dr.-Ing. Bastian Verhaelen

**(De-)Zentralisierung von Entscheidungen in globalen Produktionsnetzwerken**  
Strategie- und komplexitätsorientierte Gestaltung der Entscheidungsautonomie

Band 259

Dr.-Ing. Hannes Wilhelm Weinmann

**Integration des Vereinzelungs- und Stapelbildungsprozesses in ein flexibel und kontinuierlich arbeitendes Anlagenmodul für die Li-Ionen Batteriezellfertigung**

Band 260

Dr.-Ing. Florian Stamer

**Dynamische Lieferzeit-Preisgestaltung in variantenreicher Produktion**

Ein adaptiver Ansatz mithilfe von Reinforcement Learning

Band 261

Dr.-Ing. Patrick Neuenfeldt

**Modellbildung des Tauchgleitschleifens zur Abtrag- und Topografievorhersage an komplexen Geometrien**

Band 262

Dr.-Ing. Boris Matuschka

**Energieeffizienz in Prozessketten: Analyse und Optimierung von Energieflüssen bei der Herstellung eines PKW-Getriebebauteils aus 16MnCr5**

Band 263

Dr.-Ing. Tobias Schlagenhauf

**Bildbasierte Quantifizierung und Prognose des Verschleißes an Kugelgewindetriebspindeln**

Ein Beitrag zur Zustandsüberwachung von Kugelgewindetrieben mittels Methoden des maschinellen Lernens

Band 264

Dr.-Ing. Benedict Stampfer

**Entwicklung eines multimodalen Prozessmodells zur Oberflächenkonditionierung beim Außenlängsdrehen von 42CrMo4**

Band 265

Dr.-Ing. Carmen Maria Krahe

**KI-gestützte produktionsgerechte Produktentwicklung**

Automatisierte Wissensextraktion aus vorhandenen Produktgenerationen

Band 266

Dr.-Ing. Markus Netzer

**Intelligente Anomalieerkennung für hochflexible Produktionsmaschinen**

Prozessüberwachung in der Brownfield Produktion

Band 267

Dr.-Ing. Simon Raphael Merz

**Analyse der Kinematik und Kinetik von Planetenwälzgewindetrieben**

Band 268

Dr.-Ing. Rainer Maria Silbernagel

**Funktionsorientierte Qualitätsregelung in Produktionsnetzwerken**

Qualitätsmanagement in der Produktion hochpräziser Produkte durch netzwerkweite Datenintegration

Band 269

Dr.-Ing. Jonas Nieschlag

**Gestaltung und Prozessanalyse für im Schleuderverfahren hergestellte FKV-Metall-Hohlstrukturen**

Band 270

Dr.-Ing. Lukas Matthias Weiser

**In-Process Porositätserkennung für den PBF-LB/M-Prozess**

Band 271

Dr.-Ing. Leonard Vincent Overbeck

**Digital Twins of production systems**

Automated validation and update of material flow simulation models with real data

Band 272

Dr.-Ing. Felix Klenk

**Transparenzsteigerung in der Rückführungslogistik zur Verbesserung der Materialbedarfsplanung für das Remanufacturing**

Band 273

Dr.-Ing. Benjamin Bold

**Kompensation der Wrinkle-Bildung beim Kalandrieren von Lithium-Ionen-Kathoden**

Vom Prozessverständnis des Kalandrierens bis zur Prozessoptimierung mittels Anti-Wrinkle-Modul

Band 274

Dr.-Ing. Daniel Gauder

**Adaptive in-line Qualitätsregelung in der Mikro-Verzahnungsfertigung**

Band 275

Dr.-Ing. Fabian Sasse

**Ontologie-basierte Entscheidungsunterstützung für die Auswahl von Messsystemen in unreifen Produktionsprozessen**

Band 276

Dr.-Ing. Jonas Hillenbrand

**Unsupervised Condition-Monitoring für Kugelgewindetriebe mittels Acoustic Emission**

Band 277

Dr.-Ing. Manuela Neuenfeldt

**Untersuchung des Einflusses der PBF-LB-Stellgrößen auf die zerspanende Bearbeitung additiv gefertigter Stahlbauteile**

Band 278

Dr.-Ing. Marvin Carl May

**Intelligent production control for time-constrained complex job shops**

Band 279

Dr.-Ing. Philipp Gönzheimer

**Automatisierte Bereitstellung von Maschinensteuerungsdaten in Brownfield-Produktionssystemen**

Ein Beitrag zur Digitalisierung von Bestandsanlagen am Beispiel von Werkzeugmaschinen

Band 280

Dr.-Ing. Markus Schäfer

**Kollisionsvermeidung für Endeffektoren mit integriertem LiDAR-System in der MRK**

Ein Beitrag zur Mensch-Roboter-Kollaboration

Band 281

Dr.-Ing. Oliver Brützel

**Decision Support System for the Optimisation of Global Production Networks**

Development of a Digital Twin for Product Allocation and Robust Line Configuration

