

KIT SCIENTIFIC REPORTS 7591

# Kolloquium Mikroproduktion und Abschlusskolloquium SFB 499

11. - 12. Oktober 2011, Karlsruhe

O. Kraft, A. Haug, F. Vollertsen, S. Büttgenbach (Hrsg.)



O. Kraft, A. Haug, F. Vollertsen, S. Büttgenbach (Hrsg.)

**Kolloquium Mikroproduktion und Abschlusskolloquium SFB 499**

11. - 12. Oktober 2011, Karlsruhe

**Karlsruhe Institute of Technology**  
**KIT SCIENTIFIC REPORTS 7591**

# Kolloquium Mikroproduktion und Abschlusskolloquium SFB 499

11. - 12. Oktober 2011, Karlsruhe

O. Kraft  
A. Haug  
F. Vollertsen  
S. Büttgenbach  
(Hrsg.)

**Report-Nr. KIT-SR 7591**

### **Impressum**

Karlsruher Institut für Technologie (KIT)  
KIT Scientific Publishing  
Straße am Forum 2  
D-76131 Karlsruhe  
[www.ksp.kit.edu](http://www.ksp.kit.edu)

KIT – Universität des Landes Baden-Württemberg und nationales  
Forschungszentrum in der Helmholtz-Gemeinschaft



Diese Veröffentlichung ist im Internet unter folgender Creative Commons-Lizenz  
publiziert: <http://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/3.0/de/>

KIT Scientific Publishing 2011  
Print on Demand

-ISSN 1869-9669  
ISBN 978-3-86644-747-9

## Vorwort

Eine Vielzahl von Funktionalitäten wird in der Mikrosystemtechnik durch eine große Bandbreite von Materialien und Technologien auf kleinstem Raum realisiert. Die Mikrosystemtechnik wird in den unterschiedlichsten Bereichen von der Automobilindustrie über die Informations- und Kommunikationsindustrie bis hin zur Medizintechnik genutzt; ohne sie wären viele Anwendungen heutzutage nicht denkbar. Die Relevanz zeigt sich auch anhand eines Umsatzes von mehr als 80 Milliarden Euro im Jahr 2009 in Deutschland mit steigender Tendenz und einer Anzahl Beschäftigter von mehr als 700.000 in der Branche.

Ein wichtiges Themenfeld der Mikrosystemtechnik ist die Mikroproduktion. Hier geht es zum einen um die Skalierung von bewährten Prozessketten von der Makrowelt in die Mikrowelt und zum anderen um die Entwicklung neuer Verfahren und Prozessketten speziell für die Mikrodimension. Die ganze Bandbreite von Werkstoffen spielt dabei eine Rolle. Dies eröffnet eine Vielzahl neuer Möglichkeiten, birgt aber auch große Herausforderungen.

Diesen Herausforderungen stellen sich die folgenden Forschungsverbände mit Hilfe der Förderung der Deutschen Forschungsgemeinschaft:

- Im SFB 499 „Mikrouformen“ in Karlsruhe wird die Prozesskette vom Prototyp bis zur Großserienfertigung von mechanisch hoch beanspruchbaren Mikrobauteilen aus Keramik und Metalllegierungen auch unter wirtschaftlichen Gesichtspunkten entwickelt.
- Der SFB 747 „Mikrokaltumformen“ in Bremen stellt Prozesse und Methoden für die umformtechnische Herstellung metallischer Mikrokomponenten bereit.
- Die FOR 702 „Maschinen-, Werkzeug- und Prozessentwicklung für neue Verfahren zur Herstellung von Mikrobauteilen über flüssige Phasen“ entwickelt Fertigungsverfahren zur Herstellung von Mikroprodukten aus Kunststoffen, Metallen und Keramiken.
- Im Umfeld des 2010 abgeschlossenen SFB 516 „Konstruktion und Fertigung aktiver Mikrosysteme“ in Braunschweig und Hannover sind methoden- und bauelementbezogene Grundlagen für Konstruktion und Fertigung aktiver Mikrosysteme erarbeitet worden.

In diesem Tagungsband sind wissenschaftliche Beiträge dieser Forschungsverbände dokumentiert. Sie wurden am 11. und 12. Oktober 2011 im Rahmen des Kolloquiums Mikroproduktion in Karlsruhe vorgestellt.

Für den SFB 499 ist das Kolloquium Mikroproduktion auch gleichzeitig die Abschlussveranstaltung. Er hat nach zwölf Jahren erfolgreicher Forschung seine maximal mögliche Förderperiode erreicht. Die Mitarbeiter des SFB 499 sind stolz darauf, einen wesentlichen Beitrag zum Fortschritt des Mikrouformens geleistet zu haben, der sich auch anhand einer Reihe von noch weiterlaufenden Transferprojekten belegen lässt.

Karlsruhe, im Oktober 2011

Die Herausgeber Prof. Dr. Oliver Kraft, Dr. Anja Haug, Prof. Dr.-Ing. Frank Vollertsen, Prof. Dr. Stephanus Büttgenbach

## Inhalt

### Übersichtsbeiträge

A.Albers, P.Börsting, C.Wildermuth, J.Haußelt, O.Kraft <b>Vom Sonderforschungsbereich 499 zum Zentrum für Integrierte Mikrofertigung (ZIM).....</b>	<b>5</b>
F.Vollertsen <b>Größeneffekte beim Mikroumformen.....</b>	<b>19</b>
K.Möhwald, F.-W.Bach, D.Drummer, Ch.Hopmann, V.Piotter, T.Fischer, S.Meister, J.Prehm, J.Prokop, K.Vetter <b>Die Forschergruppe 702 „Maschinen-, Werkzeug- und Prozessentwicklung für neue Verfahren zur Herstellung von Mikrobauteilen über flüssige Phasen“.....</b>	<b>31</b>
 <b>SFB 499</b>	
D.Buqezi-Ahmeti, J.Rögner, T.Kennerknecht, H.-J. Ritzhaupt-Kleissl, J.Glaser <b>Potential des Mikrogießens als Herstellungsverfahren metallischer Bauteile.....</b>	<b>41</b>
J.Rögner, M.Müller, J.Maisenbacher, K.-H.Lang, O.Kraft, A.Wanner, V.Schulze <b>Prozess-Gefüge-Eigenschaftsbeziehungen urgeformter Mikrobauteile aus Siliziumnitrid.....</b>	<b>49</b>
J.Schneider, T.Polzer, K.-H.Zum Gahr <b>Einfluss des fertigungsbedingten Oberflächenverschleiß beim <math>\mu</math>PIM und das tribologische Verhalten urgeformter Mikrokomponenten.....</b>	<b>57</b>
V.Schulze, M.Deuchert, C.Ruhs, P.Weber, R.Weingärtner <b>Fertigungstechnologien zur Erzeugung hochgenauer Mikrostrukturen und Oberflächen.....</b>	<b>65</b>
T.Kennerknecht, T.Straub, M.Funk, F.Çetinel, M.Härtelt, C.Eberl <b>Zuverlässigkeit von mikroungeformten und nanostrukturierten Materialien unter Berücksichtigung der besonderen Anforderungen an Mikrobauteile.....</b>	<b>75</b>
J.Fleischer, K.Klimscha, A.Ruh <b>2-Komponenten-Spritzguss und Sinterfügen – Potentiale in der Mikroproduktion.....</b>	<b>83</b>
R.Pasricha, N.Steinert, D.B.Ahmeti, A.Greiner, J.G.Korvink <b>Simulation of solidification of Aluminium Bronze.....</b>	<b>91</b>

A.Albers, G.Lanza, T.Turki, P.Hoppen, D.Troll, K.Kippenbrock <b>Validierung von Mikrokomponenten und –systemen durch Simulationen und Prüfstandversuche.....</b>	<b>97</b>
O.Weber, T.Müller, T.Hanemann, V.Piotter <b>Mikroreplikation: Formmassen- und Prozessentwicklung für das Pulverspritzgießen.....</b>	<b>105</b>
 <b>SFB 516</b>	
D.Hoheisel, T.Schultheis, L.Spani Molella, E.Reithmeier, L.Rissing <b>Einsatz elektromagnetischer Antriebe in fluidischen Systemen.....</b>	<b>113</b>
G.Janssen, K.Wiedmann, M.v.Hofen, A.Mertens, B.Ponick <b>Entwicklung von Antriebssystemen basierend auf elektromagnetischen Mikromotoren.....</b>	<b>119</b>
R.Tutsch, C.Hernández <b>Fähige Prozessketten durch Feed-Forward-Control und Dynamisches Toleranzmanagement.....</b>	<b>127</b>
A.Raatz, A.Burisch, J.Ellwood, C.Löchte, P.Blumenthal, S.Rathmann <b>Mikromontage – Geräte, Prozesse und deren Einflussgrößen.....</b>	<b>133</b>
 <b>SFB 747</b>	
K.Tracht, F.Weikert, B.Kuhfuß, C.Hellwig, C.Schenk <b>Technologische und datentechnische Vernetzung von Fertigungseinrichtungen der Mikroumformung.....</b>	<b>141</b>
B.Köhler, H.Bomas, H.-W.Zoch <b>Bewertung von Zugversuchen an Mikroblechen des Stahls DC01.....</b>	<b>147</b>
A.Stephen, H.Brüning, F.Vollertsen <b>Fokuslagensteuerung beim laserbasierten Stoffanhäufen.....</b>	<b>155</b>
E.Moumi, B.Kuhfuß, V.Piwiek <b>Potential der Trockenbearbeitung beim Mikrorundkneten.....</b>	<b>161</b>
P.Zhang, S.Mehrafsun, K.Lübke, G.Goch, F.Vollertsen <b>Laserchemische Feinbearbeitung und Qualitätsprüfung von Mikrokaltumform-Werkzeugen.....</b>	<b>169</b>
B.Scholz-Reiter, J.Jacobi <b>Technische Wirkzusammenhänge in der Mikroproduktion am Beispiel des Mikrotiefziehens.....</b>	<b>177</b>

P.Bobrov, J.Montalvo-Urquizo, J.Lütjens, W.Brannath, W.Wosniok, A.Schmidt,  
M.Hunkel  
**Ein stochastisches Modell zur Rekonstruktion elastischer Eigenschaften  
für texturierte Metalle.....183**

Z.Hu, F.Vollertsen  
**Auslegung von Mikrotiefziehwerkzeug zur Bestimmung der  
Werkzeublebensdauer..... 191**

## **FOR 702**

D.Drummer, M.Meister  
**Dauergebrauchseigenschaften von Mikrobauteilen – Einfluss von Herstell-  
und Einsatzbedingungen..... 197**

D.Drummer, K.Vetter  
**Analyse von Skalierungseffekten beim Expansionsstritzgießen von Mikro-  
und Dünwandbauteilen.....203**

W.Michaeli, Ch.Hopmann, T.Fischer, T.Kamps  
**Fertigung von Mikrobauteilen aus Kunststoff mittels Ultraschall-  
plastifizierung und Direktinjektion.....209**

J.Prehm, P.Dellinger, C.Roxlau, K.Möhwald, Fr.-W.Bach  
**Entwicklung einer Fertigungstechnik für Metall-Kapillardruckprozesse..... 215**

J.Prokop, J.Lorenz, V.Piotter, S.Stabel  
**Replikation von metallischen Mikrobauteilen über Zweikomponenten-  
spritzgießen und Galvanoformung..... 221**

## Vom Sonderforschungsbereich 499 zum Zentrum für Integrierte Mikrofertigung (ZIM)

A. Albers<sup>1</sup>, P. Börsting<sup>1</sup>, C. Wildermuth<sup>1</sup>, J. Haußelt<sup>2</sup>, O. Kraft<sup>2</sup>

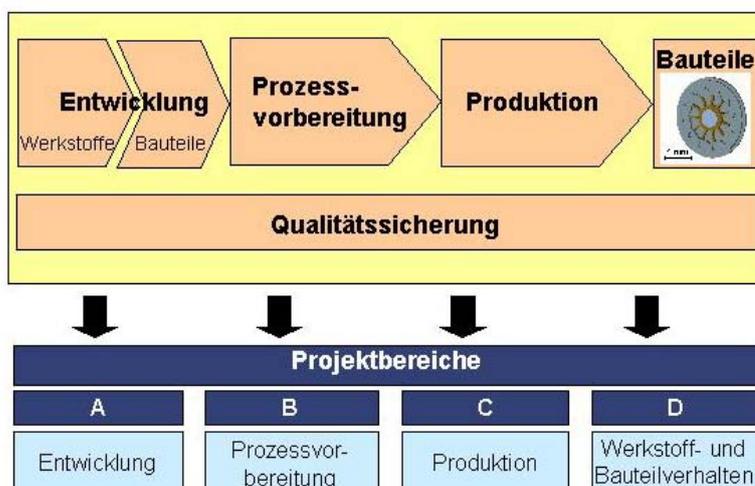
<sup>1</sup>IPEK - Institut für Produktentwicklung am Karlsruher Institut für Technologie (KIT)

<sup>2</sup>IAM - Institut für Angewandte Materialien am Karlsruher Institut für Technologie (KIT)

Der Sonderforschungsbereich 499 „Entwicklung, Produktion und Qualitätssicherung mikrouorgeformter Bauteile aus metallischen und keramischen Werkstoffen“ hat seit dem Jahr 2000 die wissenschaftlichen Grundlagen einer durchgehenden und stabilen Prozesskette zur Produktion urgeformter Mikrobauteile aus metallischen und keramischen Werkstoffen erarbeitet. Dieses zentrale Ziel wird anhand der Verfahren Mikropulverspritzgießen und Mikroguss für die Herstellung miniaturisierter, dreidimensionaler Bauteile aus keramischen und metallischen Werkstoffen in mittleren bis größeren Stückzahlen verfolgt. In einer ganzheitlichen Betrachtungsweise umfassen die Forschungsarbeiten alle Glieder der Prozessketten von der Konstruktion über die Produktionsvorbereitung und Fertigung bis hin zur präventiven und operativen Qualitätssicherung. Um den etablierten Gesamtprozess mit besonderem Augenmerk auf die Produktentstehung auch nach Abschluss des SFB 499 verfügbar zu machen, wurde er in ein Referenzprozessmodell überführt und das Prozesswissen im „Zentrum für integrierte Mikrofertigung“ (ZIM) zusammengefasst.

### 1 Der Sonderforschungsbereich 499

Das wesentliche Ziel des Sonderforschungsbereichs 499 „Entwicklung, Produktion und Qualitätssicherung mikrouorgeformter Bauteile aus metallischen und keramischen Werkstoffen“ ist die Entwicklung einer durchgehenden und stabilen Prozesskette zur Produktion urgeformter Mikrobauteile aus metallischen und keramischen Werkstoffen [1]. Diesem Gedanken folgend ist der Sonderforschungsbereich in die vier Projektbereiche „Entwicklung“, „Produktionsvorbereitung“, „Produktion“ und „Werkstoff- und Bauteilverhalten“ gegliedert (**Bild 1.1**).



**Bild 1.1:** Struktur des SFB 499

Im *Projektbereich A „Entwicklung“* werden die Entwicklungsmethodik, die Modellierung des Verhaltens von Bauteilen und Systemen, die Simulation des Mikro-Urformens am Beispiel des Mikropulverspritzgießens [2] und des Mikrogießens sowie die Prototypenfertigung [3] untersucht. Ein wesentliches Ziel ist dabei, ein Konzept für ein möglichst robustes Design mikromechanischer Komponenten zu entwickeln, das den notwendigerweise erhöhten Maß- und Formtoleranzen Rechnung trägt [4]. Eine zielführende Entwicklungsmethodik [5, 6] setzt aufgrund des besonders in der Mikrotechnik sehr engen Zusammenhangs zwischen den Freiheitsgraden bei der Bauteilgestaltung und den Restriktionen der Herstellprozesse einen integrierten Produktentstehungsprozess voraus. Um diesen nachhaltig zur Verfügung zu stellen, wurde das „Zentrum für Integrierte Mikrofertigung“ (ZIM) etabliert.

Der *Projektbereich B „Prozessvorbereitung“* befasst sich mit der Primärstrukturierung von Formeinsätzen und Probekörpern durch Methoden der Feinstbearbeitung [7, 8, 9]. Dazu werden die Fertigungsverfahren Mikrofräsen, Laserablation und Bahnerosion miteinander kombiniert und hinsichtlich ihrer Robustheit, Genauigkeit und Wirtschaftlichkeit systematisch gesteigert. Darüber hinaus werden eigene Formmassen [10, 11], insbesondere mit wasserlöslichen Bindern, für das Mikropulverspritzgießen entwickelt. Der Projektbereich stellt somit eine Vielzahl von Technologien zur Verfügung, die als Vorstufe für das Mikrouformen und damit für die Fertigung hochwertiger miniaturisierter Bauteile unabdingbar ist.

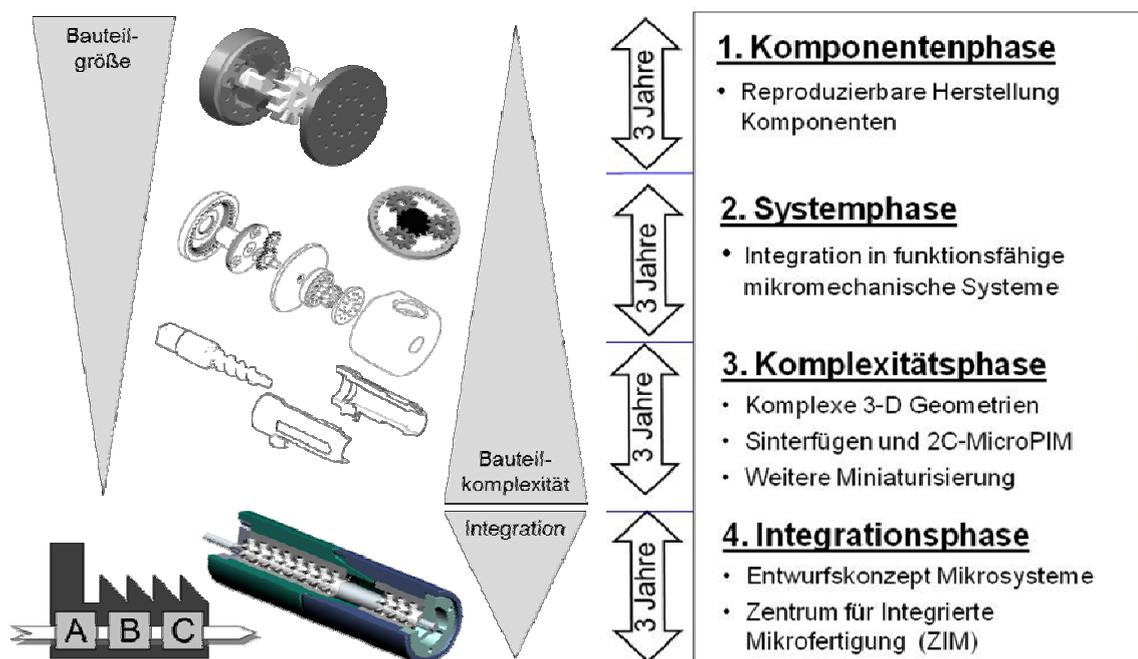
Im *Projektbereich C „Produktion“* stehen die Urformverfahren des Mikropulverspritzgießens [12, 13] und des Mikrogießens [14] selbst im Mittelpunkt. Im Lauf der Jahre wurden diese Methoden um das Zwei-Komponenten-Mikropulverspritzgießen und das Sinterfügen erweitert [15, 16], um komplexere Mikrokomponenten fertigen zu können [17, 18]. Daneben werden prozessverknüpfende Automatisierungs- und Prüftechniken sowie präventive und operative Qualitätssicherungsprozesse erarbeitet, um die Produktion von Mikrobauanteilen in gleich bleibend hoher Qualität zu gewährleisten. Die Qualitätssicherung betrachtet gleichermaßen das präventive Qualitätsmanagement und die operative Qualitätssicherung [19].

Im *Projektbereich D „Werkstoff- und Bauteilverhalten“* werden Mikrobauanteilstände charakterisiert und mechanische Kennwerte [20, 21, 22] sowie tribologische Eigenschaften [23, 24, 25] von mikrouorgeformten Werkstoffzuständen und Bauteilen sowie mikrostrukturierten Formeinsätzen ermittelt und den übrigen Projektbereichen für die Auslegung und Prozessentwicklung zur Verfügung gestellt. Wesentliches Ziel dabei ist die Untersuchung der Prozess-Gefüge-Eigenschafts-Beziehungen, die mit dem Projektbereich A zusammen in ein Dimensionierungskonzept für miniaturisierte Bauteile münden. Dabei werden exemplarisch auch mehrachsige Beanspruchungen, bruchmechanische Ansätze und Verschleißsimulationen mit der entsprechenden Lebensdauervorhersage in Mikrodimensionen betrachtet.

Die Umsetzung des Forschungsprogramms gliederte sich in vier Phasen, die aufeinander aufbauend Komponenten, System, Komplexität und schließlich Integration in den Fokus stellten. **Bild 1.2** zeigt dies anhand der in den ersten drei Phasen des SFB 499 betrachteten Demonstratoren: einer Mikroturbine, einem einstufigen Mikro-Planetengetriebe, einer Kombination dieser beiden und eines Mikro-Dispensers mit Förderschnecke. In der vierten Phase wird durch den aktuellen Demonstrator Mikro-Gasturbine die integrative Arbeitsweise aufgezeigt, deren Bedeutung durch das

Nachhaltigkeitskonzept des virtuellen „Zentrums für integrierte Mikrofertigung“ (ZIM) unterstrichen wird.

Im Verlauf der ersten drei Phasen wurde neben der Komplexitätssteigerung die kontinuierliche Verkleinerung der Bauteile und Systeme angestrebt. Neben der Systementwicklung und Miniaturisierung wurden die Verbesserung der Detailtreue und der Oberflächengüte sowie eine qualitätsseitige Beherrschung und Automatisierung des Gesamtprozesses realisiert. In der vierten abschließenden Phase, der Integrationsphase, werden die in den ersten drei Phasen gewonnenen Erkenntnisse entlang des gesamten Produktentstehungsprozesses genutzt, miteinander verknüpft und alle entwickelten Werkzeuge und Methoden in einen ganzheitlichen und optimierten Referenzprozess für das Urformen komplexer mikromechanischer Gesamtsysteme integriert.



**Bild 1.2:** Projektphasen des SFB 499

*Komponentenphase:* Ziel der ersten Projektphase war es, die einzelnen zur Durchführung des Produktentstehungsprozesses benötigten Aktivitäten von der Bauteilauslegung bis hin zum fertigen Bauteil zu beherrschen. Dafür wurden in den verschiedenen Teilbereichen entsprechende Methoden zur Fertigung und Analyse im Mikromaßstab aufgebaut. Geometrisch einfache Mikrobauteile aus  $ZrO_2$ -Keramik und aus einer Au-Basis-Legierung Stabilor G<sup>®</sup> wurden mittels des Mikropulverspritzgießens bzw. des Mikrogießens hergestellt. Neben der Prozessentwicklung bildeten die fertigungsgerechte Werkzeugherstellung, die Bauteilherstellung, die Bestimmung des mikrostrukturellen Werkstoffgefüges, die mechanischen Eigenschaften und deren Korrelation mit den Ausgangswerkstoffen und Prozessparametern weitere Schwerpunkte.

*Systemphase:* In der zweiten Phase wurden dann erste mikromechanische Systeme entwickelt und gefertigt. Dazu war es nötig, die Urformprozesse und deren Prozessvorbereitung für Mikrobauteile in Systemen so zu ertüchtigen, dass hinsichtlich

Maßhaltigkeit und Formtreue eine Integration in ein System machbar wurde. Hierzu wurden geeignete Auslegungs- und Modellierungsverfahren erarbeitet und die Kenntnisse über Werkstoff- und Bauteilverhalten speziell in Mikrodimensionen vertieft. Ein weiteres wesentliches Ergebnis dieser zweiten Phase war, dass das Werkstoffspektrum verbreitert wurde und somit auch die Möglichkeiten, komplexere mikromechanische Systeme auszulegen, erweitert wurden. Beleg für den Erfolg ist die teilprojektübergreifende Realisierung eines Mikro-Planetengetriebes aus sechs Mikrokomponenten. In dieser Phase wurde auch damit begonnen, die Verkettung der Prozessschritte durch aufeinander abgestimmte Prozessregelungen und durch die Automatisierung einzelner Fertigungsschritte zu erreichen.

*Komplexitätsphase:* Im Mittelpunkt der dritten Phase stand die Fertigungstechnik für weiter reduzierte Bauteilgrößen und insbesondere für komplexere dreidimensionale Bauteilgeometrien. Gemeinsam mit der erweiterten Materialpalette stellt dieser Aspekt ein wesentliches Alleinstellungsmerkmal der urformende Mikrofertigungsverfahren im Vergleich zu anderen Verfahren der Mikrotechnik dar, die in der Regel zweidimensional beschränkt sind. Mit dem Zwei-Komponenten-Mikro-Pulverspritzgießen und dem Sinterfügen wurden die Urformverfahren auf die Herstellung komplexer Bauteile und Subsysteme ohne separate Montageprozesse ausgeweitet. Die Prozesskette wird durch die Automatisierungstechnik und eine In-Prozess-Prüfung verbessert. Zu einer Demonstration und der Validierung der Ergebnisse wurde zusätzlich zu dem bereits in der ersten Phase entwickelten einstufigen Mikroplanetenradgetriebe und der Mikroturbine eine Dispensereinheit mit einer Schneckenwelle realisiert. Anhand dieses komplexen Bauelements wurde die Fertigungskette um dreidimensionale Mikrobauteile erweitert.

*Integrationsphase:* Anhand eines neuen Demonstrators werden die in den ersten drei Phasen entwickelten Verfahren und Methoden zusammengeführt und getestet. Im Mittelpunkt steht dabei die Bewertung der Miniaturisierung komplexer dreidimensionaler Bauteile, ihrer Toleranzen und Oberflächenqualität sowie der Robustheit des Designs in Bezug auf mögliche Anwendungen. Dabei sollen insbesondere die Prozessergebnisse und das Systemverhalten in Simulationsrechnungen vorhergesagt werden und dafür das entwickelte integrierte Entwurfskonzept für Mikrobauteile und -systeme genutzt werden. Die durchgeführten Arbeiten zielen darauf ab, die vielfältigen Ansätze und Methoden zu den Teilprozessen entlang der Prozesskette des Mikrourformens erstmalig in einer integrierten Art und Weise anzuwenden. Die Nachhaltigkeit der Arbeiten des SFB wird dabei durch den Aufbau des ZIM erreicht, das Kompetenzen und Best-Practice-Lösungen zusammenführt und nach Abschluss des SFB die Umsetzung in die technische Praxis gewährleisten soll. Damit steht eine Einrichtung zur Verfügung, mit deren Hilfe eine zeit- und kostenoptimale Ausführung eines Entwicklungs- oder Fertigungsauftrags für urgeformte Mikrobauteile oder -systeme aus keramischen und metallischen Werkstoffen realisierbar ist. Hiermit wird nach Auslaufen der Förderung ein funktions- und leistungsfähiges Angebot für die Industrie, aber auch für die universitäre und außeruniversitäre Forschung langfristig zur Verfügung stehen.

## **2 Das Zentrum für Integrierte Mikrofertigung (ZIM)**

Das ZIM wurde aufgebaut, um unabhängig vom SFB auch zukünftig aus dem KIT heraus integrierte Produktentstehungsprozesse (PEP) auf Basis der urformenden

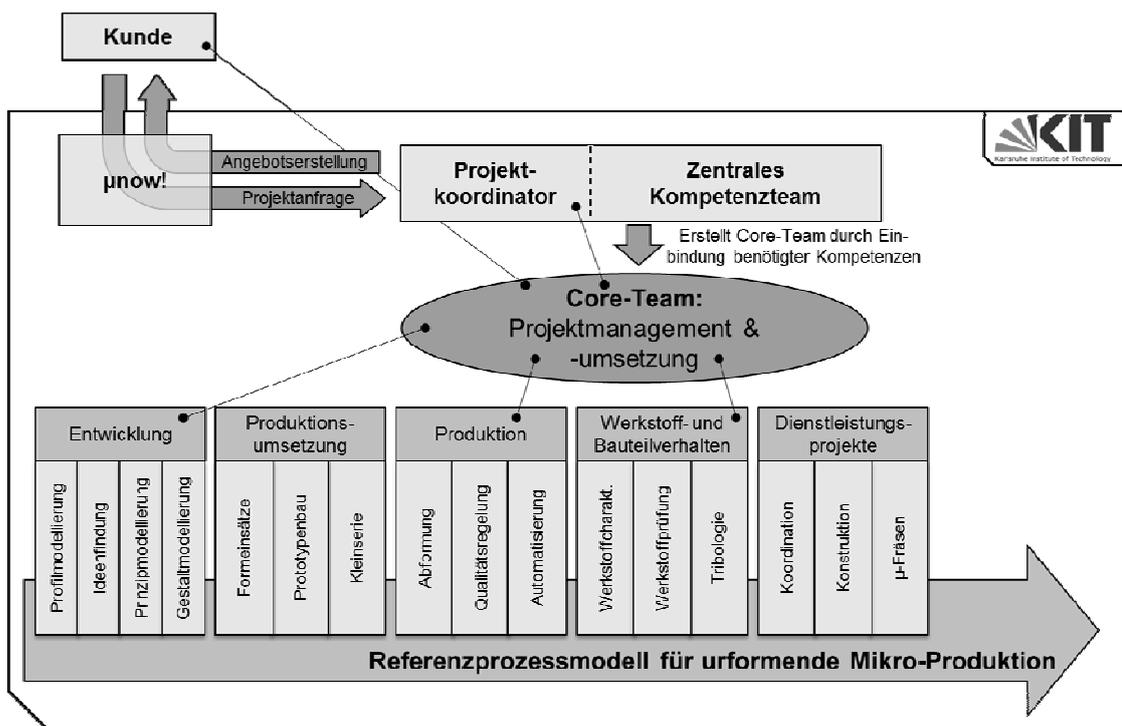
Mikrotechnik anbieten und durchführen zu können. Dazu wurde das ZIM einerseits durch eine entsprechende Aufbauorganisation (**Bild 2.1**) im KIT verankert, andererseits wurde als zentrales Werkzeug und Hilfsmittel zur Durchführung von Projekten das Referenzprozessmodell „Mikrourformen“ erstellt (**Bild 2.2**).

### Aufbauorganisation

Für die Aufbauorganisation wurde der Ansatz des Core-Team-Managements gewählt, da es dadurch möglich ist, die zur Durchführung eines PEP benötigten Kompetenzen projektspezifisch einzubinden. Die im ZIM definierten Kompetenzen entsprechen den ehemaligen Teilprojekten des SFB 499.

Sobald sich Projekte im Bereich der urformenden Mikro-Produktion anbahnen, tritt das „Zentrale Kompetenzteam“ zusammen, um über die Projektanfrage zu beraten und gegebenenfalls ein Angebot an den Kunden abzugeben. Im Zentralen Kompetenzteam sind alle Kompetenzen des ehemaligen SFB vertreten, so dass die Beratung und Entscheidung zu Projektanfragen schnell und effizient durchgeführt und die weitere Projektbearbeitung angestoßen werden kann. Die Tatsache, dass sich je nach Fortschritt eines PEP dessen Aktivitätsschwerpunkte verlagern sowie die benötigten Kompetenzen ändern, lässt sich mithilfe des Core-Team-Managements abbilden. Je nach Fortschritt des PEP kann so die Kompetenz, die in der jeweiligen Phase im Zentrum steht, die Federführung übernehmen. Weiterhin werden Kompetenzen, die in der jeweiligen Phase nicht benötigt werden, wieder freigegeben. Dadurch wird eine möglichst ressourcenschonende und selbstorganisierende Organisationsform erreicht, die an die personelle Ausstattung des ZIM angepasst ist (**Bild 2.1**).

Zur aktiven Projektakquise nutzt das ZIM das Innovationscluster  $\mu$ -now! [26], das als One-Face-to-the-Customer alle Mikroaktivitäten des KIT gebündelt nach außen anbietet und vertritt.



**Bild 2.1:** Struktur des Zentrums für integrierte Mikrofertigung

Wesentliche Grundlage für die Aktivitäten des ZIM ist ein explizit vorliegendes Referenzprozessmodell, das insbesondere die Interaktionen der am PEP Beteiligten darstellt sowie die aktivitätsangepasste Einbindung erarbeiteten Wissens zulässt. Wird implizit vorhandenes Wissen über Produktentstehungsprozesse expliziert, entstehen daraus Prozessmodelle. Der tatsächliche (Ist-) Projektverlauf unterscheidet sich im Allgemeinen vom geplanten (Soll-) Projektverlauf. Um diesen Zusammenhang auch prozessmodellseitig abbilden zu können, werden Implementierungsmodelle (präskriptiv, Soll) und Anwendungsprozessmodelle (deskriptiv, Ist) unterschieden. Ein Referenzprozessmodell entsteht aus der Verallgemeinerung projektspezifischer Anwendungsprozessmodelle und besitzt generische Eigenschaften. Dadurch wird es möglich, vom Referenzprozessmodell zur Planung ähnlicher Projekte Implementierungsmodelle abzuleiten, die an die Gegebenheiten des neuen Projekts (Zeit, Ressourcen) adaptiert sind.

Der hier im Fokus stehende PEP besaß zu Beginn der Arbeiten am Referenzprozessmodell die folgenden spezifischen Eigenschaften:

Zum einen ist der PEP komplex, da komplexe Einzeltechnologien miteinander kombiniert werden und aufeinander aufbauen. Außerdem ist er organisatorisch und räumlich verteilt, da am KIT und an der Universität Freiburg verschiedene Institute eingebunden sind und kooperieren. Ein dieser Kooperation zugrunde liegendes Referenzprozessmodell war bislang nicht explizit verfügbar.

Zum anderen ist der PEP kompliziert. Die vorliegenden Erkenntnisse zum Referenzprozessmodell wurden hauptsächlich durch die Analysen von drei verschiedenen PEP gewonnen, die während der Erstellung der Demonstratoren durchlaufen wurden [27, 28, 29]. Viele einzelne Aktivitäten des PEP sind gekennzeichnet durch einen hohen Anteil an Wissensarbeit (z.B. die Aktivität „Funktions- und Gestaltmodellierung“). Diese Aktivitäten durchlaufen viele Rekursionsschleifen, bis ein akzeptables Ergebnis vorliegt. Hier liegt ein großes Potential zur Zeit- und Kostenersparnis, das genutzt werden kann durch Optimierung des Referenzprozesses.

Schließlich ist der PEP personengebunden. Das Prozesswissen liegt nur implizit vor und eine reibungslose Umsetzung und Durchführung basiert vor allem auf gewonnenen Erfahrungen, guter interpersoneller Zusammenarbeit und Kooperation. Allerdings ist die Personalfuktuation unter den beteiligten wissenschaftlichen Mitarbeitern relativ hoch und beträgt im Schnitt 3-5 Jahre. Dadurch wird zwar der Wissenstransfer aus der Forschung in die Industrie begünstigt, die Fortführung der bislang im SFB angesiedelten Tätigkeiten aber erschwert.

Unter den gegebenen Umständen waren eine sinnvolle Prozessplanung und ein Prozesscontrolling sowie eine angepasste Bearbeiterunterstützung bei der Umsetzung eines Implementierungsprozessmodells über das Ende des SFB hinaus nicht machbar. Daher wird in diesem Beitrag ein Ansatz zur Explizierung (Ableitung und Abspeicherung) des im SFB 499 erarbeiteten PEP präsentiert.

### *Prozessmodellierung*

Eine wesentliche Anforderung an das hier zu erstellende Referenzprozessmodell besteht darin, sowohl das Management bei Planung und Controlling als auch die

Bearbeiter bei der Umsetzung zukünftiger Projekte geeignet und gleichermaßen zu unterstützen. Ein Ansatz ist durch das „Integrierte Produktentstehungs-Modell“ (iPeM) gegeben, das derzeit wechselseitig erforscht und entwickelt wird. Einige Kernideen des iPeM (z.B. aktivitätsorientierte Bereitstellung verschiedener Methoden und Werkzeuge) wurden in der vorliegenden Arbeit aufgegriffen, indem jeder Aktivität entsprechende den Bearbeiter unterstützende Informationen zugeordnet wurden.

Für die konkrete Ableitung und Darstellung eines Referenzprozessmodells stehen verschiedene Softwaretools zur Verfügung, die zur Geschäftsprozessmodellierung eingesetzt werden. Diese Tools können je nach Funktionsspektrum in Visualisierungs-, Modellierungs-, und Simulationswerkzeuge sowie Workflow-Management-Systeme unterteilt werden.

#### *Ableitung des Referenzprozessmodells*

Um sowohl das Management als auch die Bearbeiter des Gesamtprozesses möglichst optimal zu unterstützen, müssen die Struktur, die Repräsentation als auch der Informationsinhalt des Referenzprozessmodells geeignet gewählt werden.

Während Managementunterstützung typischerweise bedeutet, im Referenzprozessmodell einen möglichst großen Anteil an Formalisierung und Strukturierung zu realisieren, benötigen die Bearbeiter zur Umsetzung des Prozesses unter der geforderten Wissensarbeit ein gewisses Maß an Dynamik (z.B. durch Zulassen nicht geplanter aber im Laufe des Prozesses benötigter Rekursionen) und die aktivitätsangepasste Bereitstellung unterstützender Informationen im Referenzprozessmodell. Dazu muss ein passendes Abstraktionsniveau gefunden werden. Einerseits soll das Referenzprozessmodell so allgemeingültig sein, dass es nicht nur für einen spezifischen, sondern für jegliche PEP in der urformenden Mikro-Produktion genutzt werden kann. Andererseits muss es genau genug sein, um die Bearbeiter während der Durchführung der jeweiligen Aktivitäten mit den benötigten Informationen versorgen zu können.

Zur Erstellung des Referenzprozessmodells wurden exemplarisch die Teilprozesse der Entwicklung des Demonstrators „Mikro-Gasturbine“ [28] zusammen mit den Prozessbearbeitern in mehreren Schritten herausgearbeitet und in Beziehung zueinander gesetzt. Um ein vollständiges Modell mit einem geeigneten Abstraktionsniveau zu generieren, wurde sowohl explizites als auch implizites Wissen [30] der Mitarbeiter durch direkte und indirekte Wissensakquisen [34] erworben. Jeder dieser Schritte beinhaltete eine Informationssammlung, eine Informationsvisualisierung, die einen Beitrag zur Förderung der Kommunikation geleistet hat, und eine Informationsvalidierung, um Missverständnisse zwischen dem Prozessbearbeiter als Wissensträger (Sender) und dem Modellierer (Empfänger) zu überwinden [31]. Im Schritt der Informationsvisualisierung wurden die Informationen durch die Software „Microsoft Visio“ und dem „Aixperanto“ Plug-In grafisch dargestellt [32, 33]. Des Weiteren wurden in jedem Schritt geeignete Methoden angewendet, um individuelle, organisationale und technische Barrieren zu überbrücken [34].

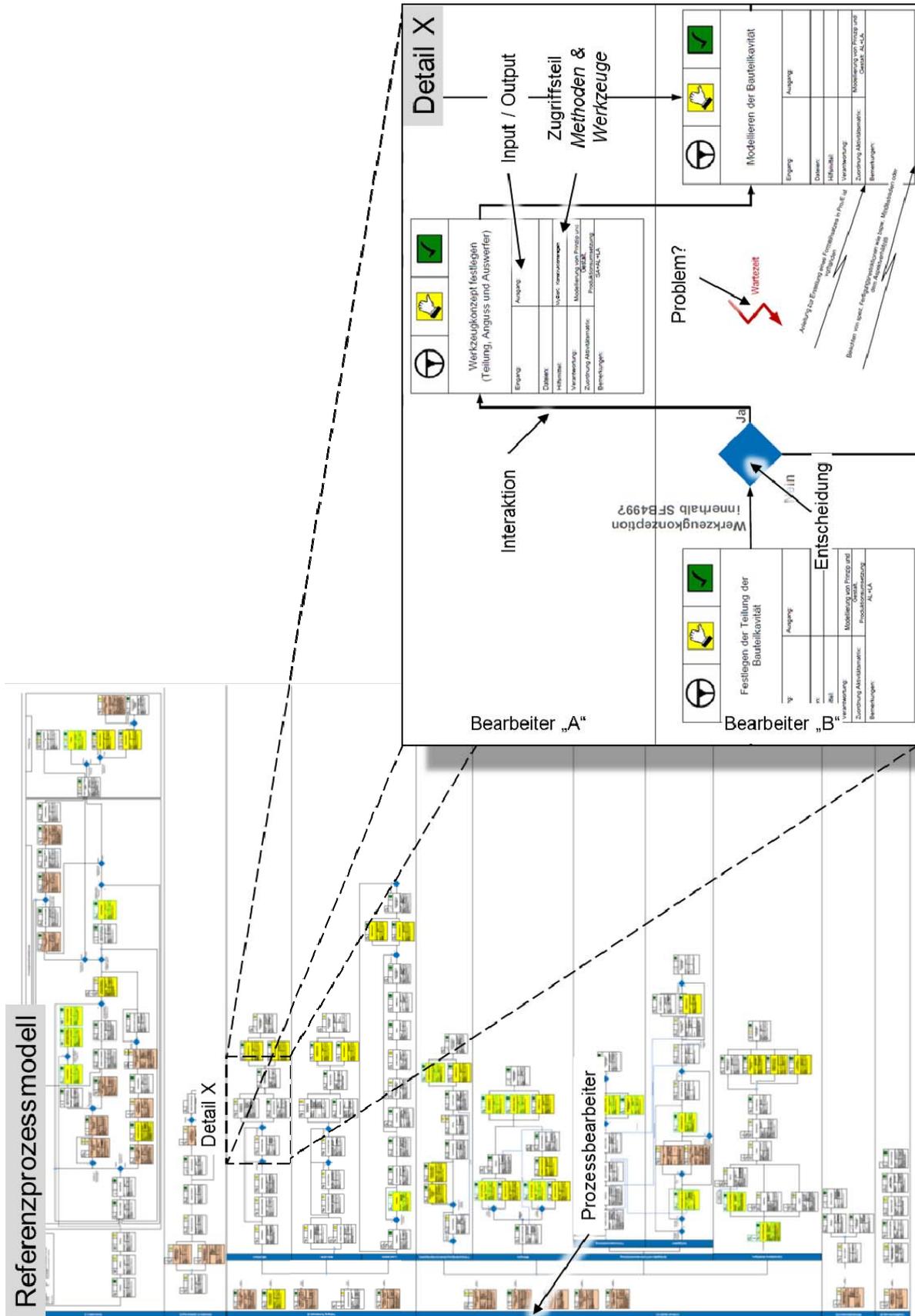


Bild 2.2: Referenzprozessmodell "Mikrounformen"

Die aktuelle Version des Referenzprozessmodells [35] ist in **Bild 2.2** dargestellt. Die Komplexität des Modells lässt sich aufgrund der relativ großen Anzahl von Bearbeitern (repräsentiert durch einzelne „Swimlanes“) und deren starke Interaktionen sowie der Anzahl an Einzelaktivitäten ablesen. Weiterhin ist dargestellt, wie die im SFB entwickelten Methoden und Werkzeuge aktivitätsangepasst zur Verfügung gestellt werden und damit den Bearbeiter unterstützen. Für die Anwendung, Validierung und Weiterentwicklung wurde das Referenzprozessmodell schließlich den Mitgliedern des SFB zur Verfügung gestellt.

### ZIM-Homepage als zentrales Informationssystem

Für eine optimale informatorische Integration im Sinne der Integrierten Produktentwicklung wurde eine entsprechende Homepage eingerichtet (**Bild 2.3**). Diese Homepage besteht aus einem öffentlichen und für jeden zugreifbaren Bereich sowie einem internen Bereich, der nur innerhalb des KIT-Intranets und nur mit entsprechenden Zugangsdaten verfügbar ist.

Der öffentliche Bereich bietet allgemeine Informationen zum ZIM, einen Überblick über das Technologieportfolio sowie Hinweise zu Kontaktaufnahme und Projektanfrage. Dieser Bereich richtet sich insbesondere an potentielle Projektpartner aus Industrie und Forschung.

HOME | ENGLISH | IMPRESSUM | SITEMAP | KIT

**KIT**  
Karlsruher Institut für Technologie

Zentrum für integrierte Mikrofertigung (ZIM)

**mikro** **urformen**

**Unser Profil**

Technologieangebot  
Projektpartner  
Kontakt  
Intern

**Unser Profil**

Das ZIM bietet eine durchgängige Prozesskette vom Prototyp bis zur Großserienfertigung von mechanisch hoch beanspruchbaren Mikrobauanteilen aus Keramik und Metalllegierungen. Zentrale Fertigungsverfahren sind dabei die Mikro-Urformverfahren basierend auf dem Pulverspritzgießen und dem Feingießen. Für die industrielle Anwendung wird die gesamte Prozesskette von der Konstruktion und Simulation über die Prozessvorbereitung (Werkstoff- und Werkzeugentwicklung) und die Fertigungsverfahren bis hin zur Ermittlung der geometrischen, mechanischen und tribologischen Bauteileigenschaften bereit gestellt.

**Ziel**

Mit dem Aufbau des Zentrums für integrierte Mikrofertigung verfolgt das KIT das Ziel, Industrie und Wissenschaft Zugang zu den im Rahmen des ehemaligen Sonderforschungsbereichs 499 entwickelten Kompetenzen im Bereich der urformenden Mikrosystemtechnik zu öffnen. Durch den vereinfachten Wissenstransfer soll die Nachhaltigkeit der Förderung erhöht werden.

**Angebot**

Die Stärke des ZIM basiert auf der Integration und Koordination aller für ein Produktentwicklungsprojekt benötigter, hochspezialisierter Fachkompetenzen und Aktivitäten. Dadurch können Schnittstellenprobleme entweder gleich vermieden oder rechtzeitig erkannt und adressiert werden. Das ZIM nutzt dazu die Kompetenzen der im Folgenden aufgelisteten Institute.

**Partner**

Das ZIM stellt im Rahmen des Innovationsclusters µ-now! die Kompetenzen für die urformende Mikrosystemtechnik zur Verfügung.

**ZIM Dienstleistungen für die urformende Mikro-systemtechnik am KIT**

Campus Süd  
Kaiserstraße 12  
76131 Karlsruhe

Dipl.-Ing. Peter Börsting  
IPEK • Institut für  
Produktentwicklung

Telefon: +49 721 608-45985  
Fax: +49 721 608-46051

E-Mail:  
zim@nanomikro.kit.edu

**µ-now! Flyer**  
Download

**Bild 2.3:** Homepage des Zentrums für integrierte Mikrofertigung, [www.zim.kit.edu](http://www.zim.kit.edu).

Der interne Bereich stellt neben den Kontaktdaten der einzelnen Core-Team-Mitglieder außerdem den Zugriff auf die im Rahmen des SFB 499 entwickelten Informationssysteme sicher. So können über die zentrale ZIM-Homepage das Micro Book of Knowledge (MyBoK), der Strukturkatalog, der Micro-Feature-Katalog sowie das Referenzprozessmodell „Mikro-Urformen“ erreicht und für Projekte im Bereich des Mikro-Urformens genutzt werden. Dadurch wird der Zugriff auf benötigte Informationen zur Angebotserstellung und Projektbearbeitung – insbesondere auch für neue Mitarbeiter – soweit wie möglich vereinfacht. Der interne Bereich richtet sich folglich an die Mitarbeiter des KIT, die im Rahmen des ZIM Projekte betreuen und bearbeiten.

### **3 Zusammenfassung**

Seit Bestehen des SFB 499 im Jahr 2000 entwickeln und erforschen die beteiligten Institute die wesentlichen Teilprozesse sowie die Prozesskette des Mikrourformens. Das erarbeitete Wissen wird nachhaltig im ZIM zusammengeführt. Darüber hinaus wurde wie in diesem Beitrag dargestellt zum ersten Mal ein Referenzprozessmodell für die urformende Mikro-Produktion, basierend auf dem iPeM, erarbeitet. Dadurch wurden insbesondere die Interaktionen der an der Prozessumsetzung beteiligten Institute deutlich. Diese Information wird von den Autoren zur Durchführung zukünftiger integrierter Produktentstehungsprojekte als wesentlich eingeschätzt. Damit ist nun die Überführung des erarbeiteten Gesamtprozesswissens vom SFB 499 in die Industrie im Rahmen des ZIM auf Basis des Referenzprozessmodells möglich.

### **4 Danksagung**

Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft DFG für die Förderung der Arbeiten im Rahmen des SFB 499.

### **5 Literaturangaben**

- [1] Anon: Sonderforschungsbereich 499. <http://www.sfb499.de/>. Accessed 31 May 2011 (2011)
- [2] D. Kauzlaric, L. Pastewka, H. Meyer, R. Heldele, M. Schulz, O. Weber, V. Piotter, J. Hausselt, A. Greiner, J-G. Korvink: Smoothed particle hydrodynamics simulation of shear-induced powder migration in injection moulding. *Philos. Trans. R. Soc. A-Math. Phys. Eng. Sci.*, 369 (1944), 2320-2328 (2011), doi: 10.1098/rsta.2011.0043
- [3] W. Bauer, R. Knitter: Development of a Rapid Prototyping Process Chain for the Production of Ceramic Microcomponents. *J. Mat. Sci.*, 37, 3127-3140 (2002)
- [4] A. Albers, H.-G. Enkler, P. Leslabay: On the Simulation of Molded Micro Components and Systems. *Microsystem Technologies*, 14 (9-11), 1269-1277 (2008)
- [5] A. Albers, T. Deigendesch, T. Turki, T. Müller: Patterns for design in microtechnology. *Microsystem Technologies* 16, 1537-1545 (2010)

- [6] W. Bauer, M. Müller, R. Knitter, P. Börsting, A. Albers, M. Deuchert, V. Schulze: Design and prototyping of a ceramic micro turbine: a case study. *Microsystem Technologies*, 16, 607-615 (2010)
- [7] V. Schulze, P. Weber, M. Deuchert, S. Haupt, C. Ruhs, A. Kienzler: Limits and challenges of manufacturing micro moulds. *International Journal of Nanomanufacturing*, 6 (1/2/3/4), 176 – 189 (2010), doi: 10.1504/IJNM.2010.034782
- [8] A. Kienzler, J. Schneider, V. Schulze, K.-H. Zum Gahr, D. Loehe: Oberflächennachbearbeitung von Formeinsätzen für das Mikropulverspritzgießen. *HTM J. Heat Treatm. Mat.*, 63, 207-212 (2008)
- [9] V. Schulze, P. Weber: Precise ablation milling with ultra short pulsed Nd:YAG lasers by optical and acoustical process control. SPIE Photonics West 2010 - LASE, 23.01. - 28.01.2010, San Francisco, USA, Proceedings of SPIE Vol. 7585 75850J-1, document 7585-18
- [10] T. Hanemann, R. Heldele, T. Mueller, J. Haußelt: Influence of stearic acid concentration on the processing of ZrO<sub>2</sub>-containing feedstocks suitable for micro powder injection molding. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 8(4), 865-872 (2011), doi: 10.1111/j.1744-7402.2010.02519.x
- [11] T. Hanemann, K. Honnef, T. Mueller, O. Weber: New methacrylate-based feedstock systems for micro powder injection moulding. *Microsystem Technologies*, 17, 451-457 (2011), doi: 10.1007/s00542-011-1243-9
- [12] T. Müller, V. Piötter, K. Plewa, M. Guttman, H.-J. Ritzhaupt-Kleissl, J. Haussett: Ceramic micro parts produced by micro powder injection molding – Latest developments. *Microsyst Technol*, 16, 1419–1423 (2010), DOI 10.1007/s00542-009-0992-1
- [13] V. Piötter, T. Hanemann, R. Heldele, M. Müller, T. Müller, K. Plewa, A. Ruh: Metal and ceramic parts fabricated by microminiature powder injection molding. *Int. Journal of Powder Metallurgy*, 46(2), 21-28 (2010)
- [14] G. Baumeister, D. Buqezzi-Ahmeti, J. Glaser, H.-J. Ritzhaupt-Kleissl: New approaches in microcasting: permanent mold casting and composite casting. *Microsystem Technologies*, 17, 289-300 (2011), DOI: 10.1007/s00542-011-1237-7
- [15] C. Munzinger, A.-M. Dieckmann, M. Deuchert, K. Klimscha, U. Leberle: Research on the machining of green feedstock material for sinter joining. *euspens International Conference - Delft - June 2010*, 31.05.-04.06.2010, Delft, Niederlande, Verlag Sieca Repro, Herausgeber/Veranstalter Euspens, Band 2, conference proceedings, Delft, ISBN 978-0-9553082-8-4, S. 99-102 (2010)
- [16] Andreas Ruh, Katharina Klimscha, Volker Piötter, Klaus Plewa, Hans-Joachim Ritzhaupt-Kleissl, Jürgen Fleischer: The development of two-component micro powder injection moulding and sinter joining. *Microsystem Technologies*, erscheint 2011, DOI: 10.1007/s00542-011-1326-7

- [17] A. Ruh, V. Piötter, K. Plewa, H.-J. Ritzhaupt-Kleissl, J. Haußelt: Influence and limits of sintering temperatures on the movability of shaft-to-collar connections formed by two-component micro powder injection moulding. *Int. Journal of Microsyst Technol*, 17, 2011, pp. 1541-1546.
- [18] V. Piötter, J. Prokop, H.-J. Ritzhaupt-Kleissl, A. Ruh, J. Haußelt: Multi-component micro injection moulding - trends and developments. *Int. Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 47, 63-71, (2010).
- [19] M. Schlipf, S. Bathurst, K. Kippenbrock, S-G. Kim, G. Lanza: A structured approach to integrate MEMS and Precision Engineering methods. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 3, S. 236-247 (2011)
- [20] B.Kasanická, B.Okolo, G.Baumeister, M.Auhorn, T.Beck, A.Wanner, J.Hausselt, D.Löhe, V.Schulze: On the relationship between microcasting process, material states and mechanical properties in the gold alloy Stabilor® G. *Materials Science and Engineering A*, 501, 70-80(2009)
- [21] G.Baumeister, B.Okolo, J.Rögner: Microcasting of Al bronze: influence of casting parameters on the microstructure and the mechanical properties. *Microsystem Technologies-Micro-and Nanosystems-Information Storage and Processing Systems*, 14 (9-11), 1647-1655 (2008), doi: 10.1007/s00542-008-0605-4
- [22] M. Müller, J. Rögner, B. Okolo, W. Bauer, R. Knitter: Processing of micro-components made of sintered reaction-bonded silicon nitride SRBSN. Part 2: Sintering behaviour and micro-mechanical properties. *Ceramics International*, 36, 707-717(2010)
- [23] J. Schneider, A. Kienzler, V. Schulze: Influence of surface condition on wear behavior of IPIM mould inserts made of tool steel and cemented carbide. *Microsystem Techn.*, 17, 273-280 (2011)
- [24] J. Schneider, T. Polzer, K.-H. Zum Gahr: Influence of load and surface condition on the tribological performance of zirconia for applications in high-performance microsystems. *Proc. 4M 2010 Conference*, B. Fillon, C. Khan-Malek, S. Dimov (eds.), Research Publishing, Singapore, (2010), 239-242.
- [25] S. Kurzenhäuser, V. Hegadekatte, J. Schneider, N. Huber, O. Kraft, K.-H. Zum Gahr: Tribological characterization and numerical wear simulation of microcomponents under sliding and rolling conditions. *Microsystem Techn.*, 14, 1839-1846 (2008)
- [26] Anon:  $\mu$ -now!: <http://mikro-now.nanomikro.kit.edu/>. Accessed 31 May 2011 (2011)
- [27] A. Albers, J. Oerding, T. Deigendesch: Product Development Regarding Micro Specific Tasks – Challenges in Designing for Production and Assembly. 16th CIRP International Design Seminar. July 16-19, 2006, Kananaskis, Alberta, Canada (2006)
- [28] A. Albers A, P. Börsting, T. Turki: Application of Design Patterns for the Development of Primary Shaped Microsystems: a Case Study. *Proceedings of 4 $\mu$  2010 Conference*. November 17-19, 2010, Oyonnax, France (2010)

- [29] W. Bauer, M. Müller, R. Knitter, P. Börsting, A. Albers, M. Deuchert, V. Schulze: Design and prototyping of a ceramic micro turbine: a case study. *Microsyst Technol* 16:607–615. doi 10.1007/s00542-009-0974-3 (2009)
- [30] M. Polanyi: *Personal Knowledge. Towards a Post-Critical Philosophy*. Chicago: The University of Chicago Press (1962)
- [31] M. Seidel: *Die Bereitschaft zur Wissensteilung*. Wiesbaden: Deutscher Universitätsverlag GmbH (2003)
- [32] Anon: Microsoft Visio 2010: <http://office.microsoft.com/en-us/visio/>. Accessed 31 May 2011 (2010)
- [33] Anon: Aixperanto – Partizipative Prozessanalyse. [http://www.wzl.rwth-aachen.de/de/aixperanto\\_lang.htm](http://www.wzl.rwth-aachen.de/de/aixperanto_lang.htm). Accessed 31 May 2011 (2011)
- [34] S. Hopf: *Fragebogen zur Identifikation von Wissensbarrieren in Organisationen (WiBa)*. Dissertation. Berlin: Humboldt-Universität zu Berlin (2009)
- [35] A. Albers, P. Börsting, T. Turki: Elicitation of a reference process model for tool-based micro technologies for planning and controlling purposes and user support. *Microsyst Technol* 17:319–324. doi10.1007/s00542-011-1254-6 (2011)



## Größeneffekte beim Mikroumformen

F. Vollertsen

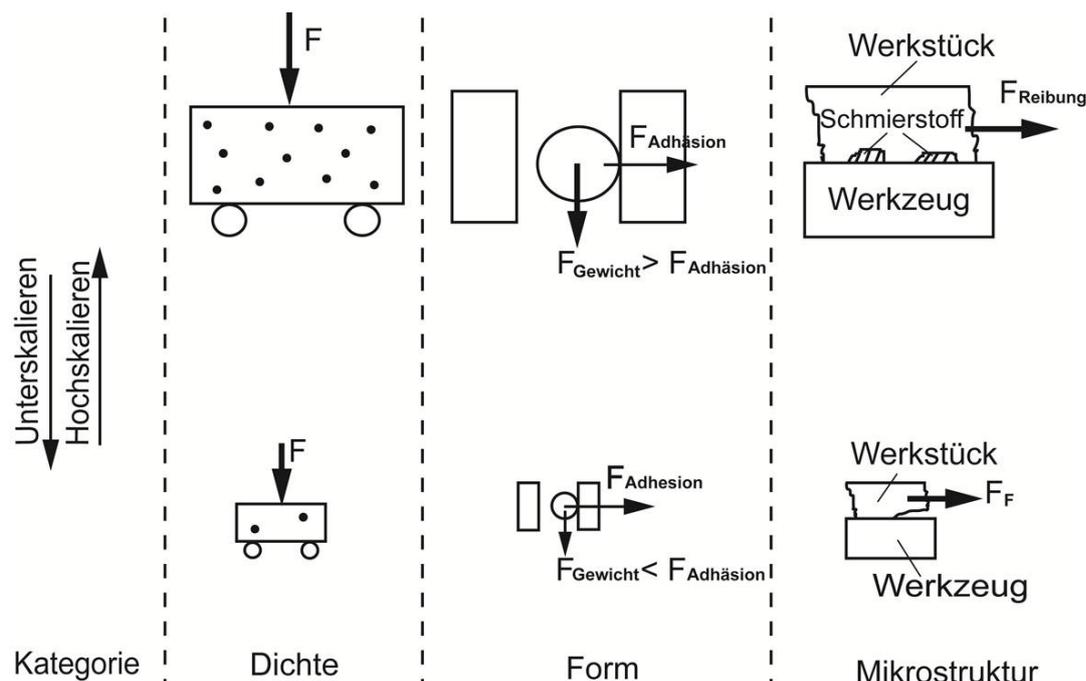
BIAS – Bremer Institut für angewandte Strahltechnik

Dieser Beitrag beschreibt verschiedene Größeneffekte, die beim Mikroumformen von Metallen auftreten können. Solche Größeneffekte können auch eine positive Wirkung haben, in vielen Fällen ermöglichen sie überhaupt erst die jeweiligen Prozesse oder Prozessvarianten. Aus den drei Hauptkategorien, in die die Größeneffekte unterteilt sind, wird je ein Beispiel beschrieben. Der Formeffekt ist ein Beispiel dafür, wie ein Größeneffekt einen Prozess im Mikrobereich ermöglicht, der im Makrobereich nicht darstellbar ist. Mit einem Dichte- und einem Struktureffekt lassen sich die Größen- und Geschwindigkeitseinflüsse auf das Prozessdiagramm für das Tiefziehen erklären.

### 1 Einleitung

Die Produktion von Bauteilen im Mikrobereich bringt ganz neue Anforderungen mit sich. Diese ergeben sich z. B. aus dem unterschiedlichen Preisfindungsverständnis zwischen Kunden und Lieferanten. Während der Lieferant die Funktion des Bauteiles zur Grundlage seiner Kalkulation für ein Produkt machen kann, und damit bei gleicher Funktion auf vergleichbare Kosten wie für ein Makrobauteil kommt, tendiert der Kunde dazu, den Preis am Gewicht festzumachen, so dass sich mit der Miniaturisierung entsprechend niedrigere Preisvorstellungen pro Stück ergeben. Um diesen Kundenvorstellungen entgegen zu kommen, sind entsprechend kostengünstige Prozesse mit dementsprechend hohen Ausbringungen pro Zeiteinheit zu etablieren. Ein mehr technisch geprägter Aspekt bei der Miniaturisierung ist das Auftreten von Größeneffekten, die dazu führen, dass die Erfahrungen aus dem Makrobereich nicht so einfach in den Mikrobereich übernommen werden können. Unter Größeneffekten werden gemäß [1] solche Effekte verstanden, die dazu führen, dass das aus einer linearen Extrapolation abgeleitete Verhalten bezüglich einzelner Prozessgrößen nicht so wie erwartet eintritt. Es besteht Grund zu der Annahme, dass entsprechend der in [2] geäußerten Hypothese Größeneffekte nur deswegen auftreten, weil eine ähnlichkeitgerechte Skalierung nicht für alle relevanten Parameter des Prozesses möglich ist. Manchmal sind es ganz elementare Gründe, die einer Skalierung entgegenstehen. So zeigen [3] die Möglichkeiten der Warmumformung durch in situ Lasererwärmung durch ein Saphir-Werkzeug hindurch und [4] das Mikrotiefziehen mit Ziehring aus einkristallinem Diamant, wegen der begrenzten maximalen Größe der Saphir- bzw. Diamanteinkristalle ist dies jedoch auf den Mikrobereich beschränkt. Zur systematischen Beschreibung von Größeneffekten wurden die in Bild 1 verdeutlichten Hauptkategorien der Dichte-, Form- und Struktureffekte eingeführt [2]. Die Bezeichnung erfolgt an Hand der Größe, die bei der ähnlichkeitgerechten Skalierung konstant gehalten wird und für das Auftreten des Effekts ursächlich ist.

Die Vermutung, dass Größeneffekte stets negative Effekte sind, ist nicht richtig. Vielmehr können manche Dinge nur aufgrund der auftretenden Größeneffekte realisiert werden. Der gesamte Bereich der Nanotechnologie fußt im Grunde auf dem Größeneffekt, der durch das extrem große Oberflächen-zu-Volumen-Verhältnis der Nanopartikel zustande kommt. Hierdurch spielen die Oberflächeneffekte gegenüber Volumeneffekte eine dominante Rolle, was zu den unterschiedlichsten Wirkungen führt. So kann z. B. die Verwendung von Nanopartikeln zu einer signifikanten Reduktion der Schmelztemperatur bei Loten führen. In dem vorliegenden Beitrag soll gezeigt werden, wie sich Größeneffekte beim Mikroumformen auswirken, wobei Beispiele sowohl für konstruktiv nutzbare als auch für Prozessgrenzen einengende Wirkungen gegeben werden.