Band 282

Dr.-Ing. Gregor Graf

**Qualifizierung der Legierung FeNiCoMoVTiAl im LPBF-Prozess unter Verwendung einer Doppellaser-Belichtungsstrategie**

Band 283

Dr.-Ing. Maximilian Torsten Halwas

**Kompaktwickelprozess zur Erhöhung der Performance von Statoren elektrischer Traktionsantriebe**

Band 284

Dr.-Ing. Magnus Kandler

**Menschzentriertes Implementierungsvorgehen für das Digitale Shopfloor Management - Förderung der Selbstorganisation unter Berücksichtigung der Mitarbeiterakzeptanz**

Band 285

Dr.-Ing. Michael Baranowski

**Additive Herstellung endlosfaserverstärkter Kunststoffbauteile mit dem Laser-Sinterprozess**

Maschinentechnik, Prozessentwicklung und -modellierung

Band 286

Dr.-Ing. Tobias Storz

**Flexibel automatisierte Assemblierung von Li-Ionen-Pouchzellen**

Agile Anlagentechnik für die Prozesskette Stapelbildung, Kontaktierung und Heißsiegeln

Band 287

Dr.-Ing. Nikolas Sven Matkovic

**Additive Individualization of Continuous-Discontinuous Reinforced Thermoplastics**

Band 288

Dr.-Ing. Marco Wurster

**Planung und Steuerung agiler hybrider Demontagesysteme im Remanufacturing**

Band 289

Dr.-Ing. Felix Johannes Wirth

**Prozessgeregelte Formgebung von Hairpin-Steckspulen für elektrische Traktionsmotoren**

Band 290

Dr.-Ing. Patrizia Konstanze Gartner

**Konzept eines Selbstheilungsmechanismus für Polymerelektrolytmembranen**

Optimierung der Lebensdauer und der Effizienz von Brennstoffzellen

Band 291

Dr.-Ing. Jens Schäfer

**Funktionsintegriertes Handhabungssystem zur geometrieflexiblen, positionsgenauen Einzellagenstapelung in der Brennstoffzellenstackfertigung**

Band 292

Dr.-Ing. Gwen Louis Steier

**Strategischer Fit in globalen Produktionsnetzwerken**

Entscheidungsunterstützung für die strategische Netzwerkkonfiguration

Band 293

Dr.-Ing. Louis Schäfer

**Assistierte, modellbasierte Grobplanung von Produktionssystemen mittels Mehrzieloptimierung:**

Anwendung am Beispiel hochautomatisierter Schweißlinien für die Automobilzuliefererindustrie

Band 294

Dr.-Ing. Jan-Philipp Kaiser

**Autonomous View Planning using Reinforcement Learning**

Modeling and Application for Visual Inspection in Remanufacturing

Band 295

Dr.-Ing. Wilken Wößner

**Identifikation und Reduktion der Ursachen von Unwuchtänderungen an Permanentmagnetrotoren elektrischer Traktionsantriebe**

Band 296

Dr.-Ing. Ann-Kathrin Wurba

**Reduktion der Längsfaltenbildung während des Kalandrierens von Batterieelektroden**

Band 297

Dr.-Ing. Simon Mangold

**Automatisierte Demontage von Schraubverbindungen für das Remanufacturing**

Konzeption, Aufbau und Betrieb einer Demontagezelle

Band 298

Dr.-Ing. Eduard Gerlitz

**Flexibles Trennen von Zellkontaktierungen in Lithium-Ionen-Batteriemodulen**

Ein Beitrag zur automatisierten und flexiblen Demontage von Traktionsbatterien

Band 299

Dr.-Ing. Edgar Mühlbeier

**Mechatronisches Koppelsystem für die prozessunabhängige, kraftgeregelte Kopplung von seriellen Roboterkinematiken**

Band 300

Dr.-Ing. Martin Benfer

**Decision-Making in Production Network Configuration**

A Design Framework for Digital Twins of Global Production Networks

Band 301

Dr.-Ing. Victor Lubkowitz

**Keramikverstärkte Aluminiumwerkstoffe für das pulverbettbasierte selektive Laserschmelzen**

Beschichtung, Werkstoff- und Oberflächeneigenschaften von Mikro-B<sub>4</sub>C- und Nano-TiC-verstärkten AlSi10Mg-Feedstocks, verarbeitet im PBF-LB-Prozess

Band 302

Dr.-Ing. Alex Frey

**Datenbasierte Erstellung und Überprüfung von Modellen zur Produkt- und Prozesskonfiguration**

Band 303

Dr.-Ing. Johannes Schubert

**Werkstoff- und Prozessanalyse zur Herstellung keramischer Werkstoffverbunde mittels badbasierter Photopolymerisation (VPP-LED)**