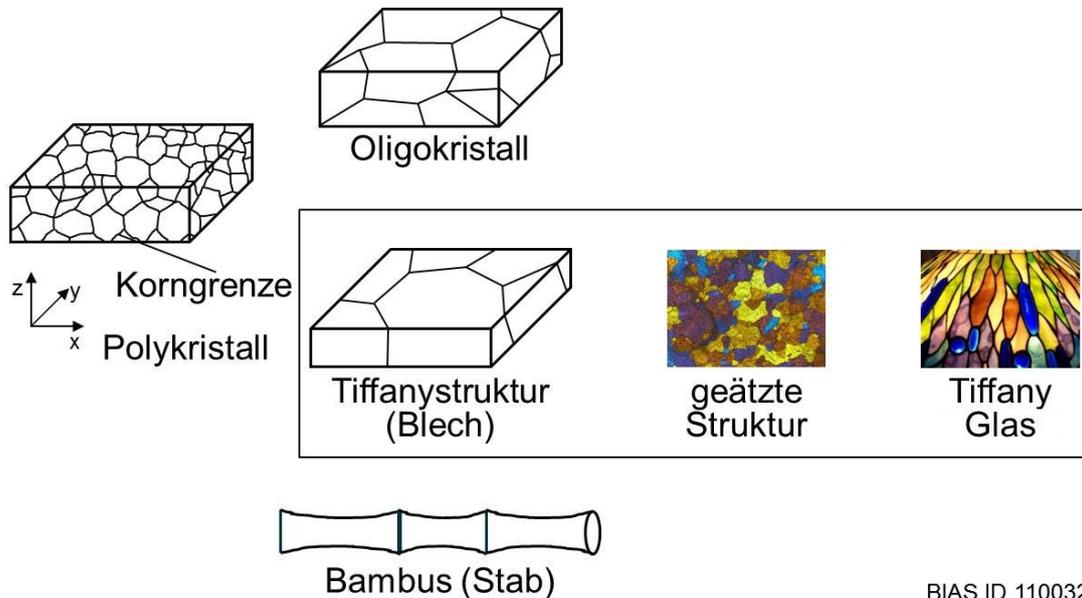


BIAS ID 110005

**Bild 1:** Hauptkategorien von Größeneffekten [2]

Bei vielen Größeneffekten (zumindest bei kristallinen Werkstoffen) spielt das Verhältnis von Korngröße zu Werkstückgröße eine wesentliche Rolle. Daher gibt es für besondere Strukturen in Drähten sowie die Strukturen im Übergangsbereich zwischen Polykristall und Einkristall bei Massivbauteilen eingeführte Begriffe, die die häufig im Mikrobereich vorliegende Struktur bezeichnen (siehe **Bild 2**). Während man im Makrobereich von einem Polykristall spricht, da über die Werkstückdicke in der Regel deutlich mehr als 10 Körner vorliegen, spricht man im Mikrobereich bei Rohteilen für die Massivumformung von einem Oligokristall, wenn über die Dicke oder den Querschnitt des Werkstückes nur einige wenige Körner vorliegen. Bei Drähten kommt die sog. Bambusstruktur dann vor, wenn die Drahtdicke kleiner als die Korngröße ist, jedoch einzelne Korngrenzen die Längsachse des Drahtes schneiden. Bei einer Zugbeanspruchung mit plastischer Verformung dehnen sich dann insbesondere die Bereiche im Korninneren, während die korngrenzennahen Bereiche einen größeren Formänderungswiderstand aufweisen. Hieraus ergibt sich eine Struktur, die an einen Bambusstab erinnert. Im Blechbereich liegt häufig im Mikrobereich eine Struktur vor, bei der das Blech zwar

durch mehrere Körner gebildet wird, über die Blechdicke jedoch nur ein Korn vorliegt. Für diese Struktur wurde der Begriff Tiffany-Struktur [5] eingeführt. Der Name greift auf, dass auch bei Tiffanyglas einzelne Bereiche über die Dicke aus einer einfarbigen Glasscherbe sind, in der Ebene jedoch verschiedene Farben aneinandergrenzen. Dies ähnelt der geätzten Kornstruktur eines Bleches, bei der nur ein Korn über die Dicke vorliegt.



**Bild 2:** Werkstoffstrukturen (Die Abbildung vom Tiffany-Glas stammt aus [6])

## 2 Experimenteller Aufbau

### 2.1 Umformmaschinen und Werkzeuge

Die in den Untersuchungen eingesetzten Tiefziehwerkzeuge wurden mit konventioneller Zerspantechnik hergestellt. Die Skalierung wird an Hand der Blechdicke bezeichnet, wobei der Begriff „size20“ für eine Realisierung steht, die eine Blechdicke von 20  $\mu\text{m}$  aufweist. Gemäß den Regeln einer ähnlichkeitsgerechten Skalierung (siehe z. B. [7]) wurden die Werkzeugdimensionen entsprechend **Tabelle 1** verändert. Alle Parameter orientieren sich an der Blechdicke und entsprechen dem angegebenen Vielfachen derselben.

Für die Umformversuche wurde die Mikroumformmaschine, die über zwei unabhängig geregelte linearmotorgetriebenen Achsen verfügt, eingesetzt. Sie ist näher in [8], Details zur Genauigkeit in [9] beschrieben.

**Tabelle 1:** Abmessungen der Tiefziehwerkzeuge relativ zur Blechdicke  $s_0$  (20  $\mu\text{m}$  bis 100  $\mu\text{m}$ )

Blechdicke	Stempeldurchmesser $d_P$	Stempelradius $r_P$	Ziehringradius $r_D$	Ziehspalt $\Delta d_D$
$s_0$	$50 s_0$	$5 s_0$	$6 s_0$	$1.4 s_0$

## 2.2 Laserstrahlquelle

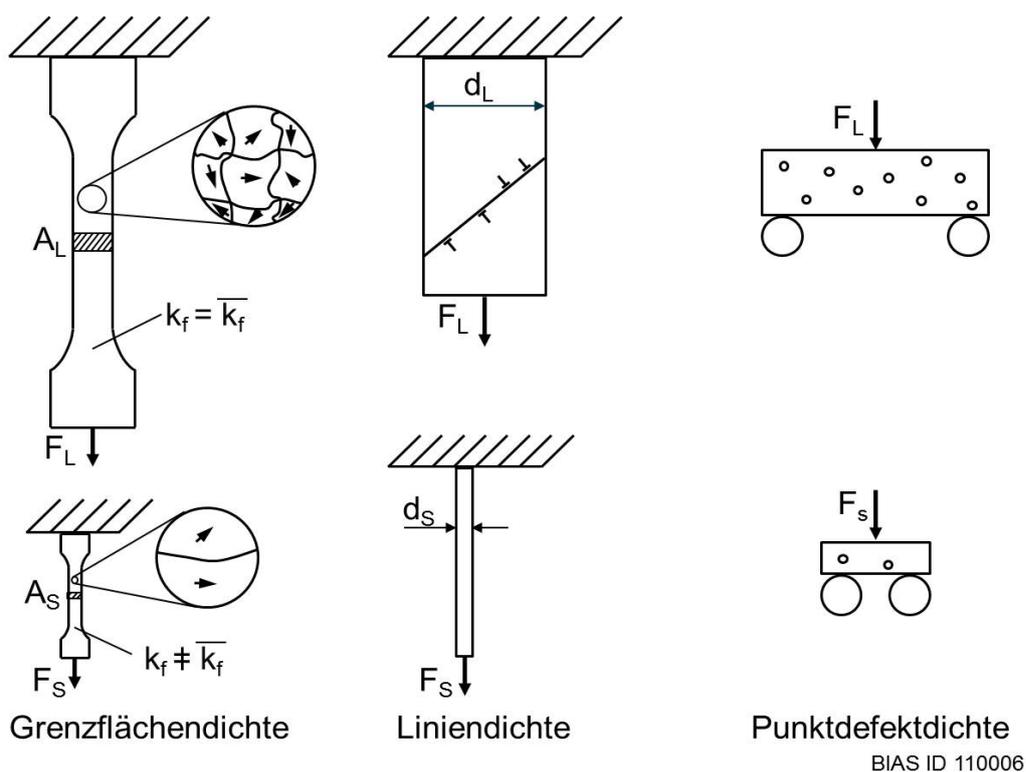
Als Laserstrahlquelle kam ein Trumpf TruFiber 300 mit einer Maximalleistung von 300 W und einem Strahlparameterprodukt von 0.4 mm mrad zum Einsatz.

## 2.3 Werkstoffe

Die Untersuchungen im Blechbereich wurden vor allem in der Größenrealisation zwischen size20 und size100 an Al 99.5 durchgeführt. Bei den eingesetzten Drahtwerkstoffen wurde Stahl verwendet, der sich im Größenbereich zwischen size200 und size1000 bewegt, siehe **Tabelle 2**.

**Tabelle 2:** Werkstoffe für die Versuchsdurchführung

	Dicke	Werkstoff	Beschaffenheit
Folie	20 $\mu\text{m}$ , 100 $\mu\text{m}$	Al 99.5	Anlieferungszustand
Stab	$\varnothing$ 0.2 mm – 1.0 mm	1.4301	Anlieferungszustand



**Bild 3:** Unterkategorien von Dichteeffekten

## 3 Grenzziehverhältnis: Dichteeffekt

In der in [2] dargestellten Systematik von Größeneffekten spricht man von Dichteeffekten, wenn das Konstanthalten der Dichte eines Merkmals für den Größeneffekt bei der Miniaturisierung verantwortlich ist. Bei den Merkmalen kann es sich um Flächen-, Linien- oder Volumenmerkmale handeln, siehe **Bild 3**. So ist die Dichte von Korngrenzflächen, d. h. die Korngröße, ursächlich für die z. B. in [10] beschriebene Streuung der

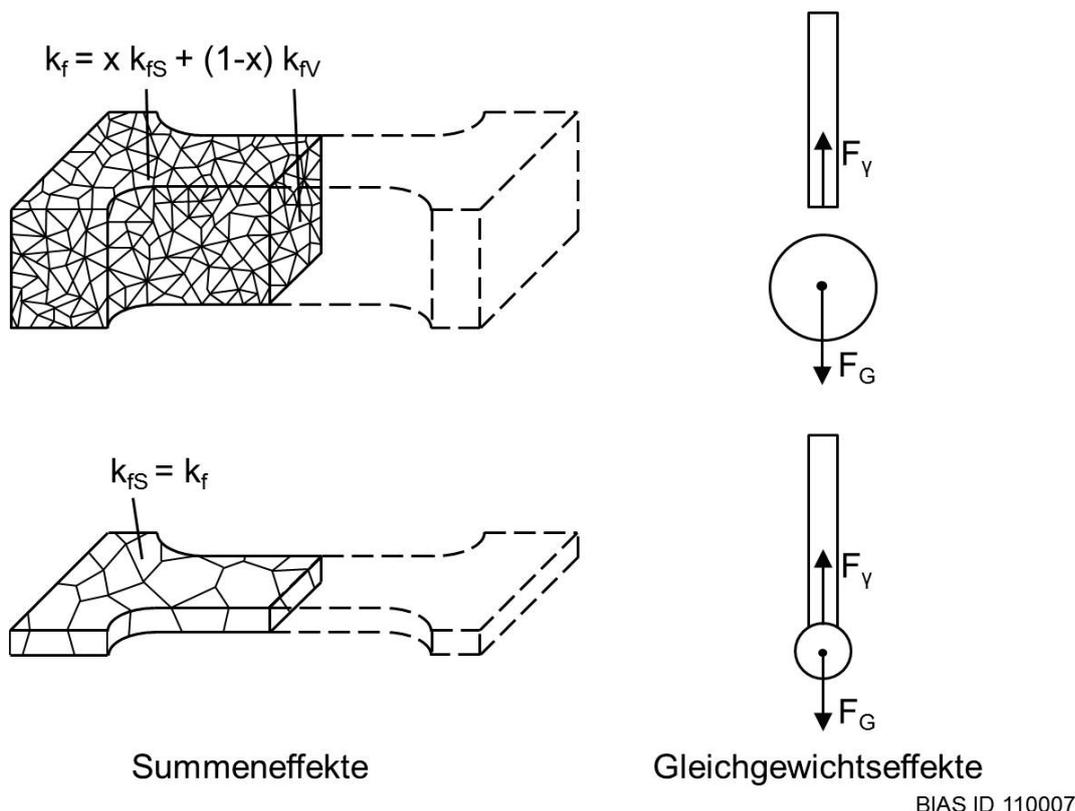
Festigkeit, da mit abnehmender Größe ein Übergang von der polykristallinen in die oligo- bzw. einkristallinen Strukturen stattfindet, was den Einfluss der individuellen Kornorientierung auf die gemessene Fließspannung vergrößert.

Dieser Effekt ist für die Abnahme des Grenzziehverhältnisses beim Übergang vom Makro- in den Mikrobereich verantwortlich. Das Grenzziehverhältnis verringert sich für das Tiefziehen von Reinaluminium von 2.0 auf 1.8, wenn die Größe von size100 auf size20 verkleinert wird (siehe auch [11]). Während bei size100 ein Polykristall vorliegt, geht die Struktur bei size20 in eine Tiffanystruktur über. Aus Analysen des Formänderungsverhaltens im Mikro- und Makrobereich [12], die teilweise auch mit Hilfe von optischen Online-Dehnungsmesssystemen durchgeführt wurden [13] wurde deutlich, dass im Mikrobereich bei einer Tiffanystruktur ein gänzlich anderes Verhalten vorliegt als im Makrobereich. Dies führt zu erheblichen Problemen bei der Ermittlung von Kennwerten für das plastische Werkstoffverhalten [14]. Während bei einem Bulge-Test die größte Dehnung in der Domkuppe liegt und sich um diesen Punkt maximaler Dehnung konzentrisch Bereiche mit abnehmenden Dehnungswerten bis hin zur Einspannung befinden, stellt sich das Formänderungsverhalten im Mikrobereich ganz anders dar: Die maximalen Dehnungen treten scheinbar zufällig in unterschiedlichen Regionen auf. Diese liegen meistens nicht in dem Bereich, in dem im Makrobereich die größte Dehnung festgestellt wird. Das Verhalten lässt sich mit dem stärkeren Einfluss der individuellen Ausrichtung der einzelnen Körner erklären. Im Polykristall gleichen sich die Widerstände gegen die Verformung durch die von außen aufgebrachte Last über den Querschnitt statistisch aus, so dass das Blech wie ein Kontinuum behandelt werden kann. Im Falle einer Tiffanystruktur spielt die individuelle Kornorientierung eine wesentlich größere Rolle. Diese kann bezüglich der Belastungsrichtung zu einer sehr leichten Formänderung oder auch zu einem großen Formänderungswiderstand führen. Hiermit kann es in den weniger beanspruchten Randbereichen Regionen geben, die sich trotz der geringen Spannungen relativ stark dehnen, während andere, stärker beanspruchte Stellen einen höheren Formänderungswiderstand aufweisen. Beim Tiefziehen kommt es zum Anfang des Prozesses zu einem Streckziehen des Bereiches, der zwischen dem Kontaktbereich mit dem Stempelboden und dem Kontaktbereich zwischen Zieh-ring und Niederhalter liegt. Bei einer Realisierung von size100 oder größer spielt dieser Streckzug für das Versagen in der Regel keine Rolle, da die aufgeprägten Dehnungen vom Kontinuum gut aufgenommen werden können. Im weiteren Verlauf der Umformung kommt es dann zu einer Änderung der Formänderungen von dem Streckzug in dem genannten freien Bereich hin zur Zugdruckumformung im Flanschbereich des Werkstückes. Erst wenn im Flanschbereich eine entsprechende Verfestigung des Materials eingetreten ist kommt es zu so hohen Zugspannungen in dem Übergangsbereich zwischen Stempelboden und Tiefziehring, dass es zu einer weiteren Dehnung und eventuell zum Versagen in Form von Bodenreißer kommt. Anders ist dies beim Tiefziehen im Mikrobereich, bei dem durch das zufällige Vorliegen eines entsprechend ungünstig orientierten Kornes ein Versagen bereits während des ersten Streckzuges auftreten kann. Die durch die Tiffanystruktur bedingte Schwächung des Materials führt also entweder bereits während des anfänglichen Streckzugs oder nach der Verfestigung des Flanschbereiches bei den dann auftretenden größeren Kräften früher zum Versagen als im Makrobereich. Da dieser Größeneffekt mit dem Konstanthalten der

Dichte der Korngrenzfläche pro Volumen einhergeht, d. h. dem Konstanthalten der Korngröße, wird er Dichteeffekt genannt.

#### 4 Maximales Stauchverhältnis: Formeffekt

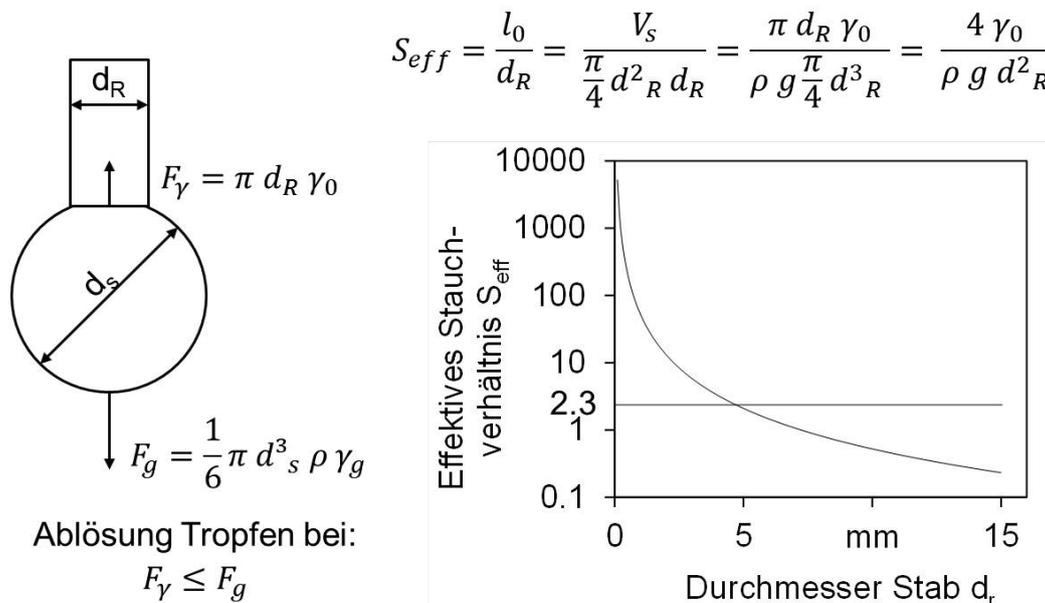
Bei den Formeffekten wird zwischen Gleichgewichts- und Summeneffekten unterschieden, siehe **Bild 4**. Beiden Unterkategorien ist gemeinsam, dass das mit der Skalierung sich ändernde Verhältnis von Oberfläche zu Volumen zu einer Änderung der Gewichtung einzelner Beiträge in einem Gesamtsystem führt, was dann den beobachtbaren Größeneffekt nach sich zieht. Bei dem beispielhaft dargestellten Summeneffekt in **Bild 4** wird die makroskopisch messbare Fließspannung durch die Summe der Beiträge aller Körner im Querschnitt bedingt. Auf Grund der unterschiedlichen Restriktionen können sich an der Oberfläche liegende Körner leichter verformen als solche, die allseitig von anderen Körnern umschlossen sind. Bei konstanter Form vergrößert sich bei einer Reduktion der absoluten Größe der Anteil der an der Oberfläche liegenden Körner, so dass die gemessene Fließspannung sinkt, obwohl Korngröße und Werkstoff unverändert bleiben.



**Bild 4:** Formeffekte

Es wurde gezeigt, dass das Anstauchen von Stäben bzw. das maximal erreichbare Stauchverhältnis beim Stauchen von Zylindern mit abnehmender Größe mit einem deutlich abnehmenden Stauchverhältnis, d. h. dem Verhältnis von Länge zu Durchmesser des Ausgangswerkstückes einhergeht [15]. Insbesondere bei Werkstoffen, die bei einer Formänderung eine martensitische Umwandlung aufweisen, führt dies zu

erheblichen Problemen beim Anstauchen größerer Volumina. Es wurde daher das thermische Anstauchen durch Umschmelzen des Stabendes vorgeschlagen [16], um eine Masseanhäufung im Sinne einer Masseverteilung zu erzeugen. Das Verfahren basiert auf dem Erzeugen einer Schmelze am Drahtende durch die Erwärmung mit einem Laserstrahl. Prinzipiell kann das Verfahren bei Dicken in allen Bereichen der Makro- und Mikrotechnik angewendet werden. Bedingt durch einen Formeffekt wird jedoch insbesondere im Mikrobereich ein sehr großes effektives Stauchverhältnis erzielt.

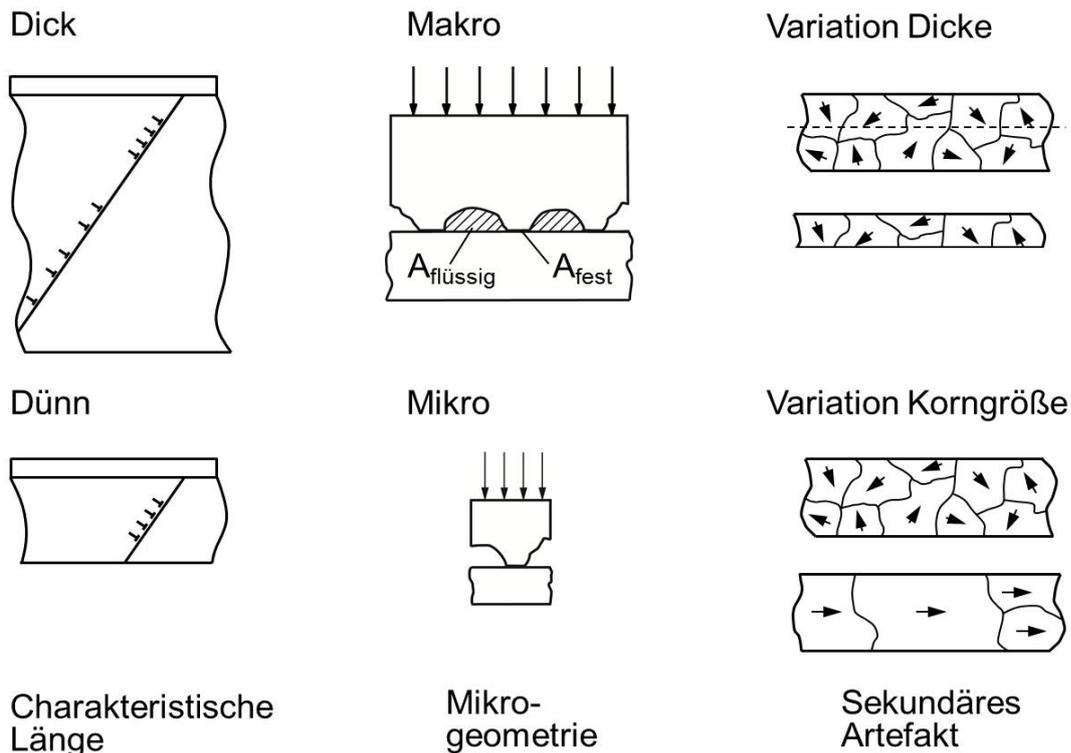


BIAS ID 110037

**Bild 5:** Größenabhängige Grenze beim thermischen Aufstauchen

Das effektive Stauchverhältnis berechnet sich analog dem Stauchverhältnis beim mechanischen Stauchen aus dem Verhältnis von Länge des in die Stoffanhäufung über die Schmelzphase übergehenden Stababschnittes bezogen auf seinen Ausgangsdurchmesser. Um deutlich zu machen, dass es sich hier nicht um ein konventionelles mechanisches Stauchen handelt, wird der Begriff „effektives Stauchverhältnis“ verwendet. Da durch das Verfahren eine Masseverteilung an einem Stabende erzeugt werden soll ist es von essentieller Bedeutung, dass die erzeugte Schmelze sich nicht vom Drahtende löst, wie es z. B. beim MIG-Schweißen essentiell für den Schweißprozess ist. Da anders als beim Schweißen kein Strom durch den Draht fließt sind nicht die Pinchkräfte (siehe z. B. [17, S. 71]), sondern nur die Gravitationskräfte als ablösende Kraft zu berücksichtigen. Die Schmelze wird durch die Oberflächenspannung an dem Stab gehalten. Entsprechend **Bild 5** lassen sich diese Kräfte durch elementare Beziehungen beschreiben. Die Gravitationskraft ergibt sich aus dem Volumen und der Dichte sowie der Erdbeschleunigung, während sich die den Tropfen haltende Oberflächenspannung aus dem gemeinsamen Rand von Schmelze und nicht aufgeschmolzenem Draht sowie der Oberflächenspannung ergibt. Eine Tropfenablösung erfolgt dort, wo die Gravitationskraft größer ist als die Kraft aus der Oberflächenspannung. Aus dem geometrischen Zusammenhang zwischen effektivem Stauchverhältnis und Durchmesser der erzeugten Kugel für die Masseverteilung lässt sich errechnen,

welches maximale effektive Stauchverhältnis in Abhängigkeit vom Ausgangsdurchmesser des Stabes erzielt werden kann. In **Bild 5** wird sehr gut deutlich, dass ein nutzbarer Effekt, der oberhalb des konventionell mechanisch erreichten Stauchverhältnisses von 2.3 liegt, erst unterhalb eines Stabdurchmessers von 5 mm erreicht werden kann. Im Bereich von Stabdurchmessern unterhalb 1 mm werden effektive Stauchverhältnisse von über 100 erzielt. Die Ergebnisse wurden experimentell bestätigt. Damit ist der Formeffekt der Schlüsseffekt, der die Anwendung des thermischen Stauchens im Mikrobereich überhaupt attraktiv macht.

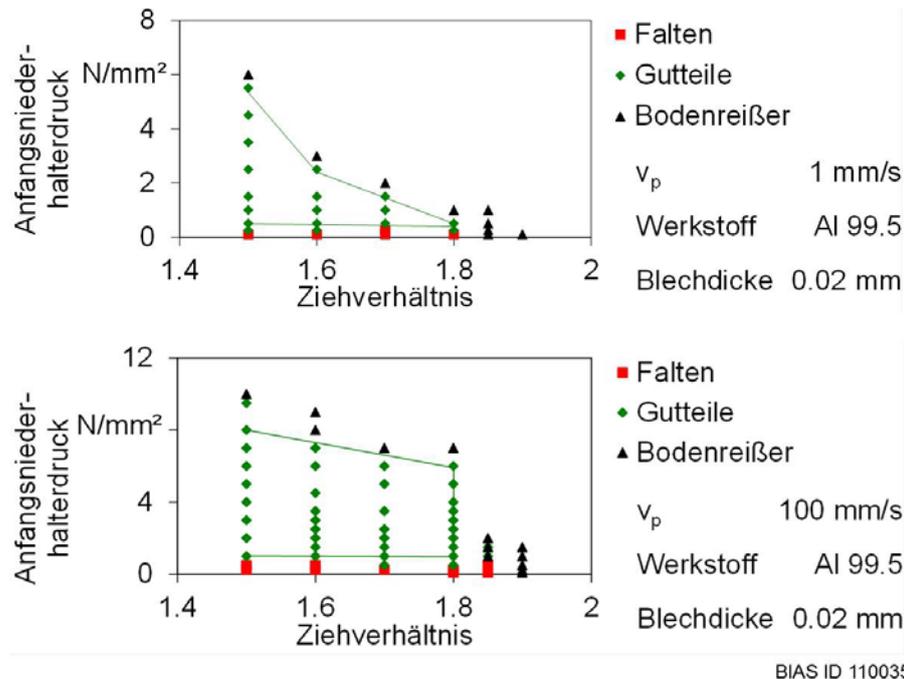


**Bild 6:** Untergruppen des Struktureffekts

## 5 Prozessfenster: Struktureffekt

Die dritte Gruppe von Größeneffekten sind die Struktureffekte, siehe **Bild 6**. Die diesbezüglichen Größeneffekte sind darauf zurückzuführen, dass Strukturmerkmale wie zum Beispiel die Rauheit einer Oberfläche oder die effektive Reichweite des Spannungsfeldes einer Versetzungsanordnung bei der Skalierung nicht mitskaliert wird (oder werden kann). Bei dem in **Bild 6** gezeigten Beispiel der charakteristischen Länge wirkt eine Passivierungsschicht auf einem metallischen Werkstück als Barriere für Versetzungen. Bei dünnen Substraten ist die Reichweite dieser Wirkung so groß wie die Substratdicke, so dass die Versetzungsbewegung im gesamten Querschnitt stark behindert wird, während bei dicken Substraten eine Versetzungsbewegung außerhalb der Reichweite der Schicht leichter möglich und damit die gemessene Festigkeit geringer

ist. Da die Reichweite der Oberflächenschicht physikalisch begründet ist, kann sie nicht mitskaliert werden. Struktureffekten können aber auch durch strukturelle Merkmale wie die Oberflächenstruktur von Blechen verursacht werden, die zwar rein theoretisch, nicht jedoch rein praktisch mit der Bauteilgröße skaliert werden kann. Besitzen also solche Strukturelemente in der Makro- und Mikrorealisierung des Prozesses absolut die gleiche Größe und sind dadurch für den auftretenden Größeneffekt verantwortlich, so spricht man auch dann von Struktureffekt.

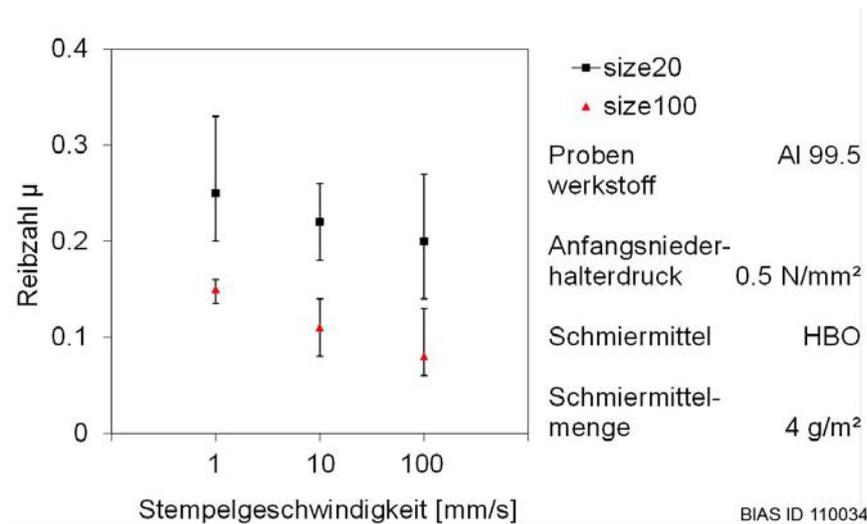


BIAS ID 110035

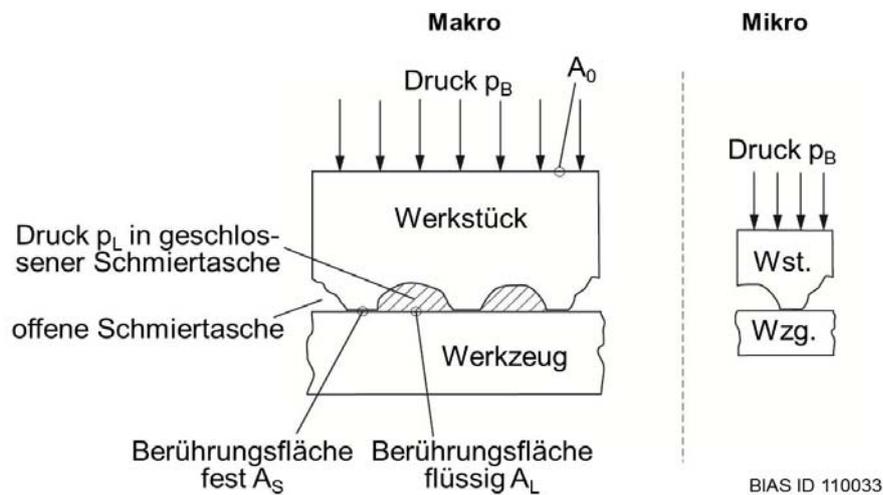
**Bild 7:** Prozessfenster beim Tiefziehen mit einem Stempeldurchmesser von 1 mm und unterschiedlichen Stempelgeschwindigkeiten [18]

Wie in **Bild 7** beim Tiefziehen ersichtlich verändert sich die Größe des Gutbereiches signifikant mit der Ziehgeschwindigkeit. Dies gilt für den Mikro- und Makrobereich [18]. Verantwortlich für den Effekt ist die Veränderung der Reibzahl mit Zunahme der Stempelgeschwindigkeit [19]. Durch die Abnahme der Reibzahl mit zunehmender Ziehgeschwindigkeit verschiebt sich die Klemmgrenze, die das Prozessfenster zu höherem Anfangsniederhalterdruck begrenzt, nach oben. Die in **Bild 8** zu erkennenden Unterschiede in der Reibzahl zwischen den beiden unterschiedlichen Realisierungen size20 und size100 kommen durch einen Struktureffekt zustande. In **Bild 9** ist die Theorie der offenen und geschlossenen Schmieraschen (lubricant pocket model, LPM) schematisch dargestellt. Es ist seit langem vom Grundprinzip her bekannt [20]. Im Lauf der Jahre wurde er zunächst mathematisch formuliert [21] und schrittweise verfeinert [22]. Stark verkürzt dargestellt ergibt sich dieser Struktureffekt dadurch, dass im Bereich der Realisierung size100 geschlossene Schmieraschen vorliegen, die einen Teil der Last des makroskopisch wirkenden Drucks  $p$  vom Werkstück auf das Werkzeug übertragen. Die durch die Flüssigkeit übertragbaren Schubspannungen sind vernachlässigbar. Dadurch ergibt sich eine Reduktion der Reibkraft entsprechend dem Flächenanteil der Schmieraschen. Dieser lässt sich über die Messung der wahren Kontaktfläche [21] ermitteln, die vom Kontaktdruck abhängig ist und bei Umformprozessen bei mindes-

tens 5% der Querschnittsfläche liegt [24]. Bedingt durch das Konstanthalten der Oberflächenstruktur bei der Skalierung nach unten gibt es im Mikrobereich keine geschlossenen Schmieraschen, so dass die Last vollständig über die Festkörperkontakte übertragen werden muss. Dadurch ergibt sich im unmittelbaren Kontaktbereich zwischen dem Werkstück und dem Werkzeug eine höhere Flächenpressung, die ihrerseits mit einer höheren lokalen Reibkraft einhergeht. Makroskopisch wird dadurch eine Erhöhung der Reibzahl gemessen.



**Bild 8:** Veränderung der effektiven Reibzahl mit der Geschwindigkeit und Größe beim Tiefziehen



**Bild 9:** Modell der offenen und geschlossenen Schmieraschen für die Reibzahl

Analysiert man jedoch, welche Unterschiede sich in den makroskopisch gemessenen Reibzahlen mit diesem Effekt, d. h. dem Effekt der unterschiedlichen Kraftübertragung und der Druckerhöhung im Bereich des Festkörperkontaktes für die kleine Realisierung size20 maximal ergeben kann, so lassen sich die in **Bild 8** dargestellten Reibzahlen nicht in eine gemeinsame Stribeck-Kurve eintragen, obwohl dies bei einer ansonsten gleichen Paarung möglich sein müsste. Berücksichtigt man jedoch die erheblich unterschiedliche Erwärmung des im Bereich des Festkörperkontakts vorliegenden Schmier-

stoffs und die Auswirkung dieser Erwärmung auf die Viskosität, die ebenfalls in die Stribeckzahl eingeht, so sind die makroskopisch gemessenen Unterschiede der Reibzahl für Mikro- und Makrorealisierung erklärbar [11].

## 6 Schlussfolgerung

Die gezeigten Ergebnisse zeigen, dass eine Einordnung festgestellter Größeneffekte in die dargestellte Systematik von Dichte-, Form- und Struktureffekte helfen kann, die experimentell festgestellten Befunde zu beschreiben bzw. Prozessgrenzen wie beim thermischen Anstauchen vorauszuberechnen. Insbesondere im Blechbereich spielen die Reibung einschl. der Effekte hinsichtlich der Erwärmung des Schmierstoffes sowie der Übergang von einem Polykristall zu einer Tiffanystruktur die dominante Rolle hinsichtlich der Festlegung der Prozessgrenzen im Tiefziehdiagramm.

## 7 Danksagung

Der Autor dankt der Deutschen Forschungsgemeinschaft für die finanzielle Unterstützung für B1 „Formänderungsverhalten“, B3 „Werkzeuglebensdauer“, B7 „Prozessstabilität“ im Sonderforschungsbereiches 747 „Mikrokaltumformen“. Ein ausdrücklicher Dank geht auch an die Mitarbeiter, die die experimentellen Ergebnisse in den Projekten erarbeitet haben sowie an Dipl.-Ing. S. Grünenwald, der die Bilder bearbeitet hat.

## 8 Literatur

- [1] F. Vollertsen, D. Biermann, H. N. Hansen, I. S. Jawahir, K. Kuzman: *Size effects in manufacturing of metallic components* CIRP Annals 58, 2 (2009) 566-587.
- [2] F. Vollertsen: *Categories of size effects* Production Engineering - Research and Development 2/4 (2008) 377-383.
- [3] Terzi, M.; Wulfsberg, J.; Samm, K.; Ostendorf, A: *Größeneffekte bei der Miniaturisierung des Laserunterstützten Umformens mit Saphir-Stempeln* Größeneinflüsse bei Fertigungsprozessen, ed. F. Vollertsen. BIAS Verlag Bremen (2009) 201-240
- [4] Hu, Z.: persönliche Mitteilung (2011)
- [5] Vollertsen, F.: *Size Effects in Micro Forming* 14<sup>th</sup> International Conference on Sheet Metal, eds. J. R. Dufloy, R. Clarke, M. Merklein, F. Micari, B. Shirvani, K. Kellens. Trans Tech Publications Zurich-Durten (2011) 3-12
- [6] <http://www.glaserei24.com/wp-content/uploads/2010> last access: 8.1.2011
- [7] W. Dahl, R. Knopp, O. Pawelski: *Umformtechnik Plastomechanik und Werkstoffkunde* (in German) Springer Verlag Berlin (1993) p. 158-173.
- [8] H. Schulze Niehoff, F. Vollertsen: *Versatile Micro Forming Press* Int. Conf. on New Forming Technologies (2nd ICNFT'07), eds: F. Vollertsen, S. Yuan. BIAS-Verlag Bremen (2007) 167-176.
- [9] H. Schulze Niehoff: *Entwicklung einer hochdynamischen, zweifachwirkenden Mikroumformpresse* (in German) BIAS-Verlag Bremen (2008).

- [10] Geißdörfer, S.; Engel, U.; Geiger, M.: FE-simulation of microforming processes applying a mesoscopic model. *Int. J. of Machine Tools and Manufacture* 46, 11 (2006) 1222-1226
- [11] Vollertsen, F.: Effects on the deep drawing diagram in micro forming. *Production Engineering - Research and Development* (2011 eingereicht)
- [12] Hu, Z.; Wielage, H.; Vollertsen, F.: *Forming Behavior of Thins Foils* 14<sup>th</sup> International Conference on Sheet Metal, eds. J. R. Duflou, R. Clarke, M. Merklein, F. Micari, B. Shirvani, K. Kellens. Trans Tech Publications Zurich-Durnten (2011) 1008-1015
- [13] Vollertsen, F.; Hu, Z.; Wielage, H.; Blaurock, L.: Fracture Limits of Metal Foils in Micro Forming. 36th International MATADOR Conference, eds.: S. Hinduja, L. Li. Springer Verlag London (2010) 49-52
- [14] J. Kim, H. Hoffmann, M. Golle, R. Golle: *Untersuchungen zum Werkstoffverhalten von sehr d nnen Kupferblechen* (in German) Größeneinflüsse bei Fertigungsprozessen. Eds.: F. Vollertsen, BIAS Bremen (2009) 57-78.
- [15] Meißner, A.: Kaltmassivumformung metallischer Kleinstteile –Werkstoffverhalten, Wirkflächenreibung, Prozeßauslegung-, eds. M. Geiger, K. Feldmann. Meisenbach Verlag Bamberg (1998)
- [16] Wagner, F.; Neumann, S.; Vollertsen, F.: Material accumulation by local laser treatment for the generation of functional component areas in micro forming. 9. International Scientific Conference on Flexible Technologies (MMA 2006), ed.: M. Plancak. Simbol Petrovaradin (Serbia a. Montenegro) (2006) 37 - 38
- [17] Dilthey, U.: *Schweisstechnische Fertigungsverfahren Band 1* VDI Verlag Düsseldorf (1994)
- [18] Z. Hu, F. Vollertsen: *Effect of size and velocity dependent friction in deep drawing on the process window* Proc. of the 4th International Conference on Tribology in Manufacturing Processes (ICTMP (2010), eds. E. Felder, P. Montmitonnet, Transvalor Paris (2010) 583-592.
- [19] Vollertsen, F.; Hu, Z.: Analysis of punch velocity dependent process window in micro deep drawing. *Production Engineering - Research and Development* 4 (2010) 553-559
- [20] O. Pawelski, W. Lueg: *Versuche und Berechnungen ber das Ziehen und Einstoßen von Rundstäben* (in German) *Stahl u. Eisen* 81, **25** (1961) 1729-1739.
- [21] T. Sobis, U. Engel, M. Geiger: *A theoretical study of wear simulation in metal forming processes* *J. Mat. Proc. Technol.* **34** (1992) 233 – 240.
- [22] M. Pfestdorf: *Funktionale 3D-Oberflächenkenngr Ben in der Umformtechnik* (in German) Meisenbach Verlag Bamberg (1997).
- [23] M. Geiger, U. Engel, F. Vollertsen: *In Situ Ultrasonic Measurement of the Real Contact Area in Bulk Metal Forming Processes* *CIRP Annals* **41**, 1 (1992) 255 – 258.
- [24] Weidel, S.; Engel, U.; Merklein, M.; Geiger, M.: Basic investigations on boundary lubrication in metal forming processes by in situ observation of the real contact area. *Production Engineering - Research and Development* **4**, **2-3** (2010) 107 - 114

## **Die Forschergruppe 702 „Maschinen-, Werkzeug- und Prozessentwicklung für neue Verfahren zur Herstellung von Mikrobau- teilen über flüssige Phasen“**

K. Möhwald<sup>1</sup>, F.-W. Bach<sup>1</sup>, D. Drummer<sup>2</sup>, Ch. Hopmann<sup>3</sup>, V. Piotter<sup>4</sup>, T. Fischer<sup>3</sup>,  
S. Meister<sup>2</sup>, J. Prehm<sup>1</sup>, J. Prokop<sup>4</sup>, K. Vetter<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Institut für Werkstoffkunde, Leibniz Universität Hannover

<sup>2</sup> Lehrstuhl für Kunststofftechnik, FAU Erlangen-Nürnberg

<sup>3</sup> Institut für Kunststoffverarbeitung, RWTH Aachen

<sup>4</sup> Institut für Angewandte Materialien – Werkstoffprozesstechnik, KIT Karlsruhe

Mikrosysteme haben in vielen technischen Bereichen umfassend Einzug gehalten. Beispielhaft sind die Automobilindustrie, die Medizintechnik oder mechatronische Systeme zu nennen. Damit verbunden sind auch steigende Anforderungen an deren Komponenten. Neben Forderungen nach einer reproduzierbaren und hohen Bauteilqualität sind wirtschaftliche Herstellverfahren für große Stückzahlen ein wesentlicher Aspekt [1]. Der Ursprung vieler Fertigungsverfahren der Mikrotechnik liegt in der Makrotechnik. Die Miniaturisierung der für die Herstellung makroskopischer Bauteile etablierten Verfahren wurde seit Beginn der Mikrotechnik sukzessive vorangetrieben. Immer neue Fertigungsoptimierungen erlauben die Herstellung von immer kleineren Details und filigraneren Bauteilen. Zusätzlich wurden Fertigungstechniken entwickelt, die nur für die Herstellung von Mikrobauanteilen eine umsetzbare Alternative sind, da mit zunehmender Verringerung der Bauteilgröße mikrorelevante Phänomene an Bedeutung gewinnen. Die Nutzung dieser Effekte, kombiniert mit der Miniaturisierung und Verbesserung von Fertigungsverfahren, ermöglicht es den in den Mikrodimensionen auftretenden Herausforderungen Rechnung zu tragen.

In der DFG-Forschergruppe 702 werden neuartige Maschinen-, Werkzeug- und Prozesskonzepte zur Herstellung von Mikrobauanteilen aus den fluiden Phasen von Kunststoffen und Metallen untersucht. Unter Berücksichtigung der jeweiligen mikrotechnologischen Besonderheiten und Einsatzmöglichkeiten wurden im Rahmen der Projekte verschiedene Konzepte für die Fertigung der Bauteile eines gemeinsamen Demonstrators erarbeitet und umgesetzt. Der in Form eines Mikrogreifers realisierte Aktor zeigt die Funktionalität der einzelnen Fertigungsansätze und stellt die Möglichkeit ihrer Verknüpfung untereinander dar.

### **1 Neuartige Maschinen-, Werkzeug- und Prozesskonzepte**

Die von der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) geförderte Forschergruppe 702 setzt sich aus den Projektpartnern Institut für Kunststoffverarbeitung (IKV) der RWTH Aachen, dem Lehrstuhl für Kunststofftechnik (LKT) der FAU Erlangen-Nürnberg, des Instituts für Werkstoffkunde (IW) der Leibniz Universität Hannover und des Instituts für Angewandte Materialien Werkstoffprozesstechnik (IAM-WPT) des KIT

Karlsruhe zusammen. Seit Mitte 2006 werden in diesem Konsortium neue Verfahren zur Herstellung von Mikrobautteilen über flüssige Phasen entwickelt. Im Einzelnen können dies metallische oder thermoplastische Schmelzen sowie Elektrolyte sein. Über die einzelnen Projekte hinaus arbeiten die Wissenschaftler der verschiedenen Forschungseinrichtungen in zwei Arbeitskreisen interdisziplinär auf den Gebieten der Oberflächeneffekte sowie der Entwicklung neuer Prozessketten zusammen.

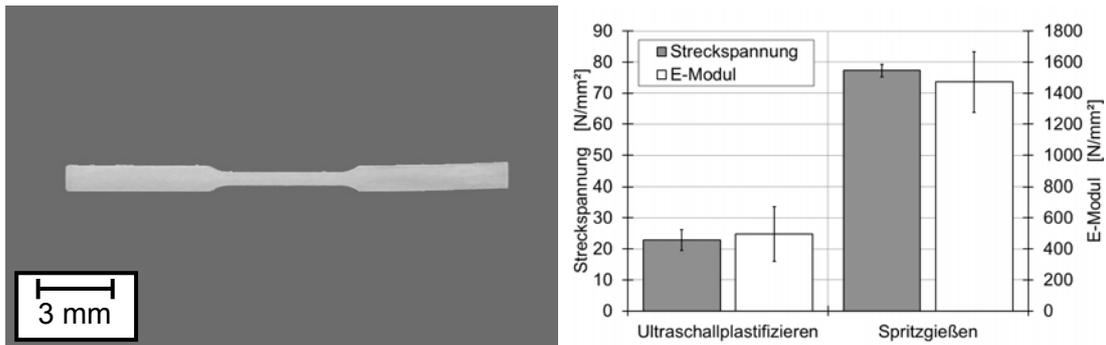
### 1.1 Ultraschallplastifizierung

Für das Spritzgießen von Mikrokomponenten aus thermoplastischen Kunststoffen stellt die Aufbereitung und Dosierung kleinster Schmelzemengen im Milligrammbereich eine verfahrenstechnische Herausforderung dar [2]. Neben der üblicherweise eingesetzten Schneckenplastifizierung ist in diesem Zusammenhang die Ultraschallplastifizierung als eine Verfahrensvariante zu nennen. Diese ist in der Lage, genau die für einen Zyklusdurchlauf benötigte Schmelzmenge zur Verfügung zu stellen. Damit können die sonst auftretenden langen Verweilzeiten, mit denen eine Degradation des Kunststoffs einhergeht, weitestgehend vermieden werden [3].

Die Ultraschallplastifizierung beruht auf dem physikalischen Effekt, dass sich thermoplastische Kunststoffe unter Schwingungsbeanspruchung aufgrund von inneren Dämpfungs- und äußeren Reibungsverlusten erwärmen. Dabei treten die volumetrische Schwingungsdämpfung und die Kontaktflächenreibung immer gekoppelt auf und lassen sich nur schwer getrennt voneinander analysieren. Zwar existieren für die Berechnung des komplexen Aufschmelzverhaltens unter Berücksichtigung der inneren und äußeren Dämpfungserscheinungen erste Ansätze auf analytischer Basis [4], diese sind jedoch nicht ohne weiteres auf die Ultraschallplastifizierung übertragbar.

Mittels Ultraschallplastifizierung konnte bisher ein Aufschmelzen verschiedenster Thermoplaste (u. a. PP, POM, PC) nachgewiesen werden [5]. Dabei bewirken die für Ultraschall üblichen hohen Anregerfrequenzen innerhalb kürzester Zeit eine Erwärmung des Kunststoffs auf Schmelztemperatur. Jedoch müssen sowohl die Schwingungsamplitude als auch die Plastifizierkraft an das jeweilige Material angepasst werden. Den größten Einfluss auf den Plastifizierprozess haben dabei vorrangig die Prozessparameter Schwingungsamplitude und Plastifizierkraft.

Der Ultraschallplastifizierung nachgeschaltete Prozessschritte, wie beispielsweise eine Direktinjektion, ermöglichen mit relativ einfacher Anlagentechnik die Herstellung von Mikrobautteilen aus Kunststoff, z. B. eines 1:16 Zugstabes, **Bild 1** (links). Dabei wird die zum Aufschmelzen verwendete Ultraschallsonotrode als Einspritzkolben gebraucht und das aufgeschmolzene Material in eine an die Plastifizierkammer angeschlossene Kavität befördert.



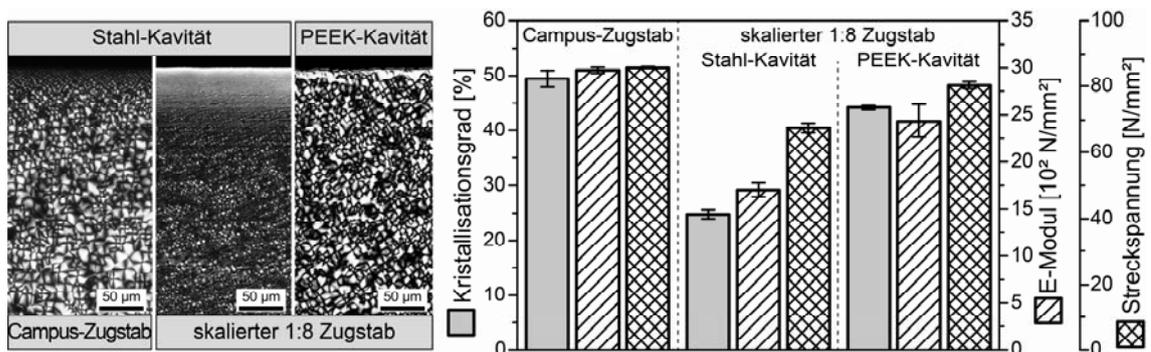
**Bild 1:** links: Mittels Ultraschallplastifizierung hergestellter 1:16 Zugstab  
rechts: Ausgewählte mechanische Eigenschaften (Material: Sabc PP505)

Eine Untersuchung der mittels Ultraschallplastifizierung hergestellten Bauteile zeigt, dass diese bezüglich ihrer mechanischen Eigenschaften bislang nicht an die Qualität spritzgegossener Bauteile heranreichen, **Bild 1** (rechts). Eine mögliche Ursache hierfür könnte in der unzureichenden Homogenität der aufbereiteten Schmelze liegen. Potenzial hinsichtlich der erzielbaren Bauteilqualitäten bietet hier die Modifizierung der Prozess- und Anlagentechnik.

## 1.2 Gebrauchseigenschaften spritzgegossener Mikroelemente

Infolge des zunehmenden Oberflächen/Volumen-Verhältnisses bei thermoplastischen Mikrobauteilen kommt es zu einer deutlich höheren Abkühlgeschwindigkeit und damit zu veränderten Gebrauchseigenschaften [6, 7]. Durch gezielt langsames Abkühlen kleiner Bauteile können die prozessbedingten inneren Eigenschaften beeinflusst und insbesondere die mechanischen Eigenschaften verbessert werden [8]. Weiterhin zeigen erste Untersuchungen, dass die inneren Strukturen auch das Alterungsverhalten beeinflussen [9].

In **Bild 2** (links) ist der Einfluss von Bauteilgröße und Abkühlgeschwindigkeit auf die Morphologie exemplarisch für PA66 dargestellt.



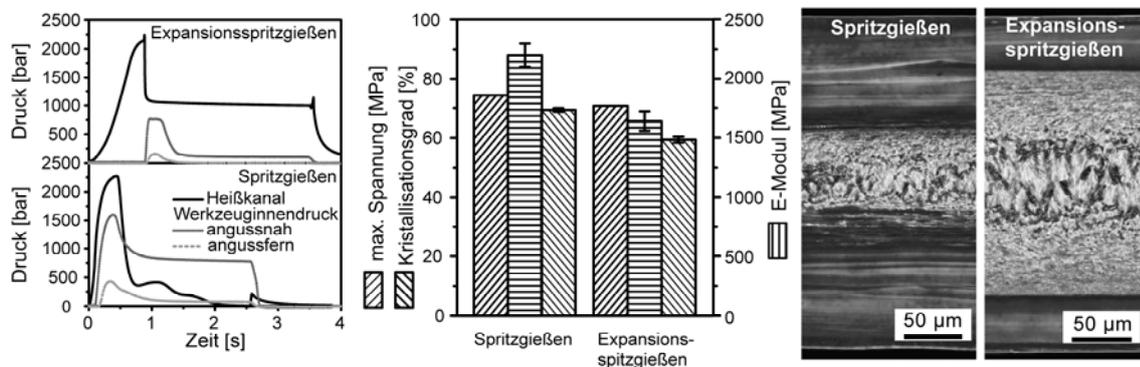
**Bild 2:** Einfluss der Bauteildimensionen und Prozessparameter auf die innere Struktur und die resultierenden Bauteileigenschaften am Beispiel PA66  
links: Morphologie in Abhängigkeit der Dimensionen und dem Werkzeugwerkstoff  
rechts: resultierender Kristallisationsgrad und mechanische Eigenschaften

Durch die erhöhte Wärmeabfuhr infolge verringerter Dimensionen entsteht in kleinen Bauteilen ein deutlich feinsphärolithischeres Gefüge. Durch Verwendung gering wärmeleitender Werkzeugwerkstoffe wie beispielsweise PEEK lässt sich die Abkühlung

verzögern und so die Ausbildung morphologischer Strukturen begünstigen. Damit wird homogen über den gesamten Bauteilquerschnitt ein höherer Kristallisationsgrad erreicht. Die veränderten inneren Eigenschaften wirken sich auch auf die mechanischen Eigenschaften aus, **Bild 2** (rechts). Die abkühlbedingte feinsphärolithische innere Struktur führt zu verringerten Bauteileigenschaften, die mittels gezielter Temperaturführung deutlich verbessert werden kann. Eine weitere Verbesserung der mechanischen Eigenschaften ist oftmals mittels Inertverarbeitung möglich. Diese wirkt der aufgrund langer Verweilzeiten hervorgerufenen thermooxidativen Werkstoffschädigung entgegen [10].

### 1.3 Expansionsspritzgießen von Mikrobauteilen

Eine signifikante Erhöhung der Fließfrontgeschwindigkeit der Kunststoffschmelze in der Kavität und damit eine verbesserte Formfüllung und Abformgenauigkeit ist durch Expansionsspritzgießen möglich [11]. Die für die Herstellung von Mikrobauteilen vorteilhafte kavitätsnahe Schmelzevorkompression wird mittels angepasster Werkzeugtechnik im Heißkanal ermöglicht [12]. Die Kunststoffschmelze dient nachfolgend als intrinsischer Druckspeicher, so dass hohe Fließfrontgeschwindigkeiten und Spritzdrücke unmittelbar zu Beginn der Formfüllung abrufbar sind. Dies ist besonders bei sehr geringen Wanddicken kleiner als 0,3 mm von Vorteil. Während das Spritzgießen von 1:16 oder 1:32 skalierten Campus-Zugstäben nur mittels erhöhter Prozesstemperaturen oder Einspritzgeschwindigkeiten möglich ist, können diese in einem breiten Prozessfenster durch Expansionsspritzgießen hergestellt werden.



**Bild 3:** Einfluss der Prozesscharakteristik auf die innere Struktur expansions-spritzgegossener Platten ( $d = 0,3$  mm) aus POM

links: Prozesscharakteristik für das Expansionsspritzgießen vs. Spritzgießen  
 mitte: ausgewählte mechanische Eigenschaften  
 rechts: Morphologie in Abhängigkeit des Prozesses

Die veränderte Prozesscharakteristik, **Bild 3** (links), und die damit einhergehende erhöhte Fließfrontgeschwindigkeit spiegelt sich in geringeren Randschichtdicken, **Bild 3** (rechts), veränderten Sphärolithgrößenverteilungen sowie in den mechanischen Eigenschaften wider. Der integrale Kristallisationsgrad über den Bauteilquerschnitt ist für durch Expansionsspritzgießen hergestellte Bauteile tendenziell geringer. Dies resultiert im Allgemeinen in einem geringeren E-Modul und einer geringeren maximalen Spannung, **Bild 3** (mitte).

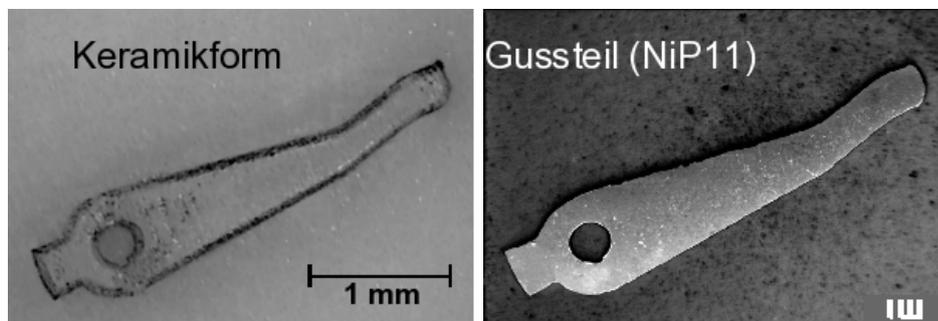
#### 1.4 Metall-Kapillardruckgießen

Das Metall-Kapillardruckgießen ist ein neuartiges Mikrofertigungsverfahren, mit welchem sich metallische Bauteile mit Dimensionen von unter 100 µm realisieren lassen. Basis dieses Mikrogießverfahrens ist der Effekt, dass metallische Schmelzen auf Grund von Kapillarkräften in enge Spalten fließen können. Somit können Mikrogießformen, die aus technischen Keramiken wie beispielsweise Aluminiumoxid oder Siliziumnitrid bestehen, durch Kapillarkräfte mit metallischen Schmelzen gefüllt werden [13, 14]. Voraussetzung für ein Füllen mittels Kapillarkräften ist, dass die Schmelze die Mikrogießform benetzt. Hierzu wird zunächst eine metallische Beschichtung mittels PVD-Technik auf die Gießform aufgedampft.

Anschließend wird der Gusswerkstoff in Form einer zwischen den Gießformhälften eingelegten Folie oder eines feinen Pulvers zugeführt. Nach dem vollständigen Aufschmelzen des Gusswerkstoffs wird die obere Gießformhälfte durch einen Pneumatikzylinder auf die untere gepresst, so dass die Schmelze schlagartig unter Druck formfüllend eingeschlossen wird. Die überschüssige Schmelze wird dabei aus dem Trennsplatt zwischen den beiden Gießformhälften verdrängt.

Das Metall-Kapillardruckgießen ist in seiner Entwicklung sehr weit fortgeschritten, allerdings wird es bislang noch im Labormaßstab betrieben [15]. Um eine deutlich kürzere Aufheizzeit zu realisieren, wird derzeit eine Induktionsanlage in die Maschinentechnik integriert.

Als Beispiel ist in **Bild 4** ein Arm eines Mikrogreifers dargestellt. Die Kavität (links) wurde mittels hochenergetisch gepulster Excimer-Laserstrahlung eingebracht.



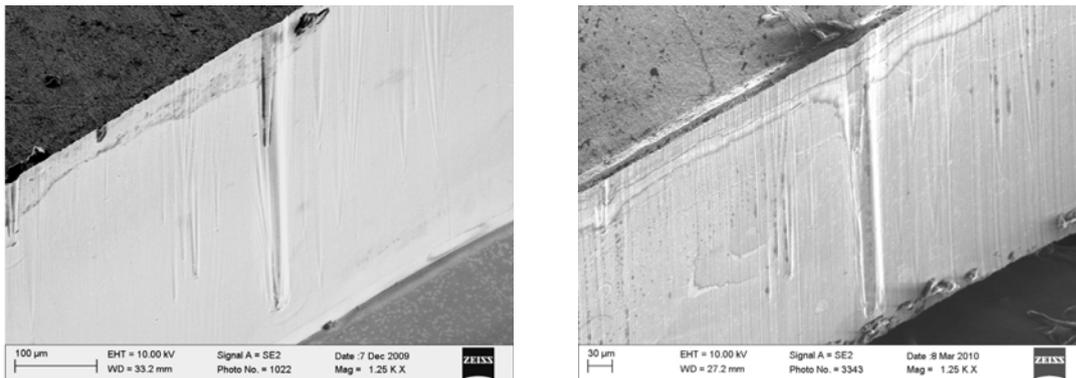
**Bild 4:** links: mittels Excimer-Laser hergestellte Gussform  
rechts: fertiges Gussteil

#### 1.5 Das Mehrkomponentenspritzgießen mit anschließender Galvanoformung (MSG – Prozess)

Bei dieser neuen Verfahrenskombination werden über das Mehrkomponenten-Spritzgießen von einem elektrisch leitfähigen und einem isolierenden Kunststoff, kombiniert mit der Galvanoformung, metallische Mikrobauteile mit Oberflächenrauheiten von bis zu  $Rz < 1 \mu\text{m}$  hergestellt [16]. In dem Verfahren wird die hohe Abformgenauigkeit des Kunststoffspritzgießens genutzt, um beispielsweise LIGA-Strukturen über die galvanische Replikation hochgenau zu kopieren [17]. Dadurch entstehen metallische Bauteile mit zur primären LIGA-Technik vergleichbar guten Oberflächenqualitäten.

Durch gezielte Anpassung der Prozessparameter kann sowohl eine homogene Verteilung des elektrischen Widerstands auf der Oberfläche der Grundplatte, als auch ein fester Verbund zwischen leitfähiger und isolierender Komponente erreicht werden [16, 18]. Dadurch lassen sich verschiedenste Mikrostrukturen nahezu fehlerfrei replizieren.

**Bild 5** verdeutlicht die Abformgenauigkeit des Verfahrens. Links ist die seitliche Struktur eines über einen UV-LIGA Prozess hergestellten Formeinsatzes zu sehen. Mit Hilfe der MSG Verfahrenskombination wird diese Struktur repliziert. Das Ergebnis der anschließend galvanisch hergestellten Kopie ist rechts dargestellt. Die dabei übertragenen Rauheiten der unterschiedlichen Bauteiloberflächen sind deutlich zu erkennen.

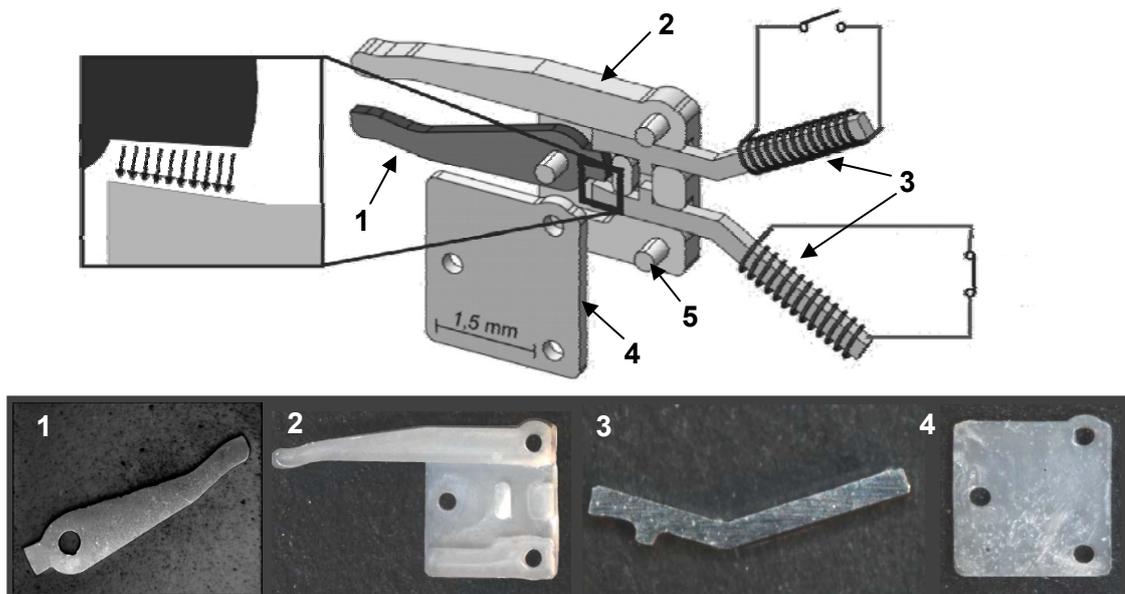


**Bild 5:** REM-Aufnahme der Seitenwand  
links: mittels UV-LIGA Verfahren hergestellter Mikroformeingsatzes  
rechts: über das MSG Verfahren hergestellte galvanische Kopie der Struktur

## 2 Demonstratorentwicklung

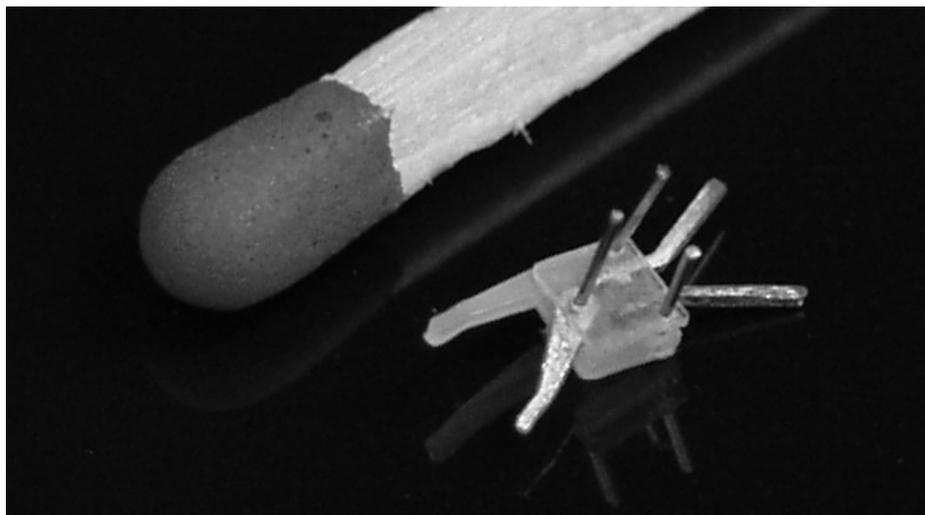
Die Praxistauglichkeit der entwickelten Prozesse soll anhand des von der Forschergruppe entworfenen Demonstrators aufgezeigt werden. Jedes Teilprojekt stellt ein spezifisches Bauteil her oder beteiligt sich an einer Prozesskette zur Herstellung eines Bauteils. Das Besondere dabei ist, dass durch die Kombination der verarbeiteten Materialien Metall und Kunststoff ein elektromechanisches Mikrosystem entwickelt wurde. Dabei handelt es sich um den in **Bild 6** dargestellten Mikrogreifer, der durch ferromagnetische Kräfte bewegt werden soll.

Der Mikrogreifer besteht aus einem beweglichen, ferromagnetischen Greifarm (1), einer Basisplatte aus Kunststoff mit dem zweiten Greifarm (2), zwei ferromagnetischen Stäben (3), welche jeweils mit einer Spule umwickelt sind, und einer Deckplatte aus Kunststoff (4). Die Deckplatte und die Basisplatte werden durch Stifte (5) verbunden.



**Bild 6:** Schematische Darstellung des elektromagnetischen Mikrogreifers sowie Detailaufnahmen der einzelnen Bauteile

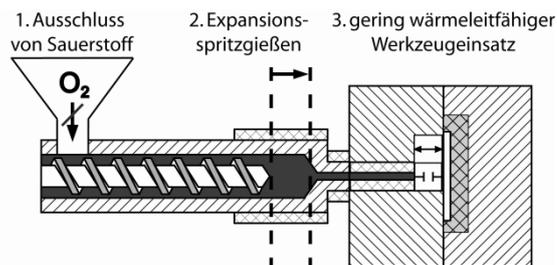
Wird der obere Spulenkern elektrisch induziert, öffnet sich die Zange, da der hintere Teil des Greifarms durch die magnetische Anziehung nach oben gezogen wird. Wird dagegen der untere Spulenkern elektrisch angeregt, schließt sich die Zange. Das physikalische Prinzip, das diesem Effekt zugrunde liegt, ist das Reluktanzprinzip. **Bild 7** zeigt die montierte Zange des Forschergruppen-Demonstrators zum derzeitigen Projektstand. Mit Hilfe der einzelnen Fertigungsverfahren wurden die notwendigen Komponenten gefertigt. Dabei zeigen sich jedoch auch Probleme bei der Übertragung des physikalischen Prinzips auf die Mikrotechnik. Derzeit reicht die magnetische Kraft nicht aus, um die Zange definiert zu öffnen oder zu schließen.



**Bild 7:** Größenvergleich des Forschergruppen-Demonstrators mit einem Streichholzkopf

## 2.1 Verknüpfung von Prozessstrategien

Durch die Verknüpfung der einzelnen Verfahren lassen sich neue Prozessabfolgen entwickeln. Die Herstellung der thermoplastischen Basisplatte mit dem Greifarm wurde beispielsweise über das Expansions-spritzgießen in gering wärmeleitfähige Werkzeugeinsätze aus PEEK durchgeführt (**Bild 8**). Dabei wird das Material schonend aufbereitet, so dass der gelöste Sauerstoff desorbiert wird. Die anschließende Verarbeitung erfolgt unter Inertgasatmosphäre. Dies stellt sicher, dass die Geometrie mit ihren hohen Aspektverhältnissen abgeformt werden kann. Der gering wärmeleitende Werkzeugwerkstoff erhöht zudem die mechanische Belastbarkeit der Demonstratorkomponente.



**Bild 8:** Verfahrenskombination zur Herstellung von Mikrobauanteilen

1. Schonende Verarbeitung durch Sauerstoffausschluss mittels Inertverarbeitung
2. Spritzgießen mit Schmelzevorkompression (Expansions-spritzgießen)
3. Bauteilabformung in gering wärmeleitenden Werkzeugeinsätzen

Die Verfahrenskombination wird so den mikrotechnischen Besonderheiten und Anforderungen gerecht. Hierbei können die Vorteile der einzelnen Verfahren zielgerichtet verknüpft werden.

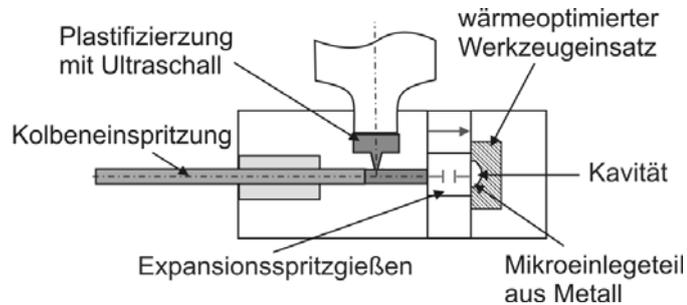
## 3 Zusammenfassung und Ausblick

Mit Hilfe der vorgestellten Verfahren lassen sich metallische bzw. thermoplastische Mikrobauanteile herstellen.

Die Ultraschallplastifizierung bietet sich dabei für die Verarbeitung von Kunststoffen an, die nur kurzzeitig Verarbeitungstemperatur erreichen dürfen oder nur in geringen Mengen verarbeitet werden können. Die Untersuchung der Gebrauchseigenschaften bei der Verarbeitung von Kunststoffen im Mikrobereich macht deutlich, auf welche Besonderheiten bei der Herstellung von Mikrobauanteilen geachtet werden muss. Darüber hinaus kann nachgewiesen werden, dass gezielt spezielle Eigenschaften, wie z. B. die Gefügestruktur Einfluss auf die mechanische Festigkeit nehmen. Das Expansions-spritzgießen von Kunststoffen zeigt seine Stärken vor allem bei der Abformung von sehr dünnen Strukturen, die sich sonst nur mithilfe einer variothermen Prozessführung herstellen lassen. Mit Hilfe des Kapillardruckgießens und des MSG-Prozesses lassen sich metallische Mikrobauanteile für Massenanwendungen herstellen. In allen Verfahren können prozesssicher Probekörper hergestellt werden. Der Gesamtdemonstrator zeigt das Potenzial für zukünftige Anwendungen.

Darüber hinaus kann durch die Kombination der einzelnen Verfahren die spezifischen Vorteile der einzelnen Verfahren miteinander verknüpft werden. Neben der hier vorgestellten Verfahrenskombination bestehend aus Sauerstoffausschluss, Expansions-

spritzgießen und Abformung in gering wärmeleitfähigen Formeinsätzen wird aktuell die Schmelzevorkompression und das Expansionsspritzgießen von mittels Ultraschallplastifizierung aufgeschmolzenem Material untersucht, wobei zusätzlich ein metallischer Einleger umspritzt werden soll, **Bild 9**.



**Bild 9:** Verfahrenskombination zur Herstellung von mehrkomponentigen Mikrobauteilen

1. Materialaufbereitung durch Ultraschallplastifizierung
2. EinlegeTeil hergestellt über das MSG-Verfahren
3. Spritzgießen mit Schmelzevorkompression (Expansionsspritzgießen)
4. Bauteilabformung in gering wärmeleitenden Werkzeugeinsätzen

Durch die Kombination dieser Verfahren lassen sich mehrkomponentige Bauteile herstellen, die zum einen in Metall sowie in Kunststoff sehr gute Oberflächenqualitäten aufweisen und zum anderen durch die innere Struktur bessere mechanische Eigenschaften aufweisen.

## Danksagung

Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft für die langjährige Förderung und Unterstützung der Forschergruppe 702.

## 4 Literatur

- [1] O. Pffirmann, M. Astor: Trendreport Mikrosystemtechnik - Innovative Ideen rund um die Mikrosystemtechnik. Prognos Studien Innovation (2006)
- [2] P. Faatz: Anforderungen an den Fertigungsprozess von Mikroformteilen. Industrielokolloquium der DFG-Forschergruppe 702, Fürth (2008)
- [3] W. Michaeli, R. Mäsing, T. Kamps, S. Heßner: Mikrospritzgießen – Plastifizieren mit Ultraschall. 24. Internationales Kunststofftechnisches Kolloquium, Aachen (2008)
- [4] Z. Zhang, X. Wang, Y. Luo, Z. Zhang, L. Wang: Study on Heating Process of Ultrasonic Welding for Thermoplastics. Journal of Thermoplastic Composite Materials 23 (7), 647-664 (2009)
- [5] T. Kamps: Plastifizierung von Kunststoffen mit Ultraschall beim Mikrospritzgießen. Dissertation, Institut für Kunststoffverarbeitung, RWTH Aachen (2011)
- [6] D. Schmiederer, E. Schmachtenberg: Einflüsse auf die Eigenschaften kleiner und dünnwandiger Spritzgussteile. Kunststofftechnik. 2 (5), 1-30 (2006).
- [7] E. Haberstroh, M. Brandt: Mechanische Kennwerte für Mikrobauteile aus Kunststoffen. Konstruktion 11/12, 51-57 (2005).

- [8] A. Jungmeier, G.W. Ehrenstein, D. Drummer: New aspects of process induced properties of microinjection moulded parts. *Plastics, Rubber and Composites* 39 (7), 308-314 (2010).
- [9] D. Drummer, S. Meister: Dauergebrauchseigenschaften von Mikrobauteilen – Einfluss von Herstell- und Einsatzbedingungen. *Kolloquium Mikroproduktion und Abschlusskolloquium SFB 499, Karlsruhe* (2011).
- [10] D. Schmiederer: Schonende Verarbeitung von Thermoplasten. *Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg* (2008)
- [11] K. Vetter, I. Kühnert, G. Hülder, D. Drummer: Einfluss der Prozesscharakteristik des Expansionsspritzgießens auf die Eigenschaften von Mikrobauteilen aus PP. *Technomer, SGP8* (2009)
- [12] K. Vetter, I. Kühnert, G.W. Ehrenstein, T.A. Osswald: Expansion-Injection-Molding (EIM) by Cavity near Melt Compression. *Proceedings of the Polymer Processing Society 25th Annual Meeting, Goa, Indien* (2009)
- [13] Fr.-W. Bach, K. Möhwald, U. Holländer, B. Nakhosteen: Entwicklung einer neuen Metallgießtechnik für die Mikromechanik. *Zeitschrift für Metallkunde* 92 (3), 207-211 (2001)
- [14] Fr.-W. Bach, K. Möhwald, K. Hartz: Metall-Kapillardruckgießen und Dampfphasen-Schmelzinfiltration: zwei innovative Verfahren für das Herstellen metallischer Mikrobauteile. *Proceedings MikroSystemTechnik Kongress, Dresden* (2007)
- [15] Fr.-W. Bach, K. Möhwald, J. Prehm, K. Hartz-Behrend, C. Roxlau: Gießformen mit Kapillareffekt; Neuartiges Gießverfahren für Mikrokomponenten. *Giesserei Erfahrungsaustausch* (3), 22-23 (2009), ISSN 0016-9733
- [16] J. Prokop, G. Finnah, J. Lorenz, V. Piotter, R. Ruprecht, J. Haußelt: Manufacturing process for high aspect ratio metallic micro parts made by electroplating on partial conductive templates. *Microsystem Technologies* (14), 1669-1674 (2008)
- [17] J. Prokop, C. Eberl, M. Funk, P. Prüfe, J. Lorenz, V. Piotter, M. Welz, H.-J. Ritzhaupt-Kleissl: Mechanical testing of micro samples produced by a novel LIGA related process chain. *Microsystem Technologies Volume 2* (17), 281-288 (2010)
- [18] J. Prokop, J. Lorenz, V. Piotter, H.-J. Ritzhaupt-Kleissl, A. Roch, J. Haußelt: X-Ray pattern analysis of electroplated two-component moulds used for the production of micro gear wheels. *4M 2008, Proceedings of the 4th International Conference on Multi-Material Micro-Manufacture. Whittles Publishing, Scotland*, 128-131 (2008)

## Potential des Mikrogießens als Herstellungsverfahren metallischer Mikrobauteile

D. Buqezi-Ahmeti, J. Rögner, T. Kennerknecht, H.-J. Ritzhaupt-Kleissl, J. Glaser

Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Institut für Angewandte Materialien

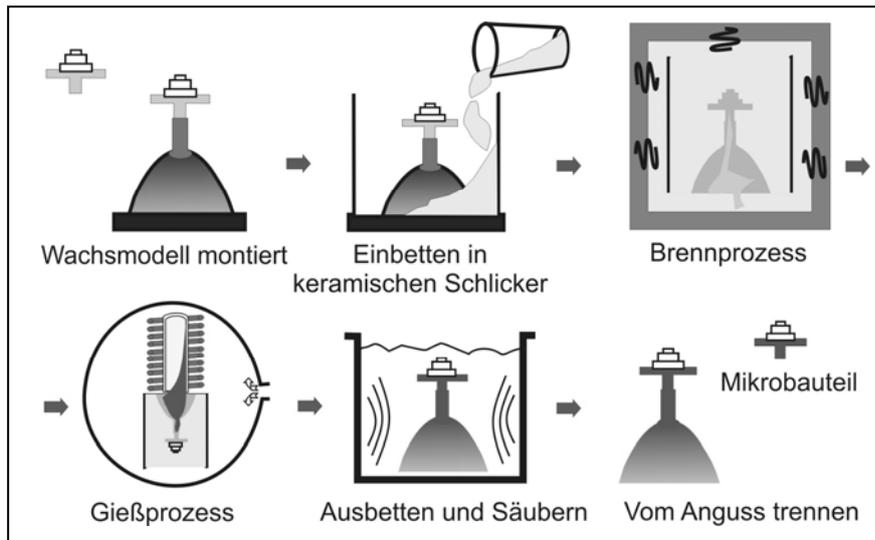
Metallguss als Formgebungsprozess kann nur begrenzt direkt von der Herstellung von Makrobauteilen auf die Herstellung von Mikrostrukturen und Mikrobauteilen übertragen werden. Hierzu ist es erforderlich, eigene Gießprozesse (Mikroguss) und -parameter zu entwickeln und zu optimieren, um die Miniaturisierung und das Gießen von Mikrostrukturen und dreidimensionalen Mikrobauteilen im Millimeter und Submillimeterbereich mit hoher Präzision und Oberflächenqualität zu realisieren.

### 1 Einleitung

Als Fortführung früherer Untersuchungen [2,3,4] befassen sich die aktuellen Arbeiten zum Mikrogießen mit den Verfahren Verbundguss und Kokillenguss. Eine der Zielsetzungen ist die Optimierung des Verbundgießens als Herstellungsmethode insbesondere zur Herstellung von komplexen Mikrobauteilen bzw. Mikrosystemen. Hier lassen sich bereits während des Gießprozesses Mikrobauteile mit bestimmten Anforderungen an mechanische oder bestimmte Funktionseigenschaften mit anderen Mikrobauteilen kombinieren oder entsprechend anpassen. Auf diese Weise können beispielsweise auch aufwendige Montageprozesse vermieden werden. Der Kokillenguss als Gießverfahren stellt ein einfaches und kostengünstiges Verfahren zur Fertigung von Mikrobauteilen dar. Ziel der Untersuchungen war die Suche nach geeigneten Werkstoffen für die Entwicklung und Optimierung einer Gießkokille, und die Auswahl dafür geeigneter Gießparameter und Gießwerkstoffe.

### 2 Optimierung von Gießprozessen

Die Entwicklung des Mikrogießens basiert auf dem Wachsausschmelzverfahren in Festformen mit verlorenen Modellen [2], **Bild 1**. Ein Wachs- oder Kunststoffmodell wird auf eine Gießform angebracht, und anschließend in einem keramischen Schlicker eingebettet. Nach der Trocknung folgt das Sintern der Einbettmasse und das Ausschmelzen bzw. Verbrennen der Modelle. Zur Vorbereitung des eigentlichen Gießprozesses wird die Gießform bei einer vorgegebenen Temperatur (Formtemperatur  $T_F$ , bis  $1000^\circ\text{C}$ ) vorgewärmt und für zwei Stunden auf der Vorwärmtemperatur gehalten. Das Vorwärmen der Gießform ist notwendig, um eine gute Formfüllung zu erreichen. Unmittelbar nach der Entnahme der Gießform aus dem Vorwärmofen wird der Gießprozess ausgeführt. Nach dem Auskühlen, wird der Guss aus der Gießform entfernt und das Mikrobauteil vom Anguss getrennt. Der Gießprozess wird in Vakuumdruckguss und in Schleuderguss ausgeführt.



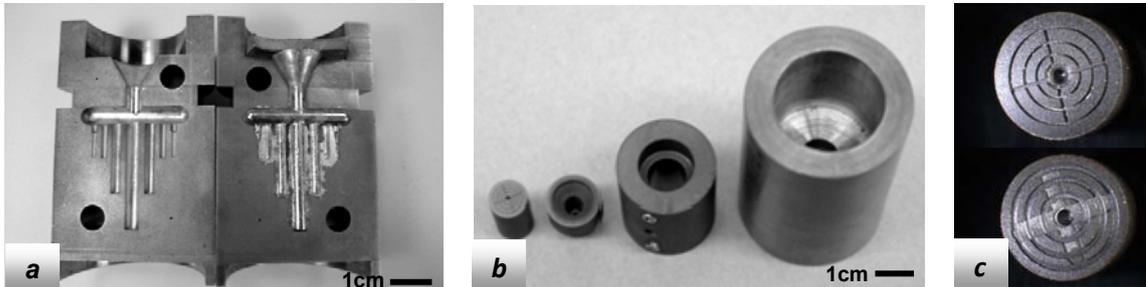
**Bild 1:** Das Wachsauerschmelzverfahren schematisch dargestellt

Im Vorfeld war es erforderlich, das Wachsauerschmelzverfahren an die Anforderungen des Mikrogießens anzupassen, weil die kleinen Dimensionen der Mikroteile keine Nachbearbeitung zulassen. Die Entwicklung einer temperaturfesten und feinporigen gipsgebundenen Einbettmasse mit Gips als Binder und feinem Quarzsand als Füllstoff, welche leicht lösbar ist und hohe Abbildungsgenauigkeit liefert, machten es möglich, auch komplexe Mikrobauteile herzustellen [2]. Um die Oberflächenqualität der Gussteile gegenüber gegossenen Strukturen in porösen Formen, zu verbessern, wurden dichte Formkerne bzw. Dauermodelle aus diversen Werkstoffen (Kupfer, Edelstahl, Zirkondioxid, Aluminiumoxid, Glaskohlenstoff und Graphit) hergestellt und getestet [9]. Die Formkerne wurden mit Wachs beschichtet und der Gießprozess wurde im Wachsauerschmelzverfahren durchgeführt. Die Herstellung von Mikrobauteilen mit Hilfe von Formkernen aus Edelstahl (V2A-Stahl) erwies sich dabei als geeignet, jedoch blieb der Herstellungsprozess weiterhin sehr aufwendig.

Aktuelle Untersuchungen zum Mikroguß konzentrieren sich auf die Entwicklung und Herstellung von Dauerformen bzw. Gießkokillen [4]. Das Gießen in Kokillen hat gegenüber dem Wachsauerschmelzverfahren in Festformen den Vorteil, dass die Herstellung von verlorenen Modellen und das aufwändige Ausbetten der Gussteile entfallen. Außerdem kann sich die Mikroformgebung durch Kokillenguß auch für die Produktion von kleinen Serien an Mikrobauteilen eignen. Zur Herstellung der Kokillen wurden zwei hochtemperatur- und korrosionsbeständige Metalllegierungen, nämlich die Stahllegierung X32CrMoV3-3 (W.-Nr.: 1.2365) und Inconel NiCr19Fe19Nb5Mo3 (W.-Nr.: 2.4668) Bild2a, sowie Graphit Bild2b ausgewählt. Die Kokillen aus X32CrMoV3-3 und NiCr19Fe19Nb5Mo3 bestehen aus zwei Hälften und aus einem runden Halter auf der Unterseite. Die Gießstrukturen werden in Kombination von Fräsen und Senkerodieren gefertigt. Das im Wachsauerschmelzverfahren gut bewährte T-Angusssystem (**Bild 3b**) wurde als Basis für die Entwicklung der Kokillen genutzt.

Graphit, auch wenn es ein sehr weiches Material, ist im Vakuum und unter Schutzgasatmosphäre extrem hitzebeständig und gegenüber vielen Werkstoffen inert. Außerdem besitzt Graphit eine relativ niedrige thermische Ausdehnung von  $4.2-5.7 \times 10^{-6} \text{ 1/K}$ . Die Graphitkokille wurde eigens für die vorgesehenen Versuche

entworfen und gefertigt. Sie besteht aus einem zylindrischen Korpus, in dem sich ein Gießtrichter und ein Stempel mit gefrästen Mikrostrukturen befindet (**Bild 2c**). Weil die Graphitkokille etwas kleiner als die Heizmanschette der Gießanlage ausfällt, wurde zusätzlich ein Kupferadapter gefertigt.



**Bild2.:** a) Kokille aus Stahllegierung (W.-Nr.: 1.2365) mit Anguss; b) Graphitkokille mit Kupferadapter; c) Stempel mit gefrästen Mikrostrukturen, Durchmesser 1 cm

Für den Kokillenguss wurde die Schleudergießanlage Vacutherm 3,3 Titan umgebaut. In der Gießkammer der Anlage wurde eine mit Thermoelementen bestückte Heizmanschette aus Inconel 600 (W.-Nr. 2.4816) angebracht. Die Regelung der Vorwärmtemperaturen findet über ein externes Potenziometer statt. Das Vorheizen der Kokille in der Gießkammer ist bis zu einer Temperatur von 850°C möglich. Hier besteht zusätzlich die Möglichkeit, unter Schutzgasatmosphäre (Argon) oder unter Vakuum zu arbeiten.

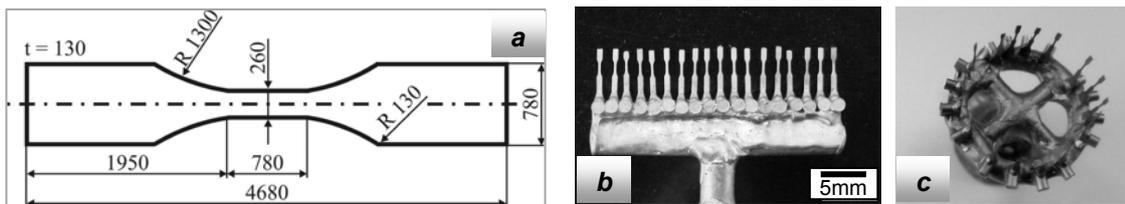
### 3 Einfluss der Gießparameter auf die Qualität und mechanischen Eigenschaften der hergestellten Mikrobauteile

Für die Durchführung der Gießversuche wurden zunächst Al-Bronze (W.-Nr. 2.0966), Kupfer sowie die biokompatiblen Legierungen Stabilor®G (Au-Basislegierung) und die CoCrMo-Legierung Wironit ISO 22674 als Gießwerkstoffe ausgewählt. Al-Bronze vom Typ CuAl10Ni5Fe4 mit einem Schmelzintervall zwischen 1020-1040°C und einem engen Erstarrungsintervall zeichnet sich durch gute Gießbarkeit (gute Formfüllung, scharfe Konturen) aus. Außerdem besitzt Al-Bronze gute mechanische Eigenschaften, ist sehr korrosionsbeständig und preiswert. Aus diesen Gründen wurde Al-Bronze als Standard-Gießwerkstoff, insbesondere bei Vorversuchen zur Erarbeitung optimaler Gießbedingungen eingesetzt.

Die Auswahl und Optimierung der Prozessparameter ist sehr komplex. Die wichtigsten Prozessparameter sind hierbei z.B. die Temperatur der Schmelze und der Gießform, Abkühlungsart, Angusssystem, Gießtechnik (der Fülldruck, die Schutzatmosphäre), Einbettmassen etc. Zur Charakterisierung des Miniaturisierungspotenziales wurde der Einfluss der Formtemperatur, des Fülldrucks und der Einbettmasse auf die Formfüllung von Mikrostrukturen am Beispiel von Fasern unterschiedlicher Stärke ermittelt [2]. Die ermittelten Fließlängen aus den Gießversuchen haben gezeigt, dass die Formfüllung außer durch den Fülldruck auch durch die Gießtechnik stark beeinflusst wird. So sind z.B. die erzielten Fließlängen von gegossenen Fasern aus Al-Bronze bei  $T_F = 100^\circ\text{C}$  in Vakuumdruckguss bei 4 bar und in Schleuderguss bei 25 bar nahezu gleich. Dies ist

auf die schnellere Erstarrungsbedingungen im Schleuderguss im Vergleich zum Vakuum-Druckguss zurückzuführen.

Der Einfluss der Prozessparameter auf das entstehende Gefüge und die mechanischen Eigenschaften wurde durch selektives Vorgehen bei der Auswahl der Formtemperatur und der angewandten Gießtechnik am Beispiel von Al-Bronze untersucht. Hierfür wurden Gießbäumchen aus jeweils etwa 18 einzelnen Mikrozugproben auf einem T-förmigen Angussystem hergestellt (**Bild 3a,b**). Generell fiel auf, dass die Morphologie des Gefüges sowohl innerhalb der einzelnen Mikrozugproben als auch innerhalb eines Gusses umso stärker variiert, je kälter die Formtemperatur war [2,3]. Die detaillierte Untersuchung des Gefüges an Mikrozugproben zeigte mit steigender Formtemperatur ein zunehmendes gröberes Gefüge. Dies ist als Folge von Temperaturgradienten, die in der Gießform während des Gieß- und Abkühlprozesses geherrscht haben, zu interpretieren. Die Wirkung des lateralen Temperaturgradienten auf das Gefüge innerhalb eines Gusses kann vermieden werden, indem alle Mikrozugproben (Bauteile) in einer Zone gleicher Temperatur positioniert werden. Hierfür wurde ein neues ringförmiges Angussystem konzipiert, (**Bild 3c**), in dem die breite Seite der Mikrozugproben entlang des Ringes verläuft.



**Bild3:** a) Geometrie der Mikrozugprobe, Abmessungen in µm; Mikrozugproben: b) T-förmiger Angussystem, c) ringförmiges Angussystem

Die Untersuchung der mechanischen Eigenschaften erfolgte an einer am Institut für Werkstoffkunde I der Universität Karlsruhe entwickelten Mikro-Universalprüfmaschine [1]. Diese basiert auf einem elektrodynamischen Schwingerreger. Die Kraft wird mit einer 100 N-Kraftmessdose mit einer Genauigkeit von 0,1 N gemessen. Der Verfahrweg des Schwingerregers wurde mittels kapazitiver Sensoren aufgenommen, die über einen Nennweg von 200 µm mit 0,1 µm Auflösung bzw. 1000 µm mit 0,5 µm Auflösung verfügen. Mit dieser Prüfmaschine können quasistatische und zyklische Versuche durchgeführt werden. Die quasistatischen Zugversuche an CuAl10Ni5Fe4 erfolgten weggeregelt mit einer Verfahrgeschwindigkeit von 2 µm/s. Bei einer Messstrecke von 780 µm ergibt das eine Dehnrates im Bereich von  $2,56 \cdot 10^{-3}$  1/s. Die Dehnung und Verformung der Mikrozugproben wurde mittels zweidimensionaler Grauwertkorrelation optisch gemessen (Modell Aramis v6.0.1 der Fa. gom mbH).

Als weiteres wurde in der Nachwuchsgruppe N01 des SFB499 eine Resonanzermüdungsapparatur für Mikrobauteile entwickelt, an der die Mikrozugproben bei Frequenzen von 1 bis 2 kHz (Lastverhältnis nahe  $r = 0,9$ ) ermüdet wurden. Hierbei zeigte sich kein Versagen der Proben im VHCF-Bereich, sondern es wurde eine Dauerfestigkeit von ca. 200 MPa beobachtet. Bei Proben, die bis zum Versagen zwischen  $1E5$  und  $1E7$  Zykluszahlen erreichten, wurden Risse beobachtet, die bevorzugt entlang lamellarer (NiAl-basierter [5]) Ausscheidungen verliefen.

## 4 Verbundguss

Beim Verbundguss wird ein metallisches Mikrobauteil auf, um oder in ein Einlegemikrobauteil aus Keramik oder Metall gegossen. Bei der Herstellung von Mikroteilen mit der Methode des Verbundgusses spielen neben den Gießparametern auch die physikalischen Eigenschaften der verwendeten Materialien eine große Rolle. Um den Einfluss von Materialeigenschaften wie z.B. thermische Ausdehnung, Oxidation, Benetzbarkeit etc. auf die Kompatibilität der kombinierten Materialien zu untersuchen, wurden Versuchsreihen von Verbundgusskomponenten durch Kombination von Metall-Keramik und Metall-Metall durchgeführt. Hauptziel im Mikroverbundguss ist, möglichst folgende Verbindungen zu realisieren:

- eine form- und/oder kraftschlüssige Verbindung bei Metall-Keramik-Mikrosystemen
- eine kraft- und/oder stoffschlüssige Verbindung bei Metall-Metall-Mikrosystemen.

### 4.1 Verbundguss Metall-Keramik

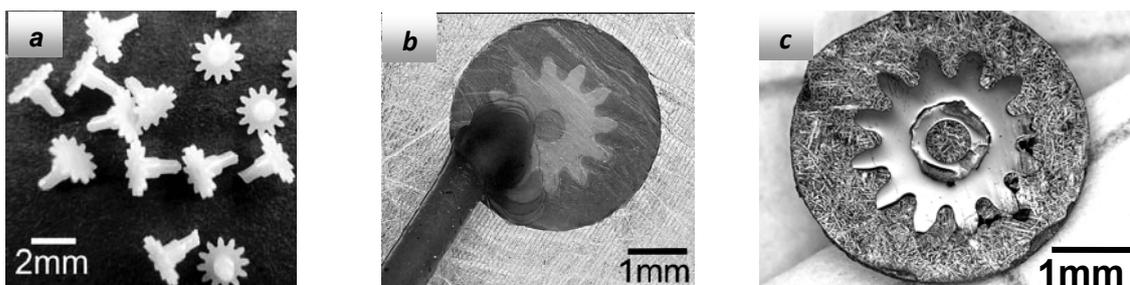
Die Herstellung vom Verbundguss zwischen Metall und Keramik wird nach dem Prinzip des Wachsauerschmelzverfahrens realisiert, **Bild 1** Die keramischen Einlegeteile wurden zuvor im Spritzgießverfahren hergestellt. Die Eigenschaften der kombinierten Materialien lassen die Herstellung sowohl fester als auch beweglicher Verbindungen zu. Hier werden die geringe Benetzbarkeit der keramischen Einlegeteile aus  $ZrO_2$  und  $Al_2O_3$  mit Al-Bronze, sowie die unterschiedlichen thermischen Ausdehnungen, siehe **Tabelle 1**. und die daraus resultierende unterschiedliche Schwindung der Verbundmaterialien genutzt, um ggf. einen form- und kraftschlüssigen Verbund zu erzeugen.

Werkstoff	Wärmeausdehnungskoeffizient
Al-Bronze	$17 \times 10^{-6} \text{ 1/K}$
$ZrO_2$ -Keramik	$10\text{--}11 \times 10^{-6} \text{ 1/K}$
$Al_2O_3$ -Keramik	$7\text{--}8 \times 10^{-6} \text{ 1/K}$
$Si_3 N_4$ -Keramik	$4,6 \times 10^{-6} \text{ 1/K}$

**Tabelle 1:**  
Wärmeausdehnungskoeffizienten  
der verwendeten Werkstoffe

#### 4.1.1 Das Umgießen von keramischen Einlegeteilen

Bei der Herstellung einer Verbindung durch Umgießen von Keramik-Mikrobauteilen mit Al-Bronze ist die Entstehung sowohl einer formschlüssigen Verbindung als auch einer kraftschlüssigen Verbindung zu erwarten. Die hier verwendeten Einlegeteile sind Zahnräder aus  $ZrO_2$ - und  $Al_2O_3$ -Keramik, Durchmesser  $\varnothing = 2.5 \text{ mm}$  (**Bild 4**). Die Versuche wurden in Vakuumdruckguss bei Formtemperaturen von  $800^\circ\text{C}$ ,  $850^\circ\text{C}$  und  $1000^\circ\text{C}$  realisiert.

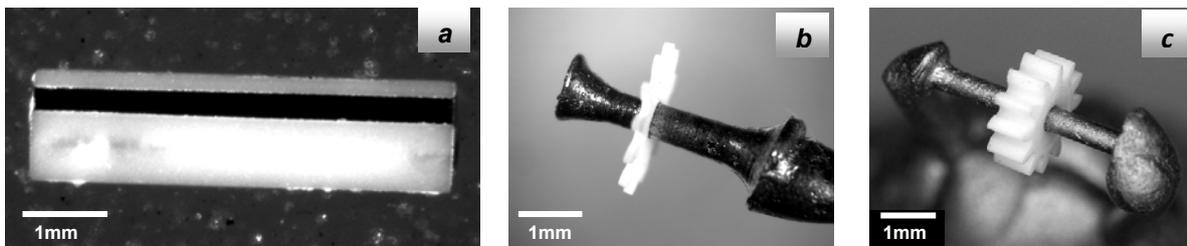


**Bild4:** a) Zahnräder aus  $ZrO_2$ -Keramik; b) Zahnrad in Wachs eingebettet; c) Zahnrad aus  $Al_2O_3$ -Keramik mit Al-Bronze umgegossen ( $T_F=1000^\circ\text{C}$ )

Untersuchungen der Proben durch Licht- und Rasterelektronenmikroskopie dokumentieren generell einen sehr engen Kontakt zwischen Keramik und Al-Bronze. Aufgrund des deutlich höheren thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Al-Bronze im Vergleich mit Keramik (vgl. **Tabelle 1**) entsteht beim Umgießen der Keramik mit Al-Bronze hierdurch eine kraftschlüssige Verbindung.

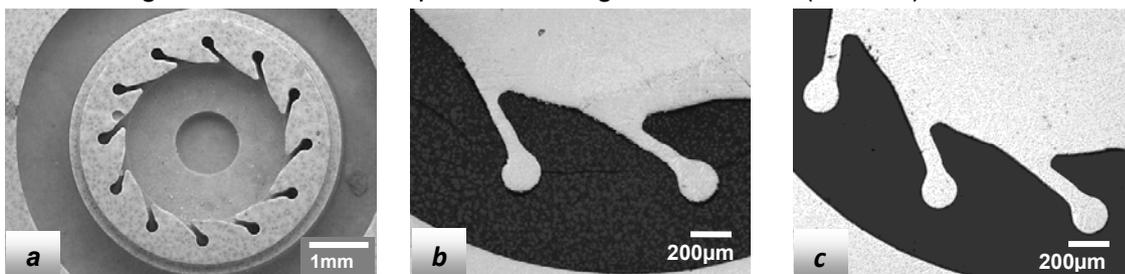
#### 4.1.2 Das Gießen in keramische Einlegeteile

Die ersten Versuche zum Gießen in keramische Einlegeteile wurden durch Vakuumdruckguss bei Formtemperaturen von 850°C und 1000°C durchgeführt. Hier wurde Al-Bronze in die Bohrungen von einfachen Einlegeteilen gegossen. An  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Keramikröhrchen mit 2 Bohrungen je  $\text{Ø} = 0,3 \text{ mm}$  und einer Gesamtlänge  $l = 5 \text{ mm}$  und  $\text{Ø} = 1,2 \text{ mm}$  (**Bild 5a**), konnte eine sehr gute Formfüllung erreicht werden. Für Zahnräder aus  $\text{ZrO}_2$ -Keramik mit einer Bohrung von  $\text{Ø} = 0.54 \text{ mm}$  wurden Wellen über einen oder zwei Gießkanäle hergestellt. Als Modelle für die Welle dienten Fasern mit  $\text{Ø} = 0.5 \text{ mm}$  aus Polyoximethylen (POM) und Polystyrolfasern. Sowohl an schmalen ( $\text{Ø} = 2,3 \text{ mm}$ ,  $b = 0.1 \text{ mm}$  vgl. **Bild 5b**), als auch an breiten ( $\text{Ø} = 2,4 \text{ mm}$ ,  $b = 0.8 \text{ mm}$ ) Zahnrädern (**Bild 5c**) konnten bewegliche Verbindungen realisiert werden.



**Bild 5:** a)  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Keramikröhrchen mit 2 Bohrungen, Verbundguss mit Al-Bronze; Bewegliche Verbindung zwischen: b) Al-Bronze und  $\text{ZrO}_2$ -Keramik, c) Al-Bronze und  $\text{ZrO}_2$ -Keramik

Für weitere Untersuchungen wurden komplexere Einlegeteile eingesetzt wie z.B. Mikrodüsenplatten aus  $\text{ZrO}_2$ -Keramik und  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Keramik (**Bild 6a**), hergestellt im Niederdruckspritzgießverfahren. Von besonderem Interesse neben der Keramik-Metall Verbindung, sind hier die Details im Hinblick auf die Formfüllung der Gussteile. Der Verbundguss wurde bei Formtemperaturen von 800°C und 1000°C in Vakuumdruck- oder in Schleuderguss realisiert. Die Ergebnisse der Gießversuche zeigen einen guten Verbund zwischen Al-Bronze und  $\text{ZrO}_2$ -Keramik sowie eine gute Formfüllung der Düsenkanäle (**Bild 6c**). Im Gegensatz hierzu konnte zwischen Al-Bronze und  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Keramik nur eine unvollständige Formfüllung der Düsenkanäle sowie Rissbildung in den Keramikkomponenten festgestellt werden (**Bild 6b**).



**Bild 6:** a) Düsenplatte aus  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Keramik; Verbundguss: b) Al-Bronze mit  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Keramik; c) Al-Bronze mit  $\text{ZrO}_2$ -Keramik

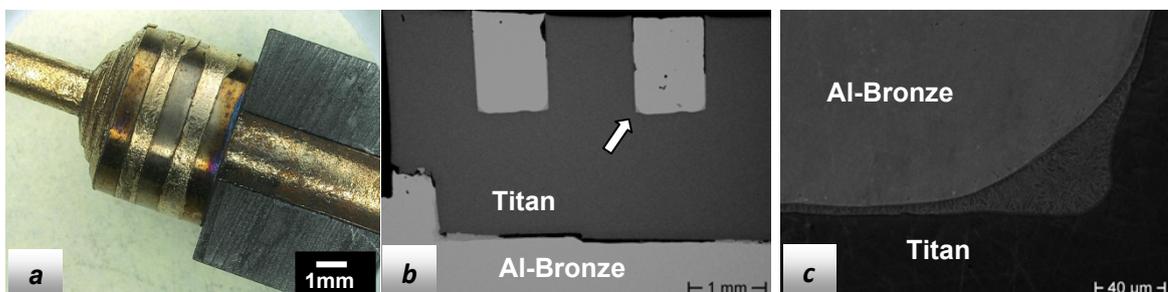
## 4.2 Verbundguss Metall-Metall

Zur Herstellung eines kraftschlüssigen- und/oder stoffschlüssigen Verbundes durch eine Verbindung zwischen zwei metallischen Werkstoffen wurde das Verfahren der Schleudergusstechnik in Graphitkokillen angewandt. Die ersten eingesetzten Einlegeteile sind Bohrerköpfe mit Durchmessern von 1,5 mm und 1 mm, aus Werkzeugstahl-HSS. Sie wurden in der vorgeheizten Graphitkokille bei 700°C und 850°C mit Al-Bronze umgossen [4]. Der hergestellte Verbund lässt eine kraftschlüssige Verbindung mit klarer Phasengrenze erkennen. Zur Durchführung weiterer Gießversuche wurden eigens dafür Einlegeteile aus Al-Bronze, Titan (Grade I) und V2A-Stahl hergestellt. Die Einlegeteile zeichnen sich durch eine komplexe Form aus, die große Kontaktfläche zwischen den kombinierten Werkstoffen lässt eine gründliche Charakterisierung der hergestellten Verbindungen zu. Folgende Kombinationen zwischen Einlegewerkstoff und Gießwerkstoff, wie in **Tabelle 2** aufgeführt, wurden hergestellt:

**Tabelle 2:** Die hergestellten Verbundkombinationen

Kombinationen		Vorwärmtemperatur/Gießatmosphäre		
Gießwerkstoffe	Einlegeteil	Versuch 1	Versuch 2	Versuch 3
Al-Bronze	Titan (Grade I)	450°C/Argon		
	V2A	450°C/Argon		
Titan (Grade I)	Al-Bronze	450°C/Vakuum	550°C/Argon	550°C/Argon
	V2A	450°C/Argon		
V2A	Al-Bronze	550°C/Argon		
Wironit	Al-Bronze	450°C/Argon	550°C/Argon	
	Titan (Grade I)	150°C/Argon	450°C/Argon	

Die Ti-Einlegeteile die durch Umgießen mit Al-Bronze (Ar-Atmosphäre,  $T_F = 450^\circ\text{C}$ ) und Wironit (Ar-Atmosphäre,  $T_F = 150^\circ\text{C}$  und  $T_F = 450^\circ\text{C}$ ) realisiert wurden (**Bild 7**), zeigen eine relativ gute Formfüllung und die Entstehung einer guten formschlüssigen, teilweise sogar stoffschlüssigen Verbindung. Durch Gießen mit Titan in Al-Bronze und V2A-Stahl sind die äußeren Seitenkanäle nicht ausgeflossen, die Welle dagegen zeigt außerhalb des Einlegeteils eine sehr glatte metallische Oberfläche. Einlegeteile aus Al-Bronze durch Gießen mit V2A-Stahl und Wironit werden partiell aufgeschmolzen. Zwischen Al-Bronze und V2A-Stahl zeigt sich allgemein eher ein formschlüssiger und nur stellenweise ein kraftschlüssiger Verbund.



**Bild 7:** Verbundguss: a) Al-Bronze gegossen in Einlegeteil aus Titan; b) REM-Aufnahme eines Querschliffabschnittes; c) Stoffschlüssiger Verbund an der Kontaktzone

## 5 Zusammenfassung

Die hier dargestellten Verfahrensentwicklungen und die erzielten Ergebnisse zeigen in eindrucksvoller Weise das Potential des Mikrogießens als vorteilhaftes Verfahren zur Fertigung von metallischen als auch von Verbundguss-Mikroteilen auf. Die Optimierung des Wachsausschmelzverfahrens unter Anwendung gipsgebundener Einbettmassen mit hohem Anteil an feinem Quarzsand ermöglicht auch die Herstellung komplexer dreidimensionaler Mikrobauteile. Durch Gießen von Al-Bronze in keramische Mikrobauteile konnten unter Ausnutzung der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der kombinierten Materialien kraft- und formschlüssige, sowie bewegliche Verbindungen hergestellt werden. Die gezielte Weiterentwicklung dieser Verfahrensvarianten kann zur Erleichterung bei der Fertigung von Mikrosystemen durch Einsparung von Montageschritten führen.

Der Einbau einer Heizmanschette in die Schleudergießanlage machte es möglich, Gießversuche in Inert- oder in Vakuumatmosphäre nach einer „In-situ“ Vorwärmung der Gießkokille zu realisieren. Ein Vorteil von Graphitkokillen ist die Vermeidung unerwünschter Reaktionen zwischen Einbettmasse, Einlegeteilen und Gießmaterial, wie sie im Wachsausschmelzverfahren auftraten. Erste Gießversuche zur Herstellung von Metall-Metall Verbundgusskombinationen durch Umgießen von HSS-Bohrern mit Al-Bronze, konnten die Vorteile des Gießens in Graphitkokillen klar zeigen. Es konnten sowohl kraftschlüssige, als auch beim Umgießen von Ti-Einlegeteilen mit Al-Bronze kraft- und stoffschlüssige Verbindungen hergestellt werden.

## 6 Danksagung

Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft für die Finanzierung des Teilprojektes C2-Verfahrensentwicklung zum Gießen von Mikrokomponenten aus Metalllegierungen (Mikroguss) im Rahmen des SFB-499 „Mikrouformen“.

## 7 Literatur

- [1] Auhorn M, Beck T Schulze V, Löhe D: Quasi-static and cyclic testing of specimens with high aspect ratios produced by micro-casting and micro-powder-injection-moulding, *Microsystem Techn.*, 2002, 8, 109-112
- [2] Baumeister G., Hausselt J., Rath S., Ruprecht R.: Microcasting, in: *Microengineering of metals and ceramics, Part II (Vol., Baltes H. et al), Advanced Micro & Nanosystems, Wiley-VCH GmbH, Weinheim 357-393, 2005*
- [3] Baumeister G., Okolo B., Rögner J.: Microcasting of Al bronze: influence of casting parameters on the microstructure and the mechanical properties. *Microsystem Technologies*, S.1647-55, 14(2008)
- [4] Baumeister, G.; Buqezzi-Ahmeti, D.; Glaser, J.; Ritzhaupt-Kleissl, H.J. New approaches in microcasting: permanent mold casting and composite casting. *Microsystem Technologies*, S.289-300, 17(2011)
- [5] Hasan F., Jahanafrooz A., Lorimer,G., Ridley N.: The morphology, crystallography, and chemistry of phases in as-cast nickel-aluminum bronze. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 13, 1337 - 1345 (1982)

## Prozess-Gefüge-Eigenschaftsbeziehungen urgeformter Mikroproben aus Siliziumnitrid

J. Rögner, M. Müller, J. Maisenbacher, K.-H. Lang, O. Kraft, A. Wanner, V. Schulze  
Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Institut für Angewandte Materialien (IAM),  
Karlsruhe

Für die Produktion mechanisch hoch beanspruchbarer Bauteile für die Mikrotechnik wurden Mikroproben aus Siliziumnitrid hergestellt und untersucht. Zur Probenherstellung wurde das drucklose Heißgießen als Rapid-Prototyping-Verfahren eingesetzt. Das Material wurde über die Prozessroute Formgebung, Nitridieren und anschließendes Sintern als SRBSN (sintered reaction-bonded silicon nitride) hergestellt, das bei relativ niedriger Sinterschwindung - und somit hoher Formtreue - hervorragende mechanische Eigenschaften aufweist. Hierbei wurden bei der Herstellung Prozessparameter seitens des Feedstocks und der Sinterbedingungen variiert und deren Auswirkung mit den entstehenden Gefügen und den mechanischen Eigenschaften korreliert. Die Gefüge wurden hinsichtlich Korngröße und -form, Anteil und Verteilung der amorphen Sekundärphase und der Porosität charakterisiert. Die mechanischen Eigenschaften wurden unter Dreipunktbiegebeanspruchung bestimmt. In diesem Beitrag werden einzelne Aspekte der vielseitigen Wechselwirkungen zwischen Herstellprozess, Gefüge und mechanischen Eigenschaften vorgestellt.

### 1 Einleitung

In den vergangenen Jahren wurde die Oxidkeramik  $ZrO_2$  im Rahmen des SFB 499 detailliert untersucht und dessen hervorragende Eignung für den Einsatzbereich hochfester Mikrobauteile festgestellt. Die Nichtoxidkeramik  $Si_3N_4$  ist aus der Makrowelt ebenfalls als exzellenter Strukturwerkstoff mit – dem  $ZrO_2$  vergleichbaren – Festigkeiten von 1000 bis 1200 MPa bekannt und bietet sich durch den Vorteil einer gegenüber  $ZrO_2$  deutlich geringeren Sinterschwindung (bei der Herstellung als SRBSN) und damit höheren Formtreue für die Herstellung von Mikrobauteilen an.

Der Herstellungsprozess für  $Si_3N_4$ -Komponenten gestaltet sich allerdings aufwändiger als beim  $ZrO_2$ . Aufgrund der im Vergleich zum  $ZrO_2$  deutlich geringeren Sinteraktivität erfordert  $Si_3N_4$  höhere Sintertemperaturen und den Zusatz von Additiven, die eine Flüssigphasensinterung ermöglichen. Dementsprechend zeigen dichte  $Si_3N_4$ -Bauteile immer ein mehrphasiges Gefüge, das darüber hinaus durch die charakteristische Nadelform des  $\beta$ - $Si_3N_4$  deutlich anisotrop ausfällt. Es ist deshalb zu erwarten, dass sich die Prozess-Gefüge-Eigenschaftsbeziehungen für das  $Si_3N_4$ -System deutlich von denen für  $ZrO_2$  unterscheiden.

Die Motivation für die hier vorgestellten Untersuchungen war die Fragestellung, in wie weit sich bei dem deutlich komplexeren Werkstoff  $Si_3N_4$  auch im Mikrobereich hohe Festigkeiten realisieren lassen. Im Hinblick auf die bei Mikrobauteilen geforderten Tole-

ranzen wurde die  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Werkstoffvariante SRBSN (sintered reaction-bonded silicon nitride) gewählt. Aufgrund der gegenüber konventionellen Sinterprozessen in etwa halbierten Sinterschwindung sollten sich mit SRBSN enge Toleranzen leichter einhalten lassen, ohne dabei allzu große Einschränkungen bei der Festigkeit hinnehmen zu müssen.

## 2 Versuchsprogramm und Methoden

### 2.1 Probenmaterial und Herstellung

Die Herstellung der Proben aus Siliziumnitrid wird ausführlich in [1, 2] beschrieben. Zur schnellen und flexiblen Bereitstellung von Mikroprobekörpern und -bauteilen im Labormaßstab hat sich das Niederdruck-Spritzgießen bzw. Heißgießen bewährt. Dazu werden paraffinbasierte Formmassen aus Siliziumpulver und Sinteradditiven ( $\text{Y}_2\text{O}_3$ ,  $\text{MgO}$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) mit Pulverfüllgraden von etwa 57 Vol-% hergestellt. Durch Variation der Mahldauer des Si-Pulvers wird über die resultierende Partikelgröße der für die Flüssigphasenbildung notwendige  $\text{SiO}_2$ -Anteil eingestellt, d.h. ein feineres Si-Pulver bringt über die größere Oberfläche mehr  $\text{SiO}_2$  in das System, wodurch das Volumen der Flüssigphase beim späteren Sintern zunimmt. Tabelle 1 zeigt Art und Menge der eingesetzten Sinteradditive in den für die Chargen 1-8 verwendeten Feedstocks.

**Tabelle 1:** Charakteristik der Feedstocks für die Herstellung der  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Keramik.

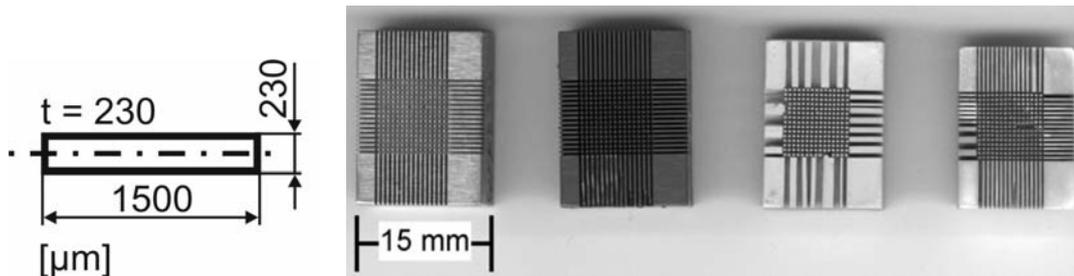
Feedstock	F4	F5	F8	F9
Chargen	1 und 2	3 und 4	5 und 6	7 und 8
$\text{Y}_2\text{O}_3$ -Gehalt* [Ma-%]	12,3	12,4	12,3	12,3
$\text{Al}_2\text{O}_3$ -Gehalt [Ma-%]	1,7	0,0	3,0	3,0
$\text{MgO}$ -Gehalt* [Ma-%]	0,0	0,7	0,0	0,0
Spez. Oberfläche nach BET [ $\text{m}^2/\text{g}$ ]	7,8	10,5	9,1	6,3

\*bezogen auf die Masse des Si-Pulvers

Nach Abformung werden die Grünkörper thermisch bis  $500\text{ }^\circ\text{C}$  an Luft entbindert. Bei  $1390\text{ }^\circ\text{C}$  in  $\text{N}_2$ -Atmosphäre mit einem  $\text{H}_2$ -Gehalt von 5 % erfolgt während eines Reaktionsbindungs-Prozesses die weitgehende Umwandlung der noch aus Silizium bestehenden Formkörper zu  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . In einer anschließenden, separat ausgeführten Temperaturbehandlung ( $1700$  bis  $1800\text{ }^\circ\text{C}$ ) in  $\text{N}_2$ -Atmosphäre wird RBSN (reaction-bonded silicon nitride) durch Flüssigphasensinterung zu SRBSN verdichtet. Geschieht dies bei Atmosphärendruck (also „drucklos“), ist es notwendig die Proben in ein Pulverbett aus  $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{BN}$  zu betten, um die Zersetzung von  $\text{Si}_3\text{N}_4$  zu minimieren. Auf ein Pulverbett kann verzichtet werden, wenn – wie etwa beim Gasdrucksintern oder HIP (hot isostatic pressing) – ein  $\text{N}_2$ -Druck von mehreren 100 bar aufgebracht werden kann, da die Zersetzung von  $\text{Si}_3\text{N}_4$  somit ausreichend unterdrückt wird.

Der überwiegende Teil der Probekörper wurde drucklos im Pulverbett gesintert. Für Vergleichszwecke konnten aber einzelne Probenserien am IAM-KM in einem Sinter/HIP-Verfahren bei  $1780\text{ }^\circ\text{C}$  und 200 bar ohne Pulverbett behandelt werden.

In **Bild 1** sind die Abmessungen der Mikroproben schematisch dargestellt, sowie die für die Herstellung der Biegebalken verwendete Arraygeometrie in den verschiedenen Behandlungszuständen.



**Bild 1:** v.l.: Abmessung Biegeprobe, Probenarray als mikrogefrästes Urmodell, abgeformter Grünkörper (Si), nitridiert und gesintert ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ) [2].

## 2.2 Experimentelle Methoden

Die Proben wurden mittels eines konfokalen Weißlichtmikroskops (Modell Nanofocus  $\mu\text{Surf}$ ) hinsichtlich der Querschnittsabmessungen und der Oberflächenrautiefe  $R_t$  untersucht. Die charakteristischen Merkmale der Mikrostruktur, Menge und Verteilung von Poren und der amorphen Sekundärphase, wurden anhand von keramographischen Schliffen im Licht- und Rasterelektronenmikroskop untersucht. Die Häufigkeitsverteilungen der auftretenden Korngrößen und deren Kornstreckungsgrade wurden stereologisch bestimmt.

Die mechanische Prüfung unter Dreipunktbiegebelastung erfolgte mit der am Institut für Werkstoffkunde I des KIT entwickelten Mikrouniversalprüfmaschine [3]. Die Radien der drahterodierten Hartmetallaufleger betragen dabei  $50\ \mu\text{m}$  am unteren und  $100\ \mu\text{m}$  am oberen Auflager. Das untere Auflager wird bei den Versuchen mittels eines elektrodynamischen Schwingerregers lagegeregelt mit  $2\ \mu\text{m/s}$  nach oben gefahren. Das entspricht einer Belastungsgeschwindigkeit von  $400\ \text{MPa/s}$ , sodass Effekte auf Grund unterkritischen Risswachstums ausgeschlossen werden können.

Nach der mechanischen Prüfung von mindestens 30 Proben wurde die charakteristische Festigkeit nach der Weibullstatistik ausgewertet. Die Bruchflächen wurden hinsichtlich Art, Größe und Position des versagensauslösenden Defektes rasterelektronenmikroskopisch charakterisiert.

## 3 Ergebnisse und Diskussion

### 3.1 Gefüge

Die Gefüge der untersuchten Chargen weisen charakteristische Merkmale auf, die dem jeweils verwendeten Feedstock zugeordnet werden können. Die charakteristischen Größen der Mikrostruktur sind in **Tabelle 2** zusammengefasst. So zeigen die Proben der Chargen 1 und 2 große und mäßig lang gestreckte Nadeln, während bei den Chargen 3 und 4 größere Körner mit höherer Streckung auftreten. Die Sekundärphase ist homogen um und zwischen den Körnern verteilt. Bei den Chargen 5 bis 8 ist der Anteil an Sekundärphase höher und zudem auch inhomogen im Gefüge verteilt (**Bild 2**). Generell ist der Anteil an Sekundärphase höher als bei makroskopischen Proben zu erwarten ist. Die Ursache liegt vermutlich im Herstellprozess, da bei Zersetzungsreaktionen während des Sinterns die verflüssigte Sekundärphase durch die Kapillarwirkung aus der Sockelplatte in die Mikroproben gesogen wird. Der Streckungsgrad der Körner bei den Chargen 5 bis 8 ist deutlich geringer. Die Porosität steigt von sehr geringen

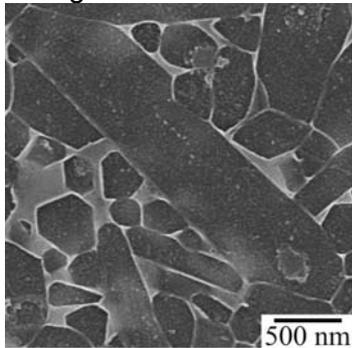
Werten für Charge 5 und 6, über mäßige (2 – 4 Vol.%) bei Charge 1 bis 4, zu deutlich höheren Werten der Chargen 7 und 8. Die Oberflächenrautiefe steigt tendenziell mit höherem Streckungsgrad der Körner an.

**Tabelle 2:** Sinterparameter, mikrostrukturelle und mechanische Eigenschaften

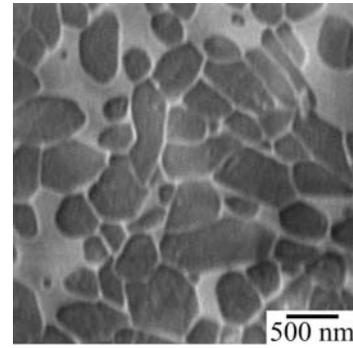
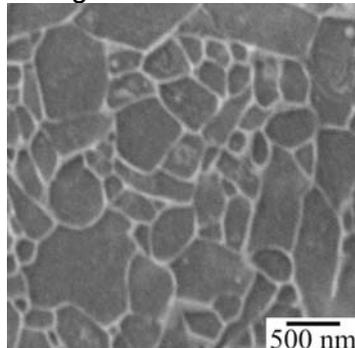
Charge	Sinter Temperatur [°C]	Sinterdauer [h]	Kornlänge [nm]	Streckungsgrad [-]	Porosität [%]	Anteil Sekundärphase [%]	Rt [µm]	$\sigma_0$ [MPa]	m [-]
1	1800	1	350	2,2	2,4	-	5,9	1035	11,5
2	1750	1	350	3,0	-	8,9	7,0	920	13,2
3	1750	2	500	3,9	4,1	-	4,7	1161	19,2
4	1800	1	710	3,6	1,4	16,4	4,0	1234	13,0
5	1750	1	710	2,0	1,3	16,9	2,9	921	12,4
6	1800	1	260	1,9	1,4	20,8	2,8	873	11,8
7	1750	2	-	-	4,2	37,6	4,8	544	13,1
8	1700	1	-	-	7,5	36,1	3,9	540	13,7

- keine Daten vorhanden

Charge 1



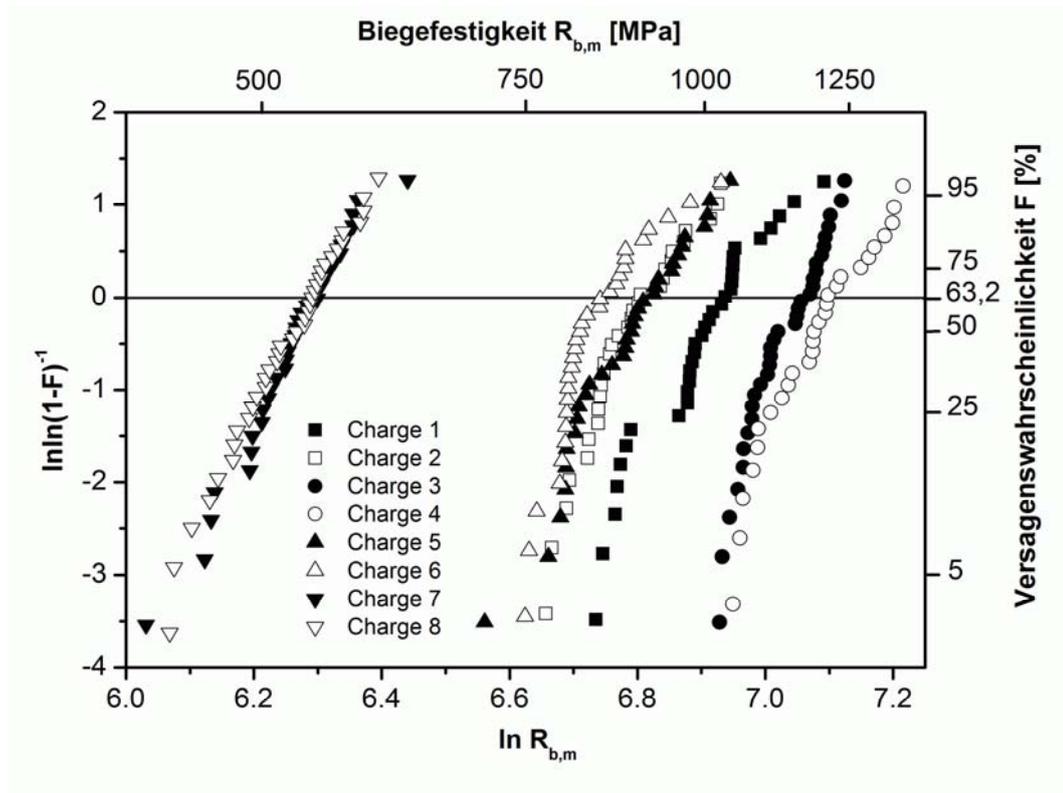
Charge 6: zwei Stellen an einem Schliff



**Bild 2:** Plasmageätzte Gefügeschliffe von Proben der Chargen 1 und 6 [4].

### 3.2 Mechanische Eigenschaften

In **Bild 3** sind die Weibullverteilungen der acht untersuchten Chargen dargestellt. Auch hier zeigt sich, dass die jeweils aus demselben Feedstock hergestellten Chargen sehr ähnliches mechanisches Verhalten zeigen. Die Festigkeiten liegen in einem Bereich von 540 bis 1200 MPa. Auffällig ist, dass die Chargen 1 bis 6 jeweils im niederfesten Bereich eine Abweichung von der idealen Weibullverteilung zeigen, während dies bei den Chargen 7 und 8 nicht der Fall ist. Die Ursache hierfür liegt vermutlich am R-Kurvenverhalten des Materials [4].

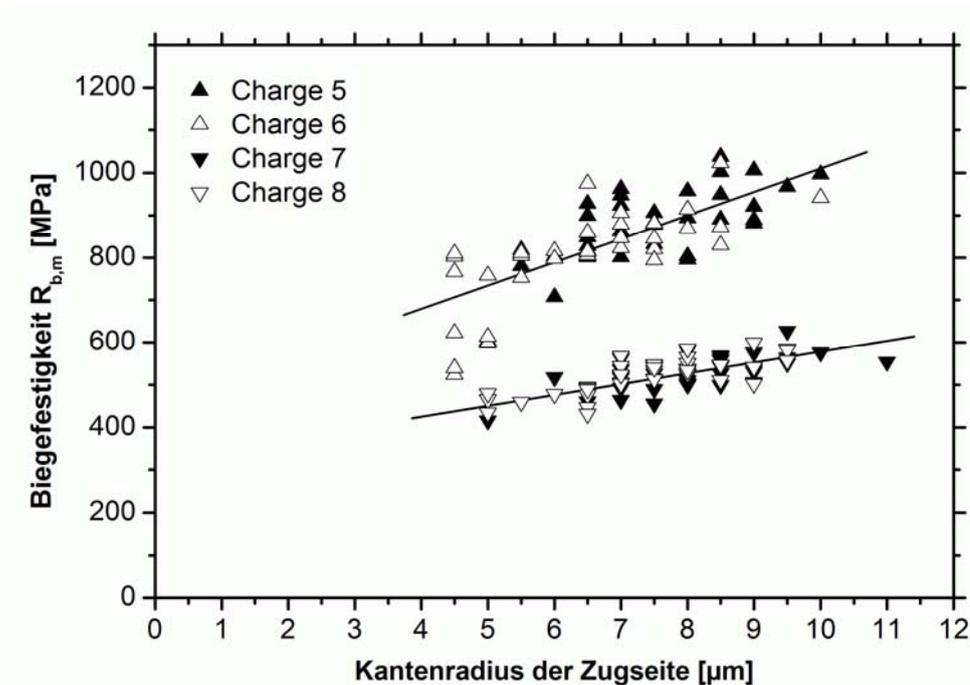


**Bild 3:** Weibullverteilungen der Chargen 1 bis 8.

Anhand der bisherigen Untersuchungen konnten eine Reihe von Faktoren abgeleitet werden, die die Festigkeit beeinflussen. Die Art und Menge der Sinteradditive beeinflusst das Kornwachstums und Sinterverhalten durch die Menge und Zusammensetzung der während des Sinterns flüssigen Sekundärphase. Ebenso beeinflusst die Feinheit des Si-Ausgangspulvers die Menge an Sekundärphase, da die  $\text{SiO}_2$ -Schicht auf den Si-Pulverpartikeln ihrerseits in die Sekundärphase übergeht. Zudem kann auch ein teilweises Auskristallisieren der amorphen Sekundärphase auftreten [2], was führt zu einer Abnahme der Festigkeit. Einen großen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften haben auch Menge und Verteilung der Sekundärphase, die eine geringere Festigkeit hat als die Siliziumnitridkörner. Hier gibt es noch Optimierungsbedarf, da zum einen eine gewisse Menge an Sekundärphase für das Flüssigphasensintern von  $\text{Si}_3\text{N}_4$  unerlässlich ist, zum anderen nimmt die Festigkeit mit steigendem Sekundärphasenanteil ab. Auch eine ggf. auftretende inhomogene Verteilung der Sekundärphase reduziert die Festigkeit (siehe Chargen 5 bis 8). Eine höhere Porosität reduziert erwartungsgemäß die Festigkeit, allerdings werden die höchsten Festigkeiten nicht bei den Chargen mit der niedrigsten Porosität gemessen. Anscheinend fördert eine gewisse Porosität das Nadelwachstum beim Sintern und die stärker gestreckten Körner erhöhen die Festigkeit. Letztlich beeinflussen Größe und Streckungsgrad der Siliziumnitridkörner maßgeblich die Festigkeit über das Rissausbreitungsverhalten.

In vorherigen Arbeiten wurde an  $\text{ZrO}_2$  der Effekt beobachtet, dass mit einer zunehmenden Verrundung der Mikroproben während der Entbinderung, eine deutliche Zunahme der Festigkeit verknüpft ist. Ursache für diese Festigkeitssteigerung ist die mit der Verrundung verbundene Ausheilung von oberflächennahen Defekten (Porosität und Rauheit).

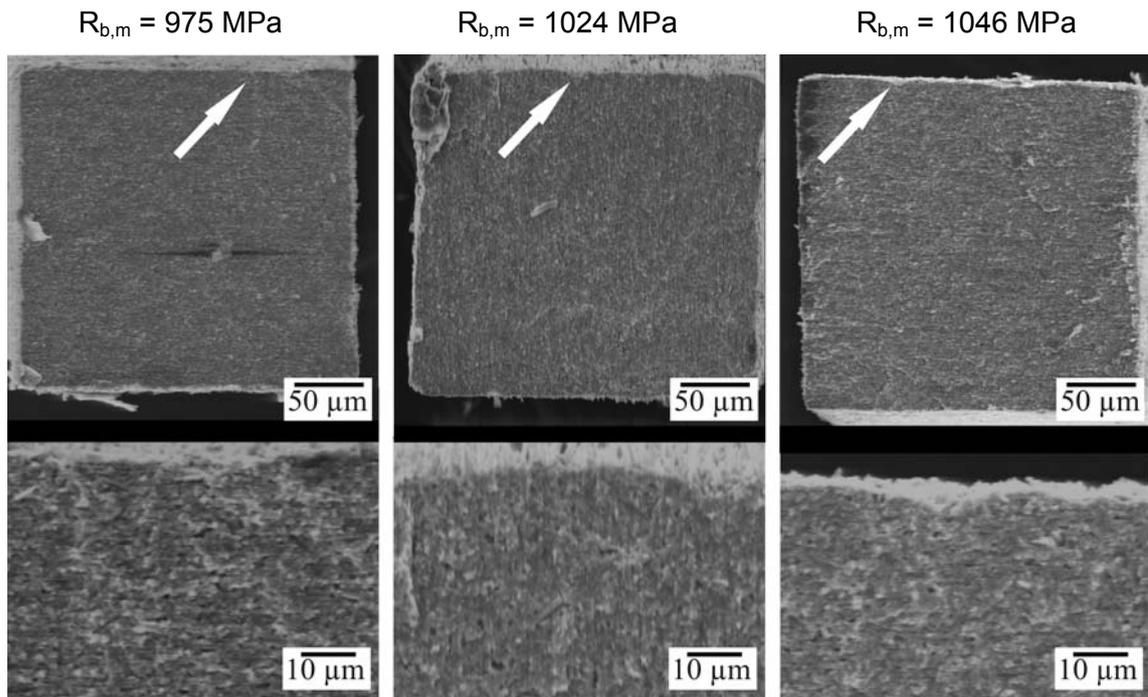
Im Vergleich der Chargen untereinander kann dieser Effekt bei  $\text{Si}_3\text{N}_4$  nicht nachgewiesen werden. Möglicherweise wird der Effekt der Defektausheilung von anderen Effekten (vgl. obige Einflussgrößen) überlagert. Betrachtet man aber die Festigkeiten und Radien der Probenkanten für Proben einer einzigen Charge, so ist ein klarer Zusammenhang zu erkennen. Wie **Bild 4** für die Chargen 5 bis 8 zeigt, steigt mit zunehmendem Kantenradius die Biegebruchfestigkeit. Wieder wird deutlich, dass der Effekt bei den Chargen aus demselben Feedstock sehr ähnlich ist. Auf Grund der höheren Porosität und dem höheren Sekundärphasenanteil, ist die Festigkeitssteigerung bei den Chargen 7 und 8 nicht so stark ausgeprägt, wie bei den Chargen 5 und 6.



**Bild 4:** Zusammenhang der Biegebruchfestigkeit der einzelnen Proben der Chargen 5 bis 8 und deren Kantenradius [4].

### 3.3 Fraktographie

Die fraktographische Untersuchung der Bruchflächen der Proben ist schwierig, da sich auf Grund der Mikrostruktur keine deutlichen Bruchlinien ausbilden. Als versagensauslösende Defekte lassen sich Poren und Unebenheiten an der auf Zug beanspruchten Oberfläche finden. Die in [6] beschriebenen Erscheinungsformen auf der Bruchfläche, die rund um den Versagensursprung auftreten, konnten bei den Bruchflächen der Mikroproben nur an wenigen Proben beobachtet werden. Diese Bruchstrukturen, „mirror“, „mist“ und „hackle“ genannt, zeichnen sich durch eine gesonderte Struktur der Bruchfläche aus und treten in der genannten Reihenfolge mit größer werdendem Abstand zum Bruchausgang auf. Der „mirror“ zeichnet sich durch eine glatte Oberflächenstruktur aus, während bei „mist“ und „hackle“ die Oberfläche rauer erscheint. Die Größe dieser Bruchflächenerscheinungen ist proportional zu  $\sigma^{-2}$ , wobei  $\sigma$  die Spannung an der äquivalenten Position einer nicht gebrochenen Probe ist. Da das Versagen der Mikrobiegeproben überwiegend von Defekten an der Oberfläche der Zugseite ausgeht, sind die oben genannten Bruchflächenerscheinungen halbkreisförmig um den Ort des Bruchausgangs angeordnet (vgl. **Bild 5**).



**Bild 5:** Bruchflächen von Proben der Charge 1. Die Vergrößerung zeigt den Bereich des Bruchausgangs.

Bei Charge 5 weisen z.B. die Proben mit niedrigen Festigkeiten (Biegebruchspannung  $R_{b,m}$  beträgt ca. 800 MPa) Porendurchmesser  $d_p$  von ca. 10  $\mu\text{m}$  auf. Daraus lässt sich ein kritischer Spannungsintensitätsfaktor von  $K_c = 3,2 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$  abschätzen. Für Proben mit kleineren Defekten und höheren Festigkeiten ( $R_{b,m} \approx 950 \text{ MPa}$  und  $d_p = 2 \mu\text{m}$ ) ergibt sich  $K_c$  zu  $1,7 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$ . Ähnliche niedrige Werte für den kritischen Spannungsintensitätsfaktor bei SRBSN-Material sind in der Literatur zu finden [7].

#### 4 Zusammenfassung und Ausblick

Die bislang für  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Mikroproben erzielten Festigkeitswerte liegen im Bereich 500-1200 MPa und damit deutlich niedriger als bei den vergleichbaren Untersuchungen an  $\text{ZrO}_2$  (~2000 MPa). Ausgehend von einer Biegefestigkeit von 1000 MPa bei makroskopischen Proben, sollten für die hier gewählte Größe der Mikroproben nach dem Weibull-Größeneffekt Festigkeiten von 1600 bis 1900 MPa möglich sein (diese Abschätzung erfolgte unter der Annahme der Gültigkeit des Oberflächeneffektes und einem Weibullparameter  $m$  im Bereich von 10 bis 14). Bei dieser Betrachtung ist allerdings zu berücksichtigen, dass makroskopische Festigkeiten normgerecht an oberflächenbehandelten Proben ermittelt werden. Im Mikrobereich können Bauteile (und Prüfkörper) aufgrund der geringen Abmessungen nicht nachbearbeitet werden und müssen im „as-sintered“-Zustand ihre Funktion erfüllen. In der Literatur finden sich nur wenige Untersuchungen zur makroskopischen „as-sintered“ Festigkeit von  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Auf Grundlage der dort beschriebenen Festigkeiten von 445 - 750 MPa [8] bzw. 414 - 950 MPa [9], sind 1200 MPa für Mikroproben hingegen im Erwartungsbereich. Erste Untersuchungen an

Proben, die in einem Sinter/HIP-Prozess bei 200 bar gesintert wurden, zeigen trotz minimierter Porosität und fehlendem Pulverbett-Einfluss ebenfalls „nur“ Festigkeiten von 1200 MPa. Dies deutet daraufhin, dass auch mit einer weiteren Optimierung des Gefüges hinsichtlich Korngröße und -streckungsgrad sowie Sekundärphasenzusammensetzung keine wesentliche Festigkeitssteigerung mehr stattfinden wird, solange der „as-sintered“-Zustand der Probenoberfläche nicht entscheidend verbessert wird.

Die Untersuchungen haben die Notwendigkeit aufgezeigt, für die Herstellung von hochfesten Mikrobauteilen neben den Prozess-Gefüge-Eigenschaftsbeziehungen auch die Prozess-Oberflächenstruktur-Eigenschaftsbeziehungen zu optimieren.

Danksagung: Die Autoren danken Herrn Dr. Stefan Fünfschilling für das Plasmaätzen der Schlitze sowie der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) für die finanzielle Unterstützung im Rahmen des Sonderforschungsbereiches 499.

## 5 Literatur

- [1] M. Müller, W. Bauer, R. Knitter: Processing of micro-components made of sintered reaction-bonded silicon nitride SRBSN. Part 1: Factors influencing the reaction-bonding process. *Ceramics International*, **35**, 2577 – 2585 (2009)
- [2] M. Müller, J. Rögner, B. Okolo, W. Bauer, R. Knitter: Processing of micro-components made of sintered reaction-bonded silicon nitride SRBSN. Part 2: Sintering behaviour and micro-mechanical properties. *Ceramics International*, **36**, 707-717(2010)
- [3] M. Auhorn, T. Beck, V. Schulze, D. Löhe: Quasi-static and cyclic testing of specimens with high aspect ratios produced by micro-casting and micro-powder-injection-moulding. *Microsystem Technologies*, **8**, 109-112 (2002)
- [4] J. Rögner: Mechanische Eigenschaften urgeformter Mikroproben aus CuAl10Ni5Fe4, ZrO2 und Si3N4, Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Shaker Verlag GmbH, Aachen (2011)
- [5] P. F. Becher, E. Y. Sun, K. P. Plucknett, K. B. Alexander, C.-H. Hsueh, H.-T. Lin, S. B. Waters, C. G. Westmoreland: Microstructural Design of Silicon Nitride with Improved Fracture Toughness: I, Effects of Grain Shape and Size. *Journal of the American Ceramic Society*, **81**(11), 2821 – 2830 (1998)
- [6] R. Danzer, T. Lube, P. Supancic, R. Damani: Fracture of Ceramics. *Advanced Engineering Materials*, **10**(4), 275 – 298 (2008)
- [7] A. B. Kounga Njiwa, T. Fett, J. Rödel, G. D. Quinn: Crack-Tip Toughness Measurements on a Sintered Reaction-Bonded Si3N4. *Journal of the American Ceramic Society*, **87**(8), 1502-1508 (2004)
- [8] W. J. Tseng, H. Kita, *Ceramics International*, **26**, 197-202 (2000)
- [9] J. Stampfl, H.-C. Liu, S. W. Nam, K. Sakamoto, H. Tsuru, S. Kang, A. G. Cooper, A. Nickel, F. B. Prinz, *Materials Science Engineering A*, **334**, 187-192 (2002)

## **Einfluss des fertigungsbedingten Oberflächenzustandes auf den Formeinsatzverschleiß beim $\mu$ PIM und das tribologische Verhalten urgeformter Mikrokomponenten**

J. Schneider, T. Polzer, K.-H. Zum Gahr

Karlsruher Institut für Technologie  
Institut für Angewandte Materialien

Das Verschleißverhalten eines niedriglegierten Formenbaustahles sowie eines Ultrafeinkorn-Hartmetalls wurde in einem speziell konzipierten Einspritz-Modellprüfstand unter Beanspruchung durch  $\text{Al}_2\text{O}_3$ - und  $\text{ZrO}_2$ -Formmassen charakterisiert. Es zeigte sich, dass neben den Eigenschaften der Formmasse nicht nur die Härte, sondern insbesondere auch der fertigungsbedingte Oberflächenzustand der Formeinsatzmaterialien das Verschleißverhalten bestimmte.

Das tribologische Verhalten von  $\text{ZrO}_2$ -Keramik mit unterschiedlichen fertigungsbedingten Oberflächenzuständen wurde unter einsinniger, ungeschmierter Gleitbeanspruchung im Modellsystem Kugel/Scheibe charakterisiert. Die Ergebnisse verdeutlichten den signifikanten Einfluss des Oberflächenzustandes auf das Reibungsverhalten der  $\text{ZrO}_2$ -Selbstpaarung. Durch eine thermische Nachbehandlung der  $\text{ZrO}_2$ -Scheiben bei  $1300^\circ\text{C}$  konnte die Reibungszahl gegenüber dem polierten Referenzzustand um etwa 50% auf  $\mu = 0,2$  reduziert werden. Eine vergleichbare Verbesserung des tribologischen Verhaltens wurde auch mit einer  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ -Fremdpaarung erzielt.

### **1 Einleitung**

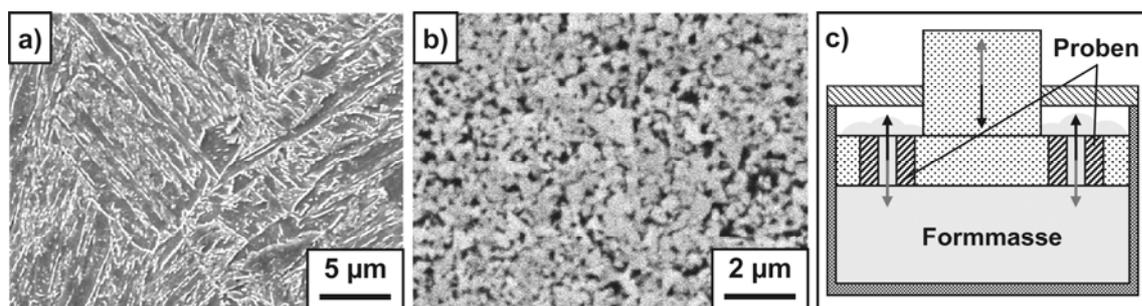
Der Mikrosystemtechnik werden als einer der Schlüsseltechnologien des 21. Jahrhunderts sehr hohe Wachstumsraten vorhergesagt. Um die Erwartungen erfüllen zu können, muss eine breite Werkstoffpalette für die kostengünstige Großserienfertigung von Mikrokomponenten sicher gestellt werden [1]. Während die Fertigung von polymeren Mikrobauteilen in Großserie als etabliert angesehen werden kann, ist die Fertigung von Mikrokomponenten aus metallischen und keramischen Materialien mittels Mikro-Pulverspritzgießen ( $\mu$ PIM) weiterhin Gegenstand der Forschung [2 - 3]. Die Verarbeitung abrasiver, gefüllter Formmassen führt bei den im Kunststoff-Mikrospritzguss typischerweise eingesetzten Formeinsätzen aus Silizium, Nickel oder Messing zu kurzen, unter wirtschaftlichen Gesichtspunkten unbefriedigenden Standzeiten [4]. Zur Sicherstellung einer kostengünstigen Fertigung keramischer oder metallischer Mikrokomponenten besteht daher ein dringender Bedarf an der Entwicklung von  $\mu$ PIM-Formeinsätzen aus verschleißbeständigen Materialien, wie z.B. im makroskopischen Formenbau genutzten Stählen oder Hartmetall [5]. Für die Strukturierung dieser Formeinsätze stehen neben dem Mikrofräsen u.a. die Mikrofunkenerosion sowie lasergestützte Fertigungsverfahren zur Verfügung [6 - 8].

Mikrotechnische Systeme mit beweglichen Teilen, wie z.B. Mikrogetriebe, werden meist aus polymeren oder metallischen Komponenten aufgebaut oder mittels Siliziumtechnologie realisiert. Die Verwendung dieser Materialien limitiert die Belastbarkeit der Systeme, so dass für die Realisierung zuverlässiger, tribologisch hochbeanspruchbarer Mikrosysteme alternative Werkstoffe etabliert werden müssen [9, 10]. Hier bieten sich unter den ingenieurkeramischen Materialien, die im Makrobereich erfolgreich als Tribowerkstoffe eingesetzt werden [11], insbesondere die Oxidkeramiken als erfolgversprechend an, da sie sich sehr gut für die Fertigung von Mikrobauanteilen in Großserie durch das Mikro-Pulverspritzgießen eignen [3]. Im Makrobereich gewonnene Erkenntnisse zum Verhalten von Tribopaarungen lassen sich allerdings nicht ohne weiteres in die Mikrowelt übertragen, da bedingt durch das hohe Oberflächen/Volumen-Verhältnis im Mikrobereich Adhäsions- oder Kapillarkräfte oft die Größenordnung der von außen aufgetragenen Belastungen erreichen oder diese sogar übersteigen. Daher sind spezielle Untersuchungen für alle in einem tribologisch beanspruchten Mikrosystem verwendeten Materialien und Paarungen unerlässlich [12].

Im Rahmen dieser Forschungsarbeiten wurde zum Einen der Einfluss des fertigungsbedingten Oberflächenzustandes sowie unterschiedlicher keramischer Formmassen auf das Verschleißverhalten von Formeinsatz-Prüfkörpern aus einem niedriglegierten Werkzeugstahl und einem Ultrafeinkorn-Hartmetall charakterisiert. Zum anderen wurde der Einfluss des fertigungsbedingten Oberflächenzustandes sowie des Gegenkörpers auf das Reibungs- und Verschleißverhalten von  $ZrO_2$ -Keramik in Selbst- und Fremdpaarung unter einsinniger Gleitbeanspruchung bei Beanspruchungsbedingungen untersucht, wie sie in hochbelasteten mikrotechnischen Systemen auftreten.

## 2 Versuchsmaterial und experimentelle Methoden

Für die Modelluntersuchungen zum Formeinsatzverschleiß beim Mikro-Pulverspritzgießen wurde der Werkzeugstahl Toolox 44 (30CrMo6, Fa. SSAB Oxelösund) sowie das Ultrafeinkorn-Hartmetall TSF 44 (WC-12Co, Fa. Ceratizit) verwendet.

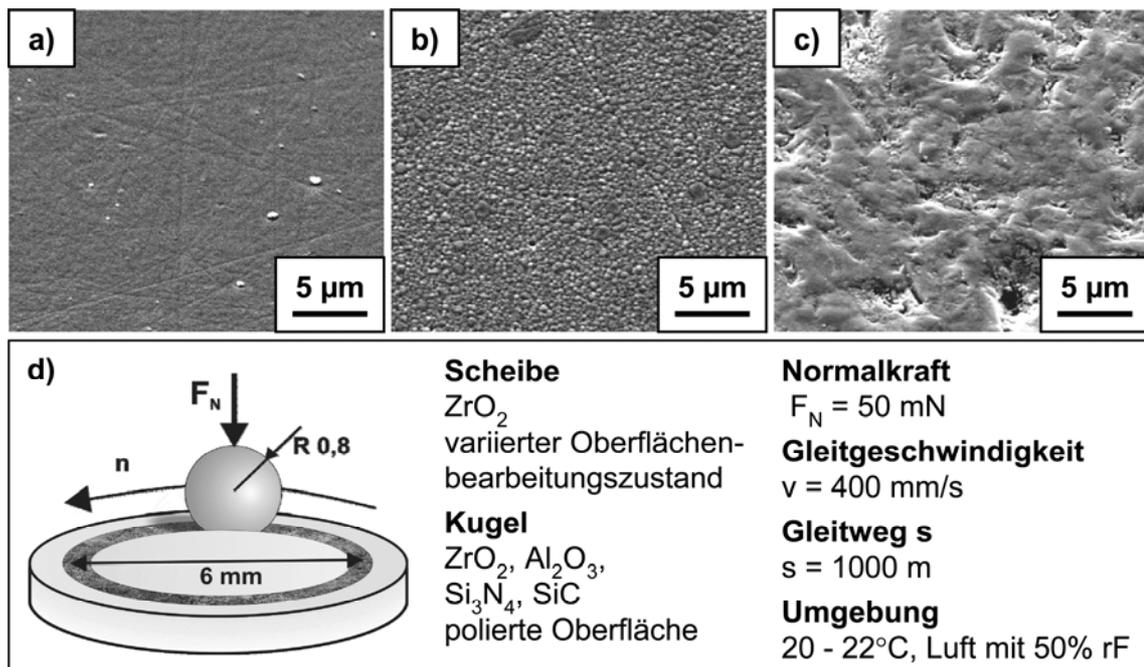


**Bild 1:** REM-Gefügebildungen des (a) niedriglegierten Stahls Toolox 44 und (b) des Ultrafeinkorn-Hartmetalls TSF 44 sowie (c) schematische Darstellung des Einspritz-Modellprüfstandes.

Der niedriglegierte Stahl Toolox 44, dessen Anlasstemperatur vom Hersteller mit  $590^{\circ}C$  angegeben wurde, wies eine Härte von 454 HV30 und ein homogenes Gefüge aus angelassenem Martensit mit feinverteilten Karbiden auf (**Bild 1a**). Die Härte des

Hartmetalls mit einem Anteil von 12 Ma.-% an Co-Binder und einer mittleren WC-Partikelgröße von  $d_{WC} = 0,4 \mu\text{m}$  lag bei 1825 HV30 (**Bild 1b**).

Für die Untersuchungen zum Verschleißverhalten beim  $\mu\text{PIM}$  mit keramischen Formmassen wurde ein im Rahmen des SFB 499 entwickelter Modellprüfstand eingesetzt. In einem mit  $14 \pm 1 \text{ cm}^3$  Formmasse gefüllten Zylinder bewegte sich ein mit zwei Prüfkörper-Paaren bestückter Kolben reversierend auf und ab (**Bild 1c**), wobei Formmasse mit einer mittleren Geschwindigkeit von 245 mm/s durch die von je zwei Probekörpern gebildeten quadratischen Nuten ( $1,5 \times 1,5 \text{ mm}^2$ ) gedrückt wurde. Das gesamte Werkzeug wurde je nach eingesetztem Bindersystem während der Versuche auf  $150^\circ\text{C}$  (Polyolefin/Wachs und Polyethylen/Wachs) bzw.  $170^\circ\text{C}$  (Polyazetal) temperiert. Bei allen Bindersystemen wurde 50 Vol.-%  $\text{ZrO}_2$  (Partikelgröße  $d = 0,3$  bis  $0,4 \mu\text{m}$ ) als Füllstoff verwendet. Zusätzlich wurde eine POM-Formmasse mit 58 Vol.-%  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Partikeln ( $d = 0,4$  bis  $0,6 \mu\text{m}$ ) eingesetzt. Nach 1400 Kolbenhüben, die jeweils einen Einspritzvorgang simulierten, wurde der Verschleiß der Probekörper bestimmt. Die Bearbeitung der Prüfkörper erfolgte durch Schleifen und die Strukturierung durch Fräsen (Stahl) bzw. durch Erodieren (Stahl, Hartmetall) am Institut für Produktionstechnik des KIT [7, 8]. Zusätzlich wurden die Oberflächen mikrogefräster Stahl- sowie erodierter Hartmetall-Prüfkörper am Institut für Angewandte Materialien (IAM-WK) durch abrasives Mikrostrahlen mit einer Mischung aus  $\text{SiC}$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  und Glasperlen (Körnung 10 bis  $20 \mu\text{m}$ ) nachbehandelt [13].



**Bild 2:** (a - c) REM-Aufnahmen der Oberflächen einer (a) polierten, (b) polierten und 2 h bei  $1300^\circ\text{C}$  geglähten, (c) polierten und mit Glasperlen mikrogestrahlten  $\text{ZrO}_2$ -Scheibe sowie (d) tribologisches Modellsystem und Versuchsparameter für die Untersuchungen im einsinnigen Gleitkontakt.

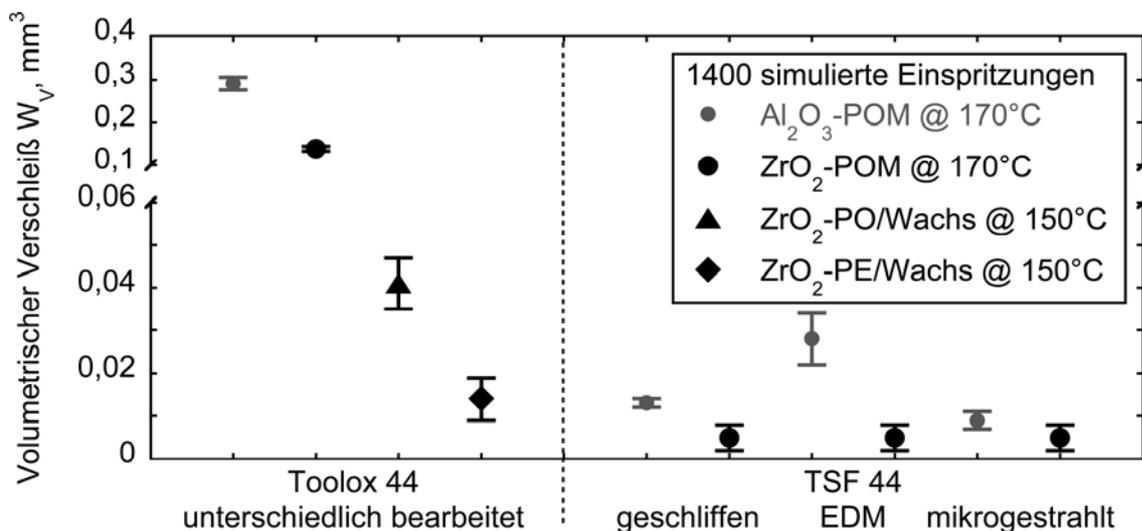
Für die mikrotribologischen Untersuchungen im Modellsystem Kugel/Scheibe wurden Scheiben aus handelsüblicher  $\text{ZrO}_2$ -Keramik (ZN101B, Fa. Ceramtec, 3 Mol%  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -Zusatz) eingesetzt. Als Gegenkörper kamen handelsübliche  $\text{ZrO}_2$ -,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -,  $\text{Si}_3\text{N}_4$ - und

SiC-Kugeln (Fa. Saphirwerk Industrieprodukte) im polierten Anlieferungszustand mit einem Durchmesser von 1,6 mm zum Einsatz. Die Funktionsflächen der ZrO<sub>2</sub>-Scheiben wurden standardmäßig poliert. Weiterhin wurden geschliffene Scheiben (Diamantschleifscheibe D25) eingesetzt sowie Scheiben, die nach dem Polieren zusätzlich bei 1300°C für 2 h bzw. bei 1500°C für 1 h gegläht oder durch abrasives Mikrostrahlen (IAM-WK, KIT) mit Glasperlen (GP) bzw. einem Gemisch aus SiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> und Glasperlen (Körnung jeweils 10 bis 20 µm) behandelt wurden. In **Bild 2** sind raster-elektronenmikroskopische Aufnahmen von ZrO<sub>2</sub>-Oberflächen in unterschiedlichen Bearbeitungszuständen dargestellt. Durch die thermische Nachbehandlung bildete sich im Vergleich zur polierten Oberfläche (R<sub>z</sub> = 0,10 µm) eine Reliefstruktur (R<sub>z</sub> = 0,12 µm) entsprechend der Korngröße der Keramik aus (**Bild 2a, b**). Das abrasive Mikrostrahlen führte zu einem deutlichen Aufräumen der Oberflächen (R<sub>z</sub> = 0,92 µm) (**Bild 2c**).

Die tribologischen Modellexperimente erfolgten in einem speziell entwickelten Kugel/Scheibe-Mikrotribometer unter ungeschmierter, einsinniger Gleitbeanspruchung mit einer Normalkraft von 50 mN sowie einer Gleitgeschwindigkeit von 400 mm/s bei Raumtemperatur an Luft mit einer relativen Luftfeuchte von 50% (**Bild 2d**).

### 3 Ergebnisse und Diskussion

Der nach 1400 simulierten Einspritzvorgängen mit Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>- und ZrO<sub>2</sub>-Formmassen für den Stahl Toolox 44 und das Hartmetall TSF 44 mit unterschiedlich bearbeiteten Oberflächen bestimmte volumetrische Verschleiß ist in **Bild 3** dargestellt.

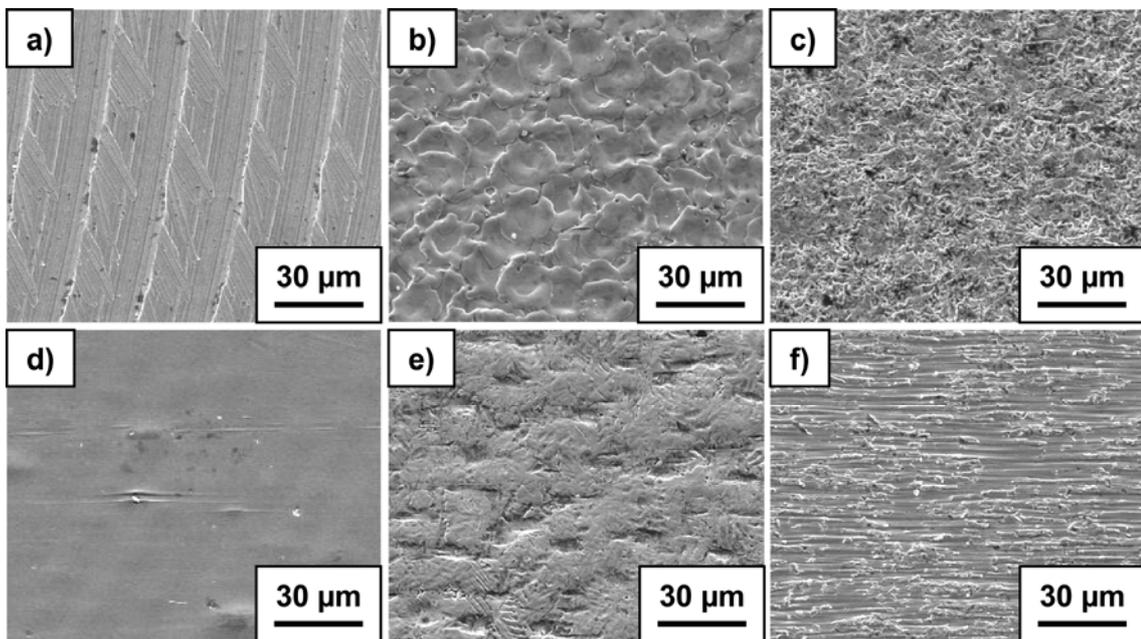


**Bild 3:** Volumetrischer Verschleiß des Stahls Toolox 44 und des Hartmetalls TSF 44 nach 1400 simulierten Einspritzungen mit Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>- und ZrO<sub>2</sub>-Formmassen in Abhängigkeit vom fertigungsbedingten Oberflächenzustand.

Der höchste Verschleiß wurde für Toolox 44 mit annähernd 0,3 mm<sup>3</sup> nach der Beanspruchung durch die Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-POM-Formmasse gemessen. Bei den Versuchen mit der ZrO<sub>2</sub>-POM-Formmasse lag der Verschleiß mit ca. 0,14 mm<sup>3</sup> um mehr als 50% niedriger. Die Wachs basierten ZrO<sub>2</sub>-Formmassen mit geringerer Viskosität führten trotz der von 170 auf 150°C gesenkten Formmasse-temperatur zu einer Verringerung des Verschleißes bis auf Werte von 0,014 mm<sup>3</sup> für die ZrO<sub>2</sub>-PE/Wachs-Formmasse.

Ein signifikanter Einfluss des fertigungsbedingten Oberflächenzustandes auf den Verschleißwiderstand des Stahls konnte nicht festgestellt werden.

In **Bild 4** sind gefräste, erodierte und abrasiv mikrogestrahlte ( $\text{SiC}$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , GP) Oberflächen des Stahls Toolox 44 im Ausgangszustand sowie nach 1400 simulierten Einspritzungen mit der  $\text{ZrO}_2$ -PO/Wachs-Formmasse gegenübergestellt. Auf allen beanspruchten Oberflächen waren noch deutlich Spuren der ursprünglichen Bearbeitung zu erkennen. Die durch das Mikroerodieren erzeugte raue Schmelzschicht mit den für dieses Fertigungsverfahren typischen Kratern war zum Teil abgetragen und eingeglättet (**Bild 4e**). Die Oberfläche des mikrogestrahlten Probekörpers war gekennzeichnet durch eine Vielzahl von in die Stahlmatrix eingebetteten Abrasivpartikeln. Um die Partikel herum kam es durch die erosive Wirkung der strömenden Formmassen-Schmelze zu einem bevorzugten Auswaschen der weicheren Stahlmatrix (**Bild 4f**).



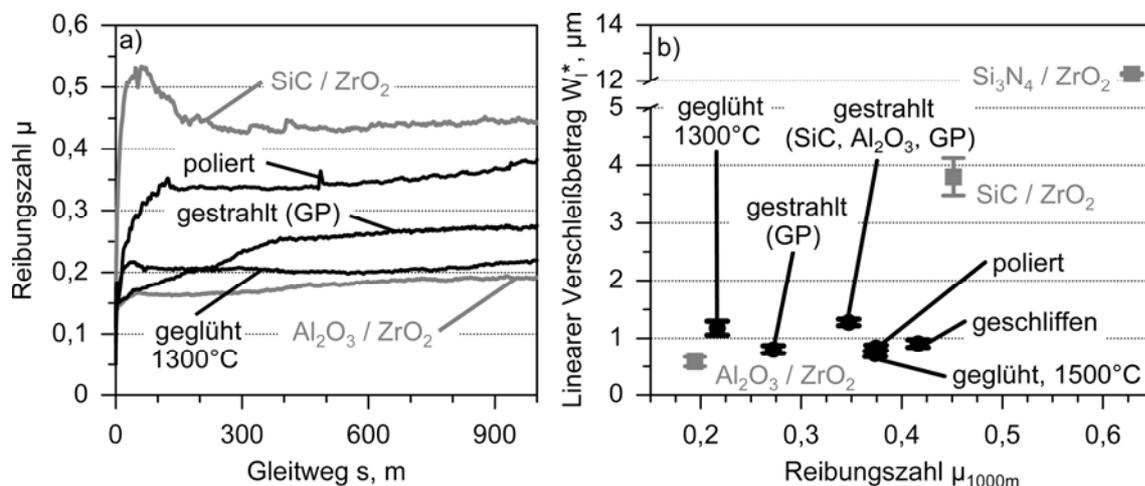
**Bild 4:** REM-Aufnahmen unterschiedlich bearbeiteter Stahl-Prüfkörper (a - c) im unbeanspruchten Zustand sowie (d - f) nach 1400 simulierten Einspritzvorgängen mit der  $\text{ZrO}_2$ -PO/Wachs-Formmasse: (a, d) gefräst, (b, e) erodiert und (c, f) abrasiv gestrahlt ( $\text{SiC}$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , Glasperlen).

Im Gegensatz zum Stahl zeigte sich für das Ultrafeinkorn-Hartmetall TSF 44 bei den Versuchen mit der  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -POM-Formmasse ein deutlicher Einfluss des Oberflächenzustandes auf das Verschleißverhalten (**Bild 3**). Der höchste Verschleiß von etwa  $0,03 \text{ mm}^3$  wurde für die Probekörper mit erodierten Oberflächen ermittelt und lag gegenüber dem Stahl Toolox 44 um einen Faktor von 10 niedriger. Die Hartmetall-Probekörper mit geschliffenen bzw. abrasiv mikrogestrahlten Oberflächen wiesen einen nochmals um einen Faktor von 3 geringeren Verschleiß auf. Nach Versuchen mit der  $\text{ZrO}_2$ -POM-Formmasse lag der Verschleiß unabhängig vom Oberflächenzustand der Probekörper im Bereich von  $0,005 \text{ mm}^3$ . Versuche mit Wachs basierten  $\text{ZrO}_2$ -Formmassen führten zu keinem messtechnisch erfassbaren Verschleiß.

Die Untersuchungen zeigten zwei Möglichkeiten zur Verschleißminimierung an  $\mu\text{PIM}$ -Formeinsätzen auf. Bei der Verwendung des durch Mikrofräsen einfach und kosten-

günstig strukturierbaren Stahls Toolox 44 muss aufgrund dessen geringer Härte auf Formmassen niedriger Viskosität zurückgegriffen werden. Berücksichtigt werden muss hierbei allerdings, dass die bei Nutzung solcher Formmassen meist geringere Grünkörperfestigkeit zu Schwierigkeiten bei der Entformung führen kann. Die Verwendung von Hartmetall-Formeinsätzen erlaubt prinzipiell auch die Verarbeitung von hoch abrasiven Formmassen. Allerdings nur unter der Randbedingung, dass die nach der funkenerosiven Bearbeitung vorhandene thermisch beeinflusste Randzone, die durch hohe Zugeigenspannungen und eine gegenüber dem Grundwerkstoff verringerte Härte gekennzeichnet ist [14], z.B. durch abrasives Mikrostrahlen vollständig entfernt wird.

**Bild 5a** zeigt die Reibungszahl in Abhängigkeit vom zurückgelegten Gleitweg unter einsinniger Gleitbeanspruchung für  $ZrO_2$ -Selbstpaarungen mit unterschiedlichem Bearbeitungszustand der tribologischen Wirkflächen der Scheiben sowie für Fremdpaarungen polierter  $ZrO_2$ -Scheiben mit SiC- bzw.  $Al_2O_3$ -Kugeln. Die Reibungszahl der polierten Selbstpaarung stieg zu Versuchbeginn von einem Wert um 0,15 kontinuierlich an und erreichte nach etwa 100 m Gleitweg einen Wert um 0,34. Ab einem Gleitweg von 500 m nahm die Reibungszahl dann bis zum Ende des Versuches geringfügig auf einen Wert von 0,38 zu. Eine Reduzierung der quasistationären Reibungszahl um annähernd 50% gegenüber der Paarung mit der polierten  $ZrO_2$ -Scheibe konnte für die Paarung mit der bei  $1300^\circ C$  geglähten  $ZrO_2$ -Scheibe beobachtet werden. Diese Paarung zeigte keine ausgeprägte Einlaufphase und über den gesamten Gleitweg von 1000 m eine Reibungszahl im Bereich um 0,2. Die Paarung der mit Glasperlen mikrogestrahlten  $ZrO_2$ -Scheibe zeigte eine kontinuierlichen Anstieg der Reibungszahl von einem Wert um 0,15 zu Versuchbeginn auf einen quasistationären Wert um 0,27, der nach etwa 350 m Gleitweg erreicht wurde.

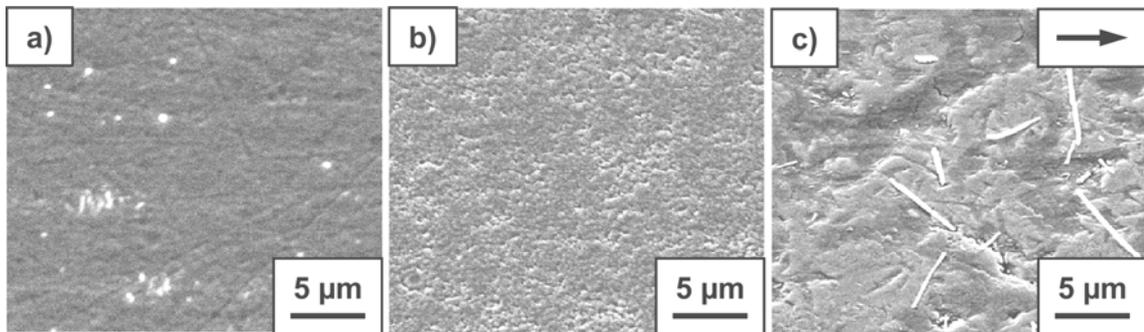


**Bild 5:** (a) Reibungszahl in Abhängigkeit vom zurückgelegten Gleitweg sowie (b) quasistationäre Reibungszahl und linearer Verschleißbetrag nach einem Gleitweg von 1000 m im einsinnigen Gleitkontakt für die  $ZrO_2$ -Selbst- und Fremdpaarungen ( $F_N = 50$  mN,  $v = 400$  mm/s, 50% rF).

Während der fertigungsbedingte Oberflächenzustand der  $ZrO_2$ -Scheiben unter den gewählten Belastungsbedingungen das Reibungsverhalten der Selbstpaarungen deutlich beeinflusste, konnte kein signifikanter Einfluss auf das Verschleißverhalten ermittelt werden. Für alle untersuchten  $ZrO_2$ -Selbstpaarungen lagen die nach einem Gleitweg

von 1000 m an den  $ZrO_2$ -Kugeln ermittelten linearen Verschleißbeträge zwischen 0,75 und 1,25  $\mu m$  (**Bild 5b**). An den  $ZrO_2$ -Scheiben konnte kein Verschleiß, sondern lediglich eine Einglättung der beanspruchten Oberflächen beobachtet werden.

Im Vergleich zur  $ZrO_2$ -Selbstpaarung zeigte die  $Al_2O_3/ZrO_2$ -Fremdpaarung mit polierter  $ZrO_2$ -Scheibe eine um etwa 50% reduzierte Reibungszahl, die im quasistationären Zustand bei etwa 0,2 lag (**Bild 5a**). Beide oxidkeramischen Gleitpaarungen wiesen nach einem Gleitweg von 1000 m einen linearen Verschleißbetrag von weniger als 1  $\mu m$  auf. Im Gegensatz hierzu führten die Paarungen des  $ZrO_2$  mit den Nichtoxidkeramiken SiC und  $Si_3N_4$  im Vergleich mit der  $ZrO_2$ -Selbstpaarung zu einer Erhöhung sowohl der Reibungszahl als auch des linearen Verschleißbetrages. Das ungünstige Verschleißverhalten der Paarungen mit den Nichtoxidkeramiken lässt sich durch den für diese Materialien in Wasser bzw. feuchter Luft typischen tribochemischen Verschleiß an den Kugeln erklären, der durch die geringe Wärmeleitfähigkeit des  $ZrO_2$  und die damit erhöhten Temperaturen im Tribokontakt zusätzlich begünstigt wurde [16].



**Bild 6:** REM-Aufnahmen unterschiedlich bearbeiteter  $ZrO_2$ -Scheibenoberflächen nach einem Gleitweg von 1000 m in Selbstpaarung: (a) polierte Oberfläche, (b) polierte und 2 h bei 1300°C geglühte Oberfläche sowie (c) polierte und mit Glasperlen mikrogestrahlte Oberfläche ( $F_N = 50$  mN,  $v = 400$  mm/s, 50% rF, Pfeil in Gleitrichtung).

Das sich stark unterscheidende Reibungsverhalten der  $ZrO_2$ -Selbstpaarungen schien mit der Topographie der Scheiben und damit mit der wahren Kontaktfläche im Tribokontakt zu korrelieren. Die polierten und geschliffenen Scheiben, bei denen während der Einlaufphase die Scheibenoberflächen weiter eingeebnet wurden (**Bild 6a**), resultierten in höheren Reibungszahlen im Vergleich zu den plateauartigen Oberflächen der bei 1300°C geglühten bzw. mit Glasperlen mikrogestrahlten Scheiben (**Bild 6b, c**). Neben der Topographie müssen als weitere Einflussfaktoren auf das tribologische Verhalten von  $ZrO_2$ -Selbstpaarungen auch die durch unterschiedliche Bearbeitungen bedingte Phasenzusammensetzung und Eigenspannungen berücksichtigt werden [15]. Entsprechende Untersuchungen werden aktuell durchgeführt.

#### 4 Danksagung

Die Autoren bedanken sich bei der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) für die Förderung der Arbeiten des Teilprojektes D3 im Rahmen des SFB 499 „Entwicklung,

*Produktion und Qualitätssicherung urgeformter Mikrobauteile aus metallischen und keramischen Werkstoffen“.*

## **5 Literatur**

- [1] J. Hesselbach, et al.: MicroPro - Untersuchung zum internationalen Stand der Mikroproduktionstechnik. Werkstattstechnik Online, 93, 119-128 (2003)
- [2] J. Giboz, T. Copponnex, P. Mele: Microinjection molding of polymers: a review. J. of Micromechanics and Microengineering, 17, R96-R109 (2007)
- [3] V. Piötter, T. Hanemann, R. Heldele, M. Mueller, T. Mueller, K. Plewa, A. Ruh: Metal and ceramic parts fabricated by micro miniature powder injection molding. Intern. J. Powder Metallurgy, 46, 21-28 (2010)
- [4] A. Bonsen, R. Beenders: Large-scale production: Challenges in ceramic injection moulding. Kunststoffe, 93, 48-53 (2003)
- [5] E. Bürkle, F. Johannaber, A. Kaminski: Verschleiß und Verschleißschutz beim Spritzgießen. Mat.-wiss. und Werkstofftechn., 26, 531-538 (1995)
- [6] B. Denkena, et al.: Micro-machining processes for microsystem technology. Microsys. Techn., 12, 659-664 (2006)
- [7] J. Fleischer, J. Kotschenreuther: The manufacturing of micro molds by conventional and energy-assisted processes. Intern. J. of Adv. Manufacturing Techn., 33, 75-85 (2007)
- [8] V. Schulze, P. Weber, M. Deuchert, S. Haupt, C. Ruhs, A. Kienzler: Limits and challenges of manufacturing micro moulds, Int. J. Nanomanufacturing, 6, 176-189 (2010)
- [9] B. Bhushan: Nanotribology and nanomechanics of MEMS/NEMS and BioMEMS/BioNEMS materials and devices. Microelectronic Eng., 84, 387-412 (2007)
- [10] K. Kato: Microtribology. Tribotest, 12, 201-210 (2006)
- [11] K. Kato, K. Adachi: Wear of Advanced Ceramics. Wear, 253, 1097-1104 (2000)
- [12] D. Drees, J.-P. Celis, S. Achanta: Friction of thin coatings on three length scales under reciprocating sliding. Surface & Coat. Technol., 188 - 189, 511-518 (2004)
- [13] A. Kienzler, C. Horsch, V. Schulze, D. Loehe: Application of micro peening for deburring and surface conditioning of micro milled moulds. Proc. 7<sup>th</sup> Euspen International Conference, Vol. II: pp 372-375 (2007)
- [14] A. Kienzler, J. Schneider, V. Schulze, K.-H. Zum Gahr, D. Loehe: Oberflächennachbearbeitung von Formeinsätzen für das Mikropulverspritzgießen. HTM J. Heat Treatm. Mat., 63, 207-212 (2008)
- [15] S. Novak, M. Kalin, P. Lukas, G. Anne, J. Vleugels, O. Van Der Biest: The effect of residual stresses in functionally graded alumina-ZTA composites on their wear and friction behaviour. J. Europ. Ceramic Soc. 27, 151-156 (2007)
- [16] T. Fischer, Z. Zhu, H. KIM, D. S. Shin: Genesis and role of wear debris in sliding wear of ceramic. Wear, 245, 53-60 (2000)

## **Fertigungstechnologien zur Erzeugung hochgenauer Mikrostrukturen und Oberflächen**

V. Schulze<sup>1,2</sup>, M. Deuchert<sup>1</sup>, C. Ruhs<sup>1</sup>, P. Weber<sup>1</sup>, R. Weingärtner<sup>2</sup>

Karlsruher Institut für Technologie (KIT)

<sup>1</sup>wbk Institut für Produktionstechnik

<sup>2</sup>Institut für Angewandte Materialien - Werkstoffkunde (IAM-WK)

Um Mikrokavitäten für urformende Prozesse herzustellen, sind das Mikrozerspanen, die Mikrofunktenerosion und das Mikrolaserabtragen verbreitete Technologien, die für ein sehr breites Materialspektrum und eine breite Größenskala geeignet sind. Darüber hinaus existieren Ansätze zur Nachbehandlung, wie das elektrochemische Abtragen, um die Mikroformeinsätze nachträglich zu optimieren. In der abschließenden Phase des Sonderforschungsbereichs 499 wurde dem Projektbereich der Arbeitsvorbereitung zum Ziel gesetzt, die Genauigkeit der Verfahren zu steigern und gleichzeitig eine hohe Prozesssicherheit zu gewährleisten. Durch die Integration entsprechender optischer und akustischer Messtechnik in die Werkzeugmaschinen wurde für die abtragenden Verfahren jeweils eine spezifische Prozessregelung entwickelt, um beim Laserabtragen die Fokusslage zu regeln und bei der Mikrofunktenerosion eine werkzeugverschleißbedingte Tiefenabweichung der gefertigten Kavität zu detektieren und zu kompensieren. Die erzielten Ergebnisse wurden kontinuierlich auf den kombinierten Laser/EDM-Bearbeitungsprozess übertragen. Zur Optimierung der gefertigten Formeinsätze wurde das elektrochemische Abtragen zur Steigerung der Oberflächengüte und Entfernung von Graten entwickelt und eine entsprechende Maschine aufgebaut. Um das im SFB 499 erarbeitete Wissen in die Industrie zu transferieren, wurde in der gegenwärtigen Phase ein Transferbereich eingerichtet. Hier wurden in Kooperation mit den Firmenpartnern neue praxisnahe Studien, Technologien und Produkte umgesetzt.

### **1 Einleitung**

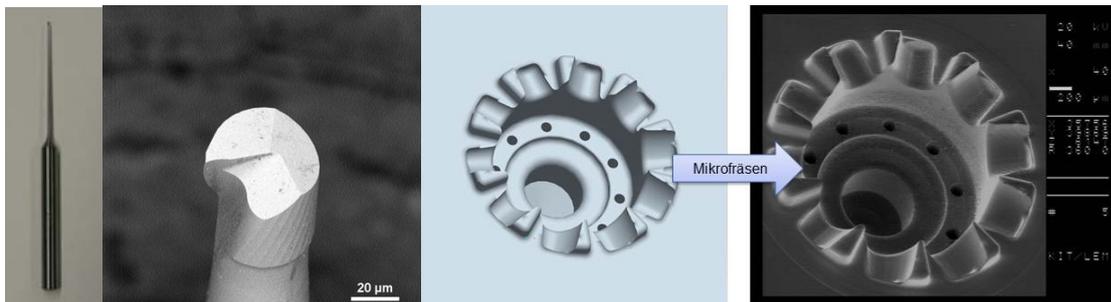
Die Mikrotechnologie in ihrer Vielfalt an Anwendungsfeldern, wie beispielsweise der Medizintechnik, Automobil- oder Elektrobranche, öffnet vielen innovativen Produkten neue Wege. Auch eine 2010 durchgeführte Studie zu Wachstumspotenzialen 2020 unterstreicht, dass industrielle Produktions- und Prozesstechnologien sowie die Mikrotechnologie als besonders zukunftsweisend gesehen werden [1].

Im Folgenden wird die Prozessvorbereitung näher beschrieben, die sich mit der Mikrostrukturierung von Werkzeugen aus hochfesten Materialien besonders unter den technologischen Gesichtspunkten der Steigerung der Prozesszuverlässigkeit, Prozessfähigkeit und Robustheit beschäftigt. Das Mikrofräsen, die Mikrofunktenerosion (EDM) und das Mikrolaserabtragen (LBM), sowie die Kombination aus EDM und LBM werden zur Strukturierung von Formeinsätzen eingesetzt. Durch eine Nachbearbeitung

mittels elektrochemischen Abtragens (ECM) werden eine Entgratung und eine Verbesserung der Oberflächenqualität der Bauteile erzielt.

## 2 Mikrozerspanen

Das Mikrozerspanen leitet sich aus den konventionellen zerspanenden Verfahren des Makrobereiches ab. Jedoch ergeben sich im Mikrobereich neue Effekte, die bei der Skalierung der Prozesse zum Tragen kommen. Diese Effekte betreffen sowohl den Prozess als auch die Maschine und das Werkzeug. Das Mikrozerspanen beinhaltet die typischen Verfahren wie z.B. das Mikrofräsen, Mikrodrehen und Mikrobohren. Die Vorteile des Mikrofräsens sind die Freiheit in der geometrischen Gestaltung, ein hoher Materialabtrag, die sehr gute Oberflächengüte am Werkstück und die breite Palette der bearbeitbaren Werkstückmaterialien. Das Mikrofräsen ist bei der Bearbeitung von Stählen jedoch auf eine Härte von etwa 64 HRC begrenzt [3]. Die Hauptthematik der Forschung stellt die Erhöhung der Prozesssicherheit dar. Weitere Felder sind das Erhöhen der Standzeiten, Genauigkeiten und die weitere Miniaturisierung. Um diese Ansätze sinnvoll zu verfolgen, rücken ganzheitliche Betrachtungen von der Kombination aus Maschine, Prozess und Werkzeug immer mehr ins Blickfeld der Forschung. Die Wiederholpräzision des Mikrofräsens (gemessen am gefertigten Bauteil) stößt bei dreidimensionalen Strukturen momentan mit  $\pm 2$  bis  $3 \mu\text{m}$  bei Stahlformen an ihre Grenzen [3].

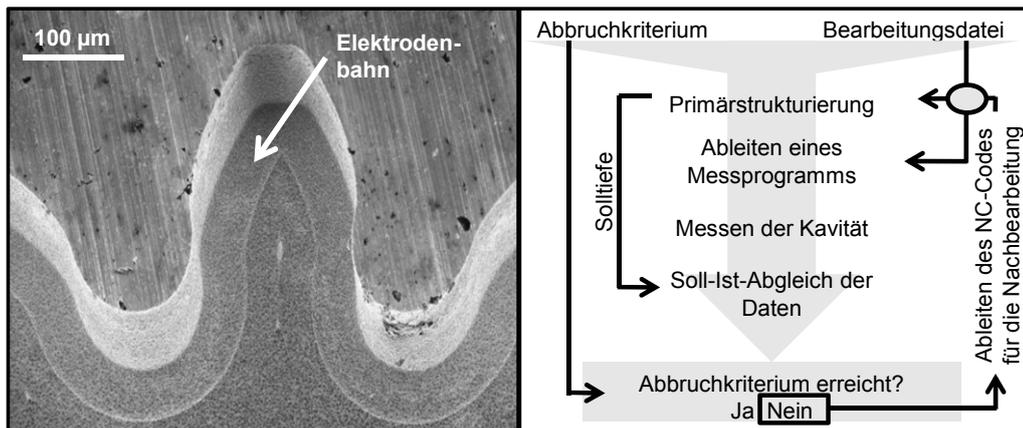


**Bild 1:** Links: Mikrofräser  $\varnothing 0,5 \text{ mm}$ , Aspektverhältnis 50; 2 v. L.: Mikrofräser Durchmesser  $50 \mu\text{m}$ ; 3 v. L.: CAD-Modell des Formeinsatzes Laufes des SFB 499; Rechts: Mikrogefräster Formeinsatz Laufes des SFB 499

Als Demonstrator des SFB 499 dient eine miniaturisierte Turbine, die abformend aus keramischen Werkstoffen hergestellt wird (**Bild 1, rechts**). Die dafür nötigen Formwerkzeuge aus Stahl sind so ausgelegt, dass sie mit einem Fräserdurchmesser von  $100 \mu\text{m}$  bei einem Aspektverhältnis von 10 umsetzbar sind. Hierfür wurden unter anderem spezielle am wbk entwickelte und auf das Mikrofräsen ausgelegte Werkzeuge verwendet (**Bild 1, links**). Diese Werkzeuge wurden in Hinblick auf optimierte Schaft- und Schneidengeometrie entwickelt, die für die Fertigbarkeit in Großserien ausgelegt wurde. Ebenfalls wurden diese bezüglich hoher Aspektverhältnisse, niedriger Schnittkräfte und einem hohen Miniaturisierungsgrad (kleinster  $\varnothing 20 \mu\text{m}$ ) deutlich verbessert. Des Weiteren wurden im Rahmen des SFB 499 und in einem von der AiF geförderten Forschungsprojekt verschiedene Methoden zur Kompensation des Rundlauffehlers/Schneidkanten-versatzes evaluiert und angewendet [4].

### 3 Mikrobahnerosion (EDM)

Bei der Mikrobahnerosion handelt es sich um eine flexible Variante der Mikrofunktenerosion, um hochgenaue Formeinsätze aus verschleißfesten Materialien herzustellen. Dazu wird eine zylinderförmige rotierende Elektrode ( $\varnothing \geq 20 \mu\text{m}$ ) verwendet, die NC-gestützt in einzelnen Bahnen und ebenenweise Material funkenerosiv abträgt und so die gewünschte Form erzeugt. Somit können komplexe Strukturen mit geometrisch einfachen und standardisierten Elektroden hergestellt werden. Der prozessbedingte Elektrodenverschleiß wird bei dieser Technologie durch eine konstante Zustellbewegung des Werkzeugs realisiert. Bedingt durch sich verändernde Prozessbedingungen bei voranschreitender Bearbeitungstiefe kommt es zu einem unregelmäßigen Werkzeugverschleiß und somit zu einer Geometrieabweichung am Bauteil, meist in Form von einer konvexen oder konkaven Wölbung in der Mitte der Kavität. Hauptsächlich ist dies auf eine unzureichende Spülung mittels Dielektrikum und eine variierende Bahnüberlappung zurückzuführen. Bei suboptimalen Prozessbedingungen können sich die Elektrodenbahnen in unterschiedlichen Tiefen in der Oberfläche der gefertigten Kavität ausbilden (**Bild 2, links**).



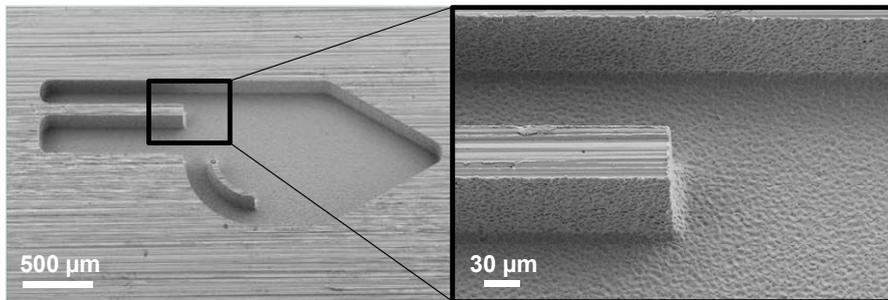
**Bild 2:** Geometrieabweichung durch veränderte Verschleißbedingungen (links); Prozessübergreifende Abtragregelung (rechts)

Basierend auf dieser Problematik wurde eine prozessübergreifende Abtragregelung für die Mikrobahnerosion entwickelt. Um die während des Prozesses entstehende Abweichung von der Ist- gegenüber der Sollkontur am Bauteil messen zu können, wurde ein konfokaler Weißlichtsensor in die Mikrofunktenerosionsmaschine integriert [5].

Da der Spotdurchmesser des Sensors lediglich einen Durchmesser von  $5 \mu\text{m}$  aufweist, ist das Abtasten der Gesamtstruktur zu zeitintensiv. Daher wurde der Ansatz verfolgt, den NC-Code der Bearbeitung für das Messen der Kontur zu verwenden, da bei der Mikrobahnerosion von einer planen Stirnseite der Elektrode ausgegangen werden kann. Durch diese Vorgehensweise konnte die Messzeit auf unter eine Minute reduziert werden. Darauf aufbauend wurde ein automatisch arbeitender Regelkreis mittels der graphischen Programmiersoftware LabVIEW entwickelt und programmiert (**Bild 2, rechts**). Zu Beginn der entwickelten Routine werden die Eingangsparameter hinterlegt, darunter der NC-Code für den ersten Fertigungsschritt und die Abbruchkriterien, wie zum Beispiel die maximal zulässige Abweichung von der Solltiefe

und die maximal zulässige Welligkeit der Oberfläche. Nach einem ersten Bearbeitungsschritt wird automatisch ein Messprogramm erstellt, das auf den Werkzeugbahnen des NC-Codes basiert. Im Anschluss an den Messzyklus werden die Daten des Sensors verarbeitet. Hierbei findet ein Abgleich der ermittelten Werte mit den zu Beginn definierten Abbruchkriterien statt. Basierend auf den gemessenen Daten und dem primären NC-Programm wird dann ein Nachbearbeitungsprogramm generiert und automatisch ausgeführt. Diese Qualitätsschleife wird iterativ durchlaufen, bis eines oder mehrere der Abbruchkriterien erfüllt sind.

Zur Validierung der prozessübergreifenden Abtragregelung wurde eine Testgeometrie festgelegt, die unterschiedliche Bahnüberlappungen und Elektrodenumkehrpunkte beinhaltet (**Bild 3**). Zur Fertigung wurde eine 100  $\mu\text{m}$ -Elektrode aus WC-6Co verwendet, um die Struktur in ein Werkstück aus 30CrMo6 zu erodieren. Nach dem insgesamt fünften Prozessschritt wurde eine Abweichung von der Ist- gegenüber der Solltiefe von unter 2  $\mu\text{m}$  erreicht und eine Oberflächenwelligkeit unter 1  $\mu\text{m}$ , was im Bereich der erzielbaren Oberflächenrauheit ( $R_z \approx 0,8 \mu\text{m}$ ) der Verfahrensvariante liegt.

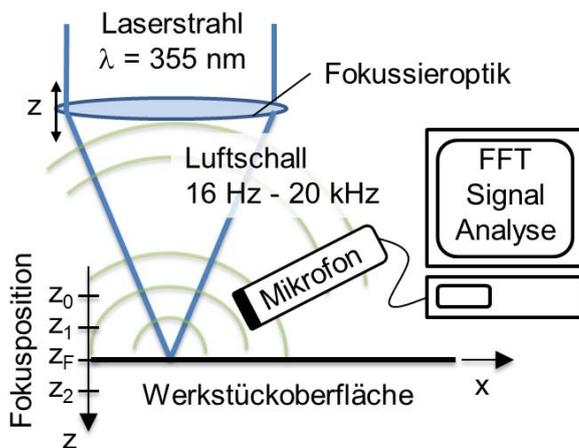


**Bild 3:** Erodierter Teststruktur mit prozessübergreifender Abtragregelung

#### 4 Mikrolaserabtragen

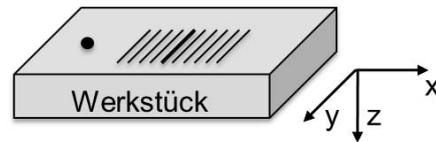
Laserablation mit ultrakurzgepulsten frequenzverdreifachten Nd:YAG-Lasern (355 nm Wellenlänge) ermöglicht Mikrostrukturierungen bis zu wenigen Mikrometern in hochfeste Materialien wie Hartmetalle, wärmebehandelte Werkzeugstähle und Keramiken. Puls für Puls, Bahn für Bahn und Ebene für Ebene lassen sich kleinste Strukturen mit einem Fokusbereich von 3  $\mu\text{m}$  heraus arbeiten. Das abgetragene Volumen pro Ebene schwankt aufgrund unterschiedlicher Absorptionseigenschaften in den einzelnen Schichten und Inhomogenität im Material. Durch die Streuung in der resultierenden Abtragtiefe während des Bearbeitungsprozesses ist die Fokusbereichsnachführung von Ebene zu Ebene gerade bei einem variierenden Materialspektrum unumgänglich, um defektfreie Oberflächen zu realisieren. Für einen definierten Abtrag in der Fokusebene, wurden im SFB 499 für die Mikrobearbeitung mit Lasern optische und akustische Regelungskonzepte für die angepasste Fokusbereichspositionierung und -nachführung entwickelt [6]. Beim akustischen Ansatz werden akustische Emissionen (Luftschall, 16 Hz - 20 kHz) während der Laserbearbeitung erfasst und für das Regelungskonzept genutzt (**Bild 4**). Befindet sich die Laserfokusebene auf der Oberfläche des Werkstücks, so ist ein deutlicher Signalausgang im Frequenzspektrum des Luftschalls detektierbar.

### Versuchsaufbau zur akustischen Fokuspositionierung bei der Mikrolaserablation:

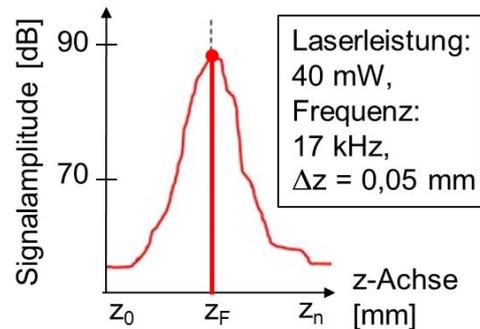


### Strategie:

Grob- > Feinpositionierung



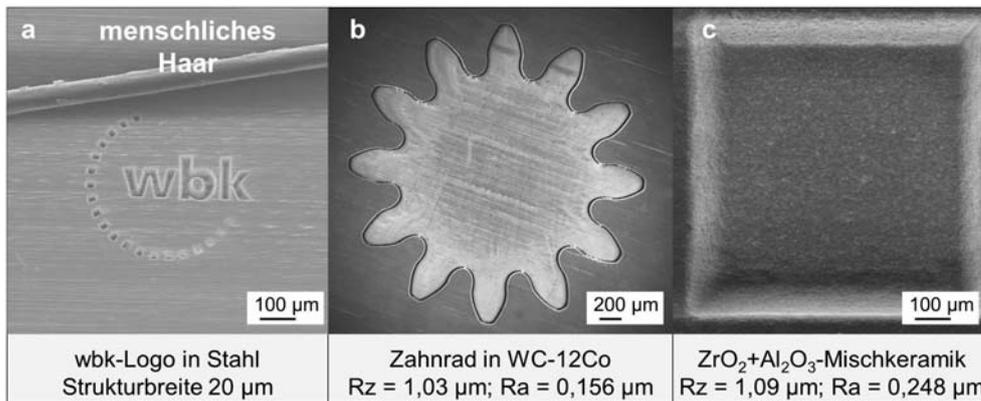
### Ergebnis Feinpositionierung:



**Bild 4:** Versuchsaufbau für die akustische Fokuspositionierung während der Mikrolaserablation

Bei konstanter Laserleistung können mithilfe des aufgezeichneten akustischen Signals und einer anschließenden Frequenzanalyse mittels Fast-Fourier-Transformation (FFT) Rückschlüsse auf die Fokuslage gezogen werden. Für die Positionierung der Fokusebene auf der Werkstückoberfläche werden zunächst eine Grob- und anschließend eine Feinpositionierung vorgenommen. Dabei werden auf der Oberfläche des Werkstücks Linien ablatiert und jeweils von Linie zu Linie die Fokusposition in Richtung des Werkstücks (**Bild 4**,  $z_0$  bis  $z_n$ ) zugestellt. Das aufgezeichnete Frequenzspektrum zeigt, dass während der Bearbeitung in der Fokusebene die Signalamplitude der 17 kHz Frequenz maximal ist und somit für die Regelung der Fokuslage genutzt werden kann. Die akustische Regelungseinheit beinhaltet ein speziell angepasstes LabVIEW-Programm, welches vollautomatisch nach dem Signalmaximum sucht und die dazugehörige z-Position im Fokus ( $z_F$ ) an die Maschinensteuerung übergibt, welche daraufhin die Fokusebene auf die akustisch ermittelte Position verfährt.

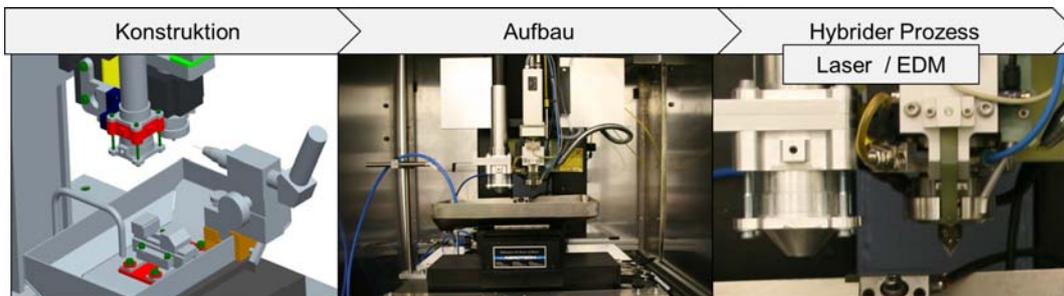
Anschließend wird mithilfe des optischen Regelungskonzepts nach jeder bearbeiteten Ebene die erreichte Ist-Tiefe der gefertigten Struktur mit einem konfokalen Weißlichtsensor gemessen und die Fokusebene von Ebene zu Ebene nachgeführt. Mit Hilfe der optischen und akustischen Regelungen können Oberflächenrauheiten von  $R_z \leq 1 \mu\text{m}$  in Hartmetall WC-12Co und auf der elektrisch nicht leitfähigen  $\text{ZrO}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3$ -Mischkeramik erzielt werden. **Bild 5** zeigt laserablatierte Mikrostrukturen mit erzielten Rauheiten von  $R_z$  kleiner  $1 \mu\text{m}$  in hochfesten Materialien.



**Bild 5:** Laserablatierte Strukturen in (a) wärmebehandeltem Werkzeugstahl X38CrMoV5-1, (b) Hartmetall WC-12Co, (c) Keramik ZrO<sub>2</sub>+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

## 5 Hybride Laser/EDM-Mikrofertigung

Kosten- und damit zeiteffizientes Arbeiten ist heutzutage speziell im Bereich der Fertigungstechnologie von besonderem Interesse. Um diese Herausforderung in der Mikrobearbeitung anzugehen, wurde im SFB 499 eine hybride Werkzeugmaschine, die die abtragenden Mikrofertigungsverfahren Funkenerosion (EDM) und Laserablation (LBM) in sich vereint, entwickelt und aufgebaut (**Bild 6**).



**Bild 6:** Entwicklung der hybriden Mikro-Laser/EDM-Maschine

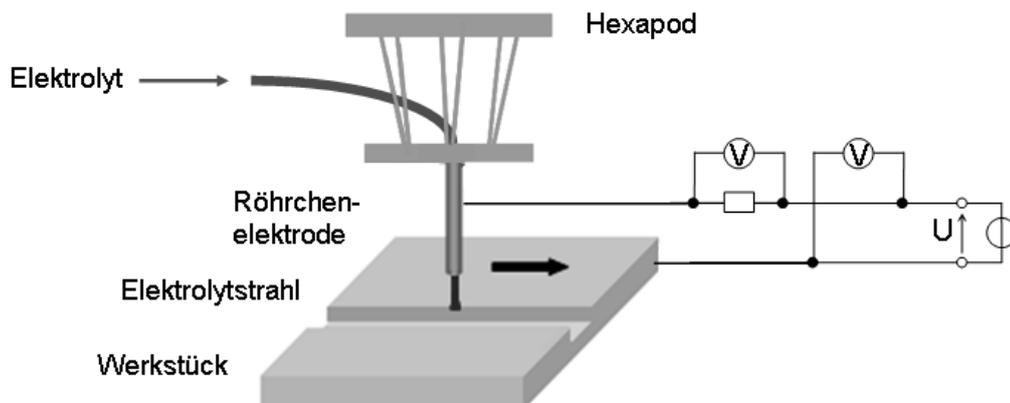
Die Kombination von EDM und Laserablation ermöglicht es, bei nur einer Aufspannung des Werkstücks, die Vorteile der jeweiligen Verfahren synergetisch zu nutzen und gleichzeitig die Nachteile zu minimieren. Beide Verfahren ermöglichen einen nahezu prozesskraftfreien Abtrag in hochfesten Materialien. Die EDM-Bearbeitung ermöglicht im Vergleich zur Laserablation hohe Abtragraten und hohe Aspektverhältnisse. Sie ist jedoch in der Miniaturisierung durch den kleinsten kommerziell erhältlichen Elektrodendurchmesser (40 µm) begrenzt. Bei der Laserablation steht dem Nachteil der kleinen Prozessgeschwindigkeit der Vorteil gegenüber, dass kleinste Strukturen (2 µm) in nahezu alle Werkstoffmaterialien gearbeitet werden können. Spezielle Strahlformationen führen zu Fokussdurchmessern von bis zu 1 µm und ermöglichen somit das hohe Miniaturisierungspotenzial.

Eine zu fertigende Geometrie wird mittels eines im SFB 499 entwickelten Bearbeitungsalgorithmus in Abschnitte unterteilt, die kostengünstiger und verfahrensbedingt besser für EDM oder für Laserablation geeignet sind. Am Beispiel der

Fertigung einer Spinddüsengeometrie in Hartmetall WC-12Co (TSF44) mit dem Durchmesser 560  $\mu\text{m}$  wird deutlich, dass der größere Bereich in der Mitte der Spinddüse geeigneter für die Bearbeitung mittels EDM mit ihren größeren Abtragungsgeschwindigkeiten ist, wobei die filigranen Strukturen  $< 50 \mu\text{m}$  mit dem Laser herausgearbeitet werden. Durch die Kombination aus beiden Verfahren wird die Bearbeitungszeit dieser Struktur um 50% gesenkt.

## 6 Mikro-Elektrochemisches Abtragen (ECM)

Um den beim Mikrofräsen entstehenden Grat sowie den bei der Laserablation entstehenden Schmelzschichttrand zu entfernen, wurden diese Strukturen durch elektrochemisches Abtragen nachbearbeitet. Dazu wurde ein Elektrolytstrahl durch ein Kathodenröhrchen aus Hartmetall mit einem Innendurchmesser von 0,18 mm geführt und mithilfe einer Hexapod-Verfahreinheit entlang der Bahnen bewegt, bei denen ein Abtrag stattfinden sollte (**Bild 7**). Durch Anlegen einer Spannung zwischen Röhrchenelektrode und Werkstück fand ein Abtrag von Metallionen am Werkstück statt. Vorteile des Verfahrens sind der bevorzugte Abtrag an Profilspitzen zur Entfernung von Graten ohne Abtrag der eigentlichen Fläche und das Ausbleiben von Prozesskräften, welche bei mechanischen Bearbeitungsverfahren auftreten. Es wurde das Elektrolyt AE 35 der Firma Schilling, eine wässrige Lösung, die Ammoniumnitrat, Zitronensäure monohydrat und Isopropanol (zu jeweils  $< 10\%$ ) enthält, verwendet.

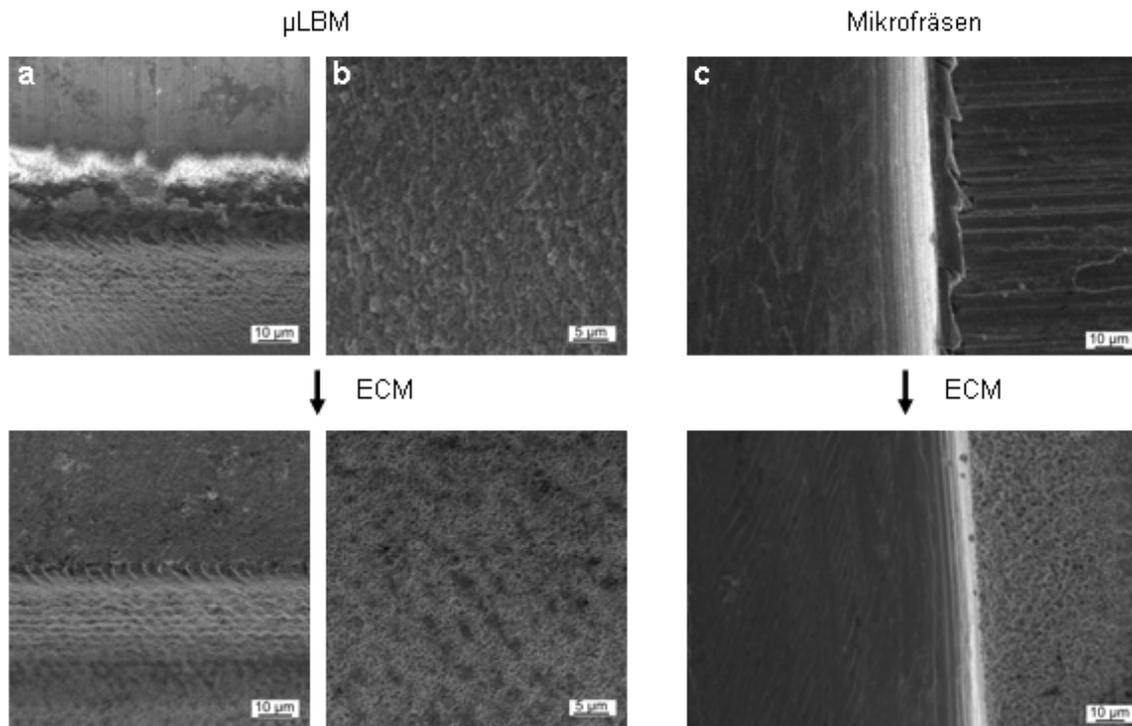


**Bild 7:** Schematische Darstellung der ECM-Anlage

Nach der ECM-Nachbearbeitung von Laser-gefertigten Strukturen in WC-12Co (TSF 44) mit einer Gleichspannung von 4 V sind dabei Anlagerungen von Schmelzschichten nicht mehr vorhanden, die sich zuvor an der Kante der Strukturen befanden und deren mittlere Höhe mithilfe eines konfokalen Weißlichtmikroskops zu 1,7  $\mu\text{m}$  bestimmt wurde (**Bild 8 a**). Auch im Grund der Struktur fand ein Abtrag statt, wobei die Rauheit dabei leicht von  $R_z = 0,4 \mu\text{m}$  auf  $0,3 \mu\text{m}$  gesunken ist (**Bild 8 b**). Der Abstand der Kathode zur Oberfläche des Werkstückes betrug dabei 0,3 mm.

Auch bei mikrogefrästen Strukturen in X5CrNiMo12-9-1 (Corrax) können mithilfe des elektrochemischen Abtragens bei einer Spannung von 6 V die Grate am Rand der Struktur entfernt werden, deren Höhe bis zu 10  $\mu\text{m}$  betrug (**Bild 8 c**). Die Rauheit im

Grund verbessert sich dabei von  $Rz = 1,2 \mu\text{m}$  auf  $0,8 \mu\text{m}$ . Der Abstand der Kathode zur Probenoberfläche betrug dabei  $0,5 \text{ mm}$ .



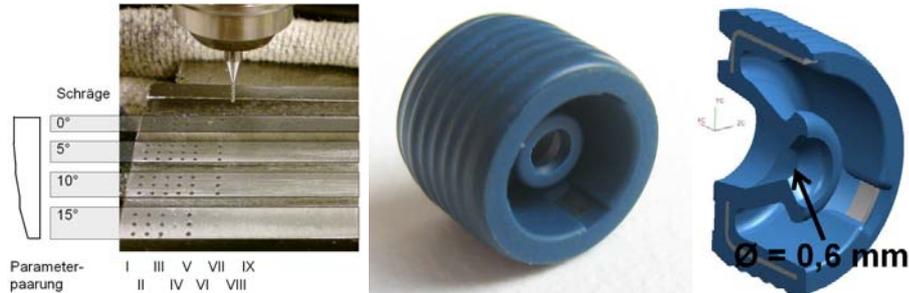
**Bild 8:** Entfernung der Schmelzschicht an der Kante (a) und Änderung des Strukturgrundes (b) einer durch Laser (LBM) abgetragenen Struktur; Entfernung der Grate und Verbesserung der Rauheit im Grund einer mikrogefrästen Struktur (c) durch ECM

## 7 Transferprojekte

Das Transferprojekt T1 des SFB 499 transferiert Prozesswissen über die Verfahren der Mikrofertigung Mikrofunktenerosion, Mikrolaserablation und Mikrozerspanen in die Industrie. Die transferierten Prozesse werden nachhaltig in einer online zugänglichen Datenbank, dem Online-Strukturkatalog, zur Verfügung gestellt. Bei der Fertigung feinsten Bohrungen ergeben sich Herausforderungen, die aus dem Makrobereich nicht bekannt sind. Eine Zielsetzung war die detaillierte Analyse des Prozesses Mikrobohren. Hierzu wurden Einflussparameter des Bohrprozesses gesammelt, gewichtet und daraus eine Strategie abgeleitet, die zu einem grundlegenden Prozessverständnis führte. Es wurden Erkenntnisse zu Werkzeugen mit unterschiedlichen Anschliffen und Schneidstoffen sowie Aussagen über deren Eignung gewonnen. Prozessparameter wurden variiert, die Gratbildung analysiert und Bearbeitungsstrategien validiert. Der Firmenpartner ermittelte für den Prozess des spanenden Mikrobohrens mit den erarbeiteten Parametern den cpk-Wert und führte eine Wirtschaftlichkeitsanalyse durch.

In Zusammenarbeit mit Freudenberg Dichtungs- und Schwingungstechnik wurden durch die im SFB 499 angewandten Mikrofertigungsverfahren Abformwerkzeuge durch mehrachsige Bearbeitung in Formenstahl umgesetzt. Durch diese Kooperation

inklusive der Technologietransferleistung und eine nachhaltige Dokumentation im Online-Strukturkatalog wurde im Rahmen des Transferprojekts T1 dem Firmenpartner die Skalierung von Radialwellendichtringen bis auf einen Wellendurchmesser von 0,6 mm ermöglicht und so der kleinste funktionsfähige Radialwellendichtring prototypisch umgesetzt (**Bild 9**).



**Bild 9:** Untersuchung Bohren schräger Flächen (links); Weltweit kleinster Radialwellendichtring, Wellendurchmesser: 0,6 mm (rechts)

Des Weiteren wurde ein Vergleich der Mikrofertigungsverfahren durchgeführt. Dieser baut auf den Untersuchungen des SFB 499 auf und gibt Aufschluss über die Eignung einzelner Verfahren zur Fertigung definierter Konturen. Es wurde eine Testgeometrie definiert, anhand derer die Stärken der Verfahren dargestellt werden konnten. Die Fertigungsstrategie wurde jeweils auf die Eigenheiten der Verfahren angepasst und die Auswertung des Verfahrensvergleichs in den Online-Strukturkatalog aufgenommen. Dieser dient als Grundlage für die Verfahrensauswahl. Die Bearbeitungsparameter und aktuelle Prozessgrenzen für die Fertigung einzelner Konturen sind hier für die Firmenpartner einsehbar.

## 8 Verfahrenvergleich und Zusammenfassung

Die drei Verfahren Mikrofunktenerosion, Mikrolaserablation und Mikrozerspanen ermöglichen die Strukturierung von Mikro-Formeinsätzen in unterschiedlichen Materialien. Durch eine Nachbearbeitung durch elektrochemisches Abtragen kann falls erforderlich entgratet und die Oberflächenqualität verbessert werden.

Das Mikrofräsen mit Fräserdurchmessern von 100 µm erlaubt durch die Optimierung der Werkzeuggeometrie die prozesssichere Herstellung von Strukturen mit Wiederholpräzisionen von bis zu  $\pm 2$  µm. Durch Mikrozerspanen wurden komplexe dreidimensionale Formen mit kleinsten Strukturdetails und hohen Aspektverhältnissen umgesetzt. Hierbei wurden Rauheiten erzielt, die unter  $R_z = 1$  µm betragen. Weiterhin wurden kleinste optimierte Fräswerkzeuge bis zu einem Durchmesser von 20 µm entwickelt, untersucht und in einem Großserienprozess hergestellt.

Bei der Mikro-Bahnerosion kann mithilfe einer Regelung der Zustellbewegung des Werkzeuges während des Prozesses eine minimale Abweichung vom Sollmaß der Strukturtiefe von unter 2 µm erreicht werden. Die erzielbaren Oberflächenrauheiten und -welligkeiten betragen dabei weniger als 1 µm. Das Verfahren eignet sich somit zur Herstellung hochgenauer Mikrostrukturen in leitfähigen Materialien.

Zudem ermöglicht das Mikrolaserabtragen die Strukturierung hochfester und auch nichtleitfähiger Materialien wie Keramiken. Durch Verwendung von Laserspots geringen Durchmessers und der entwickelten Regelung der Fokusalagnachführung über akustische Emissionen können Strukturbreiten unter 3 µm erzielt werden, sodass dieses Verfahren in Hinblick auf die Miniaturisierung über ein hohes Potential verfügt.

Um Formfehler aus der Fertigung durch Mikrofräsen und Laserstrukturierung zu entfernen, wurde ein Aufbau zum gezielten elektrochemischen Abtragen entwickelt. Dieser Aufbau ermöglicht es, Fräsgrate bzw. Schmelzschichtanlagerungen an den Kanten der Strukturen zu entfernen, wobei die Rauheit im Grund der Strukturen sogar noch leicht gesenkt werden konnte.

Die Kombination von Laser- und EDM-Fertigung in einer Anlage ermöglicht es außerdem, einzelne Bereiche einer Struktur je nach Eignung durch EDM und Laserablation zu bearbeiten, sodass Kosten und Bearbeitungszeiten um bis zu 50% gesenkt werden können.

Im Transferprojekt erfolgte ein Technologietransfer der drei Verfahren, Mikrozerspanen, Mikroerodieren und Mikrolaserablation. Weiterhin wurde innerhalb des Transferprojektes ein Vergleich der Verfahren anhand einer Teststruktur durchgeführt und eine Datenbank zur Auswahl eines geeigneten Fertigungsverfahrens erstellt. In Zusammenarbeit mit dem Projektpartner konnten mithilfe des erstellten Strukturkatalogs Radialwellendichtringen bis auf einen Wellendurchmesser von 0,6 mm skaliert und hergestellt werden.

## **9 Literatur**

- [1] Popp, R.: Wachstumspotenziale 2020. BAD ISCHLER DIALOG (2010)
- [2] N. N.: Sonderforschungsbereich (SFB) 499: Entwicklung, Produktion und Qualitätssicherung urgeformter Mikrobauteile aus metallischen und keramischen Werkstoffen. Internet: [www.sfb499.de](http://www.sfb499.de). (2011)
- [3] Fleischer, J., Schlipf, M., Deuchert, M., Dieckmann, A.-M.: Process Chain for the Manufacturing of Micro Parts and Molds. In: Conference Proceedings 7th International Conference of the European Society for Precision Engineering and Nanotechnology (EUSPEN), S. 177-180, Bremen, Germany (2007)
- [4] Schulze, V., Deuchert, M., Ruhs, C.: Kompensation des Größeneffekts Schneidkantenversatz im Mikrofräsprozess. In: Nc transfer Nummer 41, S. 17 (2008)
- [5] Schulze, V., Ruhs, C.: On-machine measurement for the micro-EDM-milling process using a confocal white-light sensor, Proceedings of the euspen International Conference, Delft, June (2010)
- [6] V. Schulze, P. Weber: Precise ablation milling with ultra short pulsed Nd:YAG lasers by optical and acoustical process control. SPIE Photonics West 2010 - LASE, San Francisco, USA, Proceedings of SPIE, document 7585-18 (2010)

# Zuverlässigkeit von mikrouorgeformten und nanostrukturierten Materialien unter Berücksichtigung der besonderen Anforderungen an Mikrobauteile

T. Kennerknecht, T. Straub, M. Funk, F.A. Çetinel, M. Härtelt, C. Eberl

Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Angewandte Materialien

## 1 Einleitung

Das mechanische Ermüdungsverhalten dünner Schichten unterscheidet sich teilweise deutlich von dem größer dimensionierter Strukturen [1]. Eine wichtige Rolle spielen dabei sogenannte Größeneffekte, welche einen Einfluss der Strukturgröße auf den ablaufenden Mechanismus darstellen [2, 3], wie z.B. der Wechsel von Plastizität aus Versetzungsbewegung hin zu Korngrenzprozessen bei kleiner werdender Korngröße. Skalierungseffekte sind ein weiterer Unterschied und stellen einen Zusammenhang zwischen Strukturgröße und der statistischen Defektgrößenverteilung her. Ein Beispiel hierfür ist der unterschiedlich starke Einfluss der relativen Größe der Oberflächenrauigkeit auf Ermüdungseigenschaften von Mikro- und Makrobauteilen. Ebenfalls von Interesse ist der technisch schwer zugängliche „very high cycle fatigue“ Bereich ab  $\sim 10^8$  Zyklen, in dem lange Zeit eine Dauerfestigkeit vermutet wurde. Dieser Bereich ist durch andersartiges Schädigungsverhalten gekennzeichnet [4] [5] und soll anhand ausgewählter Legierungen in Form von Mikroproben (Breite und Dicke in der Größenordnung von wenigen hundert Mikrometern) untersucht werden.

In diesem Beitrag werden speziell aufgebaute Mikroermüdungsapparaturen, besondere Messverfahren, die Probenherstellung und ausgewählte Ergebnisse vorgestellt und diskutiert.

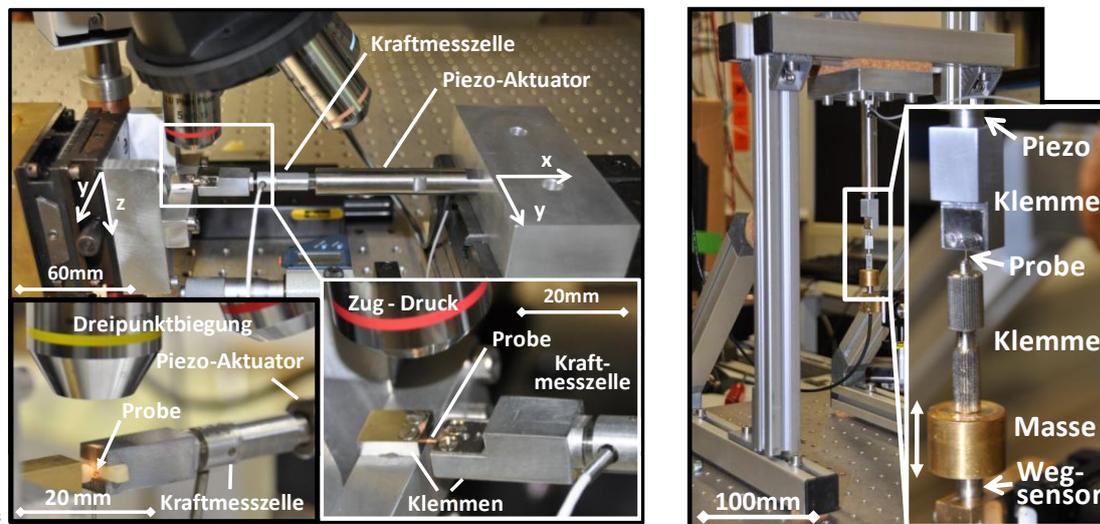
## 2 Speziell entwickelte Mikroermüdungsapparaturen

Die Durchführung werkstoffmechanischer Versuche an Mikrobauteilen stellt eine besondere Herausforderung dar. Positionierung, Ausrichtung und Fixierung der Proben müssen aufgrund der kleinen Probenabmessungen mit hoher Genauigkeit und Flexibilität erfolgen. Die Messgrößen (z.B. Kraft und Verfahrweg) sind klein, weshalb hohe Messgenauigkeiten erforderlich sind und kleine Fehlereinflüsse stärker ins Gewicht fallen. Um den Versuch durch die Messung nicht zu beeinflussen, muss verstärkt auf berührungslose Messverfahren zurückgegriffen werden. Vor diesem Hintergrund wurden in der Nachwuchsgruppe N01 des SFB499 verschiedene Versuchsaufbauten zur mechanischen Untersuchung von Mikrobauteilen, insbesondere bezüglich Ermüdung, entwickelt, die im Folgenden vorgestellt werden.

### 2.1 Versuchsaufbau für Ermüdungsexperimente bis 100 Hz

Ermüdungsversuche bei Frequenzen bis zu 100 Hz können an der in **Bild 1** links dargestellten Versuchsausrüstung durchgeführt werden. Ein Piezo-Aktuator mit integriertem Positionssensor (60  $\mu\text{m}$  Verfahrweg, 1,2 nm Auflösung,

Physikinstrumente, Deutschland) dient zur Erzeugung der zyklischen Verschiebung. Die Kraft wird mit einer dynamischen Kraftmesszelle (+/-50 N, Auflösung 0,25 mN, Disynet, Deutschland) gemessen, welche auf dem Piezo-Aktuator aufgebracht ist und an ihrem freien Ende die bewegliche Probenhalterung trägt. Der Piezo-Aktuator befindet sich auf einem x-y-Kreuzschlitten, um eine genaue Positionierung beim Einspannen der Probe zu ermöglichen. Ebenso ist die feste Probenhalterung auf einem x-y-Kreuzschlitten angebracht. Durch diese Flexibilität kann auf die Besonderheit jeder einzelnen Probe (z.B. Krümmung, Oberflächenfehler im Einspannbereich) reagiert werden und eine besonders schonende Einspannung gewährleistet werden. An dem Aufbau können sowohl Zug-Druck- als auch Dreipunkt-Biege-Versuche durchgeführt werden (siehe **Bild 1** links, Detailansichten).



**Bild 1:** Links: Ermüdungsapparat bis 100 Hz, Rechts: Resonanzapparat bis 2 kHz

Für die Probenvermessung und -inspektion vor dem Experiment, sowie zur Positionierung und optischen Messung quasistatischer Dehnungen während des Experiments wird eine Kamera (6.6 Megapixel, Pixelink, Canada) mit einem Mikroskop (Vergrößerung bis 35-fach, Nikon, Japan) verwendet. Das mittels Labview (National Instruments USA) eigens entwickelte Programm zur Ansteuerung des Versuchsaufbaus und zur Datenerfassung läuft im Wesentlichen auf einer FPGA-Karte (Field Programmable Gate Array), die eine parallele Erfassung und Verarbeitung der Daten von je 8 analogen Ein- und Ausgängen bei bis zu 200 kHz ermöglicht. Hierdurch wird eine schnelle Reaktion zur Abschaltung bei erreichten Grenzwerten realisiert. Außerdem ist somit ein robuster, präziser und ausreichend schneller Messbetrieb für langandauernde Ermüdungsversuche im kHz-Bereich gewährleistet, wie sie im nächsten Abschnitt beschrieben werden.

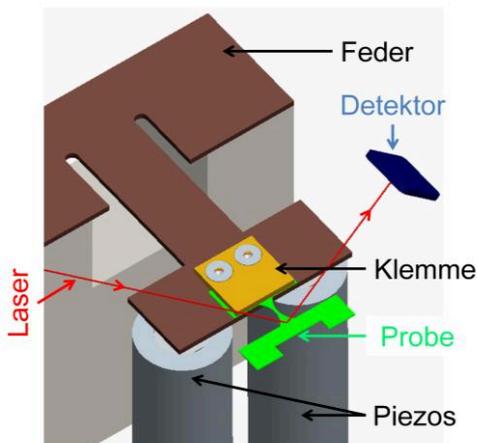
## 2.2 Versuchsaufbau für Ermüdungsexperimente bis 2 kHz

Um bei höheren Frequenzen testen zu können und somit in kürzerer Zeit hohe Zykluszahlen erreichen zu können, wurde eine in Resonanz arbeitende Ermüdungsapparat ohne Kraftmesszelle entwickelt (**Bild 1**, rechts). Hierbei wird die Probe mittels einer Klemme direkt auf dem Piezo-Aktuator befestigt, der in Richtung der Schwerkraft an einem Rahmen aufgehängt wird und zur Erzeugung der zyklischen

Bewegung dient. Am anderen Probenende wird eine Masse mit einer Klemme befestigt, welche die Resonanzfrequenz der Zug-Druck-Eigenform der Probe auf die gewünschte Ermüdungsfrequenz von 0,5 bis 2 kHz herabsetzt. Mit einem kapazitiven Abstandssensor (200 nm Auflösung bei 50 kHz Messfrequenz, Micro-Epsilon, Deutschland) wird kontinuierlich die Position der Masse gemessen. Hieraus kann die Beschleunigung der Masse und somit die auf die Probe wirkende Trägheitskraft abgeleitet werden. Das System wird mit dem Piezo-Aktuator sinusförmig bei der Zug-Druck-Eigenfrequenz der Probe erregt. Die Amplitude  $A$  der sinusförmigen Antwort der Masse wird gemessen und auf einen konstanten Wert geregelt, welcher der gewünschten Trägheitskraft  $F = m \cdot A \cdot (2 \cdot \pi \cdot f)^2 \cdot \sin(2 \cdot \pi \cdot f \cdot t)$  der Masse entspricht. Hierin sind  $m$  die an der Probe fixierte Masse,  $f$  die Erregungsfrequenz und  $t$  die Zeit. Unter Vernachlässigung der Luftreibung entspricht die Trägheitskraft der auf die Probe wirkenden zyklischen Kraft. Dieser ist die Gewichtskraft  $m \cdot g$  überlagert ( $g$ : Erdbeschleunigung). Da sie im vorgestellten Fall klein gegenüber der zyklischen Last ist, liegt das  $R$ -Verhältnis (Unterspannung/Oberspannung) nahe bei  $R = -1$ .

### 2.3 Versuchsaufbau für multiaxiale Ermüdung bis 2 kHz

Zur Durchführung multiaxialer Ermüdungsexperimente im kHz-Bereich wurde die in **Bild 2** dargestellte Apparatur entwickelt. Sie arbeitet im Resonanzbereich und ermöglicht uni- und multiaxiale zyklische Torsions- und Biegebelastungen. Finite-Elemente (FE) Simulationen haben gezeigt, dass die Resonanzfrequenzen von Biege- und Torsionsmoden durch eine geeignete Wahl der Probengeometrie bei der selben



**Bild 2:** CAD-Modell der multiaxialen Ermüdungsapparatur

Frequenz angeregt werden können, wodurch eine multiaxiale zyklische Belastung möglich wird. Hierfür wird die Probe einseitig mit zwei voneinander unabhängig angesteuerten piezoelektrischen Aktuatoren angeregt. Werden die Aktuatoren in Phase angesteuert, erfolgt eine reine Biegebelastung in der Probe. Durch eine gegenphasige Anregung wird eine reine Torsionsbelastung erzeugt. Die Biege- und Torsionsauslenkungen werden mit Hilfe eines Lasers optisch bestimmt. Hierfür strahlt ein Laser unter vordefiniertem Winkel auf die Probe. Die Reflexion des Strahles von der Probenoberfläche wird durch einen Detektor registriert und anschließend ausgewertet.

## 3 Besondere Messverfahren zur Ermüdung von Mikrobauanteilen

### 3.1 Fourier-Transformation der Messsignale unter Ermüdung

Die Fouriertransformation (FT) ermöglicht es, aus zyklischen Signalen die nichtlinearen Anteile in Form von höheren Harmonischen im Frequenzspektrum quantitativ zu erfassen. Diese korrelieren mit plastischen Verformungen, welche wiederum ähnlich wie die Selbsterwärmung [6], ein Maß für die Schädigung sind [7]. Um eine solche

FT-Analyse erfolgreich durchführen zu können, benötigt man Zeitabschnitte eines klaren „Antwortsignals“ der Ermüdung, beispielsweise das Dehnungssignal bei einem kraftgeregeltem Versuch. Die Länge der einzelnen Abschnitte bestimmt das Signal-Rausch-Verhältnis.

### **3.2 In-situ-Ermüdung im Transmissionselektronenmikroskop (TEM)**

Nanokristalline (nc) Metalle haben oft sehr gute mechanische Eigenschaften, jedoch sind ihre Verformungsmechanismen nicht vollständig verstanden. Nach dem derzeitigen Kenntnisstand geht die Verformung von versetzungs-basierten hin zu Korngrenzmechanismen wie z.B. Kornrotation und Korngrenzgleiten [8]. In-situ-TEM-Versuche (mit den in [9] gezeigten Methoden) wurden durchgeführt, um die Mikrostruktur von nc Materialien unter monotoner und zyklischer Zugbelastung zu beobachten. Somit lassen sich Rückschlüsse auf die ablaufenden Verformungsmechanismen ziehen. Hierzu wurde ein Picoindenter (Hysitron, USA) als Aktuator in einem TEM verwendet. Dessen Bewegung wird durch einen MEMS-Chip (Micro Electro Mechanical System), auf dem die Probe aufgebracht ist, in die erwünschte Zugbelastung der Probe umgewandelt.

## **4 Probenherstellung**

Ermüdungsexperimente in Zugschwell- bzw. in Wechselbeanspruchung wurden an Mikroflachzugproben aus Aluminiumbronze (CuAl10Ni5Fe4) durchgeführt (Herstellung: KIT, IAM-WPT, SFB 499). Der Probenquerschnitt beträgt auf der 1 mm langen Messstrecke  $260 \mu\text{m} \times 130 \mu\text{m}$ . Die Proben wurden im Vakuumdruckgussverfahren bei einer Gießtemperatur von  $1300^\circ\text{C}$  und einer Formtemperatur von  $1000^\circ\text{C}$  hergestellt [10].

Dreipunkt-Biege-Ermüdungsexperimente wurden an Mikrobiegeproben aus Y-stabilisiertem  $\text{ZrO}_2$  durchgeführt ( $200 \times 200 \times 1200 \mu\text{m}^3$ ). Diese wurden mittels Heißgießen hergestellt. Das Ausgangsmaterial war mit 3 Mol-%  $\text{Y}_2\text{O}_3$  dotiertes  $\text{ZrO}_2$ -Pulver (TZ-3YS-E, Tosoh, Japan). Der verwendete Binder bestand aus Paraffinwachs (TerHell Paraffin 6403, Schumann Sasol, Deutschland) und einem Dispergator (Hypermer LP1, Croda, England). Die Entbinderung fand bei bis zu  $500^\circ\text{C}$  an Luft statt. Zum Sintern wurden die Proben nach dem Aufheizen (3 K/min) 60 Minuten lang bei  $1450^\circ\text{C}$  drucklos an Luft gehalten [11].

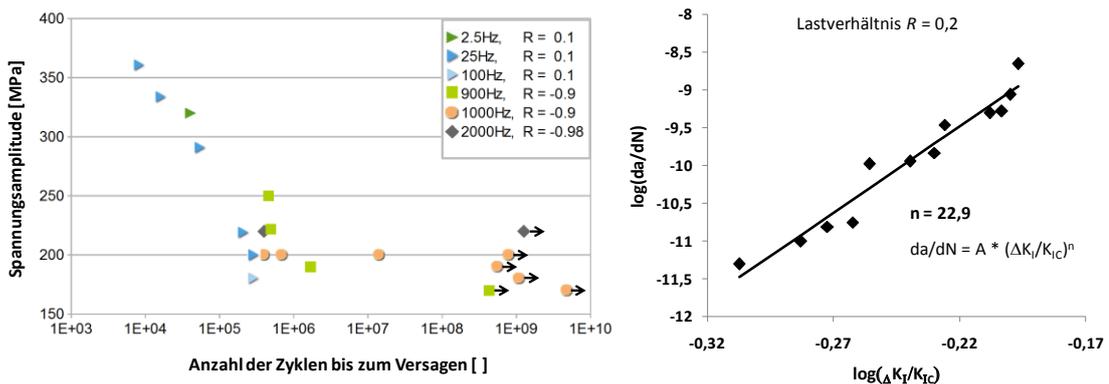
Die sanduhrförmigen Flachproben zur multiaxialen Ermüdung wurden aus Kupfer, Aluminium und (nanokristallinem) Nickel (Goodfellow, Großbritannien) mit einem rechteckigen Querschnitt von  $500 \mu\text{m} \times 200 \mu\text{m}$  hergestellt. Hierzu wurde Laserschneiden mit einem anschließenden Elektropolierverfahren kombiniert, um eine glatte Oberfläche und einen möglichst geringen Einfluss des Schneidprozesses in der Messstrecke zu gewährleisten.

Messungen mittels FT-Analyse wurden sowohl an grobkristallinen als auch an nanokristallinen sanduhrförmigen Nickel-Proben durchgeführt. Diese wurden durch Drahterodieren aus ca.  $220 \mu\text{m}$  dicken Folien (Integran, Canada) herausgeschnitten.

Für die Ermüdungsversuche im TEM wurden 50-60 nm dünne freistehende nanokristalline Kupferschichten verwendet. Diese wurden mittels „radio frequency (RF) magnetron sputtering“ hergestellt (Korngrößenverteilung mit einem Median von 50 nm). Um bei Raumtemperatur stängelkristallines Wachstum zu unterdrücken, wurde die Schicht in 5 Schritten mit 10 s langen Pausen abgeschieden. Zunächst wurde die gesputterte Schicht auf einen MEMS-Chip aufgebracht, der während des Versuchs zur Adaption an den Aktuator dient. Anschließend wurde die gewünschte sanduhrförmige Probengeometrie mit einem fokussierten Ionenstrahl (FEI- Strata 235 Dual Beam FIB) bei 30 kV und 100 pA zugeschnitten.

## 5 Ergebnisse und Diskussion

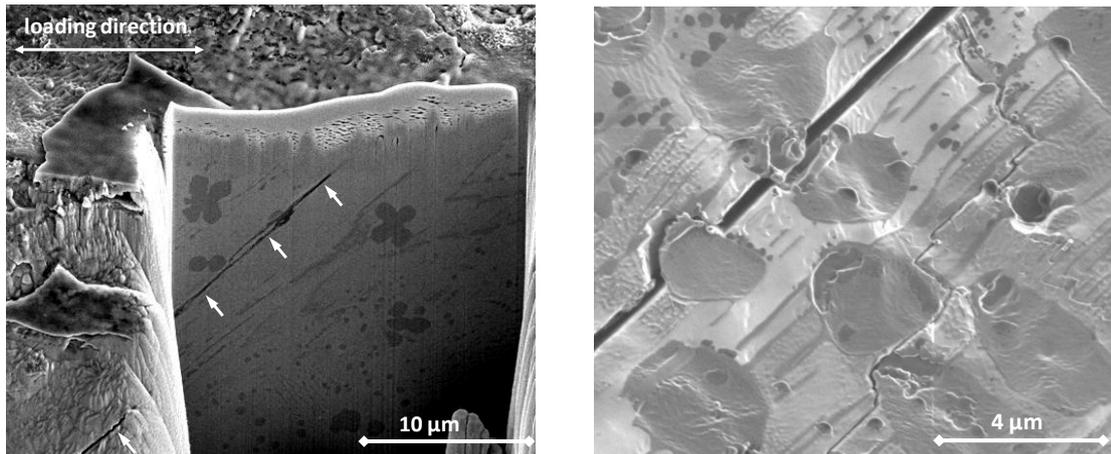
Das Lebensdauerdiagramm der Ermüdungsexperimente an Zugflachproben aus Aluminiumbronze ist in **Bild 3** links dargestellt. Die LCF Lebensdauern (Dreiecke) wurden bei 25 Hz, bzw. 100 Hz mit einem Lastverhältnis von  $R = 0,1$  ermittelt. Die übrigen Datenpunkte wurden mit dem resonanten Mikroermüdungsaufbau bei einem Lastverhältnis nahe  $R = -1$  gewonnen. Ein Dauerfestigkeitsniveau von ca.  $\sigma_a = 200$  MPa ist sichtbar.



**Bild 3:** Links: Lebensdauerdiagramm von Aluminiumbronze, Rechts: Risswachstumskurve von 3Y-ZrO<sub>2</sub>

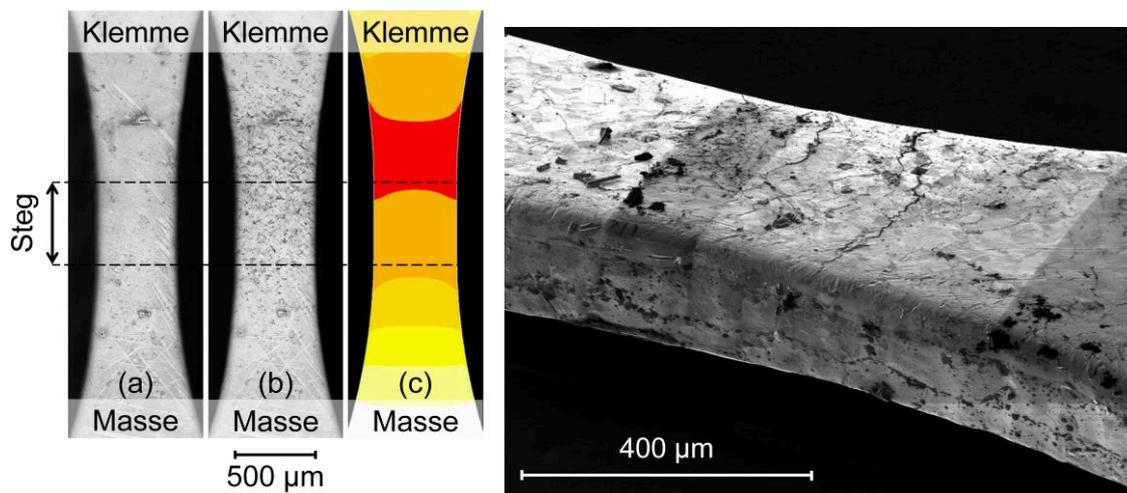
An ermüdeten Aluminiumbronze-Proben wurde die Mikrostruktur im Bereich detektierter Risse mittels Ionenstrahl- und Rasterelektronenmikroskop untersucht. Es ist offensichtlich, dass die heterogene Mikrostruktur der Aluminiumbronze das Bruchverhalten beeinflusst. In **Bild 4** links und rechts ist zu erkennen, dass der Riss bevorzugt entlang bzw. in lamellaren Ausscheidungen (NiAl-basiert [12]) verläuft und um globulare Ausscheidungen (Fe<sub>3</sub>Al-basiert [12]) herum abgelenkt wird.

Die Risswachstumskurve von Mikrobiegebalken aus 3Y-ZrO<sub>2</sub> ist in **Bild 3** rechts dargestellt. Sie wurde aus der Kombination erster Ermüdungsergebnisse (vgl. Versuchsaufbau aus Abschnitt 2.1) mit Bruchfestigkeiten aus Dreipunktbiegeversuchen berechnet (vgl. [13] zur statistischen Methode). Die zugrunde liegenden Ermüdungsversuche wurden bei einer Lastamplitude von 320 MPa (Lastverhältnis  $R = 0,2$ ) durchgeführt.



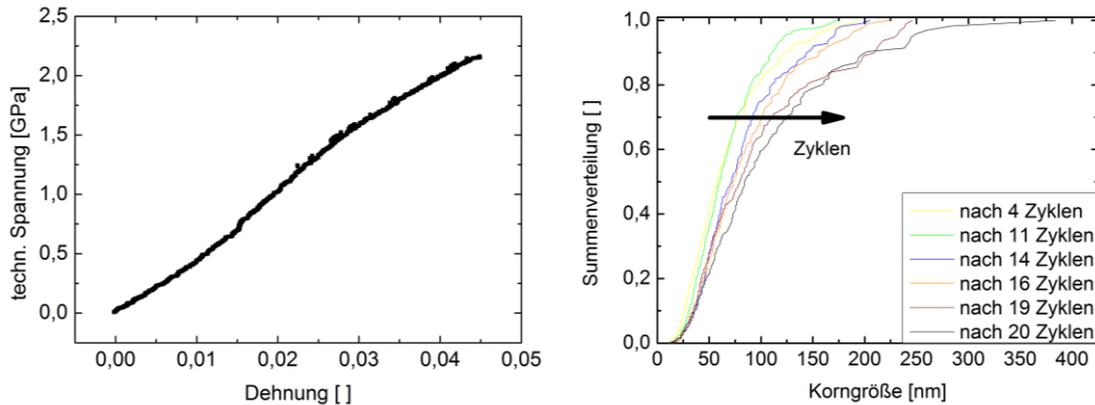
**Bild 4:** Links: Riss entlang lamellarer Ausscheidungen, Rechts: Riss entlang lamellarer Ausscheidungen wird von globularen Ausscheidungen abgelenkt

Die Weibullparameter der enthaltenen Festigkeitsverteilung sind  $\sigma_{0c} = 1148 \text{ MPa}$  und  $m = 9,1$ . Für die Berechnung der Risswachstumskurven wurde eine Risszähigkeit von  $4,1 \text{ MPa m}^{1/2}$  [14] angenommen, als Geometriefaktor für die im Material enthaltenen natürlichen Fehler wurde  $Y_I = 1,3$  gewählt. Die Risswachstumskurve kann mittels eines Potenzgesetzes (Paris-Gesetz, **Bild 3** rechts) beschrieben werden. Der ermittelte Risswachstumsexponent ist  $n = 23$ .



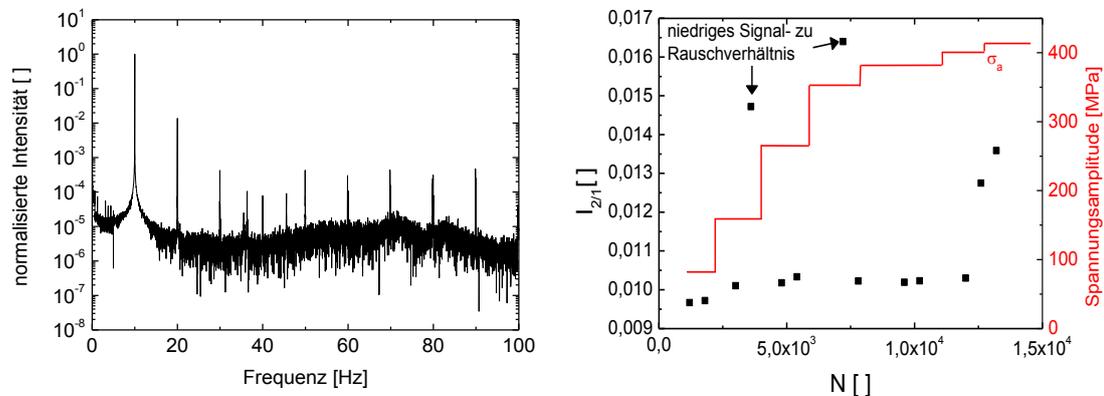
**Bild 5:** Links: (a) Ni-Biegeprobe, (b) ermüdete Ni-Biegeprobe nach 1E6 Zyklen bei einer Lastamplitude von 300 MPa, (c) FE Simulation der Von Mises Spannungsverteilung in der Biegeprobe, Rechts: REM Bild nach 1E8 Zyklen bei 300 MPa

Durch Ermüdung einer Ni-Probe unter reiner Biegebelastung mithilfe der multiaxialen Mikroermüdungsapparatur wurde Schädigung in Form von Oberflächenverrauung erzeugt. In **Bild 5** wird deutlich, dass diese Schädigung verstärkt in Bereichen auftritt, in denen die Spannung laut FE-Simulationen maximal ist.



**Bild 6:** In-situ-TEM Experimente an nc-Cu-Proben: Links: Technische Spannung (Kraft / Ausgangsquerschnitt) über Dehnung aus Digitaler Bildverarbeitung, Rechts: Entwicklung der Summenverteilung der Korngröße mit zunehmender Ermüdung.

In-situ Zugversuche an nc-Cu im TEM zeigten eine Zugfestigkeit von etwa 2 GPa und eine Dehnung von bis zu 4,5 % (**Bild 6** links). Die hohe Festigkeit ist durch die extrem geringe Korngröße (ca. 50 nm) zu erklären. Die für nc-Material relativ hohe Dehnung ist durch das geringe Probenvolumen und die damit verbundene geringe Anzahl von Defekten, die zu schädlichen Spannungsüberhöhungen führen, zu erklären. In einzelnen TEM-Aufnahmen nach 4 bis 20 Zyklen ist eine sukzessive lokale Kornvergrößerung zu erkennen (**Bild 6** rechts).



**Bild 7:** Links: Berechnetes FT-Spektrum mit Intensität über Frequenz, Rechts: Intensität des Peaks der zweiten Harmonischen über der Zyklenzahl des Laststeigerungsversuches

Gemäß der in [15] gezeigten Methode wurde in einem Laststeigerungstest die Spannungsamplitude  $\sigma_a$  schrittweise erhöht, was bei Erreichen plastischer Verformung zu einem starken Anstieg der Nichtlinearität führt. Dies ist in **Bild 7** rechts nach ca.  $1,25 \times 10^4$  Zyklen zu sehen. Ähnliches wurde bei [6] gezeigt, wobei hier als Skalierungswert statt der Nichtlinearität die Aufwärmung der Probe bzw. die Erhöhung des elektrischen Widerstandes aufgetragen wurde. Die Aufzeichnung dieser Parameter ist jedoch bei sehr kleinen Proben aus messtechnischen Gründen problematisch.

Danksagung: Die Autoren bedanken sich für die finanzielle Unterstützung durch die DFG im Rahmen des SFB499-N01 sowie bei folgenden Personen: KIT: O. Kraft, E. Ernst, A. Castrup, M. Wilhelm, D. Bugezi-Ahmeti, JHU: W.N. Sharpe, UCB: A. Minor, C. Chisholm, IFMA: Y. Lapusta.

## 6 Literatur

- [1] G. Zhang, C. Volkert, R. Schwaiger, P. Wellner, E. Arzt, O. Kraft: Length-scale controlled fatigue mechanisms in thin copper films. *Acta Materialia*, 54(11), 3127 – 3139 (2006)
- [2] R. Schwaiger, O. Kraft: Size effects in the fatigue behavior of thin Ag films. *Acta Materialia*, 51(1), 195 – 206 (2003)
- [3] Y. Furuya: Size effects in gigacycle fatigue of high-strength steel under ultrasonic fatigue testing. *Procedia Engineering*, 2(1), 485 - 490 (2010)
- [4] S. E. Stanzl-Tschegg, H. Mayer: Fatigue and fatigue crack growth of aluminium alloys at very high numbers of cycles. *International Journal of Fatigue*, 23, 231 - 237 (2001)
- [5] H. Mughrabi: Specific features and mechanisms of fatigue in the ultrahigh-cycle regime. *International Journal of Fatigue*, 28(11), 1501 - 1508 (2006)
- [6] P. Starke, F. Walther, D. Eifler: New fatigue life calculation method for quenched and tempered steel sae 4140. *Materials Science and Engineering: A*, 523(1-2), 246 – 252 (2009)
- [7] H.-W. Spiess, M. Wilhelm, D. Marig: Fourier-transform rheology. *Rheol Acta*, 37, 399 - 405 (1998)
- [8] K. S. Kumar, H. Van Swygenhoven, S. Suresh: Mechanical behavior of nanocrystalline metals and alloys. *Acta Materialia*, 51(19), 5743 – 5774 (2003)
- [9] M. Jin, A.M. Minor, E.A. Stach, J.W. Morris Jr.: Direct observation of deformation-induced grain growth during the nanoindentation of ultrafine-grained Al at room temperature. *Acta Materialia*, 52(18), 5381 – 5387 (2004)
- [10] G. Baumeister, B. Okolo, J. Rögner: Microcasting of Al bronze: influence of casting parameters on the microstructure and the mechanical properties. *Microsystems Technologies*, 14, 1647 -1655 (2008)
- [11] F. A. Çetinel, M. Müller, W. Bauer, J. Haußelt: Mikrospezifische Festigkeitssteigerung von keramischen Mikrobiegebalken durch Oberflächendefektausheilung während der thermischen Entbinderung. *Technologien und Werkstoffe* 13, 50 – 55 (2010)
- [12] F. Hasan, A. Jahanafrooz, G. Lorimer, N. Ridley: The morphology, crystallography, and chemistry of phases in as-cast nickel-aluminum bronze. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 13, 1337 - 1345 (1982)
- [13] T. Fett, G. Martin, D. Munz, G. Thun: Determination of  $da/dN$ - $K1$  curves for small cracks in alumina in alternating bending tests. *J. Mat.Sci* 26, 3320-3328 (1991)
- [14] R. Matt: Statisches und zyklisches Ermüdungsverhalten umwandlungsverstärkter ZrO<sub>2</sub>-Werkstoffe. Institut für Keramik im Maschinenbau, Universität Karlsruhe, 1996
- [15] M. Funk, C. Eberl: Investigations on the fatigue behavior of nanocrystalline metals. *Key Engineering Materials*, 465, 207 - 210 (2011)

## **2-Komponenten-Spritzguss und Sinterfügen - Potentiale in der Mikroproduktion**

J. Fleischer\*, K. Klimscha\*, A. Ruh\*\*, V. Piotter\*\*

wbk Institut für Produktionstechnik am Karlsruher Institut für Technologie (KIT)\*  
Institut für Angewandte Materialien - Werkstoffprozesstechnik (IAM-WPT) am  
Karlsruher Institut für Technologie (KIT)\*\*

Der vorliegende Artikel gibt einen Überblick über den derzeitigen Entwicklungsstand des automatisierten Sinterfügens sowie des Zwei-Komponenten-Pulverspritzgießens und erläutert die Potentiale beider Verfahren für zukünftige industrielle Anwendungen.

### **1 Einleitung**

Pulverspritzgießen (powder injection moulding = PIM) als Formgebungsverfahren ist eine Weiterentwicklung des Kunststoffspritzgießens, wobei hier an Stelle des Kunststoffgranulats eine plastifizierbare Mischung (Feedstock) aus metallischem oder keramischem Pulver und einem organischen, meist thermoplastischen Binder, verwendet wird. Somit können metallische oder keramische Bauteile mit der Komplexität von klassischen Kunststoffbauteilen urformend hergestellt und nach dem eigentlichen Abformvorgang und den anschließenden Prozessschritten – Entbindern (Entfernen des Binders) und Sintern – dichte und mechanisch feste Teile realisiert werden. Das Pulverspritzgießen im Allgemeinen eignet sich besonders für die Herstellung komplexer Mikro- und Kleinbauteile mit Abmessungen bis zu 20 mm Wandstärken bis zu 5 mm, wobei Maßtoleranzen von  $\pm 0,1-0,3$  % des Nennmaßes erreicht werden können. Eine besondere Herausforderung im Zusammenhang mit Mikro-Pulverspritzgießen (MicroPIM) ist die Entwicklung eines Verfahrens zum Zweikomponenten-Spritzgießen, da hier zwei verschiedenartige Materialien mit unterschiedlichen Eigenschaften integriert werden müssen. Somit können außergewöhnliche, gar gegensätzliche Werkstoffeigenschaften, wie beispielsweise dicht – porös, leitend – isolierend oder zäh – hart gezielt lokal eingestellt werden.

Neben der eigentlichen Entwicklung des Mikrospritzgießprozesses incl. der Entwicklung geeigneter metallischer und keramischer Feedstocks wurde im Sinne der Erstellung einer geschlossenen Prozesskette die Automatisierung des PIM-Prozesses von der Abformung bis zum fertig gesinterten Teil mit Hilfe geeigneter Handhabungs- und Fördertechniken in einem eigenen Teilprojekt thematisiert. Im Laufe des SFB wurde dieses Vorhaben weiter entwickelt und als neues Vorhaben „Automatisiertes Sinterfügen“ bearbeitet.

### **2 Herstellung mehrkomponentiger PIM-Bauteile**

#### **2.1 Entwicklung des 2-Komponenten Mikropulverspritzgießens (2C-MicroPIM)**

Das Zwei-Komponenten-Spritzgießen hat seit einigen Jahren einen großen technologischen Stellenwert bei der Herstellung mehrkomponentiger Kunststoffteile. Grund-

legende Kenntnisse wurden auch im Bereich des Pulverspritzgießens (PIM) einkomponentiger Bauteile aus Metall oder Keramik gesammelt. Eine besondere technische Herausforderung mit industriellem Potential ist die Verschmelzung dieser beiden Varianten des Spritzgießens zum sogenannten Zwei-Komponenten-Mikropulverspritzgießen (2C-MicroPIM). Am Beispiel des Demonstrators Heiznadel wurde die Möglichkeit demonstriert, zweikomponentige keramische Bauteile mithilfe dieser Technologie herzustellen [1, 2].

Da der Kenntnisstand zur damaligen Zeit noch nicht befriedigend war, war die wissenschaftliche Durchdringung des 2C-MicroPIM die zentrale Zielsetzung der darauf folgenden Arbeiten. Das Verfahren wurde anhand einer Welle-Nabe-Verbindung erforscht. Für diesen Demonstrator wurden zwei Komponenten ausgewählt: Ein Zahnrad, bestehend aus Zirkoniumoxid und eine Welle mit verstärktem Wellenbund aus Aluminiumoxid (**Bild 1**). Eine wesentliche Herausforderung bestand darin, zu zeigen, dass mit dieser Technologie sowohl bewegliche als auch feste Verbindungen hergestellt werden können. Gegenüber einkomponentigen, mittels PIM gefertigten Teilen müssen für die Realisierung zweikomponentiger Bauteile teilweise komplexe Bedingungen berücksichtigt werden, die für die Material- und Prozessentwicklung zum 2C-MicroPIM ein hohes Anforderungspotential darstellen. Zu beachten ist, dass beide Komponenten, d.h. unterschiedliche Keramiken gleichzeitig und somit bei gleichen Temperaturen gesintert werden. Diese Gegebenheit bringt eine nicht unerhebliche Herausforderung hinsichtlich der Materialauswahl mit sich.

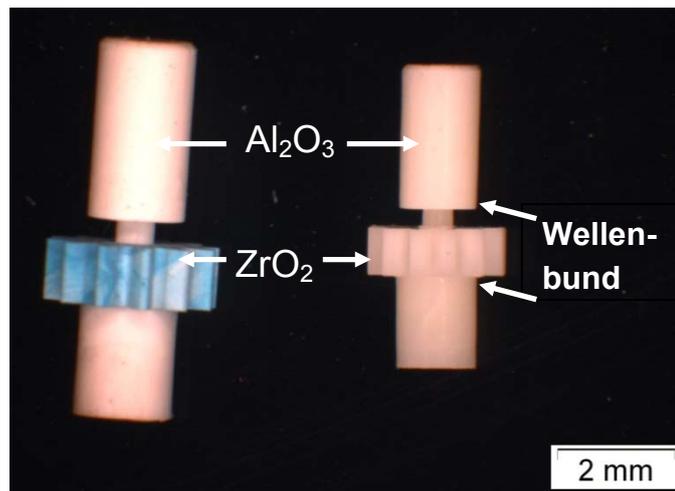
Eine feste Verbindung muss eine definierte Verbundfläche zwischen Zahnrad und Welle aufweisen, die zu einer ausreichenden Verbundfestigkeit führen soll. Gleichzeitig sind Spannungen in beiden Komponenten zu vermeiden oder auf ein Mindestmaß zu reduzieren. Um dies zu gewährleisten, müssen Materialauswahl und Prozessführung dazu führen, dass Zahnrad und Welle nach Möglichkeit simultan sintern, d.h. dass beide Komponenten im Schrumpfmaß als auch in der Sinterkinetik nahezu identisch sind.

Für die bewegliche Verbindung gilt es, die Prozessparameter und die Materialkombination so zu wählen, dass die Welle aus Aluminiumoxid früher zu sintern beginnt als das Zahnrad aus Zirkoniumoxid und auch absolut ein höheres Schrumpfmaß aufweist. Nur in diesem Falle und bei einem entsprechenden Werkzeugdesign kann sich zwischen Zahnrad und der Achse ein Spalt ausbilden, der für Rotationsbewegungen des Zahnrades Voraussetzung ist.

Für das Aufheizen und das spätere Abkühlen der Probe muss darüber hinaus die thermische Ausdehnung der Komponenten berücksichtigt werden. Da der thermische Ausdehnungskoeffizient von Zirkoniumoxid ( $10\text{-}11 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$ ) deutlich größer ist als der des Aluminiumoxids ( $7\text{-}8 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$ ), sind mögliche Auswirkungen dieses Unterschieds auf feste und bewegliche Verbindungen in Bezug auf Loslösung oder Aufschumpfung, einschließlich Spannungsbildung, nicht unwahrscheinlich, sodass dies als weiterer kritischer Punkt in die Überlegungen zu Material- und Prozessfestlegung zu berücksichtigen war.

Die Dimensionsänderungen von Probekörpern während der thermischen Prozessführung wurden mithilfe der Dilatometrie ermittelt. Dabei wird neben der thermischen

Ausdehnung auch das Sinterverhalten aufgezeichnet. Hierbei wurden mehrere  $\text{Al}_2\text{O}_3$ - und  $\text{ZrO}_2$ -Pulver untersucht, die sich u.a. in der spezifischen Oberfläche und der mittleren Partikelgröße unterschieden. Gegenüberstellungen unterschiedlicher Dilatometerkurven erleichtern die Evaluierung geeigneter Materialkombinationen. Bei festen Verbindungen sollte der Verlauf der Dimensionsänderungen beider Pulver möglichst synchron sein, während bei beweglichen Verbindungen die Länge des  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Körpers im Laufe des thermischen Prozesses fortwährend kleiner sein muss als die des  $\text{ZrO}_2$ -Körpers.



**Bild 1:** Welle-Nabe-Verbindung mit verstärktem Wellenbund. Links: im Grünlingszustand; rechts: gesintert.

## 2.2 Ausgewählte Ergebnisse beim 2C-MicroPIM

Frühe Untersuchungen an zweikomponentigen Welle-Nabe-Verbindungen zeigten, dass feste Verbindungen reproduzierbar hergestellt werden können [3]. Die Realisierung beweglicher Verbindungen konnte anfangs nur prinzipiell dargestellt werden. Grund hierfür war der Fließdruck des  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Feedstocks beim Abformen der Welle in Richtung der Vertiefungen für die Angüsse. Aufgrund der geringen Wandstärke zwischen Anguss-Vertiefung und Innenloch des Zahnrads brach der  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Feedstock an dieser Stelle in Richtung dieser Vertiefungen durch. Rotationsbewegungen des Zahnrades wurden somit erschwert bzw. teilweise vollständig verhindert. Aufgrund dieser Beobachtung wurde ein neues Angusssystem entwickelt, um bewegliche Verbindungen prozesssicher ohne Zwischenschritte realisieren zu können [4]. Für das neue Konzept wurde die Wandstärke zwischen den Angüssen und dem Innenloch des Zahnrades verstärkt. Mehrere Feedstock-Zusammensetzungen wurden für das 2C-MicroPIM hergestellt und eingesetzt. Es wurden verbesserte Feedstockkombinationen für feste und bewegliche Verbindungen erarbeitet [5]. Die Verwendung des  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Pulvers CT 3000 SG von Almatix und des  $\text{ZrO}_2$ -Pulvers PYT05.0-005H von Unitec Ceramics erwies sich dabei als gut geeignet für eine feste Verbindung, da die Sinterkinetik und die Schrumpfmaße der beiden Pulver nahezu identisch sind und Zahnräder im Verbund mit der Welle nach dem Sintern aufgrund der deutlich reduzierten Spannungen rissfrei sind. Für bewegliche Verbindungen eignen sich prinzipiell mehrere Materialkombinationen. Im konkreten Fall erwies sich die

Kombination aus TM-DAR von Taimei Chemicals ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) und PYT05.0-005H von Unitec Ceramics ( $\text{ZrO}_2$ ) hinsichtlich der angestrebten Gefügeoptimierung als sinnvoll.

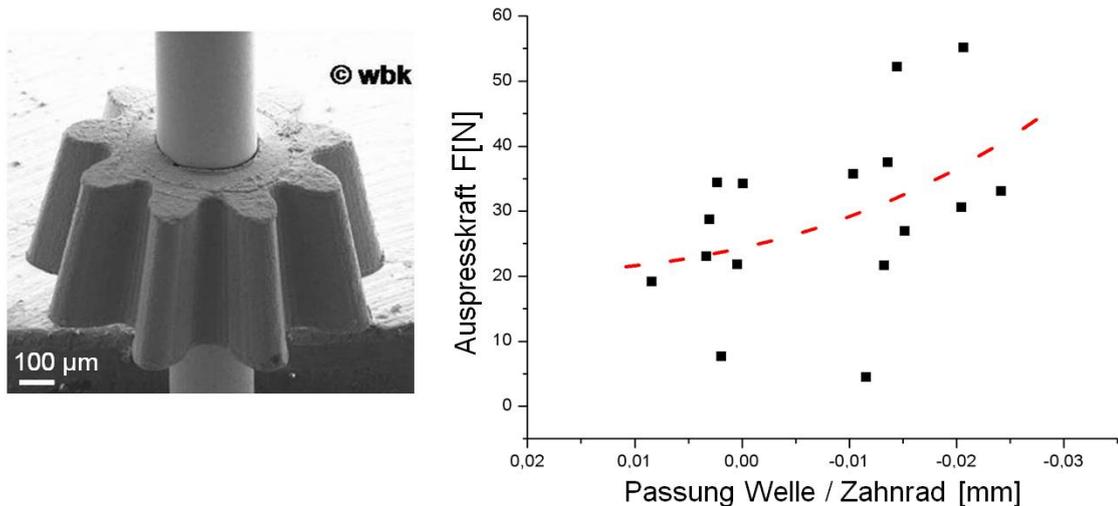
### 2.3 Entwicklungsstand des automatisierten Sinterfügens

Aufbauend auf den erarbeiteten Automatisierungslösungen zu Einzelprozessen wurde am wbk Institut für Produktionstechnik des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT) weltweit erstmalig eine verkettete Anlage für die Herstellung von Mikro-PIM-Bauteilen realisiert [6]. Ergebnis ist eine vollautomatisierte Prozesskette, die die Prozessschritte Abformung, Vereinzelung, Entnahme, Transport, Entbinderung und Sintern, Magazinierung sowie eine prozessintegrierte Qualitätssicherung umfasst. Innerhalb der Kette konnten erfolgreich Mikro-PIM-Zahnräder automatisiert hergestellt werden. Aufbauend auf den Arbeiten fand eine Weiterentwicklung des automatisierten Mikropulverspritzgießens hin zum automatisierten „Sinterfügen“ statt. Beim Sinterfügen werden Grünlinge vor dem Sinterprozess untereinander oder mit Fertigteilen montiert, beim Sintern wird durch thermisch induzierte Prozesse eine definierte Verbindung erzeugt. Die Umsetzung des Sinterfügens innerhalb der automatisierten Prozesskette erforderte die Integration einer automatisierten Montagestation.

Aktuell steht die Steigerung der Komplexität der sintergefügtten Baugruppen im Vordergrund der Arbeiten. Ziel ist es, innerhalb der Prozesskette automatisiert komplexe Bauteile mit Hohlräumen, Hinterschneidungen und beweglichen Komponenten herzustellen. Zudem wird die Kette um einen weiteren Prozessschritt erweitert - eine vor der Montage ablaufende spanende Grünlingsbearbeitung.

### 2.4 Erzielte Ergebnisse beim automatisierten Sinterfügen

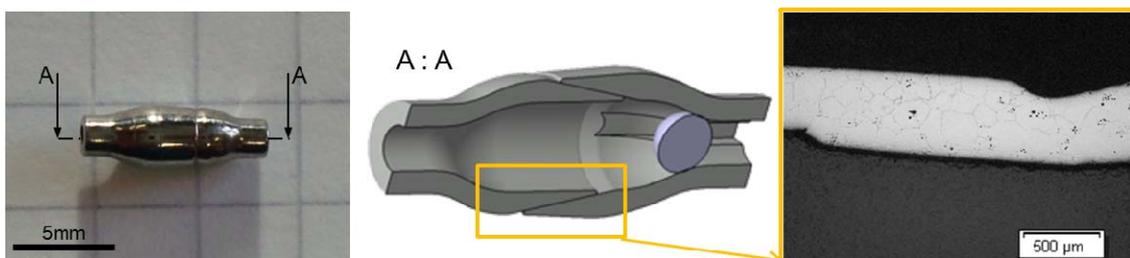
Im Rahmen der Forschungsarbeiten konnten am wbk Institut für Produktionstechnik des KIT Mikro-Welle-Nabe-Verbindungen (WNV) bestehend aus einem Carbonylisen-kegelrad und einer Wolframcarbidwelle mit unterschiedlichen Verbindungsfestigkeiten, von losen bis hin zu festen Verbindungen automatisiert realisiert werden [7]. Dabei wurden die grünen Kegelräder mit den Wellen, die als Fertigteile vorlagen, unter Variation des Wellendurchmessers automatisiert montiert und sintergefügt. Die Verbindungsfestigkeit wurde an Hand von Auspressversuchen quantifiziert. **Bild 2** zeigt eine REM-Aufnahme der WNV und die Abhängigkeit zwischen der Passung vor den Sintern und der erforderlichen Auspresskraft zum Lösen der Verbindung. Es konnte ein Anstieg der Auspresskraft mit steigendem Wellendurchmesser, also höherem Übermaß beobachtet werden, wie in **Bild 2** rechts zu sehen. Die maximale Auspresskraft lag bei 56 N bei einem theoretischen Übermaß von -0,02 mm.



**Bild 2:** Links: REM-Aufnahme WNV: rechts: Ergebnisse der Auspresskraftuntersuchungen [7].

In der aktuellen Projektphase konnte die Komplexität der Bauteile weiter gesteigert werden. An Hand eines Mikrorückschlagventils konnte erstmalig gezeigt werden, dass es mit dem Verfahren möglich ist, komplexe Baugruppen mit Hinterschneidungen, Hohlräumen und beweglichen Komponenten darzustellen. Das Ventil besteht aus einem metallischen Ventilgehäuse, in dessen Innerem sich eine bewegliche Ventilkugel befindet. Die Sperrfunktion des Ventils wird dadurch erreicht, dass sich die passgenaue Ventilkugel beim Durchströmen an die Gehäusewand legt, und somit den Durchfluss sperrt. Wird das Ventil hingegen in der Gegenrichtung durchströmt, so kann das Arbeitsmedium über eine Mikronut, die sich auf einer Seite der Gehäusewand befindet, hinaus fließen (siehe **Bild 3** Mitte). Das Ventilgehäuse aus Carbonyleisen wurde in zwei Hälften abgeformt und nach dem Einlegen der keramischen Ventilkugel montiert. Die verketteten Prozessschritte Bauteilentnahme, Transport und Montage wurden automatisiert durchgeführt. Zu diesem Zweck wurden bauteilspezifische vakuumbasierte Greifer für die schonende Handhabung der fragilen Grünlinge und bauteilspezifische Magazine entwickelt.

Die beim Sintern entstandene Verbindungsqualität wurde mit Hilfe von Innendruck- und Zugversuchen, sowie von Schlibbildern der Fügezone untersucht. Es konnte gezeigt werden, dass Innendrucke von bis zu 700 bar und Zugfestigkeiten von bis zu 216 N/mm<sup>2</sup> erreicht werden können [8]. Die realisierbare hohe Verbindungsqualität wurde durch die nahtlose Fügezone, deren Schlibbild in Bild 3 dargestellt ist, bestätigt.



**Bild 3:** links: sintergefügtes Mikrorückschlagventil aus Carbonyleisen; mittig: CAD-Modell im Schnitt; rechts: Schlibbild durch die Fügezone [9].

Eine Herausforderung stellt derzeit noch die Reproduzierbarkeit der Verbindungsqualität dar, die weitergehend untersucht und optimiert wird.

### 3 Diskussion der Potentiale beider Verfahren

Die Vorzüge der Verfahren 2C-PIM und Sinterfügen liegen in der hohen Komplexität der Bauteile bzw. Baugruppen und der Kombinationsmöglichkeit unterschiedlicher Werkstoffe. Mit dem 2C-PIM wurden bereits zahlreiche Metall-/Metall-, Keramik-/Keramik- und Metall/Keramik-Verbunde realisiert [10, 11, 12, 13, 14, 15]. Auch bewegliche Verbindungen konnten bereits erfolgreich getestet werden [16]. Andererseits handelt es sich dabei in allen Fällen um Bauteile makroskopischen Ausmaßes, Anwendungen des 2C-PIM in Mikrodimensionen sind hingegen sehr viel seltener. Ein interessantes Beispiel hierfür ist, neben den Entwicklungen am KIT-IAM, ein vom Fraunhofer Institut IFAM hergestellter komplexer 2C-Drehzahlmesser aus den Werkstoffen 17-4PH und 316L [17].

Die bisherigen Untersuchungen zum Sinterfügen beschränken sich bisher auf MIM-Kombinationen (MIM = metal injection moulding = Metallpulverspritzgießen). Beispielweise beschäftigten sich die Forschungsarbeiten von Miura 1999 und 2001 an der Kumamoto University mit der Kombination von zylindrischen Proben aus SUS420J1/SUS304L und SUS420J1/SUS420J1 sowie stabförmigen Proben aus SUS304L/WC-5Co-20Fe [18, 19]. Es besteht jedoch das Potential, die werkstoffseitigen Erfahrungen aus dem 2C-MicroPIM auf das Sinterfügen zu übertragen.

Beide Verfahren, das 2C-MicroPIM und das Sinterfügen, ermöglichen eine hohe Formfreiheit der Bauteilgeometrie mit komplexen Freiformflächen und Hinterschneidungen. Es wurde gezeigt, dass das Potential der Verfahren nicht nur für die Herstellung von starr verbundenen Systemen aus verschiedenen Komponenten liegt, sondern auch von Baugruppen, bei denen Relativbewegungen der beteiligten Komponenten zueinander möglich sind, eindeutig vorhanden ist. Die gute Automatisierbarkeit stellt einen weiteren Vorzug gegenüber anderen mikrotechnischen Produktionsverfahren dar.

Das 2C-MicroPIM eignet sich im Besonderen für Verbunde mit kleinen Kontaktflächen, wie am Beispiel der Heiznadel (ca.  $0,83 \times 0,83 \text{ mm}^2$ ) gezeigt wurde [1, 2]. Das Beispiel der Welle-Nabe-Verbindungen mit verstärktem Wellenbund zeigt zudem, dass mehrkomponentige Baugruppen realisiert werden können, die eine Montage der einzelnen Elemente aufgrund der jeweiligen Geometrien nicht zulassen, und somit das Sinterfügen ausschließen. Die komplexe Maschinen- und Werkzeugtechnik macht das Verfahren allerdings erst bei hohen Stückzahlen wirtschaftlich.

Das Sinterfügen hingegen eignet sich besonders zur flexiblen Herstellung komplexer Baugruppen bei kleinen bis mittleren Stückzahlen. Die Vorteile des Sinterfügens liegen hauptsächlich in der vereinfachten Herstellung komplexer Baugruppen durch die Aufteilung der Baugruppe in einfach herzustellende Bauteile. Das Sinterfügen ermöglicht beispielsweise die Herstellung von Hohlräumen ohne den aufwändigen Einsatz von „verlorenen Kernen“ und die Integration von frei beweglichen Komponenten im Innenraum der hohlen Baugruppen, was bisher mit anderen Verfahren nicht ohne nachgelagerte Montage- und Fügeprozesse möglich ist. Durch die höhere Flexibilität aufgrund

der weniger komplexen Maschinentechnik könnte es beispielsweise als Vorstufe bei der Auslegung neu zu entwickelnder 2C-Baugruppen vor der kostspieligen Werkzeugentwicklung eingesetzt werden.

Aufgrund der gewonnenen Erkenntnisse über die Verfahren 2C-MicroPIM und Sinterfügen, von der Materialauswahl und –anpassung, Feedstockentwicklung, Werkzeugauslegung, Handhabung, Montage, Optimierung der thermischen Prozessführung bis hin zur Gesamtprozessautomatisierung erscheint die Überführung der Verfahren in zahlreiche industrielle Anwendungen äußerst aussichtsreich.

Potentielle Anwendungsfelder für beide Verfahren könnten zukünftig im Bereich der Medizintechnik, Mikrofluidik, Mikrooptik, Mikroverfahrenstechnik, Mikromechatronik oder der Uhren- und Schmuckindustrie liegen. Beispielsweise könnten Komponenten wie Reaktoren, Sensoren, Steuerungs- und Reglungskomponenten, Motoren, Lagerkomponenten oder Manipulatoren mit höherer Funktionsdichte als bisher einen neuen Anwendungsbereich darstellen.

### **Danksagung**

Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft DFG für die Förderung der Arbeiten im Rahmen des SFB 499.

### **Literatur**

- [1] Plotter, V.; Öerlygsson, G.; Ruprecht, R.; Hausselt, J.; Nishiyabu, K.: New Developments in Micro Powder Injection Moulding. Proceedings of PM 2004 World Congress 2004, 473 – 480 (2004)
- [2] Finnah, G.; Öerlygsson, G.; Plotter, V.; Ruprecht, R.; Hausselt, J.: 2K-Mikro-Pulverspritzgießen. Drei Sonderverfahren in einem. *Kunststoffe*, **95**(1), 58 – 61 (2005)
- [3] Ruh, A.; Hanemann, T.; Heldele, R.; Plotter, V.; Ritzhaupt-Kleissl, H.-J.; Hausselt, J.: Development of Two-Component Micropowder Injection Molding (2C MicroPIM): Characteristics of Applicable Materials. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, **8**(1), 194 – 202 (2011)
- [4] Ruh, A.; Plotter, V.; Plewa, K.; Ritzhaupt-Kleissl, H.-J.; Haußelt, J.: Effects of material improvement and injection moulding tool design on the movability of sintered two-component micro parts. *Microsystem Technologies*, **16**, 1989 – 1994 (2010)
- [5] Ruh, A.; Plotter, V.; Plewa, K.; Ritzhaupt-Kleissl, H.-J.; Haußelt, J.: Progress of Two-Component Micro Powder Injection Moulding (2C-MicroPIM). Proceedings World Powder Metallurgy Congress & Exhibition 2010, **4**, 535 – 540 (2010)
- [6] Fleischer, J.; Kotschenreuther, J.; Buchholz, C.: Automated process chain for the manufacturing of micro parts by powder-injection-molding. The 38th CIRP International Seminar on Manufacturing Systems, Florianopolis Brazil, Session Micro Manufacturing (2005)
- [7] Munzinger, C., Tröndle, M., Klimscha, K., Dieckmann, A.-M.: Dimensioning a sinter-joined shaft to collar connection in sub-millimeter range. EUSPEN, 9th

- international conference of the european society for precision engineering and nanotechnology, **2**, 483 – 486 (2009)
- [8] Munzinger, C.; Dieckmann, A-M.; Klimscha, K.: Research on the Design of Sinter Joined Connections for Powder Injection Moulded Components. Proceedings World Powder Metallurgy Congress & Exhibition 2010, **4**, 477 – 484 (2010)
- [9] Munzinger, M.; Dieckmann, A-M.; Klimscha, K.: Komplexe Baugruppen einfach sinterfügen. Mikroproduktion, Heft/Band 03/2010, 42 – 45 (2010)
- [10] Zhang, S. X.; Li, T.; Li, Q. F.; Pook, S. F.; Goh, C. W.; Hu, Q. J.: Joining of two materials by powder injection moulding. Science and Technology of Welding and Joining, **14**, 11 – 19 (2009)
- [11] Zhang, S. X.; Ong, Z. Y.; Li, T.; Li, Q. F.; Pook, S. F.: Ceramic composite components with gradient porosity by powder injection moulding. Materials and Design, **31**, 289 – 290 (2010)
- [12] Simchi, A.; Petzoldt, F.: Cosintering of Powder Injection Molding Parts Made from Ultrafine WC-Co and 316L Stainless Steel Powders for Fabrication of Novel Composite Structures. Metallurgical and Material Transactions A, **41A**, 233 – 241 (2010)
- [13] Dourandish, M.; Simchi, A.: Study the sintering behaviour of nanocrystalline 3YTZP/ 430L stainless-steel composite layers for co-powder injection molding. Journal of Materials Science, **44**, 1264 – 1274 (2009)
- [14] Imgrund, P.; Rota, A.; Simchi, A.: Microinjection moulding of 316L/17-4PH and 316L/Fe powders for fabrication of magnetic–nonmagnetic bimetals. Journal of materials processing technology, **200**, 259 – 264 (2008)
- [15] Moritz, T.; Lenk, R.: Ceramic injection moulding: a review of developments in production technology, materials and applications. Powder Injection Moulding International, Vol. **3** (3), Inovar Communications Ltd., 23-34 (2009)
- [16] Maetzig, M.; Walcher, H.: Assembly moulding of MIM materials; Proc. Euro PM 2006 - Powder Metallurgy Congress & Exhibition, 23.-25.10.2006; Published by EPMA, ISBN 978-1-899072-33-0; Vol. **2**, 43-48 (2006)
- [17] Imgrund, P.; Rota, A.; Petzoldt, F.; Simchi, A.: Manufacturing of multi-functional micro parts by two-component metal injection moulding. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, **33**, 176-186 (2007)
- [18] Miura, H.: Development and Applications of New MIM Joining Process. Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy, **46**(9), 927 – 932 (1999)
- [19] Miura, H.: MIM In-process Joining of Thin and Hollow Parts. Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy, **48**(11), 1097 – 1101 (2010)

## Simulation of solidification of Aluminium Bronze

R. Pasricha<sup>1</sup>, N. Steinert<sup>1</sup>, D. B.-Ahmeti<sup>3</sup>, A. Greiner<sup>1</sup>, J.G. Korvink<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Department of Microsystems Engineering (IMTEK), Albert Ludwig University, Freiburg, Germany

<sup>2</sup>Freiburg Institute for Advanced Studies (FRIAS), Albert Ludwig University, Freiburg, Germany

<sup>3</sup>Institute for Applied Materials (IAM-WPT), Karlsruhe Institute of Technology, Germany

In this paper, microstructure evolution of multicomponent multiphase alloy Aluminium Bronze for the microcasting simulation tool is presented. MICRESS (=Microstructure Evolution Simulation Software) has been used for simulating the dendrite and globular morphology in this alloy. The evolving microstructure in the solidification of the alloy is discussed in the light of optimization between thermodynamics, kinetics, interfacial properties and nucleation. The morphology of the phases present in cast nickel aluminium bronze, of nominal composition 10 wt.% aluminium, 5 wt.% nickel and 5 wt.% iron has been investigated using optical microscopy. It has been shown that phases  $\alpha$  and  $\beta$  can exist in the as-cast microstructure of this alloy.

### 1 Introduction

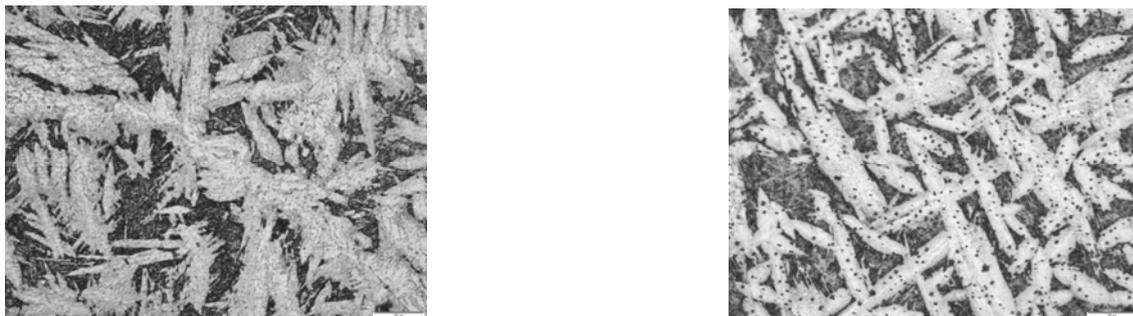
In the field of Copper alloys, there is a high interest in the microstructure simulation of Aluminium Bronze. Aluminium bronzes are used for their combination of high strength, excellent corrosion and wear resistance. Some fields of application include instruments for minimal invasive surgery, dental devices and biotechnological instruments. Aluminium bronze alloys typically contain 9-12 wt.% aluminium and up to 6 wt.% iron and nickel. Alloys in these composition limits are hardened by a combination of solid solution strengthening, cold work, and precipitation of an iron rich phase. Aluminium bronze castings have exceptional corrosion resistance, high strength, toughness and wear resistance and good casting and welding characteristics. Despite of the interest and all aforementioned characteristics, the quaternary alloy system has not been simulated. For the new and complex system Aluminium bronze, a lot of problems occur and it is not easy to identify where they come from. The main problem encountered was, for no phase diagram available a compatible information in database could be found. In our case, this alloy system is part of the macromodel for evolving microstructure considering orientation of crystallites in microcasting. During solidification, the melted alloy is dependent on rotational degree of freedom of the emerging crystallites in state of phase transition. The traveling fluid volume is subject to different temperature gradients and through rotational degree of freedom, one can keep track on the orientation relative to the temperature gradients.

The casting experiment for Aluminium Bronze was performed at the Institute for Applied Materials, Karlsruhe. The resulting micrographs exhibiting complete solidification of the alloy with  $\alpha$ , the bright phase and  $\beta$  the dark phase are presented in **Fig. 1**. Owing to slower solidification rate, the micrograph at Muffle temperature 700°C

shows rich dendritic character but the one at 1000°C is richer in iron precipitates and therefore this sample should have better tensile strength. The scale for these micrographs, as seen in the bottom right is 20  $\mu\text{m}$ .

The Aluminium Bronze alloy system with its two different phases and equiaxed simulation has been simulated for different heat extraction rates. Crucial for the modelling of multicomponent and multiphase technical alloys is a proper description of the thermodynamic properties of the alloy. MICRESS software [2,4] has proven to be powerful for calculating phase equilibrium in complex alloy systems. Thermo-Calc [1] provides databases for many important classes of technical alloys nowadays, compiling a vast quantity of experimental data in binary, ternary and higher order alloy systems.

As reported by Cuplan [5], the alloy completes solidification as a single-phase  $\beta$  structure although our micrographs exhibit two phases i.e.  $\alpha$  and  $\beta$ . When cooled on, the  $\alpha$  phase grows at the  $\beta$  grain boundaries. The nickel-iron-aluminum  $\kappa$  is then precipitated from the  $\beta$  as rounded or dendritic “rosettes” rich in iron, whereas at lower temperatures a lamellar form of  $\kappa$  is produced together with further deposition of  $\alpha$  on existing  $\alpha$  areas. This continues until all the  $\beta$  has transformed into  $\alpha$  and  $\kappa$ , although small areas of retained  $\beta$  can be found in most as-cast structures.



**Fig. 1** Micrographs of Aluminium Bronze alloy at Muffle temperature 700°C (left) and 1000°C (right) using Vacuum casting.

## 2 Multiphase field mode

In the phase field method, the complete microstructure is represented continuously by a single variable known as the order parameter  $\phi$  and in multiphase field theory [2,3], the order parameters describe the spatial distribution of different grains of different orientation or of a number of phases  $N$  with different thermodynamic properties. This method has been implemented in the software package MICRESS [4], which has been used for the simulation of Aluminium Bronze throughout this paper. The thermodynamic and mobility databases are directly coupled via the TQ-interface of Thermo-Calc software [1].

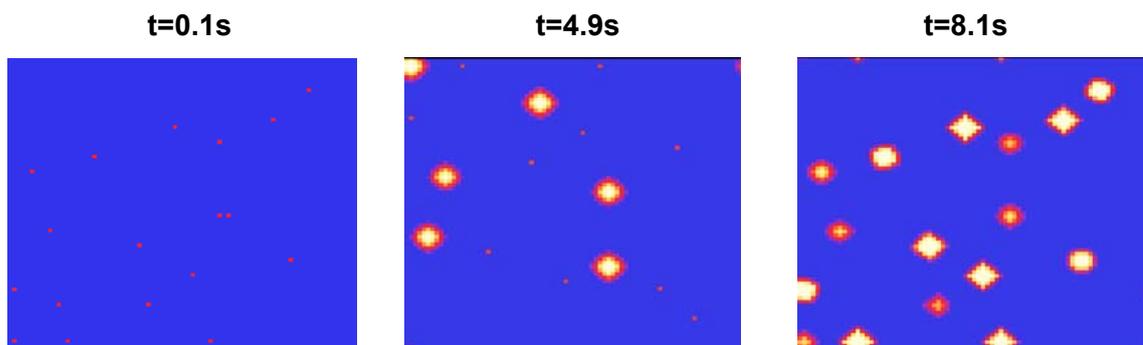
Moreover, the material data of the alloy for example surface energy, kinetic coefficient or nucleation conditions are not available from databases and hence these physical parameters have to be optimized based on experimental results, like grain sizes or

distributions [2]. Subsequently one understands that for such optimizations of a particular alloy, parameter variation behaviour becomes predictable [2].

### 3 Results

#### 3.1 Development of the microstructure:

Simulation of solidification of Aluminium Bronze was performed for the following alloy composition (in wt. %), Al: 10, Fe: 5 and Ni: 5.

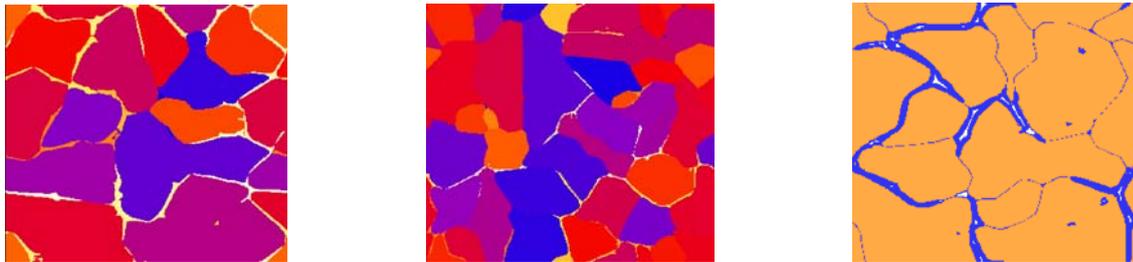


**Fig. 2** Appearance of phase  $\beta$  in simulation result at  $t = 0.1\text{s}$  and  $\alpha$  at  $4.9\text{s}$  and conspicuous globular character at  $8.1\text{s}$

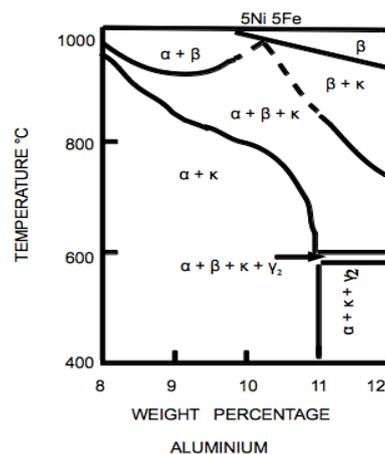
**Fig. 2** shows simulated globular features of equiaxed solidified alloy. The calculation domain consists of  $80 \times 80$  cells with a cell size of  $0.5 \mu\text{m}$ . The heat extraction rate for the solidification is  $-50 \text{ J/cm}^3\text{s}$ . In this simulation setup, we have two phases appearing from the blue coloured liquid phase, the first being  $\beta$  at the very first time step and the second  $\alpha$  at  $4.9 \text{ s}$  which has been set to grow at the interface of  $\beta$ . At  $8.1 \text{ s}$ , globular character of all the grains can be observed signifying the end of nucleation and the approaching complete solidification. The sequence of the phase appearance can be well understood from the phase diagram in **Fig. 4**. which has four phases namely  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\kappa$  and  $\gamma_2$ . The phase diagram gives us a good idea of the starting temperature called Temperature at the bottom for simulation.

During the phase growth, some observations that are likely to be encountered in multiphase simulation were made. After the emergence of  $\beta$  phase, which was set to be grown in the bulk, some grains disappeared completely and some partially so that only the interfaces remained of them. If we look at the energy situation in the surroundings of the grains, we can separate the grains into two groups. The first are the grains where growth is in progress. They deliver the latent heat energy during the phase transformation from liquid to solid. The other group is which cannot deliver this energy because their position is unfavorable. That means there are too many grains in the neighbourhood which expend their latent energy. Hence, they have to absorb the surrounding energy and their Gibbs free energy becomes positive and the effect is disappearance. This phenomenon did not occur in a simpler alloy system like Aluminium Copper with two phases because for this alloy compatibility between phase

diagram and database was not an issue and hence no problems like incomplete solidification or disappearance of grains. In **Fig. 3** the first two simulation outputs with different cooling rates are only grain results, where different colours representing different grain numbers. The grain number is not a physical property, but allows for the identification of grains in the MICRESS results. Whereas the last result, a phase output, shows interface regions where  $\alpha$  (FCC\_A1) is white,  $\beta$  (BCC\_A2) is the orange coloured phase and blue colour represents the liquid phase.



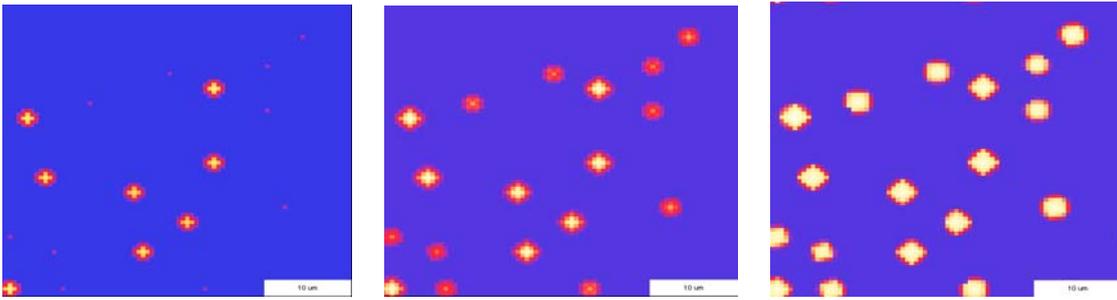
**Fig. 3** Simulation results for the alloy system AlCu with different  $dT/dt$  (K/s). Left: -5, Middle: -10 and Right: -10 (showing  $\alpha$  and  $\beta$  phases).



**Fig. 4** Vertical section of the Cu-Al-Ni-Fe system at 5% Fe, 5% Ni. <sup>[5]</sup>

### 3.2 Heat extraction

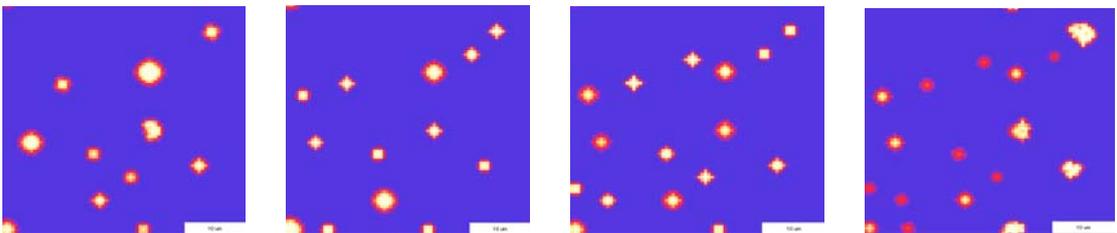
The heat extraction rate is mainly responsible for the speed with which the microstructure is formed. Higher the rate means the nucleation starts faster enhancing the grain growth and leading to accelerated complete solidification. The heat extraction rate,  $dH/dt$  in **Fig. 5** has been varied from -10 to -250 J/cm<sup>3</sup>s, resulting in relatively finer globular grains to completely globular with the grain size increasing from 1.5 to 3.1  $\mu\text{m}$ . In simulation results with rate -50 J/cm<sup>3</sup>s onwards nucleation of all the grains become more conspicuous as nucleations increase rise in number. The scale of the simulated images, as seen at bottom right is 10  $\mu\text{m}$ .



**Fig. 5** Different heat extraction rate,  $dH/dt$  ( $J/cm^3s$ ) for time step,  $t=6.5s$ : left: -10, middle: -50 and right: -250.

### 3.3 Surface energy and Interface mobility

The simulation setup requires the physical parameters interface mobility and surface energy values for phases  $\alpha$  and  $\beta$ . They are important for the phase growth behaviour. The results have been observed either by varying maximum one parameter in each of the two phases simultaneously, as for the first two simulation outputs or just one parameter of a phase for the succeeding results. This helps us to understand the effects of the parameter variation on the nucleation and grain growth more clearly. In **Fig. 6** globular microstructural grains are observed in the first image. Reducing the interface mobility for phase  $\beta$  and surface energy for  $\alpha$  values to one-tenth for subsequent output, relatively more nucleation and a fair proportion of grains dendritic in nature are seen. Decreasing only interface mobility of  $\beta$  further, gives us even more nucleation for the penultimate simulation result. In the last result, the dendritic character is lost significantly and some of the grains acquire irregular shapes when surface energy for  $\beta$  is reduced by a tenth of the previous result i.e. surface energy  $17e-6 J/cm^2$ . Hence, one can comprehend how significant a part the phase parameters surface energy and interface mobility play in grain growth helping us to optimize these parameters for microstructure development.



$\beta$  (W:  $17e-5$ , L:  $5e-3$ )    $\beta$  (W:  $17e-5$ , L:  $5e-4$ )    $\beta$  (W:  $17e-5$ , L:  $5e-5$ )    $\beta$  (W:  $17e-6$ , L:  $5e-5$ )  
 $\alpha$  (W:  $2e-5$ , L:  $1e-4$ )    $\alpha$  (W:  $2e-6$ , L:  $1e-4$ )    $\alpha$  (W:  $2e-6$ , L:  $1e-4$ )    $\alpha$  (W:  $2e-6$ , L:  $1e-4$ )

**Fig. 6** Simulated microstructure maps with variable surface energy,  $W$  ( $J/cm^2$ ) and interface mobility,  $L$  ( $cm^4/Js$ ).

## 4 Acknowledgements

Financial support by the German Research Foundation (DFG) within the collaborative research center SFB 499 Development, Production and Quality Assurance of Primary Shaped Micro Components from Metallic and Ceramic Materials is gratefully acknowledged structures.

## 5 References

- [1] Thermo-Calc Software: <http://www.thermocalc.com>
- [2] A. B. Böttger, B. A. Carré: Simulation of microstructure formation in aluminum alloys using the multiphase-field method. Transactions of The Indian Institute of Metals, **Volume**(62), 299 – 300 (2009)
- [3] A. B. Böttger, B. A. J. Eiken: Phase field simulation of equiaxed solidification in technical alloys. Acta Materialia, **Volume**(54), 2698 (2006)
- [4] MICRESS® - MICRostructure Evolution Simulation Software: [www.micress.de](http://www.micress.de)
- [5] A. E.A Kuplan, B. G.Rose: Microstructural characterization of cast nickel aluminium bronze. Journal of Materials Science, **Volume**(13), 1647 – 1649 (1978)

## **Validierung von Mikrokomponenten und -systemen durch Simulationen und Prüfstandsversuche**

Prof. A. Albers<sup>1</sup>, Prof. G. Lanza<sup>2</sup>, T. Turki<sup>1</sup>, P. Hoppen<sup>1</sup>, D. Troll<sup>1</sup>, K. Kippenbrock<sup>2</sup>

<sup>1</sup>IPEK - Institut für Produktentwicklung, Karlsruher Institut für Technologie (KIT)

<sup>2</sup>wbk - Institut für Produktionstechnik, Karlsruher Institut für Technologie (KIT)

Die Entwicklung, Produktion und Qualitätssicherung urgeformter, mikromechanischer Bauteile und Systeme bewegt sich außerhalb existierender Normen und Richtlinien. Daher ist es wichtig dem Konstrukteur Gestaltungshilfen bereitzustellen, da valide Grundlagen zur Gestaltung dieser Bauteile fehlen. Durch die Fertigungsverfahren weisen die Bauteile, bezogen auf ihre Größe, hohe geometrische Abweichungen auf. Diese stammen u. a. von unterschiedlicher Schrumpfung der Endbauteile durch das Sintern. Im Bereich der Qualitätssicherung können Prüf- und Messverfahren aus dem Makrobereich nicht ohne weiteres für den Mikrobereich herunterskaliert werden. Demzufolge ist es zur Unterstützung des Konstrukteurs wichtig, angepasste bzw. neue Methoden bereit zu stellen, die Aussagen über die Funktionsfähigkeit des zu entwickelnden Systems schon in frühen Phasen der Produktentwicklung erlauben. Diese Probleme können auch mittels Simulation gelöst werden, wenn diese die während des gesamten Entstehungsprozesses entstandenen geometrischen Abweichungen berücksichtigt.

### **1 Einleitung**

Die Beherrschung eines durchgängigen Produktentstehungsprozesses für urgeformte mikromechanische Systeme ermöglicht die Erschließung neuer Anwendungsfelder. Geometrien, Gestaltabweichungen, Schwankungen in den Werkstoffeigenschaften und Fertigungsverfahren [1] lassen sich nicht aus dem Makrobereich herunterskalieren. Dies stellt Konstrukteure vor das Problem, Mikrobauteile und -systeme ohne valides Wissen entwickeln zu müssen. Ein Teilziel des Sonderforschungsbereiches 499 (SFB 499) ist es daher, dem Konstrukteur Gestaltungshilfen bereitzustellen. Diese müssen in der Lage sein, die auftretenden Fertigungsschwankungen zu berücksichtigen und die Funktionsfähigkeit der Bauteile und Systeme korrekt vorherzusagen. Der vorliegende Beitrag zeigt ein Verfahren zur Eigenschaftsabsicherung von Funktionselementen urgeformter Bauteile am Beispiel von Gleitlagern (GL) und Welle-Nabe-Verbindungen (WNV) auf. Darüber hinaus geht er auf Möglichkeiten ein, mit Hilfe von Optimierungsmethoden die Funktionsfähigkeit von Mikrobauteilen zu verbessern und, unabhängig von Fertigungsschwankungen, zu gewährleisten. Der hier vorgestellte Ansatz kombiniert die Prüfstandsversuche von realen Prüflingen mit der Simulation von virtuellen Prüflingen. Wichtig hierbei ist, dass die virtuellen Probekörper auf den Abmessungen der realen Bauteile basieren. Um dies zu gewährleisten, werden die Probekörper vor den Prüfstandsversuchen gemessen und die geometrischen Abmaße werden als Basis für die Simulation verwendet. Auf Grundlage dieser Daten kann dann mit Hilfe der Simulation eine Optimierung der vorliegenden Bauteile durchgeführt werden.

## **2 Ansatz**

Mit dem Ziel des Front Loading werden funktionsrelevante Eigenschaften der Mikrobauteile so früh wie möglich in der Entwicklung mit Hilfe von digitalen Modellen abgesichert - ohne vorher Versuche und Tests mit realen Prototypen durchführen zu müssen. Funktionsrelevante Eigenschaften sind beispielsweise die Rundheit bei Gleitlagern oder die Funktionskontakte zur Drehmomentübertragung bei Welle-Nabe-Verbindungen.

Für den Vergleich der Simulation mit den Prüfstandsmodellen ist die Validität der Simulationsmodelle eine wichtige Voraussetzung. Ein Modell ist dann valide, wenn es die zuverlässige Vorhersage der Funktionsfähigkeit der Bauteile erlaubt. Dazu werden die Ergebnisse der Simulation mit denen des Prüfstands verglichen. Ist die Korrelation noch nicht gut genug, wird iterativ verbessert, um zukünftig das Verhalten der Funktionselemente präziser anhand der Simulation vorhersagen zu können. Bei einer neuen Technologie, wie der urformenden Mikrosystemtechnik, muss jedoch zuerst Erfahrungswissen durch reale Prüfstandsversuche gewonnen werden, um eine breite Datenbasis aufzubauen. Ist die Validität gegeben, können die entwickelten Simulationsmodelle um weitere Gestaltvariationen erweitert werden. Als Werkzeug für die Simulation und Gestaltoptimierung kommt unter anderem das Programm G/Struct zum Einsatz [2]. Dieses setzt auf kommerziell erhältlicher Simulationssoftware auf. Damit war es möglich, physische und virtuelle Mikrogetriebe zu testen und die Ergebnisse miteinander zu vergleichen.

Die grundsätzliche Vorgehensweise für die Validierung von Prüfstandsversuch und Simulation sieht vor, dass die in anderen Teilprojekten hergestellten Probekörper von der Qualitätssicherung gemessen werden. Diese Messergebnisse bilden die Basis für das Simulationsmodell, die Optimierung, die Prüfstandsversuche und die Montage, bei Bedarf werden entsprechende Passungen zusammengestellt. Nach Durchführen der Versuche werden die Prüfstandsergebnisse mit den Simulationsergebnissen verglichen. Korrelieren diese, dann ist das Simulationsmodell validiert, besteht keine oder eine zu kleine Korrelation, muss das Modell angepasst werden.

Das aus Simulation und realen Versuchen erzeugte Systemverständnis wird dann zu Konstruktionsrichtlinien und Entwurfsmustern abstrahiert und allgemein nutzbar gemacht. Besonders mikrospezifische Fertigungsrestriktionen eignen sich für Konstruktionsregeln [3], während sich Entwurfsmuster [4] als Unterstützung bei der Gestaltung bewährt haben. Des Weiteren kann aus den Ergebnissen ein Werkzeug zur automatischen Gestaltoptimierung von Mikrobauteilen abgeleitet werden.

## **3 Ergebnisse**

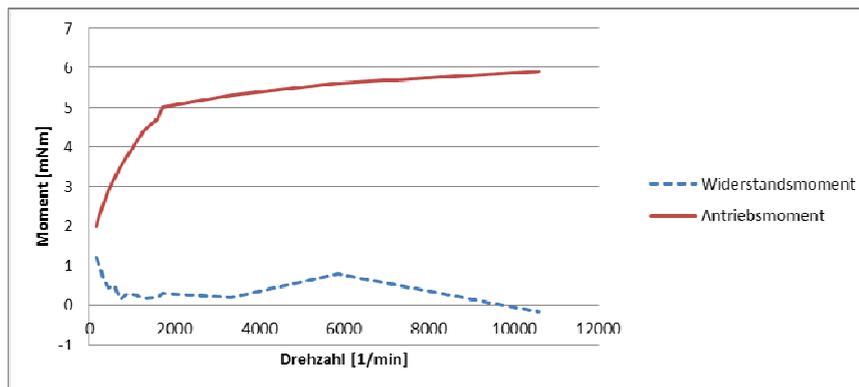
Im Folgenden werden die Messstrategie der Mikrobauteile sowie die bisherigen Ergebnisse der Prüfstandsversuche bzw. Simulation und Optimierung gezeigt.

### 3.1 Bedarf für Eigenschaftsabsicherung und Versuchsergebnisse

Die Funktionen bisher entwickelter Demonstratoren beruhen hauptsächlich auf rotatorischen Bewegungen. Aktuell wird untersucht, wie gezielt Grundfunktionen technischer Systeme, beispielsweise die Lagerung oder das Übertragen von Drehmoment gestaltet werden können. Als Beispiel werden Gleitlager und Welle-Nabe-Verbindungen verwendet. Grundsätzlich gibt es zwei Möglichkeiten, Wissen auf einem Gebiet zu schaffen, auf dem bisher wenig Erfahrungswissen vorhanden ist: „Bottom-up“ und „Top-down“. Bei „Bottom-up“ werden, angepasst an die Mikrosystemtechnik, völlig neue Ansätze entwickelt, während die Intention bei „Top-down“ ist, Ansätze aus dem Makrobereich herunter zu skalieren. Dabei wird validiert, inwieweit dies unter den Randbedingungen möglich ist. Es wurde der „Top-down“ Ansatz gewählt und als Basis wurden DIN-Normen und Gestaltungshilfen zugrunde gelegt. Als Anhaltspunkt für die Dimensionierung wurden in einem ersten Schritt Dimensionierungsrichtlinien makroskopischer GL (DIN 1496) und WNV (DIN 32711-1) in den Mikrobereich extrapoliert. Auf dieser Grundlage wurden, in Zusammenarbeit mit anderen Teilprojekten, Probekörper entwickelt und gefertigt. Der ursprünglich für die Prüfung von Mikrozahlrädern entwickelte Prüfstand wurde weiterentwickelt und für die aktuellen Versuche angepasst. Zur Beobachtung und Beurteilung fertigungsbedingter und tribologischer Effekte sowie deren Wechselwirkungen, werden GL bzw. WNV jeweils in verschiedenen Kombinationen getestet [5]. Bei GL wurden in Kooperation mit Experten aus dem Bereich Mikrotribologie mikrotaugliche Schmierungskonzepte identifiziert und aktuell am Prüfstand getestet.

#### 3.1.1 Gestaltung von Mikro-Gleitlagern

Zu Beginn musste geklärt werden, welche Gleitlagerausführungen eine Realisierung im Mikrobereich zulassen. Zur Variation der Versuche wurden mehrere Parameter auf ihren Stellenwert hin untersucht und beurteilt. Das Widerstandsmoment und die Drehzahl wurden als Messgröße erfasst. Um die Gleitlagerfunktion am Prüfstand zu erfüllen, musste noch eine Belastung auf das Gleitlager ausgeübt werden, was durch einen Kraftsensor mit 0,5N und 0,25N Belastung umgesetzt wurde. Die Reproduzierbarkeit der Versuchsergebnisse setzt konstante Umgebungsbedingungen voraus. Des Weiteren wurde angestrebt, die Versuche mittels einer Laminar-Flow-Haube bei einer Raumtemperatur von 20°C zu fahren. Die Werkstoffauswahl für die Prüfbohrung fiel aus fertigungs- und versagenstechnischen Gründen auf Zirkoniumdioxid (ZrO<sub>2</sub>) und bei den Prüfwellen (Nenn Durchmesser = 500µm) auf ungehärteten (9SMnPb28K) und gehärteten Stahl (Zylinderstifte nach DIN 6325) sowie auf Aluminiumbronze (CuAl10Ni5Fe4). Die Breite des Gleitlagers wurde mit 300, 500 und 700µm dimensioniert. Der geplante Luftspalt im Gleitlager sollte zwischen 8µm und 25µm liegen. Fertigungsbedingt ließ sich dies nicht bei allen Paarungen umsetzen. Deshalb musste eine sinnvolle Auswahl getroffen werden mit der Zielsetzung, die Vergleichbarkeit zu sichern. **Bild 1** zeigt den Verlauf des Widerstandsmoments bei einer Welle aus gehärteter Stahl (Durchmesser = 505µm), einer Bohrung aus ZrO<sub>2</sub> (Durchmesser = 543µm), einer Lagerbreite von 392µm und einer Lagerlast von 0,25N.



**Bild 1:** Verlauf des Antriebs- bzw. des Widerstandsmoments bei der Gleitlagerprüfung (Raumtemperatur 22,9°C, Luftfeuchtigkeit: 40,7%)

Weil für diesen Versuch kein Schmierstoff verwendet wurde, kann dieser als Test der wartungsfreien Gleitlagerfunktion betrachtet werden. Hierfür ist ein gewisser Verschleiß notwendig, was auch am Abrieb festgestellt wurde. Weil Stahl weniger fest als Keramik ist, konnte der Wellenwerkstoff selbst freigesetzt werden und als Schmierstoff wirken. Reibungsrost war am Lager festzustellen. Erst bei einem Antriebsmoment von 2mNm begann sich das Gleitlager zu drehen. Dabei zeigte der Widerstandsmomentsensor einen Wert von 1,2mNm. Mit steigender Drehzahl bzw. Drehmoment wurde das Widerstandsmoment niedriger und blieb dann bei einem Wert von 0,4mNm fast konstant. Ab einer Drehzahl größer 10.000U/min wurden die Schwingungen im Antriebsstrang so groß, dass aufgrund der Vibrationen die Messwerte nicht mehr korrekt waren. Dies kann man am Verlauf des Widerstandsmoments erkennen, das ab einer bestimmten Drehzahl negativ wird, d.h. das Widerstandsmoment würde das Antriebsmoment noch mehr unterstützen und nicht dagegen wirken.

### 3.1.2 Gestaltung von Mikro-Welle-Nabe-Verbindungen

Im Makrobereich häufig verwendete Welle-Nabe-Verbindungen sind Pressverbände, Passfedern, Keilwellen, Polygonwellen und Klebeverbindungen. Auf Grund der Fertigungstoleranzen und der vorhandenen Fertigungs- bzw. Montagemöglichkeiten fallen alle Verbindungen aus dem Lösungsraum, bis auf Polygonwellen- und Klebeverbindungen.

Die Klebewellen werden mit 300µm und 350µm Durchmesser gefertigt, die Nabe mit 260µm. Somit lassen sich zwei unterschiedliche Klebespalte (5µm und 30µm) testen. Die Übertragung des Drehmoments soll (wie im makroskopischen Bereich) rein radial erfolgen. Eine theoretische Berechnung zeigt, dass ein Drehmoment von 1,43mNm übertragen werden kann. Praktisch hat sich jedoch gezeigt, dass das Hauptproblem bei Bauteilen dieser Größe die Benetzung der Klebefläche von Welle und Nabe ist. Im Mikrobereich muss daher die Empfehlung gegeben werden, nicht rein radial, sondern immer gleichzeitig radial und axial zu verkleben. Die Kombination aus radialer und axialer Klebung wurde beispielsweise bei auf einer Welle befestigten Mikrozahnrädern erfolgreich durchgeführt.

Die Polygonwellen wurden als P3G mit den Nennmaßen von 504µm und 216µm ausgeführt. Theoretisch müssten mindestens 18,56mNm und im Durchschnitt 26,90mNm übertragen werden. Diese Schwankung resultiert aus der Festigkeitsschwankung des

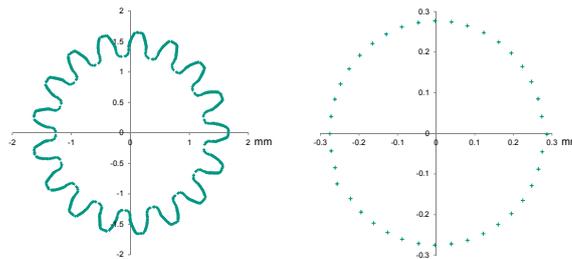
verwendeten Werkstoffs  $ZrO_2$ . In den Versuchen wurden Festigkeiten zwischen 4,3mNm und 16,5mNm gemessen, oftmals mit für Biegeversagen typischen Bruchflächen. Trotz des umgebauten und im Mikrometerbereich ausgerichteten Prüfstands sind die Ungenauigkeiten von Bauteilen und Prüfstand in Summe zu hoch. Die Bauteile versagen aufgrund der Steifigkeit des Prüfstands auf Biegung, ein Verhalten was im Betrieb von Mikrosystemen nicht auftritt. Nichtsdestotrotz kann aus den Ergebnissen geschlossen werden, dass die DIN 32711 problemlos bis hinunter zu 500 $\mu$ m extrapoliert werden kann. Das für Biegebelastung typische Bruchschaubild lässt darauf schließen, dass die Proben bei reiner Torsionsbelastung deutlich höhere Drehmomente ertragen hätten. Etwa zwei Drittel der zum Versagen führenden Belastung wurde durch die Biegung aufgebracht und nur etwa ein Drittel durch das zu übertragende Drehmoment. Polygonwellen sind aufgrund der verhältnismäßig einfachen Fertigung und Montage sowie der hohen Zuverlässigkeit im Betrieb ein probates Mittel zum Übertragen von Drehzahl und Drehmoment im Mikrobereich. Die berechneten 26,90mNm Drehmoment im Durchschnitt scheinen nach den Versuchen ein für den Betrieb von Mikrosystemen realistischer Wert zu sein. Eine Validierung dieses Wertes in Versuchen wäre erst nach einem weiteren Umbau des Prüfstands möglich.

### 3.2 Funktionsrelevante geometrische Merkmale

Die Funktion eines mikromechanischen Systems hängt u. a. von der Geometrie der Einzelteile ab. Die Funktion eines Mikrogleitlagers zum Beispiel hängt von der Rundheit des Lagersitzes ab. Ebenso ist die Übertragung von Drehmoment und Drehzahl eines Mikrozahnrades durch die Profil- und Flankenlinienabweichungen seiner Zahnflanken bestimmt. Aus diesem Grund ist es essenziell, die Qualität der geometrischen Merkmale mit geeigneten Messmitteln zu erfassen.

Diese Messdaten werden verwendet, um die Qualität der einzelnen Mikrofertigungsprozesse zu bestimmen. Hierfür werden in der Makrofertigung üblicherweise die Qualitätsfähigkeitsindizes  $c_p$  und  $c_{pk}$  verwendet. Die berechneten Werte können allerdings erheblich von der Messunsicherheit beeinflusst werden und deswegen zu einer falschen Entscheidung über die Qualität eines Mikrofertigungsprozesses führen. Aus diesem Grund wurden zwei neue Mikroprozessfähigkeitsindizes,  $c_{pu}$  und  $c_{pku}$ , entwickelt, die den Einfluss der Messunsicherheit in die Berechnung miteinbezieht [6].

Funktionsrelevante geometrische Merkmale können mittels dimensioneller Mikrokoordinatenmesstechnik erfasst werden. Hierbei werden einzelne Punkte auf der Bauteiloberfläche angetastet und ihre Position aufgenommen. Aus der entstandenen Punktwolke können Kennzahlen wie die obengenannte Rundheit eines Lagersitzes sowie die Profil- und Flankenlinienabweichungen einer Zahnflanke berechnet werden. Die vom Koordinatenmessgerät erhaltenen Punktwolken enthalten allerdings wesentlich mehr Informationen über die Gestalt des Bauteils als die berechneten Kennzahlen. Daher werden für die Simulation der Systemfunktion die Punktwolken, wie in **Bild 2** dargestellt, verwendet. Links abgebildet ist die Punktwolke von einer Konturmessung eines evolventischen Mikrozahnrades, die bei früheren Untersuchungen verwendet wurde [6]. Rechts abgebildet ist eine aktuelle Messung an einem Mikrogleitlager. Da die Simulationsergebnisse von der Informationsqualität abhängen, ist hierbei zu beachten, dass eine ausreichend große Anzahl an Punkten aufgenommen wird [8].



**Bild 2:** Information über die Gestalt eines Mikrozahnrad (links) und eines Mikrogleitlagers (rechts) in Form einer Punktelwolke

Während des SFB499 wurden zahlreiche Messdaten von funktionsrelevanten geometrischen Merkmalen der Demonstratoren aufgenommen. Diese Daten wurden kontinuierlich in eine Datenbank, den MicroFeature-Katalog, eingetragen. Um dieses verborgene Erfahrungswissen nutzen zu können, wurde dieser Katalog in der letzten Förderphase optimiert, um dem Konstrukteur während der Festlegung der Toleranzen eines neuen Mikrosystems einen einfacheren Zugang zu Informationen über erreichbaren Fertigungstoleranzen bei gegebener Geometrie zu ermöglichen [9].

### 3.3 Simulationsergebnisse

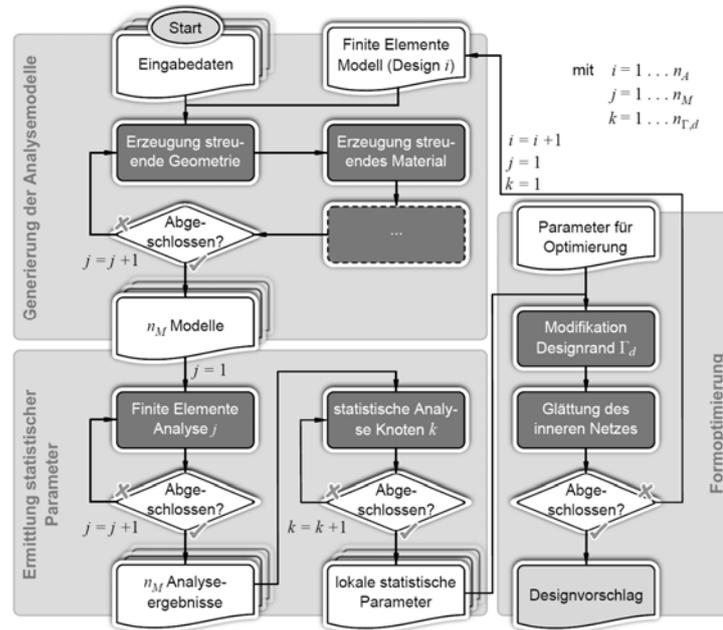
Ein geeignetes Beispiel, anhand dessen die in diesem Artikel dargestellte, methodische Vorgehensweise anschaulich erläutert werden kann, ist die Validierung von Mikrozahlrädern [9]. In [11] wird eine Möglichkeit beschrieben, das Verhalten eines Mikrosystems schon frühzeitig abzuschätzen, indem in Simulation und Prüfstandsversuch die gleiche Routine durchlaufen wird. Dazu werden die realen Teile, hier Zahnräder, zunächst gemessen, um ihre Kontur für die Simulation abbilden zu können [12]. Mit diesem Modell wird virtuell die Zweiflankenwälzprüfung simuliert in einer Kombination von Mehrkörper- und FE-Simulation. Die realen Zahnräder werden auf Achsen montiert und auf dem Mikroprüfstand ebenfalls einer Zweiflankenwälzprüfung unterzogen.

Infolge einer zunächst nur geringen Korrelation der Ergebnisse von Simulation und Prüfstandsversuch konnte in einer iterativen Validierungsschleife das in [11] beschriebene Verfahren verbessert werden [9]. Die Parameter Achsversatz und Winkelabweichung zwischen Zahnrad und Welle werden beim vorherigen Verfahren in der Simulation nicht berücksichtigt, wirken sich aber auf die Messergebnisse der Prüfstandsversuche aus. Das Verfahren konnte dahingehend verbessert werden, dass die Zahnräder bereits vor der Messung auf ihre Achsen montiert werden und somit die zusätzlichen Parameter Achsversatz und Winkelabweichung in der Simulation Berücksichtigung finden.

### 3.4 Gestaltoptimierung von Mikrobauteilen

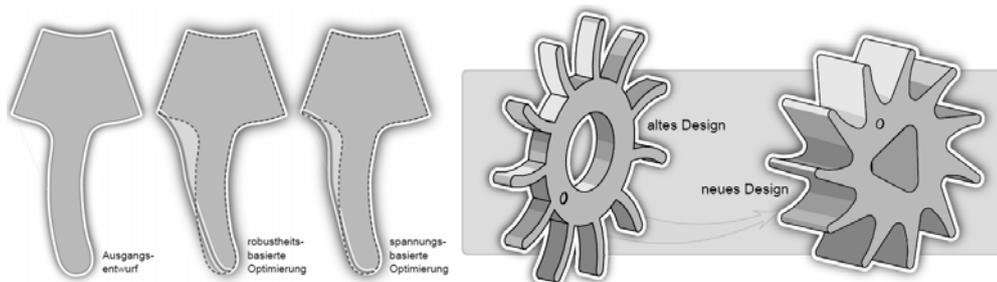
Auf Basis valider Simulationsmodelle lassen sich über eine reine Eigenschaftsabsicherung hinaus Verfahren anwenden, die durch eine Optimierung der Bauteilgestalt die Verbesserung der Funktionserfüllung von Mikrobauteilen zum Ziel haben. So können die Bauteile beispielsweise hinsichtlich ihrer Robustheit gegenüber fertigungsbedingter Streuungen, die gerade im Mikrobereich großen Einfluss auf das Bauteil- und Systemverhalten haben, optimiert werden. Gegenstand der Betrachtung war, neben den Streuungen der äußeren Geometrieabmessungen, auch die Streuung der Kornstruktur,

also des Materialgefüges. Mit dem Tool G/Struct [2] können Bauteile mit streuenden Materialeigenschaften nicht nur analysiert, sondern auch optimiert werden, wie das in **Bild 3** dargestellte Prozessmodell zeigt.



**Bild 3:** Prozessmodell der Simulation und Optimierung von Mikrobauteilen mit streuenden Eigenschaften [2]

Auf Grundlage von Optimalitätskriterien-Verfahren wird zur Erzeugung einer optimalen Bauteilform das Kriterium einer entlang des Designrandes möglichst homogen verlaufenden Standardabweichung herangezogen. Dieses Kriterium liefert für den Mikrobebereich von konventionellen Optimierungsmethoden abweichende Ergebnisse, was anhand des Turbinenrotors aus dem Demonstratorsystem exemplarisch gezeigt werden konnte (**Bild 4**).



**Bild 4:** Optimierung der Rotorgeometrie unter Robustheitsaspekten [2]

#### 4 Zusammenfassung und Ausblick

Die vorgestellte Methodik zur Eigenschaftsabsicherung von Funktionselementen urgeformter Mikrobauteile hat sich bei Zahnrädern bewährt. Dieser Beitrag zeigt anhand von Gleitlagern und Wellen-Nabe-Verbindungen wie Funktionen entwickelt werden können. Die entsprechenden Probekörper wurden entwickelt und gefertigt. Nachdem diese gemessen wurden, konnten sie auf dem Prüfstand getestet werden. Neue Erkenntnisse werden für zukünftige Konstruktionen identifiziert und im SFB 499 spezifischen DokuWiki „MyBoK“ festgehalten. Aus den Ergebnissen der Validierung der Simulation anhand von Prüfstandsergebnissen werden Gestaltungshilfen abgeleitet. Va-

lide Simulationsmodelle wurden außerdem für eine weitergehende Optimierung der Mikrobauteilgestalt verwendet.

## 5 Literatur

- [1] A. Albers; J. Marz: Restrictions of production engineering on micro-specific product development, *Microsystem Technologies*, Vol. 10, S.205-210, 2004
- [2] H.-G. Enkler: Rechnergestützter Entwurf von Bauteilen mit stark streuenden Leitstützstrukturen am Beispiel hochbelastbarer urgeformter mikromechanischer Systeme. *Forschungsberichte 44*, Institut für Produktentwicklung, KIT (2010)
- [3] J. Marz: Mikrospezifischer Produktentwcklungsprozess ( $\mu$ PEP) für werkzeuggebundene Mikrotechniken. *Forschungsberichte 17*, Institut für Produktentwicklung, Universität Karlsruhe (2005)
- [4] A. Albers, T. Turki: Supporting Microsystem Technology Design through provision of Experience. In the In the 9th High Aspect Ratio Micro Structure Technology Conference, HARMST, June 12-18, 2011 in Taiwan (2011)
- [5] A. Albers, T. Turki, P. Hoppen: Ensuring functional reliability of molded micro components. In the 9th High Aspect Ratio Micro Structure Technology Conference, HARMST, June 12-18, 2011 in Taiwan (2011)
- [6] G. Lanza, K. Kippenbrock, G. Kuhn: Process Capability Indices for the Evaluation of Micro-Manufacturing Processes. In: Conference proceedings of the 7th CIRP International Conference on ICME, (2010)
- [7] G. Lanza, A. Albers, B. Viering, C. Becke: Matching of micro gears via dimensional metrology and functional testing. 10th International Conference of the European Society for Precision Engineering & Nanotechnology, vol. 1, 51-54 (2010)
- [8] G. Lanza, B. Viering, K. Kippenbrock, S. Stockey: Messunsicherheit als bedeutende Größe in der Mikroproduktion. *wt Werkstattstechnik online*, Heft/Band 11/12, S. 875-879 (2010)
- [9] G. Lanza, A. Albers, K. Kippenbrock, P. Börsting: Support for Micro-Tolerancing through the Feedback of Existing Quality-Related Data to Product Developers. 11th International Conference of the European Society for Precision Engineering & Nanotechnology, vol. 2, 542-545 (2011)
- [10] A. Albers, P. Börsting, H.-G. Enkler, P. Leslabay: Validierung von Mikrozahnradern: Erhöhung der Korrelation zwischen Simulation und Versuch. 4. Kolloquium Mikroproduktion (2009)
- [11] A. Albers, T. Deigendesch, H.-G. Enkler, P. Leslabay, J. Oerding: An integrated Approach for Validating Micro Mechanical Systems. *Microsystem Technologies*, vol. 14 (2008)
- [12] I. J. Schoenberg: Approximations with special emphasis on spline functions. Proceedings of a Symposium conducted by the Mathematics Research Center, United States Army, Madison (1969)

Wir bedanken uns bei der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) für die Unterstützung unseres Sonderforschungsbereichs (SFB) 499: „Entwicklung, Produktion und Qualitätssicherung urgeformter Mikrobauteile aus metallischen und keramischen Werkstoffen“

## **Mikroreplikation: Formmassen- und Prozessentwicklung für das Pulverspritzgießen**

O. Weber<sup>1,2</sup>, T. Müller<sup>1,2</sup>, T. Hanemann<sup>1,2</sup>, V. Piotter<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Karlsruher Institut für Technologie; Institut für Angewandte Materialien – Werkstoffprozesstechnik, Karlsruhe

<sup>2</sup> Albert-Ludwigs-Universität Freiburg, Institut für Mikrosystemtechnik, Freiburg/Breisgau

Die Herstellung verzugsfreier, maßhaltiger Bauteile stellt eine der großen Herausforderungen im Bereich des Pulverspritzgießens dar. Aufgrund des mehrkomponentigen Charakters der Formmassen können Entmischungseffekte während des Einspritzvorganges auftreten, die einen wesentlichen Einfluss auf die Qualität des Grünlings und somit auf die dimensionellen und mechanischen Eigenschaften des fertigen Bauteils haben können. In dieser Arbeit werden diese Herausforderungen durch den Einsatz computertomographischer Analytik zum Nachweis von Entmischungserscheinungen und durch Untersuchungen signifikanter Einflussgrößen des Spritzgießvorganges auf die Bauteilgenauigkeit adressiert und das dadurch erreichte tiefere Prozessverständnis präsentiert.

### **1 Einleitung**

Das Pulverspritzgießen (Engl.: powder injection moulding - PIM) stellt eine Möglichkeit dar, komplexe Bauteile aus Metall oder Keramik herzustellen. Insbesondere bei hohen zu fertigenden Stückzahlen erweist sich diese Produktionsmethode aufgrund der Möglichkeit, endkonturnahe Geometrien ohne nachfolgende Bearbeitungsschritte darzustellen, als besonders geeignet [1]. Im Bereich der Mikrotechnik findet das Pulverspritzgießen unter anderem in den Bereichen Medizin, Informationstechnologie und Mikroanalytik zunehmend Verwendung [2].

Eine der größten Herausforderungen besteht dabei in der Einhaltung der geforderten Bauteilqualitäten. Während des Einspritzprozesses kann es zu sehr hohen Scherraten von bis zu  $10^6 \text{ s}^{-1}$  [3] kommen, welche zur Pulver-Binder-Separation führen können. Diese Inhomogenitäten im Grünteil können in der Folge zu einer ungleichmäßigen Entbinderung oder Schwindung während des Sinterprozesses führen und im Bauteil zur Entstehung von Deformationen, Rissen oder ungenauen Bauteilmaßen beitragen.

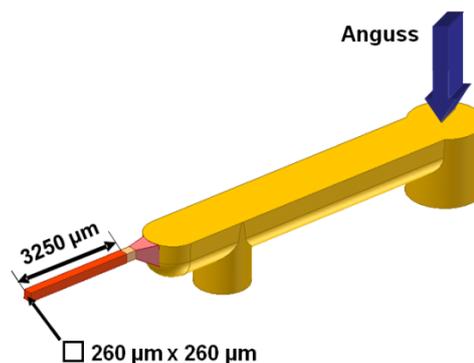
Um diese Ungenauigkeiten im Prozess zu verringern, wurden Entmischungserscheinungen von pulverspritzgegossenen Mikrobauteilen in Abhängigkeit der Geschwindigkeit des Einspritzkolbens (50 und 500 mm/s) mittels Synchrotron-Computertomographie (S-CT) und anschließender quantitativer Bildauswertung untersucht. Zusätzlich wurde durch den Einsatz eines speziell gefertigten Spritzgießwerkzeuges der Einfluss gesuchter Maschinen- und Werkzeugparameter auf die Maßhaltigkeit gefertigter Bauteile untersucht.

## 2 Probenpräparation und experimentelles Vorgehen

### 2.1 Untersuchungen zu Entmischungserscheinungen

Um während des Spritzgießprozesses eventuell entstehende Entmischungen zu detektieren, wurden Feedstocks mit einem 17-4PH Metallpulver der Firma Carpenter hergestellt und abgeformt. Die Partikelgröße des verwendeten Pulvers variiert von 3 bis 50  $\mu\text{m}$ , wobei der  $d_{50}$ -Wert der differentiellen Partikelverteilung zwischen 13 und 14  $\mu\text{m}$  liegt. Als Binder wurde ein auf Polyethylen-Wachs basierendes System gewählt, der Pulverfüllgrad betrug 63 Vol%. Um die Entmischungserscheinungen in den Grünlingen detektieren zu können, muss eine optische Auflösung der einzelnen Pulverpartikel gewährleistet sein. Deshalb wurden die Probekörper mittels Synchrotron-Computertomographie (S-CT) untersucht.

Die Abformungen wurden auf einer Spritzgießmaschine des Typs Battenfeld Microsystem 50 durchgeführt. Die dafür ausgewählte Probengeometrie stellt eine Mikrobiegeprobe (Bild 1) dar und besitzt einen quadratischen Querschnitt mit einer Kantenlänge von 260  $\mu\text{m}$  und einer Gesamtlänge von 3250  $\mu\text{m}$ . Am Übergang zum Angussbereich befindet sich eine Sollbruchstelle.



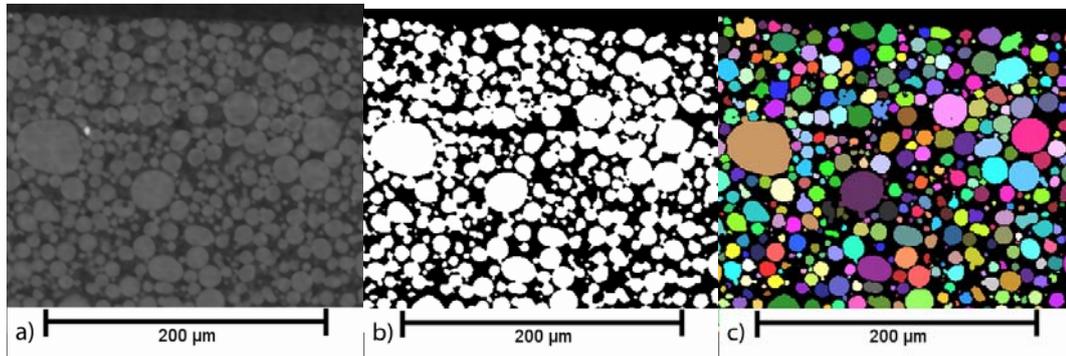
**Bild 1:** Prüfkörpergeometrie einer Mikrobiegeprobe für die S-CT-Experimente.

Die tomographischen Untersuchungen wurden an der Beamline ID19 der European Synchrotron Radiation Facility (ESRF) durchgeführt [4]. Detaillierte Informationen über den Messaufbau sind in [5,6] aufgeführt. Für die Experimente wurde eine Röntgenphotonenenergie von 27 keV gewählt, als Detektor kam eine FReLoN Kamera (Typ 2k14-e2v) [7,8] zum Einsatz, mit der eine effektive Pixelgröße von 0,7  $\mu\text{m}$  aufgelöst wurde. Mit diesen Einstellungen konnte ein Sichtfeld von 1,4 mm dargestellt werden, was in etwa der Hälfte der gesamten Probenlänge entspricht. Pro Bauteil wurden 2000 Projektionen durch einen 180° Scan aufgenommen.

Die Auswertung der rekonstruierten Tomogramme erfolgte mit der Software MAVI, die am Fraunhofer ITWM entwickelt wurde [9]. Die einzelnen Prozessschritte sind in Bild 2 dargestellt.

Um Änderungen in der räumlichen Anordnung der Partikel entlang der Fließrichtung zu untersuchen, wurde jeder Datensatz in zehn Stapel von Slices mit 130  $\mu\text{m}$  Breite entlang der Probe aufgeteilt. Innerhalb jedes Stapels war das maximale Kuboid definiert, das noch komplett mit dem Material gefüllt war, sodass jedes Partikel mit seinem Mittelpunkt und Volumen in diesem definierten Bereich vollständig erfasst wurde. Um die

Einflüsse der Spritzgießparameter auf die Partikelverteilung im Probenvolumen zu messen, wurde jedem Partikel ein Durchmesser zugewiesen. Der Durchmesser  $d$  eines Partikels mit dem Volumen  $v$  wurde dabei als der Durchmesser eines exakt sphärischen Teilchens mit dem gleichen Volumen berechnet, das heißt  $d = (6v/\pi)^{1/3}$ . Um die Entmischungserscheinungen zu verdeutlichen, wurden die Partikeldurchmesser gemittelt durch je einen Stapel ausgerechnet und als Funktion des Fließweges vom Angussystem dargestellt.

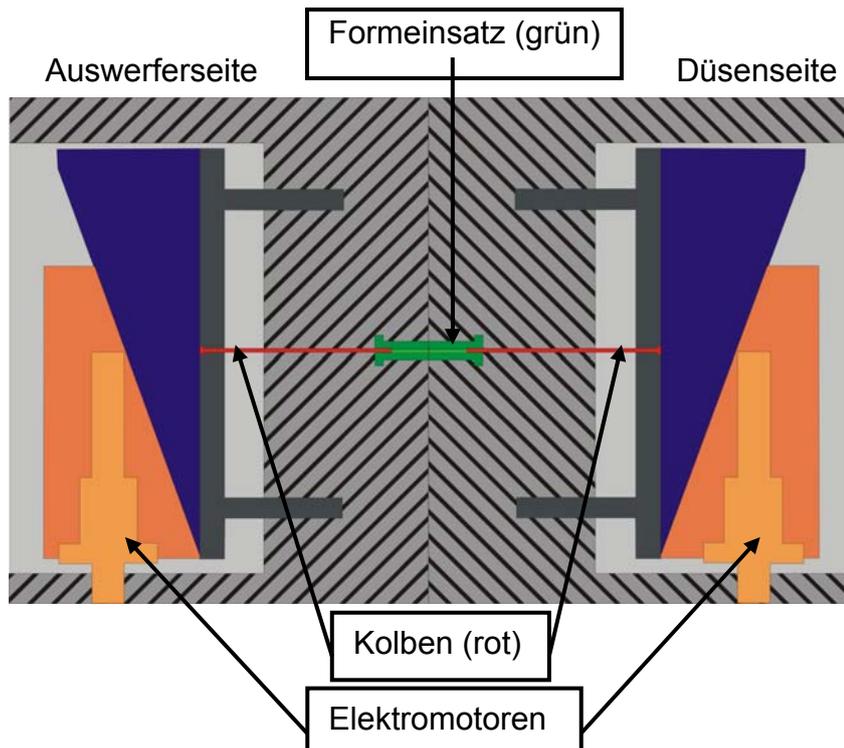


**Bild 2:** Bildverarbeitungsschritte mit MAVI: a) Graustufenbild eines ausgewählten Beispielslices, b) das entsprechende binarisierte Bild, c) separierte und individuell gekennzeichnete Partikeln [10].

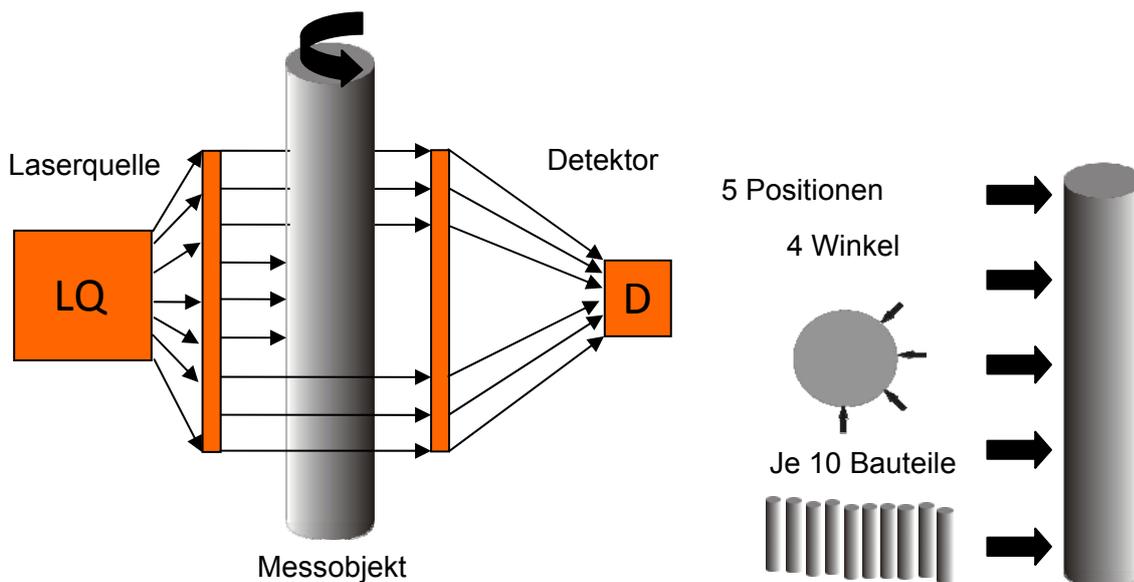
## 2.2 Untersuchungen zur Maßhaltigkeit

Neben den Eigenschaften des Feedstocks und den Verhältnissen während des Entbinderns und Sinterns sind insbesondere die Prozessparameter während der Abformung für die erreichbare Bauteilqualität maßgeblich [11]. Um eine mögliche Verbesserung der Maßhaltigkeit spritzgegossener Bauteile durch Optimierung der Parameter und Werkzeugfunktionen zu untersuchen, wurde ein Werkzeug gefertigt, das eine Komprimierung der Formmasse nach dem Einspritzvorgang zusätzlich zum maschinenseitigen Nachdruck ermöglicht (Bild 3).

Dies wird durch zwei Kolben mit 2 mm Durchmesser ermöglicht, die auswerfer- und düsenseitig durch jeweils einen Elektromotor in der Kavität um einen Betrag von 20 mm in der Kavität verfahren werden können. Zusätzlich zum dadurch aufbringbaren Druck ermöglicht das Kolbensystem eine variable Positionierung des Angusspunktes entlang der Probengeometrie sowie verschiedene Probenlängen. Dies wird durch die Positionierung des Anspritzpunktes in der Trennebene und entsprechende Stellung der Kolben im Formeinsatz erreicht. Das so entstehende zylindrische Bauteil mit 2 mm Durchmesser und 20 mm Länge wurde zur Bestimmung der im Prozess erreichbaren minimalen Abweichungen vom Sollmaß verwendet. Als Feedstock kam bei allen Abformungen ein auf Polyethylen-Wachs basierendes Bindersystem mit 50 Vol% Zirkonoxid des Typs Tosoh TZ-3YS-E zum Einsatz.



**Bild.3:** Schema des Doppelkolbenwerkzeugs im geschlossenen Zustand.



**Bild 4:** Funktionsweise des Lasermikrometers (links) und Messmethodik am untersuchten Bauteil (rechts).

Um den Einfluss spezifischer Parameter zu evaluieren, wurde eine Versuchsmatrix mit drei zu variierenden Parametern erstellt. Werkzeugtemperatur ( $50^{\circ}\text{C}/60^{\circ}\text{C}$ ), Angussposition (Mitte/Ende des Bauteils) sowie der Kolbendruck ( $5,8\%/19\%$  des Maximaldruckes  $P_{max}$ ) wurden in zwei Stufen variiert und zusätzlich ein Mittelpunktversuch durchgeführt.

Die so produzierten Grünlinge wurden mittels eines Lasermikrometers des Typs z-Mike 1210 gold vermessen. Die Funktionsweise des Mikrometers und die verwendeten

Messparameter sind im Bild 4 dargestellt. Anschließend wurden die Bauteile chemisch und thermisch entbindert, bei  $1450^{\circ}\text{C}$  dicht gesintert und erneut vermessen.

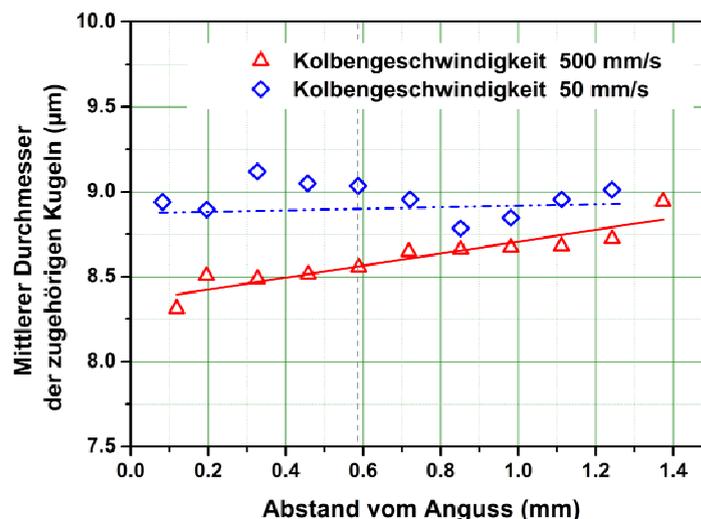
Die aus den Messungen mit dem Lasermikrometer erhaltenen Durchmesserwerte wurden mittels einer Software zur statistischen Versuchsplanung und -auswertung (Visual Xsel) den jeweils verwendeten Versuchsparametern zugeordnet und eventuelle Abhängigkeiten bestimmt. Dies wurde für jede am Bauteil vermessene Position (was einem einzuhaltenden Nennmaß am realen Bauteil entspricht) sowie über alle Messwerte des gesamten Bauteils durchgeführt.

### 3. Ergebnisse

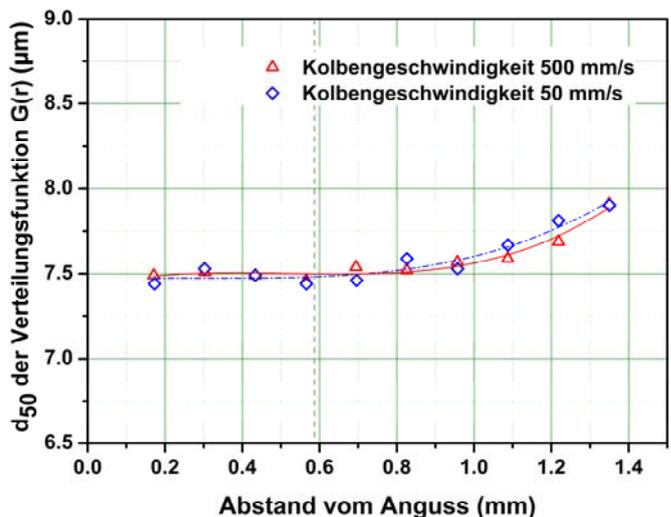
#### 3.1 Entmischungserscheinungen

Um die Pulver-Binder-Separation nachzuweisen, wurden die mittleren Partikeldurchmesser berechnet. Die Mittelwerte der Durchmesser entlang der Probengeometrie sind im Bild 5 dargestellt. Die senkrechte graue Linie im Bild repräsentiert die Lage der Sollbruchstelle. Die errechnete Größe der Partikel ist in allen Proben entlang des Fließweges der Formmasse nach der Sollbruchstelle leicht ansteigend, wobei dieser Effekt beim langsamen Einspritzen der Formmasse in die Kavität weniger stark ausgeprägt zu sein scheint. Allerdings muss dabei eine Standardabweichung von  $\pm 4 \mu\text{m}$  für die verwendete Analyseverfahren in Betracht gezogen werden.

Um die Ergebnisse zu verifizieren, wurde eine weitere statistische Auswertemethode angewandt, die nächster-Nachbar-Abstand-Verteilungsfunktion  $G(r)$  [10]. Sie gibt die Wahrscheinlichkeit dafür an, im Abstand  $r$  von einem beliebig herausgegriffenen Partikel seinen nächsten Nachbar anzutreffen [10, 12]. In Bild 6 ist der  $d_{50}$ -Wert von  $G(r)$  in Abhängigkeit des Abstandes vom Angusspunkt dargestellt. Auch hier ist eine Separation entlang des Fließweges zu beobachten.



**Bild 5:** Partikelgrößenverteilung in den untersuchten Mikrobiegeproben entlang des Fließweges in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit des Einspritzkolbens.



**Bild 6:** Der  $d_{50}$  - Wert der nächsten-Nachbar-Abstand-Verteilung  $G(r)$  als Funktionen des Abstandes vom Anguss.

### 3.2 Maßhaltigkeit

Für die Bestimmung der Maßhaltigkeit wurden die spritzgegossenen Zylinder, wie in Kap. 2.2 dargestellt, vermessen und die Standardabweichung der einzelnen Messungen bestimmt. In Tabelle 1 sind die an den Grünlingen gemessenen Standardabweichungen der Bauteilmaße vom Mittelwert dargestellt.

**Tabelle 1:** relative Standardabweichungen der Bauteildurchmesser in %

Versuch	V1	V2	V3	V4	V5	V6	V7	V8
Position	(5,8-M-50)	(19,5-M-50)	(5,8 - E-50)	(19,5-E-50)	(5,8-M-60)	(19,5-M-60)	(5,8-E-60)	(19,5 - E-60)
Gesamtes Bauteil (10 Proben)	0,35	0,38	0,34	0,36	0,32	0,34	0,40	0,48
Bester Einzelwert (Probenhöhe)	0,06	0,03	0,02	0,03	0,06	0,05	0,02	0,02

Dabei sind besonders die Versuche V3 und V5 hervorzuheben, die die besten Maßhaltigkeiten für das gesamte Bauteil bzw. eine einzelne Position aufweisen. Betrachtet man den Einfluss der eingestellten Parameter („Einflussgröße“) auf die erreichbaren Abweichungen (Tabelle 2), so ist erkennbar, dass abhängig von der Position entlang des zylindrischen Bauteils verschiedene Parameter signifikanten Einfluss haben. Allerdings haben die Untersuchungen auch gezeigt, dass durch die geringe Zahl betrachteter Parameter nicht alle Positionen am Bauteil hinreichend beschrieben werden können, was sich besonders an dem geringen erreichten Bestimmtheitsmaß für die Position im angussseitigen Bauteildrittel zeigt.

Durch weitere Anpassungen der Spritzgießparameter kann eine verbesserte Maßhaltigkeit über die gesamte Bauteillänge erreicht werden. Diese Variationen, ergänzt durch den Einsatz weiterer Feedstockvarianten sind Bestandteil zukünftiger Untersuchungen.

**Tabelle 2:** Signifikante Einflussgrößen und Güte des Regressionsmodells

Position →	Bauteilbeginn	Düsenseite	Bauteilmitte	Auswerferseite	Bauteilende
Einflussgrößen	Angusspos.	Angusspos. Werkzeug-T	Angusspos. Werkzeug-T	Angusspos. Kolbendruck Werkzeug-T	Kolbendruck
Bestimmtheitsmaß [%]	74	89	74	100	41

#### 4 Zusammenfassung

Durch die dargestellten Arbeiten konnten wichtige Erkenntnisse im Bereich des Mikro-PIM gewonnen werden:

Die durch hohe Scherraten während der Formfüllung induzierten Entmischungen und Pulver-Binder-Separationen konnten mittels Computertomographie an Mikrobiegeproben dargestellt und quantitativ verifiziert werden. Ein Hinweis auf eine monotone Partikeldurchmesserzunahme mit größer werdendem Abstand vom Angussystem konnte unter Verwendung des MAVI-Softwarepakets gefunden und mit Hilfe von Punkt-Prozess-Statistik anhand der Nächster-Nachbar-Verteilungsfunktion bestätigt werden.

Durch den Einsatz des neuartigen Doppelkolbenwerkzeuges und eine detaillierte Auswertung des Einflusses von verschiedenen Prozessparametern auf die Maßhaltigkeit pulverspritzgegossener Bauteile konnte ein tieferes Verständnis der Einflussgrößen erreicht werden. Dabei konnten im Grünlingzustand minimale Abweichungen im Durchmesser von  $\pm 0,02\%$  erzielt werden.

Die Kombination der gewonnenen Erkenntnisse kann künftig einen stabileren Prozessablauf und die Herstellung fehlerfreier und passgenauer Bauteile durch das Mikropulverspritzgießen ermöglichen.

#### 5 Danksagung

Diese Arbeit entstand im Rahmen des Sonderforschungsbereichs 499. Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft für die Finanzierung der Teilprojekte B1 und C1 und allen Kollegen, die zu dieser Arbeit beigetragen haben: Besonders den Herrn H. Walter und P. Holzer von KIT Campus Nord für die Probenherstellung, Herrn Michael Horodyski für die Arbeiten im Rahmen des Teilprojektes C1, Herrn Dr. M.

Schulz (KIT) und Dr. A. Rack (ESRF) für die Unterstützung bei der S-CT-Experimenten sowie Herrn Dr. O. Wirjadi (Fraunhofer ITWM) und Frau Dr. C. Redenbach (TU Kaiserslautern) für die Ausarbeitung der CT-Daten mit der MAVI-Software.

## 6 Literatur

- [1] R.M. German: Powder injection molding. Metal Powder Industries Federation, Princeton, NJ (1990)
- [2] F. Petzoldt: Micro powder injection moulding – challenges and opportunities. PIM International, **2**, (1) 37-42 (2008)
- [3] R. Heldele, S. Rath, L. Merz, R. Butzbach, M. Hagelstein, J. Hausselt: X-ray tomography of powder injection moulded micro parts using synchrotron radiation. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B, **246**, 211-216 (2006)
- [4] T. Weitkamp, P. Tafforeau, E. Boller, P. Cloetens, J.P Valade et al: X-ray Talbot interferometry at ESRF: applications and recent technical developments, AIP Conf. Proc. (2010)
- [5] S.R. Stock: Microcomputed tomography: methodology and applications. CRC Press , London (2008)
- [6] A. Koch, C. Raven, P. Spanne, A. Snigirev: X-ray imaging with submicrometer resolution employing transparent luminescent screens, J. Opt. Soc. Am. **15**; 1940-1951 (1998)
- [7] T. Martin, A. Koch: Recent developments in X-ray imaging with micrometer spatial resolution; Journal of Synchrotron Radiation **13** (2),180-194 (2006)
- [8] J.C. Labiche, O. Mathon, S. Pascarelli et al: The fast readout low noise camera as a versatile x-ray detector for time resolved dispersive extended x-ray absorption fine structure and diffraction studies of dynamic problems in materials science, chemistry, and catalysis; Review of Scientific Instruments **78** (9) 0901301 (2007)
- [9] MAVI – Modular Algorithms für Volume Images: Fraunhofer ITWM, Department of Image Processing, Kaiserslautern; (2010) <http://www.mavi-3d.de> accessed 28 May 2011
- [10] O. Weber, A. Rack, C. Redenbach, M. Schulz, O. Wirjadi: Micropowder injection molding: investigation of powder-binder separation using synchrotron-based microtomography and 3D image analysis; Journal of Materials Science **46** (10) 3568-3573 (2011)
- [11] V. Piötter, K. Plewa, T. Müller, A. Ruh, E. Vorster, H.J. Ritzhaupt-Kleissl, J. Hausselt: Manufacturing of High Grade Micro Components by Powder Injection Molding; Key Engineering Materials, **447-448**, 351-355 (2010)
- [12] J. Illian, Statistical analysis and modelling of spatial point patterns, Wiley, Chichester [a.o.], Section 4.2.2 and 4.2.6 (2008)

## Einsatz elektromagnetischer Antriebe in fluidischen Systemen

D. Hoheisel<sup>1</sup>, T. Schultheis<sup>2,3</sup>, L. Spani Molella<sup>2</sup>, E. Reithmeier<sup>2,3</sup> und L. Rissing<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Leibniz Universität Hannover, Produktionstechnisches Zentrum,  
Institut für Mikroproduktionstechnik, An der Universität 2, 30823 Garbsen

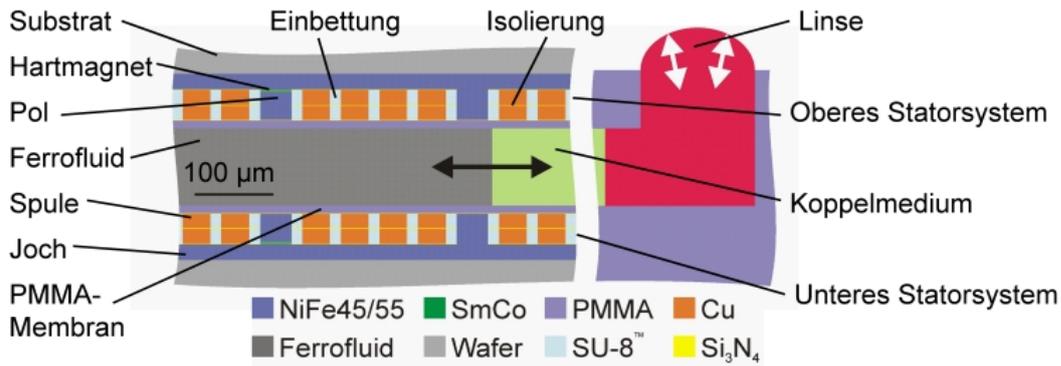
<sup>2</sup> Leibniz Universität Hannover, Hannoversches Zentrum für Optische Technologien,  
Nienburger Str. 17, 30167 Hannover

<sup>3</sup> Leibniz Universität Hannover, Institut für Mess- und Regelungstechnik,  
Nienburger Str. 17, 30167 Hannover

Elektromagnetische Antriebe eignen sich für eine Vielzahl von mikrotechnischen Anwendungen. Im Rahmen des beendeten SFB 516 wurden sowohl die technologischen Voraussetzungen für die dünnfilmtechnische Herstellung als auch Funktionsmuster entwickelt und gefertigt. Basierend auf diesen Ergebnissen und Erfahrungen wurde das Prinzip eines linearen elektromagnetischen Aktors für die definierte Manipulation eines ferrofluidischen Kolbens weiterentwickelt. Der Aktor besteht aus zwei Mikrospulenarrays, in deren Mitte der Ferrofluidkolben als Läufer fungiert. Durch Volumenbewegung infolge der Kolbenbewegung wird eine Flüssiglinse verformt und so deren Brennweite verändert. Das System wurde analytisch ausgelegt, mittels FEM simuliert und dünnfilmtechnisch hergestellt.

### 1 Einleitung

Ein Ferrofluid ist eine Suspension von superparamagnetischen Nanopartikeln in einer Trägerflüssigkeit [1]. Durch die dispergierten Nanopartikel kann die Flüssigkeit durch Magnetfelder manipuliert werden. In diesem Beitrag wird ein Mikroaktor vorgestellt, dessen Funktion auf der Bewegung eines Ferrofluids in einem magnetischen Feld beruht. Der Mikroaktor besteht aus zwei Mikrospulenarrays, in deren Mitte sich ein aus PMMA gefertigter Kanal mit einem Ferrofluidtropfen befindet. Durch Erregung der Spulen wird ein Magnetfeld erzeugt, welches das Ferrofluid verschiebt. Am Ende des Kanals ist eine optische Flüssiglinse vorhanden, die durch das Verschieben des Ferrofluids über ein Koppelmedium verdrängt wird. Die Brennweite der sich dabei ausbildenden Flüssiglinse kann durch die Position des Ferrofluidtropfens eingestellt werden. Die Mikrospulenarrays bestehen aus Cu-Spulen, die um Polstrukturen aus weichmagnetischen NiFe45/55 herumgelegt sind. Diese dienen der Bündelung und Führung des erzeugten magnetischen Flusses [2]. In jedem zweiten Pol ist ein Hartmagnet aus SmCo eingebracht (siehe **Bild 1**). Die Hartmagnete stellen Haltepositionen bereit und sollen dafür sorgen, dass der Ferrofluidtropfen auch ohne Erregung von Spulen an seiner Position im Kanal fixiert ist. Somit können eingestellte Brennweiten der Flüssiglinse ohne ständige Energiezufuhr gehalten werden [3].



**Bild 1:** Schematischer Querschnitt eines ferrofluidischen Mikroaktors (nach [4])

## 2 Systemauslegung

Durch analytische Berechnungen der Kräfte im System wird die benötigte Hubkraft ermittelt, die das Ferrofluid auf die optische Flüssigkeit ausüben muss. Diese Hubkraft  $F_H$  wird berechnet nach:

$$F_H \geq F_{VD} + F_{HS} + F_\sigma + F_{HM}$$

mit der Kraft der viskosen Dämpfung  $F_{VD}$ , der hydrostatischen Kraft der Linsenflüssigkeit  $F_{HS}$ , der Kraft durch die Oberflächenspannung der Flüssiglinse  $F_\sigma$  und der Haltekraft der Hartmagnete  $F_{HM}$ . Als Funktionalitätsbedingung für die Halteposition durch die Hartmagnete soll gelten:

$$F_{HM} \geq F_{HS} + F_\sigma.$$

Damit ergibt sich für die magnetische Kraft der Haltemagneten die Anforderung  $F_{HM} \geq 31 \mu\text{N}$  und insgesamt für die Hubkraft eine Anforderung von  $217 \mu\text{N}$  (siehe **Tabelle 1**).

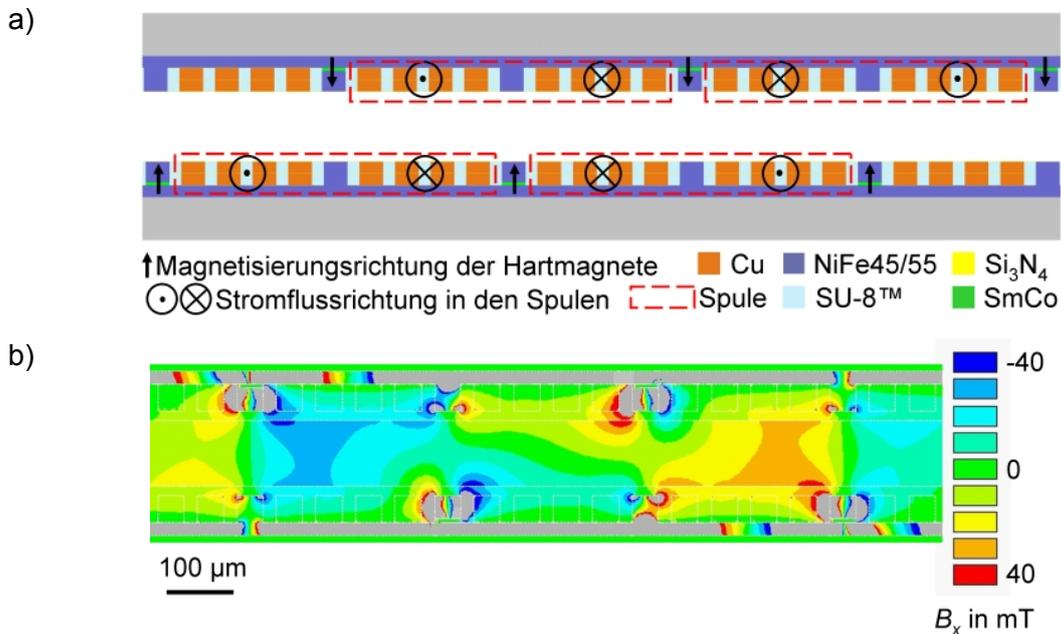
**Tabelle 1:** Übersicht der analytisch berechneten Kräfte

Bezeichnung	Kraft in $\mu\text{N}$
$F_{VD}$	155,0 $\mu\text{N}$
$F_{HS}$	5,9 $\mu\text{N}$
$F_\sigma$	25,1 $\mu\text{N}$
$F_{HM}$	31,0 $\mu\text{N}$
$F_H$	$\Sigma$ 217,0 $\mu\text{N}$

## 3 Simulation

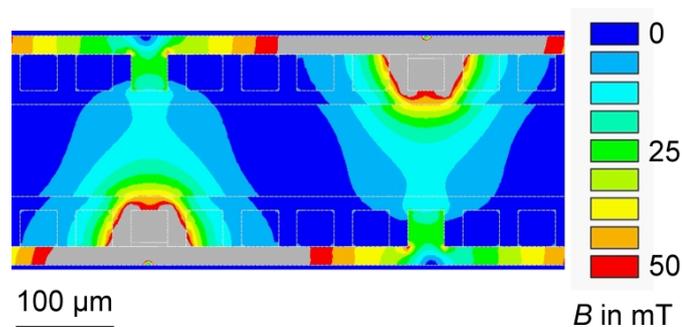
Zur Auslegung des Systems und für das Design werden elektromagnetische Simulationen mit dem Programm ANSYS™ durchgeführt. Hierzu wird ein FEM (Finite Element Methode) -Modell des Mikroaktors erstellt.

Es wird eine Stromdichte von  $0,5 \text{ GA/m}^2$  zur Erregung einer Spule verwendet [4]. **Bild 2** zeigt das simulierte Bestromungsmuster mit den Ergebnissen für die magnetische Flussdichte  $B_x$ . In jedem Statorsystem werden zwei Spulen erregt.



**Bild 2:** a) Bestromungsmuster; b) simulierte magnetische Flussdichte (nach [4])

Um die Haltekraft der Hartmagnete zu simulieren, ist keine Bestromung der Spulen im Modell notwendig. Für die Hartmagnete wird eine Koerzitivfeldstärke von  $550 \text{ kA/m}$  in den Simulationen verwendet. **Bild 3** zeigt die grafische Darstellung des Simulationsergebnisses für ein Hartmagnetepaar.



**Bild 3:** Simulation der von Hartmagneten erzeugten magnet. Flussdichte  $B$  (nach [3])

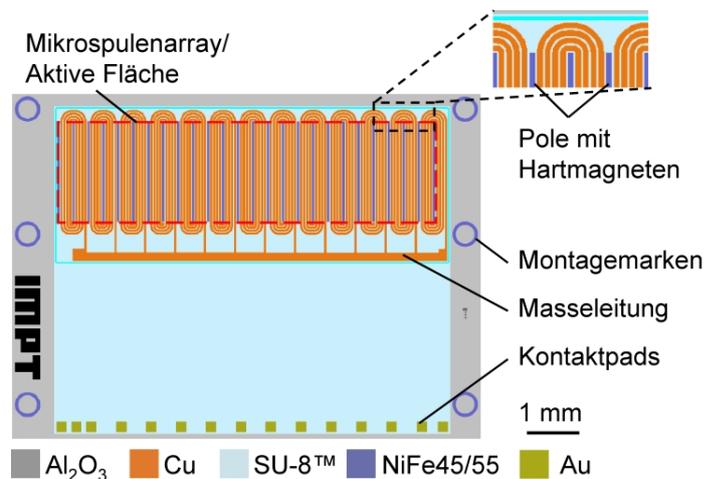
Aus den Simulationen werden Daten für die magnetische Flussdichte gewonnen, mit denen die Hubkraft des Ferrofluids und die Haltekraft der Hartmagnete analytisch ermittelt werden. Für diese magneto-mechanische Kopplung wird ein Ansatz von *Gijs* verwendet, um die magnetische Kraft  $F_{mag}$  zu berechnen [9]:

$$F_{ag} = \frac{V\chi}{\mu_0} B \nabla B$$

mit dem Volumen  $V$ , der Suszeptibilität  $\chi$  des Volumens  $V$ , dem magnetischen Fluss  $B$  und der Permeabilitätskonstante  $\mu_0$  des Vakuums. Im vorliegenden Fall wird nur die Kraft in  $x$ -Richtung berücksichtigt, da dies die Bewegungsrichtung des Ferrofluidtropfens im Kanal ist. Für die Berechnung der Hubkraft werden die Kräfte in diskreten Volumenelementen berechnet und dann über das Ferrofluid summiert [4]. Ein Volumenelement ist dabei  $10\ \mu\text{m} \times 10\ \mu\text{m} \times 2\ \text{mm}$  (Breite  $\times$  Höhe  $\times$  Länge) groß; die Länge entspricht der Kanalbreite. Dabei werden Effekte am Kanalrand vernachlässigt und wird der magnetische Fluss über die Kanalbreite als konstant angenommen. Für das Bestromungsmuster aus **Bild 2** ergibt sich eine maximale Hubkraft von etwa  $250\ \mu\text{N}$  [4] und für die Hartmagnete errechnet sich eine Haltekraft von  $40\ \mu\text{N}$  [3].

#### 4 Design

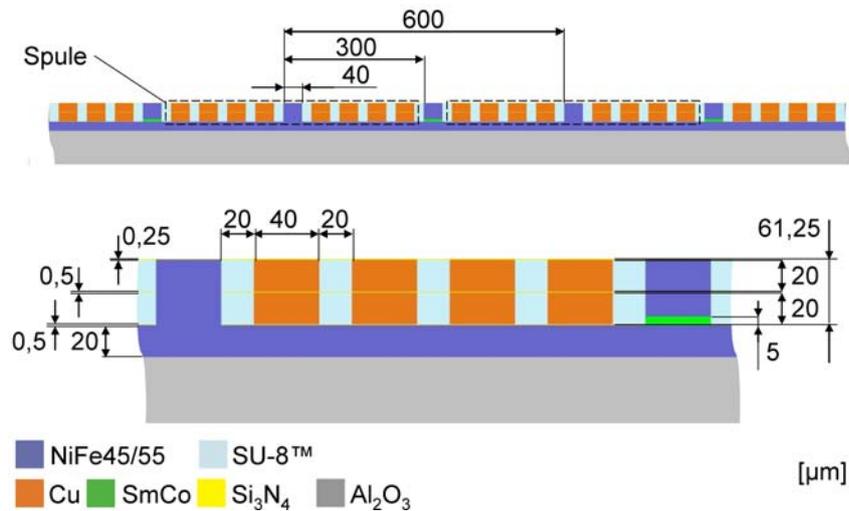
Abgeleitet aus den Simulationen ergibt sich das Design der Statorsysteme für den Mikroaktor. Ein Statorsystem besteht aus 13 Spulen, die in zwei Lagen mit jeweils vier Windungen um einen weichmagnetischen Pol herumgeführt sind. Zwischen den Spulen befinden sich weichmagnetische Pole mit integrierten Hartmagneten. Unterhalb des Spulenarrays ist ein durchgehendes Joch zur Führung des magnetischen Flusses vorhanden. Jede Spule kann individuell über ein Kontaktpad angesteuert werden, wobei alle Spulen eine gemeinsame Masseleitung haben. Für die Systemintegration sind ringförmige Montagemarken vorgesehen (siehe **Bild 4**) [10].



**Bild 4:** Schematische Darstellung des Stator-Designs (nach [10])

#### 5 Fertigungsfolge und Fertigung

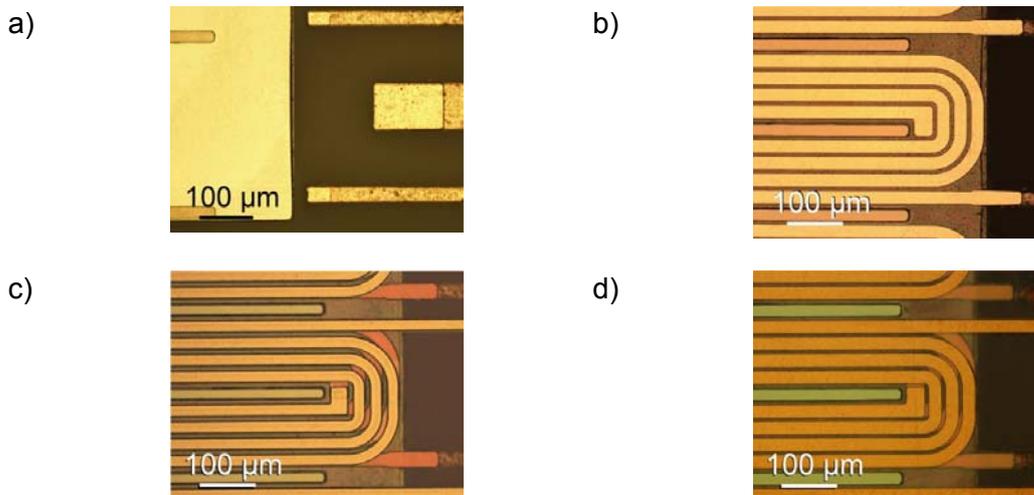
Die Statorsysteme bestehen aus drei Hauptebenen und werden mittels Fotolithografie auf  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Substraten gefertigt. In der ersten Hauptebene befinden sich die Zuleitungen und Kontaktpads (Cu), sowie das Joch und die Montagemarken (NiFe45/55). Die zweite und dritte Hauptebene enthalten die Hartmagnete (SmCo) und die gemeinsame Masseleitung sowie jeweils einen Teil der Spulen und der Pole. Als Isolierung zwischen den Ebenen wird ein Schichtstapel von  $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiO}_2/\text{Si}_3\text{N}_4$  eingesetzt. Die Einbettung der Systeme erfolgt mit dem fotostrukturierbaren Epoxidharz SU-8™ (siehe **Bild 5**).



**Bild 5:** Schematischer Querschnitt eines Statorsystems

Nach Fertigstellung einer Hauptebene wird chemisch-mechanisches Polieren (CMP) eingesetzt, um die Oberfläche für die Abscheidung der nächsten Ebene zu planarisieren. Die Kontaktpads erhalten galvanisch eine Ni-Au-Schicht für die Kontaktierung mit Golddrähten [11].

Ein Fertigungstestlauf wurde erfolgreich abgeschlossen. **Bild 6** zeigt einige ausgewählte Bilder aus der Fertigung der Statorsysteme.



**Bild 6:** Fertigung der Statorsysteme: a) SU-8<sup>TM</sup>-Einbettung des Kerns und der Zuleitungen; b) 1. Spulenlage nach CMP; c) 2. Spulenlage nach Ionenstrahlätzen der Startschicht; d) Kapselung mit Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>

Die Hartmagnete der Statorsysteme wurden am Institut für Festkörperphysik der Leibniz Universität Hannover in einem Kryostat mit einer Flussdichte von 10 T magnetisiert. Mit ersten Prototypen, die im Rahmen von Tests für die Systemintegration aufgebaut wurden, konnte eine Bewegung der Flüssiglense erzeugt werden und der Krümmungsradius beeinflusst werden.

## 6 Zusammenfassung und Schlussfolgerung

Ein ferrofluider Mikroaktor wurde analytisch ausgelegt, mittels FEM simuliert und dünnfilmtechnisch gefertigt. In dem Aktor wird ein Ferrofluid in einem Kanal durch Spulenarrays bewegt und dadurch die Krümmung einer Flüssiglense verändert. Ein Fertigungstestlauf wurde erfolgreich abgeschlossen und mit ersten Prototypen eine Brennweitenänderung der Linse erzielt.

## 7 Danksagung

Diese Forschungsarbeit wurde von der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) im Rahmen des Schwerpunktprogrammes 1337 „Aktive Mikrooptik“ gefördert.

## 8 Literatur

- [1] R.E. Rosensweig: Ferrohydrodynamics. Cambridge (1985)
- [2] D. Hoheisel, C. Leng, H.H. Gatzten: Electromagnetic Control of Tuneable Liquid Microoptics Based on Ferrofluid Driven by Microactuation. Dritter Workshop Optische Technologien, Hannover, 198-200 (2009)
- [3] J. Chen, D. Hoheisel, L. Rissing: Sputtering of SmCo Thin Films and Integration in a Ferrofluidic Microactuator. Proceedings of Intermag 2011, Taipei (2011) (accepted)
- [4] D. Hoheisel, C. Leng, L. Rissing: Simulation for Optimization of a Ferrofluidic Microactuator. Vierter Workshop Optische Technologien, Hannover, (2010), (accepted)
- [5] F. M. White: Fluid Mechanics. 3rd Ed., McGraw Hill: New York (1995)
- [6] EMG Datenblatt, Ferrotec GmbH Website: [www.ferrotec-europe.de](http://www.ferrotec-europe.de) (Stand: 1998)
- [7] H. Oertel jr., M. Böhle, U. Dohrmann: Strömungsmechanik. 5th Ed., Vieweg and Teubner: Berlin (2009)
- [8] T. Schultheis, T. Fahlbusch, M. Rahlves, L. Spani Molella, E. Reithmeier: Brennweitenvariation fluidischer Mikrooptiken. Zweiter Workshop Optische Technologien, Hannover, 158-160 (2008)
- [9] M.A.M. Gijs: Magnetic bead handling on-chip: new opportunities for analytical applications. Microfluid Nanofluid (1), 22–40 (2004)
- [10] D. Hoheisel, L. Rissing: Characterization of a Stator System for a Ferrofluidic Microactuator and Design Optimization. Proceedings of Smart System Integration 2011, Dresden (2011) ISBN 978-3-8007-3324-8 (digital)
- [11] D. Hoheisel, C. Leng, L. Rissing, H.H. Gatzten: Design, Modeling and Fabrication Sequence of a Ferrofluidic Microactuator. Proceedings of the 12th International Conference on New Actuators (Actuator 2010), Bremen, 361-364 (2010)

## **Entwicklung von Antriebssystemen basierend auf elektromagnetischen Mikromotoren**

G. Janssen, K. Wiedmann, M. v. Hofen, A. Mertens, B. Ponick

Institut für Antriebssysteme und Leistungselektronik, Welfengarten 1, 30167 Hannover

Mikromotoren können mit Hilfe dünnfilmtechnischer Fertigungsverfahren in sehr kleinen Abmessungen hergestellt werden, die mit konventionellen feinwerktechnischen Verfahren nicht herstellbar oder deren Herstellungsprozess aus ökonomischen Gesichtspunkten nicht vertretbar wären. Im Rahmen des Sonderforschungsbereichs 516 „Konstruktion und Fertigung aktiver Mikrosysteme“ wurden neuartige elektromagnetische Mikromotoren entwickelt. Nicht nur die Fertigungsmethoden, sondern auch die Entwicklung und Untersuchung neuer Antriebssysteme mit unterschiedlichen elektromagnetischen Wirkprinzipien standen hierbei im Fokus. Beim elektromagnetischen Entwurf von Mikromotoren sind im Gegensatz zu konventionellen Antriebssystemen spezielle Randbedingungen zu berücksichtigen, so dass sich konventionelle Antriebssysteme nicht unmittelbar auf die mikroskopische Ebene projizieren lassen. Die speziellen Randbedingungen von elektromagnetischen Mikromotoren sind folglich auch beim Entwurf der elektronischen Ansteuerung zu beachten.

### **1 Ausführungsformen elektromagnetischer Mikromotoren**

Elektromagnetische Mikromotoren beruhen im Wesentlichen auf drei Wirkprinzipien. Hierzu gehört das Reluktanzprinzip, das permanentmagneterregte Synchronprinzip und das Hybridprinzip, eine Kombination aus den beiden zuvor genannten Funktionsprinzipien. Gleichstrommotoren sind für eine Miniaturisierung eher ungeeignet, da diese einen Kommutator mit Schleifkontakten benötigen. Die Wirkprinzipien sind sowohl für rotierende als auch für lineare Bewegungen geeignet.

Mikromotoren, bei denen sich das Luftspaltfeld parallel zur Ebene des Substrates (Waferebene) ausbildet, werden als „horizontale“-Mikromotoren bezeichnet. Für ein senkrecht stehendes Luftspaltfeld wurde entsprechend der Begriff „vertikaler“ Mikromotor eingeführt. Zur Bildung eines horizontalen elektromagnetischen Feldes eignen sich die planare Mäanderspule und die Spiralspule, für die vertikale Flussbildung die senkrechte Mäanderspule und die Helixspule.

Ein weiterer Bestandteil von Mikromotoren ist das Führungssystem bzw. die Lagerung zwischen Ständer und Läufer. Hierzu gehören aktive und passive Führungssysteme. Eine integrierte passive magnetische Levitation kann bei Mikroreluktanzmotoren mit horizontaler Flussführung umgesetzt werden.

## 2 Materialeigenschaften

Je nach Ausführungsform eines Mikromotors sind mindestens zwei unterschiedliche Materialien erforderlich: Hierzu gehört immer ein elektrisch leitfähiges Material. Mit seinem geringen spezifischen elektrischen Widerstand von  $0,018\text{-}0,019 \Omega\text{mm}^2/\text{m}$  und guter Wärmeleitung ist Kupfer für die Herstellung der Spulen besonders geeignet. Die dünnfilmtechnisch hergestellten Kupferstrukturen sind aufgrund ihrer kleinen Abmessungen mit sehr hohen Stromdichten über  $1000 \text{ A}/\text{mm}^2$  belastbar. Als weichmagnetisches Material werden überwiegend die Nickel-Eisen-Legierungen NiFe80/20 und NiFe50/50 verwendet.

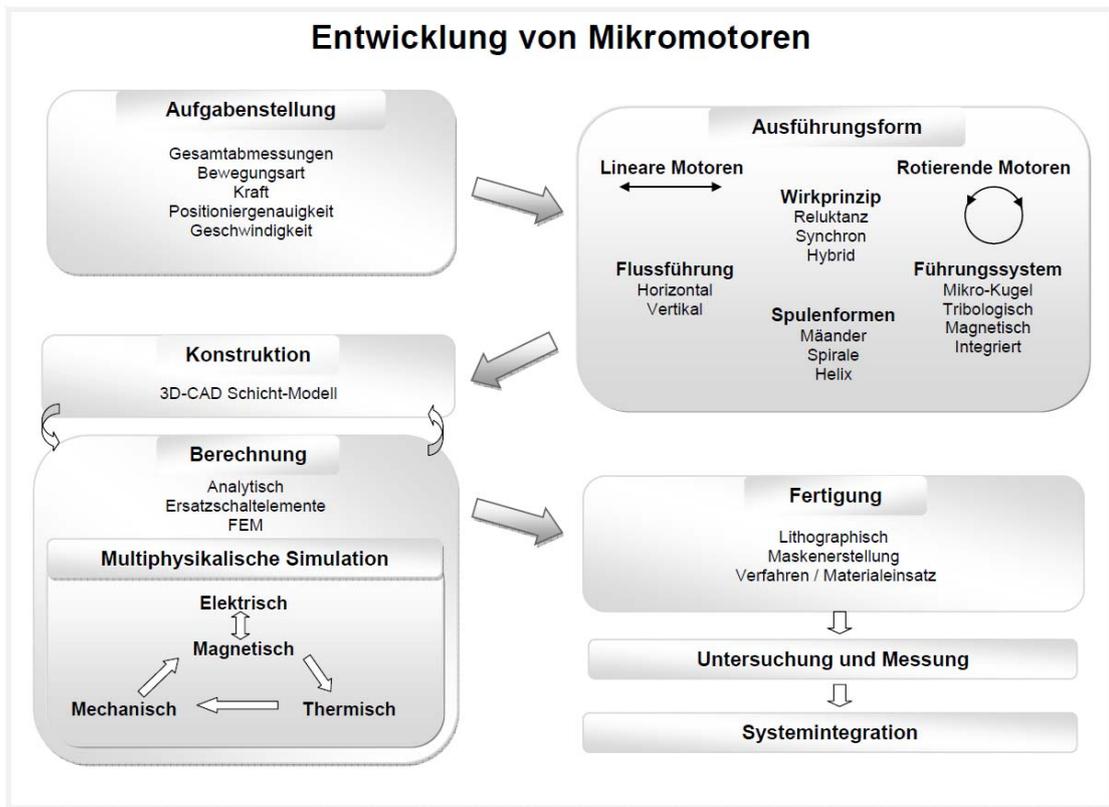
Aufgrund anisotroper weichmagnetischer Eigenschaften der Nickel-Eisen-Legierung ist die Berücksichtigung der Flussführungsrichtung bereits bei der Entwurfsphase unumgänglich. Im Allgemeinen ist der magnetische Widerstand der weichmagnetischen Materialien in vertikaler Richtung höher als in horizontaler Richtung. Auf eine vertikale weichmagnetische Flussführung kann bei Mikromotoren mit Reluktanz- und Synchronprinzip mit horizontalem Luftspaltfeld verzichtet werden. Für alle anderen Ausführungsformen, mit Ausnahme von Mikrosynchronmotoren ohne weichmagnetische Flussführung, sind weichmagnetische Flussführungen in beide Richtungen notwendig.

Allerdings ist die Richtung der Flussführung nicht alleine für den magnetischen Widerstand verantwortlich. Schon früh wurden Abhängigkeiten der Permeabilität von der geometrischen Struktur erkannt. In [1], [2], [3] wird die Abhängigkeit der Permeabilität von der Schichthöhe beschrieben und in [4] werden diesbezüglich optimierte Ausführungsformen mit reduzierten Schichthöhen analysiert. Nicht nur die geometrische Struktur und die Legierungsart, sondern auch der Fertigungsprozess selbst beeinflusst die weichmagnetische Materialeigenschaft und erschwert die Charakterisierung der weichmagnetischen Strukturen. Die magnetischen Eigenschaften können auch von der Position auf dem Wafer abhängig sein [5]. Dies kann auf eine inhomogene Verteilung der NiFe-Legierungen und auf innere mechanische Spannungen zurückgeführt werden. Die Größe mikrogeometrischer Strukturen liegt im Bereich der Größe der weiss'schen Bezirke, so dass auch aufgrund der magnetischen Domänen eine Abhängigkeit der Magnetisierungskennlinie von der Bauform bestehen kann.

## 3 Entwicklungsmethode

Lithografisch strukturierte Mikromotoren werden in einzelnen Prozessketten schichtweise gefertigt. Hierfür sind Maskenzeichnungen notwendig, die innerhalb einer 3D-CAD-Umgebung in Strukturen der gewünschten Schichthöhen modelliert werden können. Der Schlankheitsgrad von Mikromotoren ist im Vergleich zu makroskopischen Motoren mit unter  $0,01 \mu\text{m}$  ca. das 50-fache geringer. Die Randeffekte an den Stirnseiten müssen bei der Berechnung von Mikromotoren berücksichtigt werden. Zur Simulation der Mikromotoren eignen sich somit insbesondere 3D-FEM-Modelle. Ein Entwicklungsschema für Mikromotoren ist in **Bild 1** dargestellt

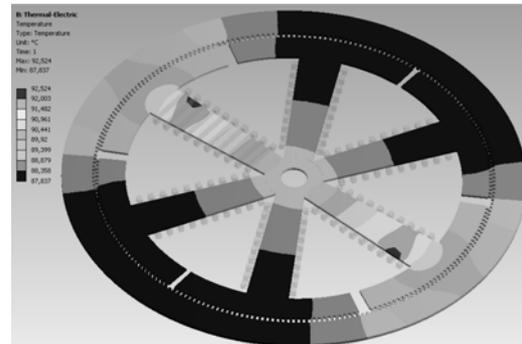
Je nach Betriebsart und Ausführungsform können Mikromotoren sehr hohe Temperaturen erreichen, die ohne eine aktive Kühlung zur Zerstörung des Mikromotors führen können.



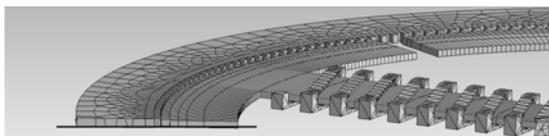
**Bild 1:** Entwicklungsschema von Mikromotoren



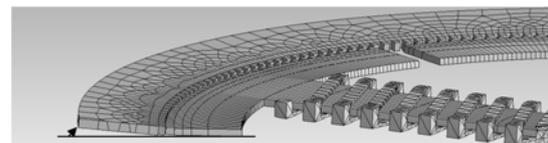
**Bild 2:** Mikromotor und elektromagnetisches Modell



**Bild 3:** Thermisches Modell



**Bild 4:** Mechanisches Modell ohne thermischen Einfluss



**Bild 5:** Mechanisches Modell mit thermischem Einfluss (Deformation)

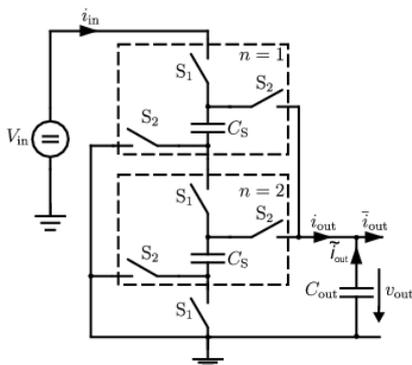
Eine Deformation der Mikrostruktur führt beispielsweise zur Veränderung des Luftspaltes, was wiederum das elektromagnetische Verhalten und die Kraft bzw. das Drehmoment verändert. In **Bild 2** sind ein Mikromotor und das elektromagnetische Modell dargestellt. Das thermische Modell ist in **Bild 3** zu erkennen. In **Bild 4** ist das mechanische Modell des Mikromotors ohne Temperatureinfluss und in **Bild 5** mit dem gekoppelten thermischen Einfluss abgebildet. Die Temperaturerhöhung führt zu einer nicht tolerierbaren Deformation des gesamten Läufers. Abhilfe schaffte in diesem Beispiel eine aktive Kühlung und eine stabilisierte Läuferstruktur.

#### 4 Ansteuerung von Mikromotoren

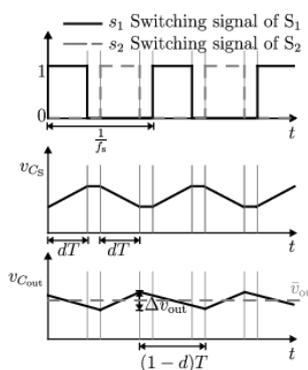
Die Induktivität eines Motorstranges ist bei Mikromotoren sehr klein, der Widerstand hingegen relativ groß, woraus eine extrem kleine elektrische Zeitkonstante resultiert, die im *ns*-Bereich liegt. Der Strangstrom verhält sich somit fast proportional zur Strangspannung. Trotzdem muss durch die Leistungselektronik gewährleistet sein, dass die Stromwelligkeit gering ist, da sich diese negativ auf die Vorschubkraft bzw. das Drehmoment auswirkt und zusätzliche Verluste erzeugt.

##### 4.1 Möglichkeiten der Spannungsstellung

Die Baugröße der Ansteuerung sollte an die des Mikromotors angepasst sein, damit das resultierende Antriebssystem möglichst kleine Ausmaße annimmt. Tiefsetzsteller, wie sie bei makroskopischen Antriebssystemen eingesetzt werden, haben den Nachteil, dass sie zur Glättung des Stromes eine zusätzliche Drossel benötigen. Die wiederum erhöht das Bauvolumen.



**Bild 6:** Switched Capacitor Topologie [11]



**Bild 7:** Spannungsverlauf des SCW [11]

Eine alternative Möglichkeit der Spannungsstellung bietet der Switched Capacitor DC/DC Wandler (SCW), dessen prinzipieller Aufbau in **Bild 6** dargestellt ist. Die Ausgangsspannung wird durch gezieltes Umladen der Kondensatoren gestellt. Für einen vorgegebenen, maximalen Strom- bzw. Spannungsripple lässt sich die Spannung anhand der Stufenanzahl sowie durch den Aussteuergrad bestimmen. **Bild 7** zeigt den beispielhaften Verlauf der Ausgangsspannung. Durch ein Wechseln der Stufen lässt sich der Betriebspunkt optimieren. Eine detaillierte Beschreibung der Funktionsweise sowie weitere Topologien des SCW sind in [6] und [7] zu finden. Die Flexibilität bei Stufen und Aussteuergrad erfordert einen erhöhten Schalt Aufwand, was

einen Nachteil gegenüber herkömmlichen Tiefsetzstellern darstellt. Der entscheidende Vorteil jedoch ist, dass der SCW auf der Verwendung von Kondensatoren basiert und keine zusätzlichen Drosseln zur Glättung des Stromes notwendig sind. Dies wirkt sich positiv auf das Volumen sowie das Gesamtgewicht aus. Um die durch den erhöhten Schaltungsaufwand entstehenden Verluste zu verringern, kann die Schaltung auf einem Chip integriert werden. Dabei können die Leitungslängen sowie Treiber und MOSFETS optimiert werden, wodurch sich höhere Schaltfrequenzen und damit bessere Spannungsverläufe realisieren lassen.

#### 4.2 Integration des Switched Capacitor DC/DC Wandlers

Im Rahmen des SFB 516 wurde die Integrierbarkeit des SCW auf einem Chip untersucht. Die Dimensionierung ist abhängig vom Laststrom sowie von den maximalen Spannungen. Desweiteren kann die Schaltungstopologie an das Verhältnis zwischen Eingangsspannung und Ausgangsspannung angepasst werden. Für die Integration der Schaltung müssen verschiedene Abstraktionsebenen betrachtet werden. Die unterste Ebene stellt die Chipebene dar. Die nächst höhere Ebene ist das Package, welches in der Platinenebene eingebunden ist. Abschließend muss das Gesamtvolumen betrachtet werden. Hierbei ist der Wirkungsgrad der Schaltung aufgrund der benötigten Kühlung ausschlaggebend.

**Tabelle 1:** Chipfläche für eine fünfstufige Switched Capacitor DC/DC Wandler Topologie

Flächenname	Fläche
MOSFETs	25 mm <sup>2</sup>
Logik & Speicher	3.65 mm <sup>2</sup>
Anschluss pads	0.49 mm <sup>2</sup>
Gesamtfläche	29.14 mm <sup>2</sup>

**Tabelle 2:** Platinenfläche für einen integrierten fünfstufigen Switched Capacitor DC/DC Wandler

Bauteil	Platinenfläche
Integrierte Schaltung im TO- 220	114 mm <sup>2</sup>
5 Kondensatoren 22 µF	18.4 mm <sup>2</sup>
1 Kondensator 100 µF	18,4 mm <sup>2</sup>
Anschlüsse	25 mm <sup>2</sup>
Gesamtplatinenfläche	202.9 mm <sup>2</sup>

Für die Integration eines fünfstufigen SCW müssen 25 MOSFETs mit Treibern sowie die dazugehörige Logik und die benötigten Pads realisiert werden. Vorab wurde untersucht, ob die Kondensatoren des SCW ebenfalls auf dem Chip integriert werden können. Berechnungen ergaben jedoch, dass die hierzu benötigte Chipfläche von einigen Tausend Quadratmillimeter zu groß sein würde. In Folge dessen wird beim „System on Chip“ eine externe Beschaltung der Kondensatoren realisiert, wobei auf handelsübliche, kostengünstigere SMD Kondensatoren zurückgegriffen werden kann.

Prinzipiell gibt es zwei Möglichkeiten der Chipintegration: den „System in Package“-Entwurf sowie den „System on Chip“ Entwurf. Ein wesentlicher Nachteil der „System in Package“- Variante ist der zusätzliche Verbindungsaufwand. Im Folgenden ist daher die Integration mit Hilfe der „System on Chip“- Variante beschrieben, wobei je Stufe des SCW drei Schalter realisiert werden müssen. Hierbei werden einige Schalter aufgrund der Bodydiode aus zwei entgegengesetzt verschalteten MOSFETs aufgebaut.

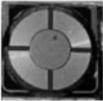
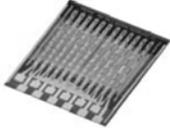
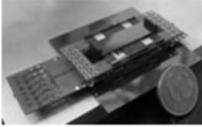
Die Abschätzung der Chipfläche für eine fünfstufige Topologie bis 10V Eingangsspannung mit Regelung ergab den in **Tabelle 1** gezeigten Flächenbedarf.

Die Grundlagen zur Flächenberechnung sind in [8], [9] und [10] ausführlich beschrieben. **Tabelle 2** zeigt die benötigte Platinenfläche, wenn der Chip des SCW in einem TO-220 Gehäuse integriert wird. Ein vergleichbarer, kommerziell erhältlicher Tiefsetzsteller des Herstellers Traco Power (THD 10-2411) weist mit 665 mm<sup>2</sup> mehr als die dreifache Platinenfläche auf. Durch die Integration der Schaltung können aufgrund der geringeren Verluste höhere Schaltfrequenzen erreicht werden, was einen Stromripple von unter einem Prozent bei niederinduktiven Lasten ermöglicht.

## 5 Fazit

Für die Entwicklung von Mikromotoren ist eine multiphysikalische Betrachtung notwendig, da sich die elektrischen, thermischen, mechanischen und elektromagnetischen Eigenschaften gegenseitig beeinflussen. Bei der Entwicklung neuer Bauformen und Fertigungstechniken sind die weichmagnetischen Eigenschaften nicht immer vorhersagbar, so dass gegebenenfalls die Materialparameter erst durch eine Untersuchung des Prototypen ermittelt werden können. Mikrosynchronmotoren ohne weichmagnetische Materialien sind den geringsten multiphysikalischen Einflüssen ausgesetzt und gehören zu den zuverlässigsten elektromagnetischen Mikromotoren. Die Vor- und Nachteile der unterschiedlichen Motortypen wird in **Tabelle 3** dargestellt. Mit der Integration des SCW kann eine höhere Leistungsdichte als bei derzeit kommerziell erhältlichen Wandlern erzielt werden. Durch eine Integration der Schaltung kann der Wirkungsgrad der Schaltung verbessert und das benötigte Volumen verkleinert werden.

**Tabelle 3:** Vor- und Nachteile der Ausführungsformen von Mikromotoren

Abbildung	Motortyp	Vorteil	Nachteil
	Permanenterregter Mikrosynchronmotor ohne weichmagnetische Flussführung	Einfache Herstellung Hohe Kraftdichte Hohe Geschwindigkeit Keine Rastmomente	Servoregler für Positionierungen notwendig
	Permanenterregter Mikrosynchronmotor mit weichmagnetischer Flussführung	Geringer Einfluss der Permeabilität und des Luftspaltes. Flache Bauform	Rastmomente
	Mikroschrittmotor mit horizontale Flussführung	Positionierung ohne Servoregler Kleine Schrittweiten Kompensation der Normalkräfte Integrierte magnetische Führung	Hoher Einfluss der Permeabilität und des Luftspaltes Nicht für eine XY-Positionierung in einer Ebene verwendbar
	Mikroschrittmotor mit vertikaler Flussführung	Positionierung ohne Servoregler Kleine Schrittweiten Für XY-Positionierungen innerhalb einer Ebene verwendbar	Hoher Einfluss der Permeabilität und des Luftspaltes Hohe Normalkräfte

## 6 Danksagung

Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) für die Forschungsarbeiten des Sonderforschungsbereiches (SFB) 516 „Konstruktion und Fertigung aktiver Mikrosysteme“.

## 7 Literatur

- [1] Föhse, M.; Gatzen, H. H.: Optimizing the Magnetic Properties of Electroplated Permalloy for Flux Guides in Micromotors. In: Proc. 7th Int. Symposium on Magnetic Materials, Processes and Devices, 202nd Meet. of The Electrochemical Society. Salt Lake City, UT, USA, 2002, S. 125–136A.
- [2] Budde, T.; Gatzen, H. H.: Thick Sputter Deposited NiFe45/55 Films for Flux Guides in Magnetic MEMS. In: 16th International Conference on Soft Magnetic Materials. Düsseldorf, September 2003
- [3] Wurz, M. C.; Dinulovic, D.; Gatzen, H. H.: Investigations on the Permeability of Electroplated and Sputtered Permalloy. In: 206th Meeting of the Electrochemical Society. Honolulu, Hawaii, USA, 2004
- [4] R. Gehrking: Entwurf von Aktivteilen elektromagnetischer Mikrolinearmotoren unterschiedlicher Wirkprinzipien, Fortschritt-Berichte VDI Reihe 21, Nr. 384.
- [5] G. Janssen, A. Waldschik, S. Büttgenbach, B. Ponick, Entwurf und Simulation eines rotatorischen Mikroreluktanzschrittmotors, 8. ETG Fachbericht VDE 2010 in Würzburg 93-98
- [6] Michael Douglas Seeman: A Design Methodology for Switched-Capacitor DC-DC Converters, Technical Report No. UCB/EECS-2009-78
- [7] Michael D. Seeman, Seth R. Sanders: Analysis and Optimization of Switched-Capacitor DC-DC Converters, 2006 IEEE COMPEL Workshop, Rensselaer Polytechnic Institute, Troy, NY, USA, July 16-19, 2006
- [8] Hartwig Jeschke: Chip size estimation for SOC design space exploration, Journal of Systems Architecture 53 (2007) 764–776
- [9] Th. Tille, D. Schmitt-Landsiedel: Mikroelektronik, Halbleiterbauelemente und deren Anwendung in elektronischen Schaltungen, Springer-Verlag
- [10] Dierk Schröder: Leistungselektronische Bauelemente, 2. Auflage, Springer-Verlag
- [11] A. Burisch, S. Büttgenbach and J. Hesselbach, Eds., Design and Manufacturing of Active Microsystems. Springer, 2011.



# Fähige Prozessketten durch Feed-Forward-Control und Dynamisches Toleranzmanagement

Rainer Tutsch, Carlos Hernández

Institut für Produktionsmesstechnik, TU Braunschweig

Viele der in der Mikrotechnik eingesetzten Prozesse bestehen aus einer großen Zahl miteinander verketteter Teilprozesse. Prozessstreuungen einzelner Teilprozesse pflanzen sich entlang der Prozesskette fort und können kumulieren. Nach dem Stand der Technik werden die einzelnen Teilprozesse unabhängig voneinander durch Qualitätsregelkreise stabilisiert. In diesem Vortrag wird ein Konzept vorgestellt, auftretende Prozessstreuungen in nachfolgenden Teilprozessen zu korrigieren (Feed-Forward-Control) und durch Messungen entlang der Prozesskette die aktuelle Prozesslage zu ermitteln und abhängig davon die Toleranzbereiche nachfolgender Teilprozesse zu verändern (dynamisches Toleranzmanagement). Beide Maßnahmen können zu einer signifikanten Verbesserung der Prozessfähigkeit führen. Mit Hilfe von Simulationsrechnungen wird das Konzept exemplarisch verifiziert.

## 1 Einleitung

Fertigungsprozesse unterliegen stets einer großen Zahl von Einflussfaktoren, die zu Prozessschwankungen und zu maßlichen Abweichungen der gefertigten Bauteile führen. In der Konstruktion wird dies dadurch berücksichtigt, dass alle funktionsbestimmenden Größen eines Werkstücks nicht nur mit ihrem Nennmaß, sondern mit einem zulässigen Toleranzbereich spezifiziert werden. Nur wenn der Toleranzbereich signifikant größer als die Prozessstreuung ist, spricht man von einem potentiell fähigen Prozess, der durch Anwendung einer geeigneten Regelung stabil Teile innerhalb der Toleranz fertigen kann. Für normalverteilte Prozesse wird dies in bekannter Weise durch die Prozessfähigkeitsindices  $c_p$  und  $c_{pk}$  quantifiziert [1,2].

Viele der in der Mikrotechnik eingesetzten Prozesse bestehen aus einer großen Zahl miteinander verketteter Teilprozesse, die jeweils zur Prozessstreuung beitragen. In der Fertigungsplanung wird die verfügbare Toleranz  $T$  so in Teilprozess toleranzen  $T_i$  aufgeteilt, dass jeder Teilprozess für sich fähig ist. Als konservativer Ansatz wird eine arithmetische Toleranzverkettung angewandt, bei der sich die Einzeltoleranzen  $T_i$  zur Gesamttoleranz  $T$  addieren. Dies kann zu extrem harten Anforderungen an die Einzeltoleranzen führen, so dass häufig unter der Annahme von statistisch unabhängigen Prozessstreuungen der Teilprozesse eine statistische Toleranzverkettung angesetzt

wird: 
$$T = \sqrt{\sum_i T_i^2} .$$

Grundsätzlich werden nach dem Stand der Technik die Nennwerte und Toleranzfelder der Einzelprozesse vorab festgelegt und während der Fertigung nicht verändert. Für jeden Einzelprozess wird die Prozessfähigkeit gefordert. Der hier vorgestellte Ansatz

des Feed-Forward-Control führt demgegenüber zu einem dynamischen, während des Fertigungsprozesses adaptierten Toleranzmanagement. Dadurch kann ein Prozess auch fähig sein, obwohl seine Teilprozesse dies nicht sind.

## **2 Prinzip des Feed-Forward-Control**

Bei der Anwendung der klassischen Statistischen Prozessregelung SPC werden Qualitätsregelkarten verwendet, um auf der Basis von Stichprobenmessungen eine Prozessdrift zu erkennen und zu korrigieren. Vorausgesetzt wird dabei, dass der Prozess potentiell fähig ist [1]. Wie bei jedem klassischen Regelkreis wird die Information über eine Abweichung von Sollzustand in den Prozess zurückgeführt. Beim Feed-Forward-Control wird stattdessen an der Schnittstelle zwischen zwei Teilprozessen einer Prozesskette die durch einen eingeschobenen Messprozess gewonnene Information zur Regelung des nachfolgenden Teilprozesses in der Weise genutzt, dass etwaige Abweichungen durch die nachfolgenden Prozessschritte korrigiert werden [3].

Soll beispielsweise mikrotechnisch eine Blattfeder mit einer bestimmten Eigenfrequenz gefertigt werden, so sind die Länge, die Breite und die Dicke der Feder funktionsbestimmend. Ergibt eine Prozessanalyse, dass die durch Ätzen erzeugte Schichtdicke mit einer großen Prozessstreuung behaftet ist, so wäre ein möglicher Ansatz, die Länge und Breite durch einen geregelten Laserschneidprozess einzustellen. In Abhängigkeit von der tatsächlichen – durch Messung ermittelten - Membrandicke könnten Länge und Breite stets so bestimmt werden, dass sich mit geringer Streuung die geforderte Resonanzfrequenz ergibt.

Feed-Forward-Control ist nicht universell anwendbar. So muss der nachfolgende Prozess überhaupt in geeigneter Weise beeinflussbar sein. Eine photolithographische Strukturierung von Länge und Breite der Blattfeder mit fester Maske wäre das nicht. Eine entsprechende Forderung nach geeigneten Stellgrößen besteht allerdings für jeden Regelkreis.

Dem Konzept zugrunde liegt die Annahme, dass die Prozessschwankungen je nach ihrer Ursache mit erheblich unterschiedlichen Zeitkonstanten erfolgen. So können Maschinenschwingungen, Lagerspiel oder Materialinhomogenitäten sich von Teil zu Teil unterschiedlich auswirken, während Temperaturänderungen oder Werkzeugverschleiß typischerweise eher langsam erfolgen. Nachfolgend sollen die Prozessschwankungen je nach ihrer zeitlichen Charakteristik in hochfrequentes „Prozessrauschen“ und niederfrequente „Prozessdrift“ klassifiziert werden. Die Grenze zwischen diesen beiden Klassen soll prozessspezifisch so gezogen werden, dass die Dynamik des Prozesses es erlaubt, eine Prozessdrift auszuregeln, während das Prozessrauschen als statistisch zufällige, unbeeinflussbare Störung angenommen wird.

Eine entsprechende Annahme wird auch bei der klassischen SPC gemacht, wobei durch die Mittelwertbildung über die Einzelwerte einer Stichprobe versucht wird, das Prozessrauschen zu reduzieren, um die Prozessdrift besser erkennen und ausregeln zu können.

An einem einfachen Beispiel soll die Vorgehensweise des Feed-Forward-Control nachfolgend verdeutlicht werden. Bei der Auslegung des Beispiels stand die Anschaulichkeit im Vordergrund, nicht eine praxisnahe Umsetzung.

### 3 Simulation des Feed-Forward-Control am Beispiel eines Montageprozesses

#### 3.1 Voraussetzungen für das Beispiel

Drei Bauteile sollen in getrennten Prozessen gefertigt und dann zu einer Baugruppe montiert werden. Für ein anschauliches Beispiel werden die folgenden Annahmen gemacht:

- Es werden nur Längenmaße betrachtet; das Problem ist eindimensional.
- Der Einfluss der Messunsicherheit wird vernachlässigt.
- Der Montageprozess wird als streuungsfrei angenommen.
- Alle Zufallsgrößen seien normalverteilt. Die Prozessstreuungen werden durch einen Zufallsgenerator mit normalverteiltem Prozessrauschen simuliert.
- Die drei Fertigungsprozesse  $P_1$ ,  $P_2$  und  $P_3$  seien bereits analysiert und durch Mittelwert und Standardabweichung charakterisiert.
- Die drei Fertigungsprozesse sind statistisch nicht korreliert.
- Alle drei Fertigungsprozesse seien nicht potentiell fähig, d.h.  $c_p < 1,33$
- Für den Einsatz des Feed-Forward-Control sei der Prozess so modifizierbar, dass zuerst die Bauteile aus den Prozessen  $P_1$  und  $P_2$  gefertigt und montiert werden. Die Länge des montierten Zwischenprodukts soll durch einen zusätzlich eingeschobenen Messprozess bestimmt und auf der Basis der so ermittelten Prozesslage sollen Nennmaß und Toleranzbereich des Prozesses  $P_3$  dynamisch nachgeführt werden.

#### 3.2 Spezifikation der Prozesse

Die fertige Baugruppe soll das Nennmaß  $L_0=30\text{mm}$  mit einer Toleranz von  $\pm T = \pm 1\text{mm}$  haben.

Die drei Komponenten seien nominell gleich lang, d.h.  $L_1=L_2=L_3=10\text{mm}$ .

Der verfügbare Toleranzbereich sei gemäß dem Ansatz der statistischen Tolerierung gleichmäßig auf die drei Komponenten (d.h. Teilprozesse) verteilt. Der Toleranzbereich der Teilprozesse beträgt damit jeweils  $T_i = \frac{T}{3} = \pm 0,33\text{mm}$ .

Für die drei Teilprozesse werden die aktuelle Prozessdrift und das Prozessrauschen durch Mittelwert und Standardabweichung der jeweiligen Normalverteilung vorgegeben. Damit kann die Fähigkeit der Teilprozesse anhand der Indices  $c_p$  und  $c_{pk}$  beurteilt werden:

**Tabelle 1:** Vorgaben von Mittelwert und Standardabweichung für die drei Teilprozesse TP1, TP2 und TP3 sowie die resultierenden Fähigkeitsindizes und simulierte Anzahl an Ausschussteilen (bezogen auf jeweils 1000 gefertigte Komponenten).

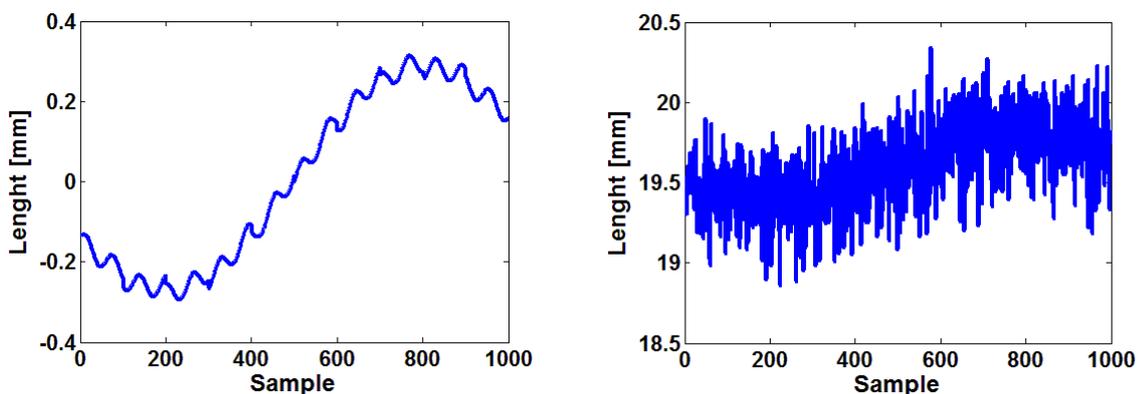
	Mittelwert $\mu_i$ /mm	Standardabweichung $\sigma_i$ /mm	$C_p$	$C_{pk}$	Ausschuss
TP1	9,75	0,15	1,29	0,73	12
TP2	9,85	0,20	0,97	0,72	18
TP3	9,95	0,15	1,29	1,18	0

Offensichtlich ist keiner der Prozesse potentiell fähig und erst recht nicht tatsächlich. Die fünfte Spalte der **Tabelle 1** gibt die in einer Simulation mit jeweils 1000 gefertigten Teilen resultierende Zahl der Ausschussteile an.

Für die Länge der 1000 aus diesen Teilen montierten Baugruppen ergibt sich eine Normalverteilung mit Erwartungswert  $L=29,55\text{mm}$  und Standardabweichung  $\sigma=0,30\text{mm}$ , woraus für den Gesamtprozess folgt:  $c_p = 1,11$  und  $c_{pk} = 0,5$ . Erwartungsgemäß ist der aus nicht fähigen Teilprozessen resultierende Gesamtprozess ebenfalls nicht fähig. In der Simulation resultieren 32 von 1000 Baugruppen außerhalb der Spezifikation.

### 3.3 Anwendung des Feed-Forward-Control

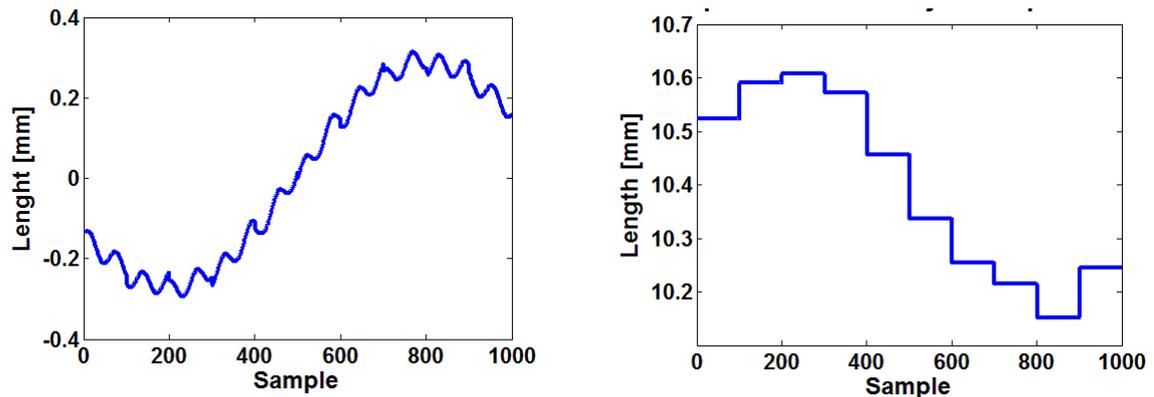
Entsprechend den genannten Voraussetzungen wurde für die Teilprozesse TP1 und TP2 jeweils eine normalverteilte Streuung mit  $\sigma_1 = 0,15\text{mm}$  und  $\sigma_2 = 0,2\text{mm}$  angesetzt, die aus der Überlagerung jeweils eines hochfrequenten Prozessrauschens mit einer niederfrequenten Prozessdrift erzeugt wurde. Die Länge der aus den beiden Teilen zusammengesetzten Baugruppe ist normalverteilt mit  $\mu_{12} = 19,60\text{mm}$  und  $\sigma_{12} = 0,25\text{mm}$ .



**Bild 1:** Prozessdrift (links) und resultierende Längenmaße (rechts) für 1000 simulierte Teilbaugruppen aus den Komponenten 1 und 2.

In **Bild 1** ist links der Verlauf der Prozessdrift und rechts die zeitliche Folge der Längenmaße für 1000 simulierte Teilbaugruppen aus den Komponenten 1 und 2 dargestellt.

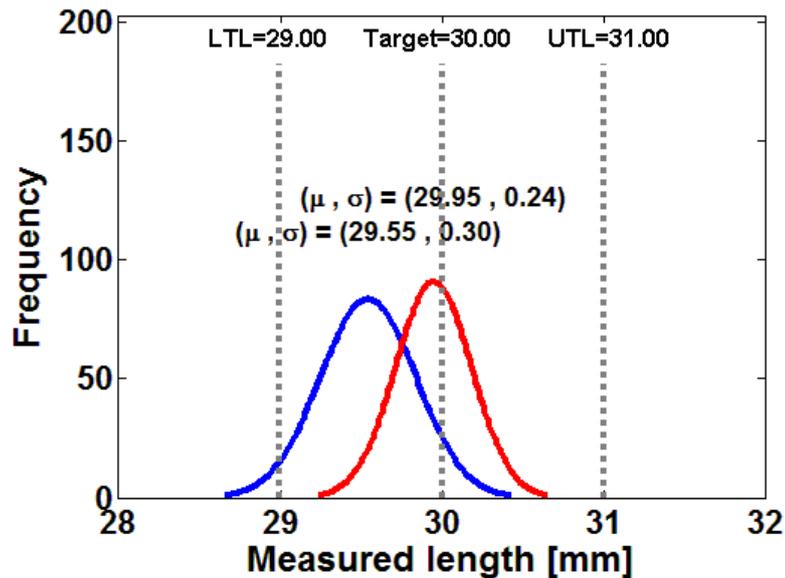
Ähnlich wie bei einer SPC basiert die Feed-Forward-Control auf einer Stichprobenprüfung. Im vorliegenden Beispiel wird alle 100 Teile eine Stichprobe vom Umfang 10 Teile gemessen und der Mittelwert  $\bar{x}$  bestimmt. Das jeweils passende Nennmaß für die Komponente 3 ergibt sich zu  $L = \bar{x} - \bar{\mu}$ . In **Bild 2** sind die vorgegebene Prozessdrift (links) und die aus den Stichproben dynamisch ermittelten Nennmaße (rechts) einander gegenübergestellt.



**Bild 2:** Prozessdrift (links) und auf der Basis von Stichproben dynamisch ermittelte Nennmaße für  $L_3$  (rechts) für 1000 simulierte Teilbaugruppen aus den Komponenten 1 und 2.

Mit diesen in 10 Stufen den Prozessdriften der Teilprozesse TP1 und TP2 nachgeführten Nennmaßen werden jeweils 100 mit  $\sigma_3 = 0,15\text{mm}$  normalverteilte Komponenten des Typs 3 simuliert und der Endmontage zugeführt. In **Bild 3** sind die Längenverteilung des unregulierten Prozesses gemäß Kap. 3.2 (links) und des mit Feed-Forward-Control geregelten Prozesses (rechts) einander gegenübergestellt. Klar erkennbar weist der geregelte Prozess eine geringere Streuung auf und ist wesentlich besser auf den Sollwert  $L=30\text{mm}$  zentriert.

Tatsächlich ergeben sich aus den Kennwerten  $L=29,95\text{mm}$  und Standardabweichung  $\sigma=0,24\text{mm}$  für den geregelten Prozess die Fähigkeitskoeffizienten  $c_p=1,42$  und  $c_{pk}=1,35$ . Der Prozess ist nicht nur potentiell, sondern auch tatsächlich fähig und beherrscht, obwohl weiterhin die Teilprozesse nicht fähig sind. Während die Simulation für den unregulierten Prozess bei 1000 gefertigten Teilen 32 Ausschussteile prognostiziert, tritt bei der Simulation des geregelten Prozesses kein Fehlteil auf.



**Bild 3:** Verteilung der Längenmaße bei der Simulation von 1000 Montageoperationen. Links ist die Kurve für den unregulierten Prozess dargestellt, rechts die für den geregelten.

#### 4 Zusammenfassung und Ausblick

Das Konzept der Feed-Forward-Regelung wurde vorgestellt und an einem einfachen Beispiel mittels eines simulierten Montageprozesses erläutert. Es ermöglicht unter bestimmten Voraussetzungen den Aufbau fähiger Prozessketten aus Teilprozessen, die nicht notwendig fähig sein müssen.

Die Ermittlung von Kriterien für die Anwendbarkeit der Feed-Forward-Regelung, die optimale Festlegung von Stichprobenhäufigkeit und -umfang sowie die Berücksichtigung des Einflusses der Messunsicherheit sind Gegenstand aktueller Forschungsarbeit.

#### 5 Literatur

- [1] W. Jahn, L. Braun: Praxisleitfaden Qualität. Hanser Verlag 2006
- [2] E. Dietrich, A. Schulze: Statistische Verfahren zur Maschinen- und Prozessqualifikation. 6. Auflage, Hanser Verlag 2009
- [3] C. Hernández, R. Tutsch: Capable Production Processes by Dynamic Tolerancing. Proceedings of the 10th International Symposium on Measurement and Quality Control 2010, Osaka, Sept. 5-9, p. D3-31-1 - D3-31-4, 2010

## **Mikromontage - Geräte, Prozesse und deren Einflussgrößen**

A. Raatz, A. Burisch, J. Ellwood, C. Löchte, P. Blumenthal, S. Rathmann

Institut für Werkzeugmaschinen und Fertigungstechnik (IWF), TU Braunschweig

Dieser Beitrag zeigt Ergebnisse zu Geräten, Prozessen und Einflussgrößen in der Mikromontage und leitet daraus neue Ansätze ab. Es werden größenangepasste Präzisionsroboter sowie die interdisziplinär entstandene Peripherie für automatisierte Montagesysteme vorgestellt. Zwei exemplarische Montageprozesse, durchgeführt mit diesen Montagesystemen, geben Aufschluss über die Problematik in der automatisierten Mikromontage. Daraus werden die Einflussgrößen und schließlich Strategien und Konzepte abgeleitet, um den Prozess der Mikromontage effektiver zu gestalten.

### **1 Einleitung**

Miniaturisierte Bauteile stellen heutzutage immer größere Herausforderungen an ihre Herstellungsprozesse. Neben mikrotechnischen Aspekten muss bei der Fertigung aktiver Mikrosysteme auch die gesamte Produktionstechnologie möglichst über mehrere Prozessschritte hinweg betrachtet werden. In der heutigen Mikroproduktion werden die Prozesse jedoch häufig losgelöst von einander und ihrer Umwelt betrachtet. Dies erlaubt keine Berücksichtigung der vor- und nachgelagerten Produktionsschritte. Das Potential von Ausgleichseffekten über mehrere Prozesse und deren Umgebung hinweg kann somit nicht ausgeschöpft werden.

Die Montage ist als einer der letzten Fertigungsschritte bei der Herstellung hybrider Mikrosysteme entscheidend für die endgültige Funktionsfähigkeit des Gesamtsystems. Sie hat darüber hinaus die Möglichkeit, auf die Ergebnisse der vorgelagerten Prozesse reagieren zu können. Um die Voraussetzungen für eine erfolgreiche und zuverlässige Montage in der Mikrosystemtechnik (MST) zu schaffen, wurden in den letzten Jahren große Anstrengungen vor allem im Bereich der Auslegung präziser Positionier- und Handhabungstechnik unternommen. So sind derzeit Positioniersysteme mit einer Wiederholgenauigkeit von unter 1  $\mu\text{m}$  vorhanden [1, 2]. Auch im Bereich der Greiftechnik gibt es Systeme, die Bauteile im 100- $\mu\text{m}$ -Bereich zuverlässig handhaben [3, 4, 5]. Damit das volle Potential von Ausgleichseffekten in der Mikromontage ausgeschöpft werden kann, werden noch Strategien zur Reaktion auf die Einflussgrößen innerhalb und außerhalb der Montage benötigt. Oft ist es jedoch der Fall, dass nicht alle Einflussgrößen und ihre Auswirkungen auf das Montageergebnis bekannt sind.

Es lassen sich folgende Fragestellungen ableiten: Können diese Einflussgrößen identifiziert werden und ist es möglich, die so gewonnenen Informationen zur Erhöhung der Qualität des Montageergebnisses zu verwenden? Können Strategien zur gezielten Steigerung der Effektivität in Mikromontage identifiziert werden? Basierend auf neu entwickelter Gerätetechnik und exemplarischen Mikromontageprozessen werden Ansätze für die Beantwortung dieser Fragen abgeleitet.

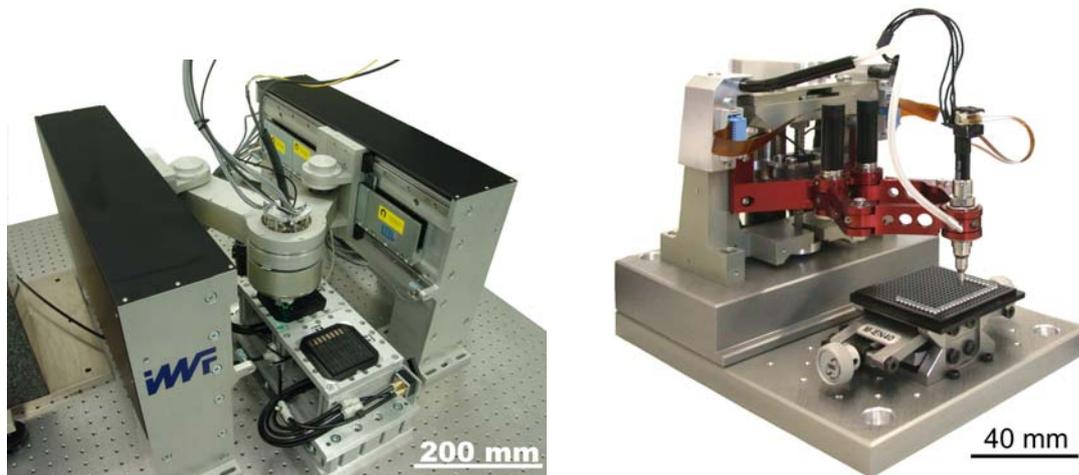
## 2 Geräte und Peripherie

Um Mikromontageprozesse wirtschaftlicher zu gestalten, stehen zunächst die hohen Investitions- und Unterhaltungskosten von Präzisionsmaschinen und Reinräumen für MST-Produkte im Vordergrund. Daher sind in der Forschung und Industrie Bestrebungen zur Miniaturisierung von Automatisierungssystemen entstanden.

### 2.1 Größenangepasste Roboter

Für die Montage hybrider Mikrosysteme, wurden im *SFB 516* zwei größenangepasste Präzisionsmontagesysteme entwickelt (**Bild 1**). In beiden Fällen bestehen diese Montagesysteme aus einem Roboter, aufgabenspezifischen Mikrogreifern, einer Spannvorrichtung und weiterer Peripherie. Die beiden Roboter unterscheiden sich besonders in ihrem Miniaturisierungsgrad, was sich auch in den technischen Daten widerspiegelt.

Der größere der beiden Roboter, der *micabo-f2* (Standfläche:  $500 \times 600 \text{ mm}^2$ ), bietet vier Freiheiten für die Bauteilhandhabung auf Basis einer parallel-hybriden Roboterstruktur, mit einer Wiederholgenauigkeit in der Arbeitsebene von  $0,6 \mu\text{m}$  ( $3\sigma$ ) und einem Arbeitsraum von  $160 \times 400 \times 15 \text{ mm}^3$ . Zusätzlich kann über eine weitere Achse eine Fokuseinstellung des mitgeführten 3D-Bildsensors erfolgen. Motiviert durch den Entwicklungsbedarf von miniaturisierten Handhabungsgeräten wurde ein weiterer Roboter (*Parvus*) mit besonders hohem Miniaturisierungsgrad, aber gleichzeitig vollem Funktionsumfang (vier Freiheiten) entwickelt. Die Basis des *Parvus* nimmt eine Standfläche von  $100 \times 53 \text{ mm}^2$  ein, mit einem davor befindlichen primären Arbeitsraum von  $60 \times 45 \times 20 \text{ mm}^3$ . Trotz der Herausforderungen durch die starke Miniaturisierung gewährleistet der Roboter eine Wiederholgenauigkeit von  $5,7 \mu\text{m}$  ( $3\sigma$ ). Eine detailliertere Gegenüberstellung beider Roboter ist in [5] dargestellt.



**Bild 1:** Größenangepasste Roboter: *micabo-f2* (links) und *Parvus* (rechts).

### 2.2 Peripherie

Für eine umfassende Automatisierung von Mikromontageprozessen sind neben den Robotern ebenfalls Handhabungs-, Zuführ- und Messsysteme entwickelt worden.

**Mikrogreifer und Werkzeugwechsler.** Der *Parvus* kann für Pick-and-Place-Vorgänge wie beispielsweise das Handhaben von Glaskugeln mit einem üblichen Vakuumgreifer

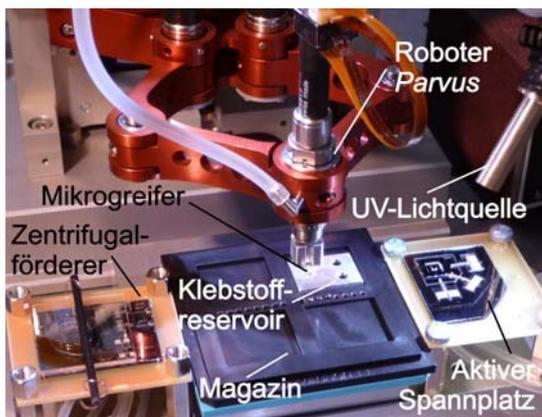
ausgestattet werden. Um Bauteile kleiner als 500 µm sicher zu handhaben, wurde in Zusammenarbeit mit dem *Institut für Mikrotechnik (IMT)* der *TU Braunschweig* ein mechanischer Zweibackten-Mikrogreifer in die Handachse des *Parvus* integriert (**Bild 2**). Dieser Greifer ermöglicht die Handhabung von nahezu beliebig geformten Bauelementen [4, 5]. Um Mikromontageroboter flexibel an zahlreiche Aufgaben während des Prozesses anpassen zu können, wurde das Konzept eines miniaturisierten Werkzeugwechslers (*Cambio*) entwickelt (**Bild 3**) [6].

**Zuführsysteme.** Zusätzlich sind miniaturisierte Montagehilfsmittel, wie die am IMT entwickelten Mikro-Zentrifugalförderer oder Montagespannplätze, verfügbar (**Bild 2**). Diese Systeme basieren auf mikrotechnisch gefertigten Pneumatikaktoren. [4, 5]

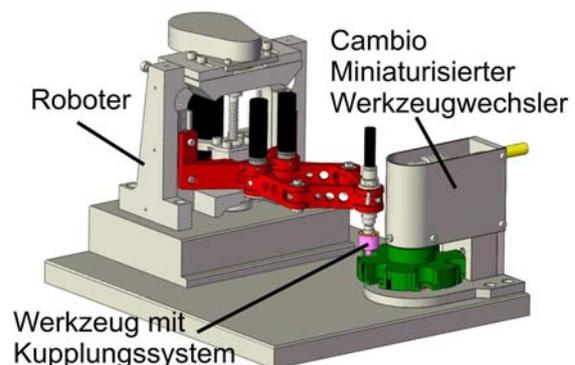
**Aktive Greifer für Schmelzklebstoffe.** Schmelzklebstoffe bringen für die Mikromontage einige Vorteile mit sich, wie flexiblere Prozessgestaltung und kürzere Fügeprozesszeiten. Die Prozesszeit hängt hier jedoch stark von der Aufheiz- und Abkühlzeit der Bauteile und des Klebstoffes ab. Eine kontrollierte Wärmeführung während der gesamten Handhabung des Bauteils wird durch einen aktiven Greifer mit integrierten Peltierelementen sichergestellt und optimiert dadurch den gesamten Fügeprozess [5].

**Mikromontagespezifische Sensortechnik.** Durch einen in den Roboter integrierten Lasersensor können Bauteile während des Prozesses berührungslos punktwise in einem Raster abgetastet werden (*In Process Laser Scanning*). IPLS ermöglicht die Betrachtung der Bauteilebene im µm-Bereich. Die räumliche Überwachung der Bauteilposition ermöglicht hingegen der im Kopf des *micabo-f2* integrierte 3D-Bildsensor, entwickelt am *Institut für Produktionsmesstechnik (IPROM)* der *TU Braunschweig*. Der 3D-Bildsensor bietet eine Wiederholgenauigkeit von 0,5 µm in der Vertikalachse und 0,8 µm in der Horizontalachse, näher erläutert in [5].

**Mikromontagezelle.** Mit einigen der oben beschriebenen Systeme konnte eine miniaturisierte Montagezelle (**Bild 2**) bestehend aus Roboter, mechanischem Greifer, Zentrifugalförderer und Spanneinheit sowie einem passiven Magazin realisiert werden. [4, 5]



**Bild 2:** Mikromontagezelle.



**Bild 3:** Werkzeugwechsler *Cambio*.

### 3 Mikromontageprozesse

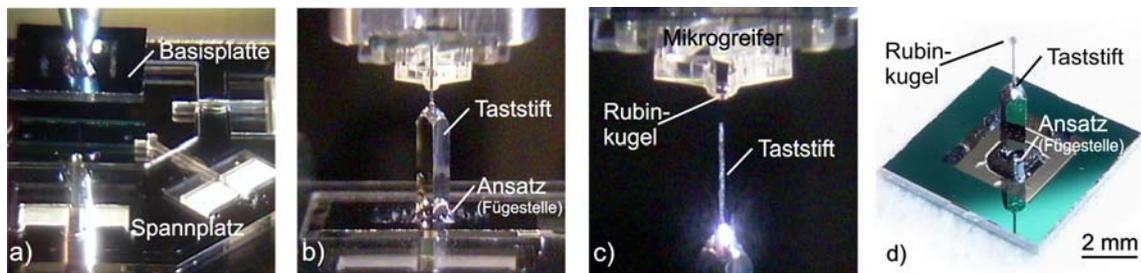
Im *SFB 516* sind zahlreiche Demonstratoren miniaturisierter Mikrosysteme entstanden. Es wird im Folgenden exemplarisch auf den Montageprozess eines Mikrotaststiftes

sowie auf die Montage eines Linearaktors eingegangen. Basierend auf diesen Prozessen sollen später Einflussgrößen und neue Ansätze der Montage abgeleitet werden.

### 3.1 Taststift

Ein Taststift (**Bild 4 d**), wie er von der Firma *Zeiss* in Koordinatenmessmaschinen verwendet wird, wurde in der bereits vorgestellten miniaturisierten Montagezelle montiert. **Bild 4** zeigt die drei wesentlichen Montageschritte: „Einlegen der Basisplatte“, „Positionieren des in Klebstoff gedippten Stiftes“ und „Aufsetzen der Rubinkugel“. Die Montage des Taststiftes inklusive des Fügevorgangs der Tastkugel ( $\varnothing 300 \mu\text{m}$ ) wurde erfolgreich mit dem Roboter *Parvus* durchgeführt. [4]

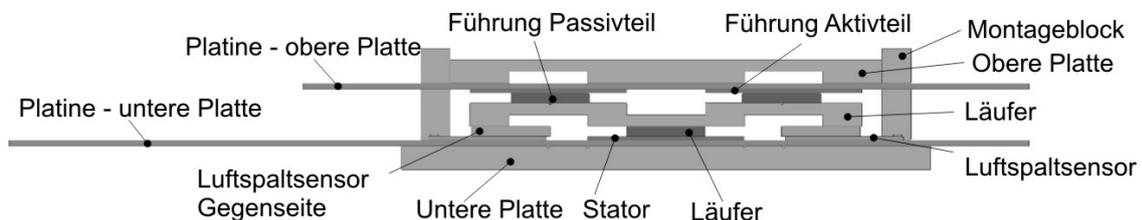
**Problematik.** Dabei sind insbesondere die horizontale Positionierung des Taststiftes und die korrekten Durchmesser der Kugeln zu beachten. Unsymmetrische Taststiftbauteile oder Kugeln mit abweichendem Durchmesser sind derzeit Ausschussteile.



**Bild 4:** Montageprozess des Taststiftes.

### 3.2 Mikroaktor

Ein zentrales Thema im *SFB 516* war die Entwicklung und der Zusammenbau eines Mikroaktors, der auch als 2D Nanopositionierer verwendet werden kann. Der lineare Mikroaktor in **Bild 5** zeigt die Anzahl von Bauteilen eines typischen hybriden Mikroprodukts. Eine der kritischen Montageanforderungen während des Montageprozesses war die exakte Einstellung des Spalts zwischen Aktiv- und Passivteilen. Dieser muss einen Abstand von  $8 \mu\text{m}$  über  $20 \text{ mm}$  aufweisen und ist damit stark von der Güte der Bauteile abhängig. Die Komplexität dieses Montagebeispiels steigt weiter an, wenn ein 2D Nanopositionierer, bestehend aus vier dieser Mikroaktoren, aufgebaut wird. [5]



**Bild 5:** Querschnitt des montierten linearen Mikroaktors. [5]

**Problematik.** Die Spalthöhen zwischen den Aktiv- und Passivteilen auf beiden Seiten des Läufers sind beim Nanopositionierer (bestehend aus vier Linearaktoren, **Bild 5**) von der Montage von 16 verschiedenen Teilen (Stator, Läufer, Führungen, Sensoren, etc.) abhängig. Die Länge der Bauteile, die Fertigungstoleranzen und die Montageun-

sicherheit stellen eine große Herausforderung bei der Montage des Nanopositionierers dar.

### 3.3 Einflussgrößen in Mikromontageprozessen

Eine Identifizierung und Analyse der Auswirkungen von Einflussgrößen, welche die Montageunsicherheit und damit die Prozessfähigkeit eines Mikromontageprozesses beeinflussen, konnten im Rahmen der oben vorgestellten Prozesse gezeigt werden [1]. Hier wird erstmalig bei der Identifizierung der Einflussgrößen eine Aufteilung des Montageprozesses in Teilprozesse durchgeführt. Auch in anderen Arbeiten [7, 8, 9] sind grundlegende Ansätze für das Erkennen und Beeinflussen von Fehlereinflüssen bei der Montage beschrieben, jedoch gehen diese nicht auf einzelne Einflussgrößen ein, die für eine fehlerhafte bzw. ungenügende Montagegenauigkeit verantwortlich sind.

Die Ergebnisse in [1] zeigen, dass eine Identifizierung einzelner Problemfelder und das gezielte Beeinflussen dieser möglich ist, aber längst nicht alle Teilprozesse und Einflussgrößen identifiziert sind. Die Kenntnis über das Wirken der Einflussgrößen erlaubt es, Parameter zu identifizieren, durch die man gezielt auf das Montageergebnis Einfluss nehmen kann. Dies bietet Ansatzpunkte, um in der Montage Fehler oder Produktionsabweichungen der Vorgängerprozesse auszugleichen. Daraus lassen sich Kompensationsstrategien entwickeln, die in den folgenden Abschnitten genauer beschrieben werden sollen.

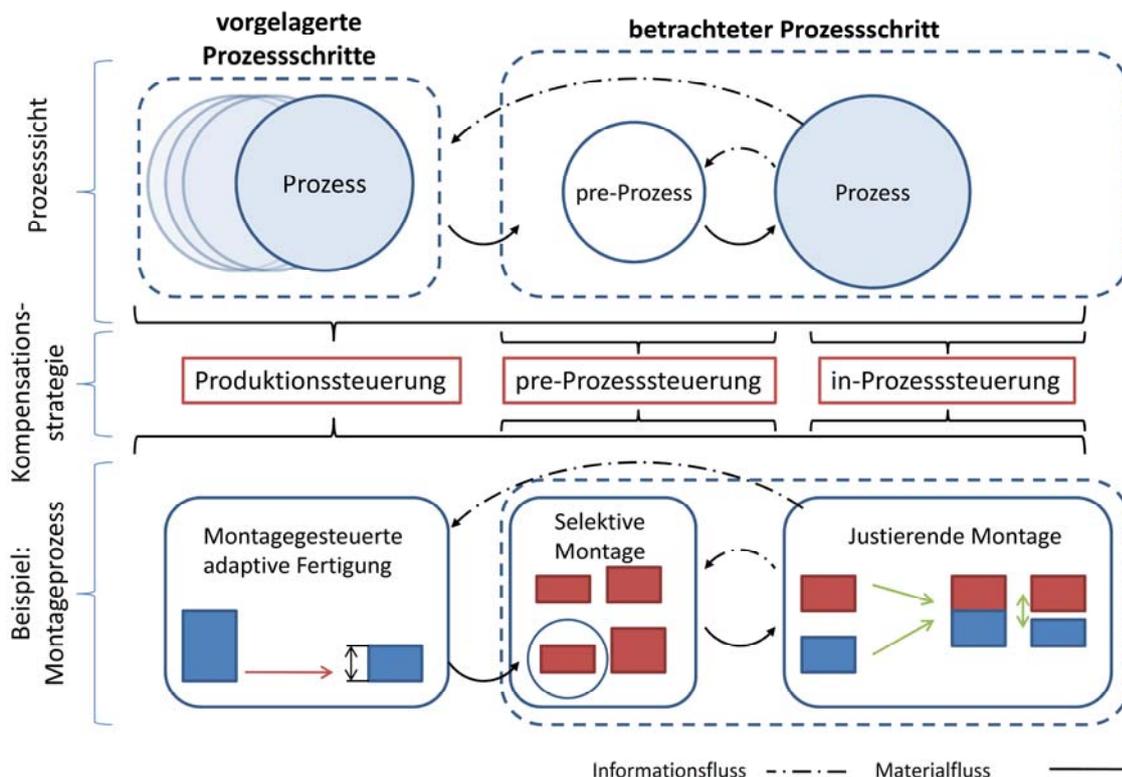
Es wurde bei den bisherigen Untersuchungen zunächst eine grobe Unterteilung der Einflussgrößen vorgenommen. Diese sind: Bauteiltoleranzen, Umgebungseinflüsse, Fehlereinflüsse der Positioniersysteme, Unsicherheiten eingesetzter Messsysteme, Fehlereinflüsse der gewählten Greiftechnologie, die Einrichtung des Montageplatzes sowie Einflüsse der Fügetechnologie. Hauptsächlich untersucht wurden dabei die Einflüsse des Positionier- und Messsystems. Ausgehend von diesem Ansatz kann der Montageprozess in Teilprozesse zerlegt werden. Mögliche Teilprozesse sind dabei: Zuführen, Magazinieren, Vereinzeln, Flippen, Spannen, Greifen, Positionieren, Fügen, Vermessen und Kontrollieren. Weiterhin müssen der Einfluss der Montagestrategie, des Bedieners, Umwelteinflüsse und das mikrospezifische Bauteilverhalten untersucht werden. Eine wesentliche Voraussetzung für die Ermittlung der Einflüsse oben genannter Einflussgrößen auf den Montageprozess ist der Einsatz geeigneter Prüfprozesse. Wo beispielsweise für die Ermittlung der Montageunsicherheit standardisierte Prüfmethoden angewandt werden können, müssen für andere Einflussgrößen neue Ansätze gefunden werden.

## 4 Neue Ansätze zur Produktivitätssteigerung

Die identifizierten prozess- und bauteilseitigen Einflussgrößen wirken sich auf das Produktionsergebnis in unterschiedlicher Weise aus. Kompensationsstrategien stellen die Möglichkeit dar, Einflüsse, die über die gesamte Prozesskette festgestellt wurden bzw. entstanden sind, durch geeignete Maßnahmen auszugleichen. Ansatzpunkte für Kompensationsstrategien lassen sich in allen Produktionsschritten finden. Eine allgemeine Klassifizierung lässt sich anhand der folgenden Kategorien von Kompensationsstrategien unterscheiden: **Produktionssteuerung, pre-Prozesssteuerung und in-Prozess-**

**steuerung.** Im Folgenden werden die Kompensationsstrategien allgemein und am Beispiel der Mikromontage erläutert. Ziel ist es dabei, geometrisch abweichende Bauteile so zu Baugruppen aufzubauen, dass die Abweichungen, bzw. die daraus resultierenden Effekte minimiert oder gar eliminiert werden. Dazu lassen sich die drei aufgeführten Kompensationsstrategien anwenden (**Bild 6**, für den allgemeinen Fall und die Konkretisierung auf das Beispiel Montage):

- I. **Produktionssteuerung** bezeichnet die Rückführung von Bauteilinformationen aus dem betrachteten Prozess zu vorgelagerten Prozessen und ermöglicht eine individuelle Anpassung der Bauteile aufeinander. Der Informationsaustausch erfolgt dabei über die Prozessgrenze hinweg, idealerweise kommunizieren alle Prozesse im System untereinander und ermöglichen so eine gegenseitige Unterstützung. In dem Beispiel des Montageprozesses können geometrische Schwankungen des ersten Fügepartners vor der Montage erkannt und an die (evtl. besser beherrschte) Fertigung des zweiten Fügepartners weitergegeben und dort ausgeglichen werden. Es kann sich dabei um eine **Montagegesteuerte adaptive Fertigung** handeln.



**Bild 6:** Klassifizierung und Beispiele für Kompensationsstrategien.

- II. **pre-Prozesssteuerung** bezeichnet die innerhalb der Systemgrenze des betrachteten Prozesses ansetzende Strategie, bei der die Kompensation jedoch nicht durch den eigentlichen wertschöpfenden Prozess selbst, sondern durch Hilfstätigkeiten erfolgt (**Bild 6**). Beim Montageprozess können durch geschickte Paarung von vorhandenen Komponenten Abweichungen ausgeglichen oder Produkteigenschaften verbessert werden. In der Vorbereitung des Montageprozesses müssen dazu Bauteileigenschaften erkannt und ausgewertet werden, so

dass geeignete Bauteile, d.h. solche, deren Kombination vorteilhaft ist, selektiert und gepaart werden können. Diese Ausprägung der Kompensationsstrategie kann daher als **Selektive Montage** bzw. **Paarungsmontage** bezeichnet werden.

- III. in-Prozesssteuerung** lässt die Kompensation direkt im betrachteten Prozess stattfinden. Hier ist keine Kommunikation mit anderen Prozessen oder Hilfstätigkeiten notwendig. Im Beispielprozess kann durch die Anpassung von Parametern des Montageprozesses das Montageergebnis, wie die relative Lage von Teilen zueinander, direkt beeinflusst werden. Beim Kleben von zwei Teilen mit Klebstoff könnten Dickenschwankungen der Teile beispielsweise durch ein variables Klebstoffvolumen, und dadurch bedingt variablen Klebschichtdicke, ausgeglichen werden. Es findet eine **Justierende Montage** statt, welche durch in-situ Messung wie IPLS ermöglicht wird.

Die Unterschiede der drei Strategien werden bei Betrachtung der Montage des Taststiftes deutlich. Eine Kugel mit dem Nenndurchmesser 300 µm soll auf einen Stab mit der Nennlänge 5 mm montiert werden, welcher danach senkrecht auf eine Basisplatte geklebt wird, wobei der Klebspalt dabei minimal sein sollte. Die Gesamthöhe über der Basisplatte, die erreicht werden soll, ist demnach die Summe dieser Einzelgrößen. Ist ein realer Stab kürzer als laut Toleranz zulässig, dürfte dieser nicht verbaut werden. Durch den Einsatz von Kompensationsstrategien kann der kurze Stab ggf. dennoch verwendet werden, da die Abweichungen wie folgt ausgeglichen werden können (vgl. auch **Bilder 4** und **6**):

<u>Produktionssteuerung:</u> <b>Montagegesteuerte Fertigung</b>	<u>pre-Prozesssteuerung:</u> <b>Selektive Montage</b>	<u>in-Prozesssteuerung:</u> <b>Justierende Montage</b>
Eine zum kurzen Stab passende Kugel mit größerem Durchmesser wird individuell gefertigt oder beschafft, so dass bei der Kombination des kurzen Stabes und der großen Kugel eine zulässige Gesamthöhe entsteht.	Aus dem Kugelvorrat wird eine Kugel selektiert, deren Durchmesser größer als der Nenndurchmesser ist, so dass bei der Kombination des kurzen Stabes und der großen Kugel eine zulässige Gesamthöhe entsteht.	Die geringe Höhe des Stabes wird durch einen höheren Klebspalt ausgeglichen, so dass sich bei Verwendung einer Kugel mit etwa Nenndurchmesser die geforderte Gesamthöhe erreicht wird.

Analog könnten diese Strategien für den Montageprozess des Linearaktors zur Einstellung des Luftspalts eingesetzt werden. Ob und wann welche Kompensationsstrategie sinnvoll ist, hängt von der jeweiligen Montageaufgabe ab.

## 5 Zusammenfassung und Ausblick

Entsprechend des Bedarfs an größenangepasster Handhabungstechnik wurden Roboter sowie notwendige miniaturisierte Peripherie vorgestellt. Darauf aufbauend konnten exemplarische Mikromontageprozesse eines Taststifts und eines Linearaktors vorgestellt werden. Basierend auf den Erfahrungen mit der Handhabungstechnik und den durchgeführten Prozessen konnten Einflussgrößen, die für die Qualität dieser Prozesse verantwortlich sind, ermittelt werden. Hieraus entwickelten sich neue Ansätze zur Steigerung der Qualität und Produktivität der Montageprozesse.

Diese aufgezeigten Ansätze zur Kompensation von (geometrischen) Bauteilabweichungen in der Mikromontage werden zukünftig näher untersucht und auf ihre Eignung für prozesskettenübergreifende Kompensation hin geprüft. Dabei stehen die hier vorgestellten Systeme zur Verfügung. Für die Kommunikation zwischen den Produktionsprozessen und zur Unterstützung der vorgestellten Kompensationsstrategien ist eine zentrale Produktionssteuerung notwendig, welche die Verkettung der Prozesse ermöglicht. Zusätzlich besteht der Bedarf an begleitenden Messprozessen sowie einer zentralen Informationsverarbeitung und -speicherung. Als ganzheitlicher Ansatz für die Integration aller dieser Aufgaben wird ein Mikroproduktionssystem notwendig sein. Nach Vorbild etablierter Produktionssysteme ist auf diesem Wege eine Produktivitätssteigerung in der Mikroproduktion zu erwarten.

**Danksagung.** Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft für die Förderung der vorgestellten Arbeiten im Rahmen des Sonderforschungsbereiches 516.

## 6 Literatur

- [1] Schöttler, K.: Planung und Untersuchung automatisierter Mikromontageprozesse unter besonderer Berücksichtigung der Einflussgrößen. Dissertation, Technische Universität Braunschweig, (2008)
- [2] Clavel, R.; Helmer, P.; Niaritsiry, T.; Rossopoulos, S.; Verettas, I.: High Precision Parallel Robots for Micro-Factory Applications, in: Proc. of 2nd International Colloquium of the Collaborative Research Center SFB 562, Braunschweig (2005)
- [3] Lambert, P.; Valsamis, J.-B.; Seigneur, F.; Koelemeijer, S.; Delchambre, A.; Jacot, J.: Surface tension gripping applied to mesoscopic case study, in: Proc. of the 1st CIRP - International Seminar on Assembly Systems, S. 153 - 158 (2006)
- [4] Burisch, A.; Hoxhold, B.; Raatz, A.; Büttgenbach, S.: Miniaturized Automation Setup of a Process Chain in Micro Assembly. In: 3rd CIRP Conference on Assembly Technologies (CATS2010), Trondheim, Norwegen, Seite 85 - 90 (2010).
- [5] Büttgenbach, S.; Burisch, A.; Hesselbach, J. (Hrsg.); Design and Manufacturing of Active Microsystems. Springer, Berlin u.a., (2011)
- [6] Burisch, A.; Löchte, C.; Raatz, A.; Fabrizi, A.: Cambio - A Miniaturized Tool Changer for Desktop Factory Application. In: 2nd European Conference on Mechanism Science (EUCOMES 08), Cassino, Italien, Seite 541 - 548 (2008)
- [7] Fleischer, J.; Lanza, G.; Schilp, M.: Statistical quality control in micro manufacturing through multivariate  $\mu$ -EWMA Chart. In: CIRP Annals - Manufacturing Technology Volume 57/1, Seite 521 - 524 (2008)
- [8] Schilp, M.: Statistische Prozessregelung von Fertigungs- und Messprozessen zur Erreichung einer variabilitätsarmen Produktion mikromechanischer Bauteile. Dissertation, Universität Karlsruhe (2009)
- [9] Hornfeck, R.: Simulationsunterstützte, prüfungsbasierte Fertigungslenkungsmethodik für fehlertolerante Fertigungsprozessketten zur Herstellung monolithischer Mikrosysteme. Dissertation, Universität Erlangen (2005)

## **Technologische und datentechnische Vernetzung von Fertigungseinrichtungen der Mikroumformung**

Tracht, K.; Weikert, F.; Kuhfuß, B.; Hellwig, C.; Schenck, C.

Bremer Institut für Strukturmechanik und Produktionsanlagen,  
Universität Bremen, Badgasteiner Str. 1, 28359 Bremen, Deutschland

Die Verkettung von Bauteilen in Teileverbunden erleichtert die Herstellung von Mikrobauteilen in mehrstufigen Prozessketten, da durch die Hochskalierung in den Makrobereich die für die Mikrofertigung typischen Skaleneffekte vermieden werden können. Die Fertigung mittels Teileverbunden in verketteten Produktionssystemen stellt in der Mikroproduktion besonders Anforderungen an das Förder- und Positioniersystem. Änderungen in einem Prozessschritt wirken sich über den Verbund auf weitere Prozessschritte aus und erfordern eine übergreifende Betrachtung. Zur Bestimmung der Abhängigkeiten werden technologische Untersuchungen durchgeführt, deren Ergebnisse zum Aufbau eines durchgängigen Produktmodells genutzt werden.

### **1 Einleitung**

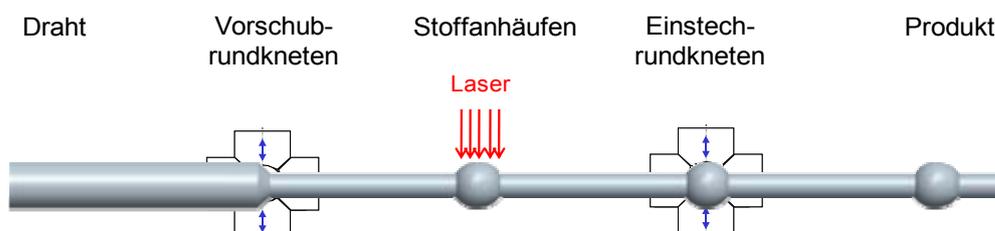
Die Handhabung von Bauteilen während und zwischen den Bearbeitungsschritten mikrokaltumformender Produktionslinien wird durch Größeneffekte, beispielsweise Adhäsion, erschwert [1]. Durch die Verknüpfung von Mikrobauteilen zu einem Teileverbund wird eine größere Einheit geschaffen, mit der die Effekte überwunden werden können. Der Verbund selbst entsteht durch die Vermeidung von Vereinzlungsoperationen und stellt ein verknüpfendes Medium zwischen den verschiedenen Fertigungsstufen dar. Als Trägermaterial dient ein Teil des Verschnittes [2]. Wie bei der vereinzelter Fertigung von Mikrobauteilen ist auch bei der Fertigung im Verbund die Produktqualität abhängig von der Genauigkeit der Fertigungsprozesse und der Positionierung der Bauteile innerhalb der Fertigungseinrichtungen. In der industriellen Praxis werden mehrstufige Fertigungsprozesse erfahrungsbasiert eingefahren. Um reproduzierbar fertigen zu können, müssen die dabei entstehenden Produktdaten ermittelt, strukturiert beschrieben und dokumentiert werden. Die Ermittlung der Daten erfolgt auf Basis technologischer Untersuchungen, mit denen die geforderte Produktqualität sicher gestellt werden soll. Für die Beschreibung und Dokumentation eignet sich die Produktmodellierung, bei der die Wirkbeziehungen mit Hilfe von technischen Daten aufgenommen und in einem Produktmodell beschrieben werden. Für die Ermittlung von Positionsdaten von Bauteilen innerhalb eines Verbundes wird ein Ansatz für Positionsmessungen vorgestellt. Für die Beschreibung und Dokumentation der Daten wird anschließend ein Produktmodell beschrieben, das die Positionierung der Bauteile berücksichtigt. Als Beispielprozess dient eine Prozesskette zur Fertigung von Linienverbunden.

## 2 Voraussetzungen der Vernetzung

Größeneffekte führen in der Mikrofertigung zu einer höheren Prozessstreuung [3]. Temperaturbedingte Dehnungen, Schlupf und Spiel an den Transporteinrichtungen sowie andere Prozessschwankungen führen dazu, dass der Abstand zwischen den einzelnen Bauteilen nicht immer identisch ist. Für die Zuführung zu Folgeprozessen muss daher die Position des Werkstückes innerhalb des Teilverbundes bestimmt werden. In der industriellen Fertigung werden für die Positionserfassung meist Vision-Systeme eingesetzt [4]. Sie ermöglichen die Erfassung der Werkstücklage in zwei, beziehungsweise drei Raumrichtungen [5]. Bei der Fertigung in einem Linienverbund wird davon ausgegangen, dass durch eine geeignete Führung die Positionserfassung auf eine Raumrichtung beschränkt ist. Ausschlaggebend ist die Position des Werkstücks in Förderrichtung. Untersuchungen, ob sich eine Laser-Lichtschanke für die Positionserfassung eignet, werden im Folgenden vorgestellt. Um reproduzierbar positionieren und fertigen zu können, müssen die gewonnenen Informationen strukturiert beschrieben und dokumentiert werden. Der Schlüssel für die reproduzierbare Verarbeitung der Informationen ist die Produktmodellierung. Ein Produktmodell dient als Basis für die Verarbeitung und den Austausch von Daten und unterstützt die Kommunikation zwischen verschiedenen Anwendungsgebieten [6]. Definitionsgemäß ist ein Produktmodell die virtuelle Beschreibung eines Produktes anhand von Produktdaten von seiner Entwicklung bis zu seiner Entsorgung [7]. Als Standard für die Produktmodellierung hat sich die Norm ISO 10303 STEP durchgesetzt. Die Norm bietet eine Reihe von Werkzeugen zur Unterstützung der Produktmodellierung [8]. Zur Erstellung eines Produktmodells wird dabei ein mehrstufiges Vorgehen vorgegeben, das sich in den ersten Phasen in die Produkt- bzw. Prozessauswahl, Prozessanalyse und in die Aufstellung eines Application Activity Modells (AAM) untergliedern lässt [6,7]. Die Anwendung der Norm ist weit verbreitet. Bekannt sind Anwendungen etwa im Getriebeentwicklungsprozess [9] oder in der Angebots- und Auftragsplanung für den Werkzeugbau [10].

## 3 Prozesskette Linienverbund

Im Folgenden wird schematisch die Prozesskette zur Herstellung in einem Linienverbund beschrieben (**Bild 1**). Im ersten Schritt wird ein Draht mittels Vorschubrundkneten verjüngt, hierdurch findet eine Kaltverfestigung statt.



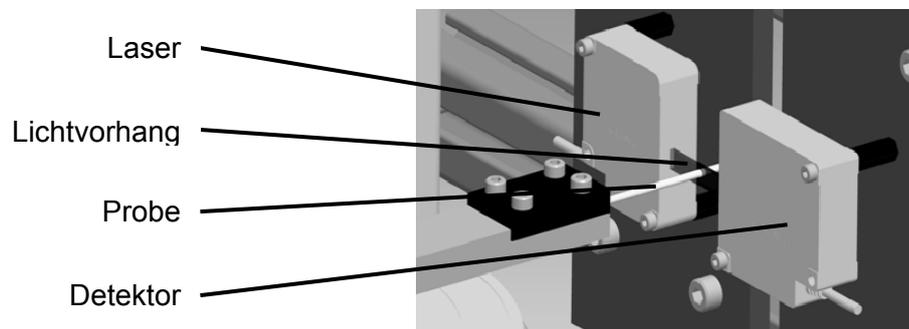
**Bild 1:** Prozesskette Linienverbund (Prinzipdarstellung)

Im zweiten Schritt wird die Vorform des späteren Bauteils mittels Laserstoffanhäufen erzeugt. Diese Masseverteilung muss anschließend in der Rundknetmaschine positioniert werden, wo sie zu ihrer Endkontur im Einstechverfahren umgeformt wird.

## 4 Technologische Verknüpfung von Fertigungseinrichtungen

### 4.1 Versuchsaufbau

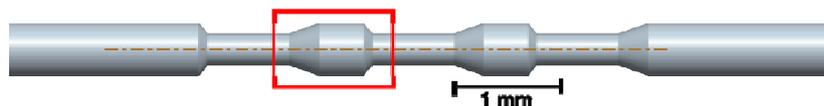
Um die in Kapitel 2 angesprochene Eignung einer Laser-Lichtschanke für die Erfassung der Werkstückposition zu prüfen, wird der in **Bild 2** dargestellte Messaufbau eingesetzt. Die Lichtschanke besteht aus einem Laser-Lichtvorhang sowie einem Fototransistor als Detektor. Wird ein Bauteil zwischen beiden Komponenten platziert, führt dies zu einem Schattenwurf auf dem Fototransistor, dessen Ausgangsspannung mit einer Messkarte aufgenommen wird.



**Bild 2:** Bestimmung der Werkstücklage mittels Laserlichtschanke

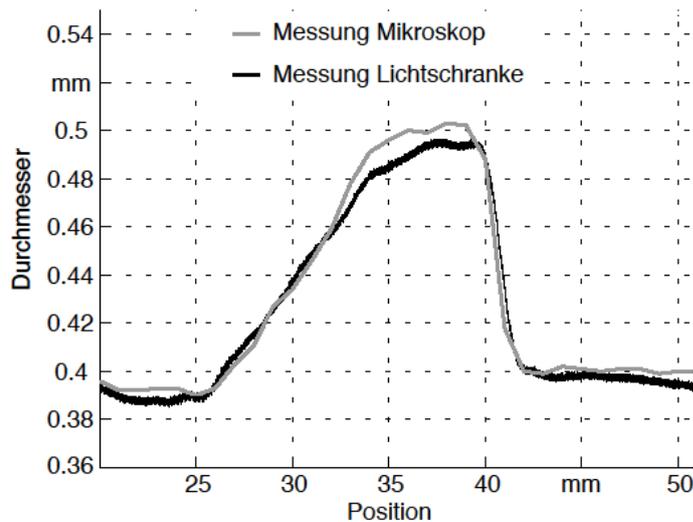
### 4.2 Versuchsdurchführung und Messergebnisse

Zur Charakterisierung der Lichtschanke werden in einem ersten Schritt Proben mit unterschiedlichen Durchmessern durch den Lichtvorhang gefahren. Abhängig von der abgeschatteten Fläche tritt ein Spannungsabfall auf, der mit der Messkarte aufgenommen wird. Auf Basis der Spannungsverläufe wird ein empirischer Zusammenhang zwischen Probendurchmesser und Spannungsabfall erstellt. Um die Lichtschanke als geeignet für die Erfassung der axialen Lage rundgekneteter Geometrieelemente zu qualifizieren, wurden Proben gemäß **Bild 3** verwendet. Durch eine definierte Vorschubrate und die Abtastrate der Messkarte können die einzelnen Messpunkte in eine Position relativ zum Lichtvorhang umgerechnet werden. Die Ergebnisse einer Messung sind in **Bild 4** dargestellt. Als Referenz ist die Probe mit einem Mikroskop, welches über ein Linearwegmesssystem verfügt, gemessen worden. Die Konturmessungen stimmen qualitativ überein, wobei der Radius Abweichungen in der Größenordnung von 0,1 mm aufweist.



**Bild 3:** Messprobe

Die Bestimmung der Mittenabstände der Masseverteilungen ist derzeit mit einer mittleren Abweichung von  $11 \pm 8 \mu\text{m}$  möglich. Die Laser-Lichtschanke ist demnach für eine Feinpositionierung bedingt geeignet. Die ermittelten Daten werden in die in Kapitel 5 beschriebene Produktmodellierung mit aufgenommen.

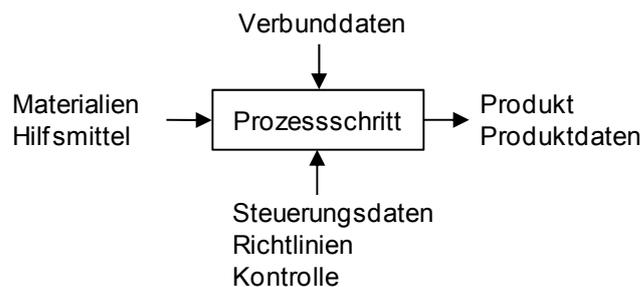


**Bild 4:** Konturmessung einer Stoffanhäufung

## 5 Datentechnische Verknüpfung von Fertigungseinrichtungen

### 5.1 Prozessauswahl, -abgrenzung und -analyse

In der Phase der Prozessauswahl und -analyse wurde der in Kapitel 3 beschriebene mehrstufige Prozess gewählt. Der Prozess beginnt mit der Zuführung des Rohlings und endet mit der Abfuhr des Teileverbundes nach dem Einstechrundkneten. In der Phase der Analyse werden die für die Produktmodellierung wesentlichen Informationen über die in den Prozess eingehenden und ausgehenden Daten und Materialien sowie über die vom Vorgängerprozess erforderlichen und vom Folgeprozess geforderten Informationen gesammelt. Die Daten werden anschließend zu Clustern gebündelt und in die in **Bild 5** dargestellte Datenflussstruktur überführt.

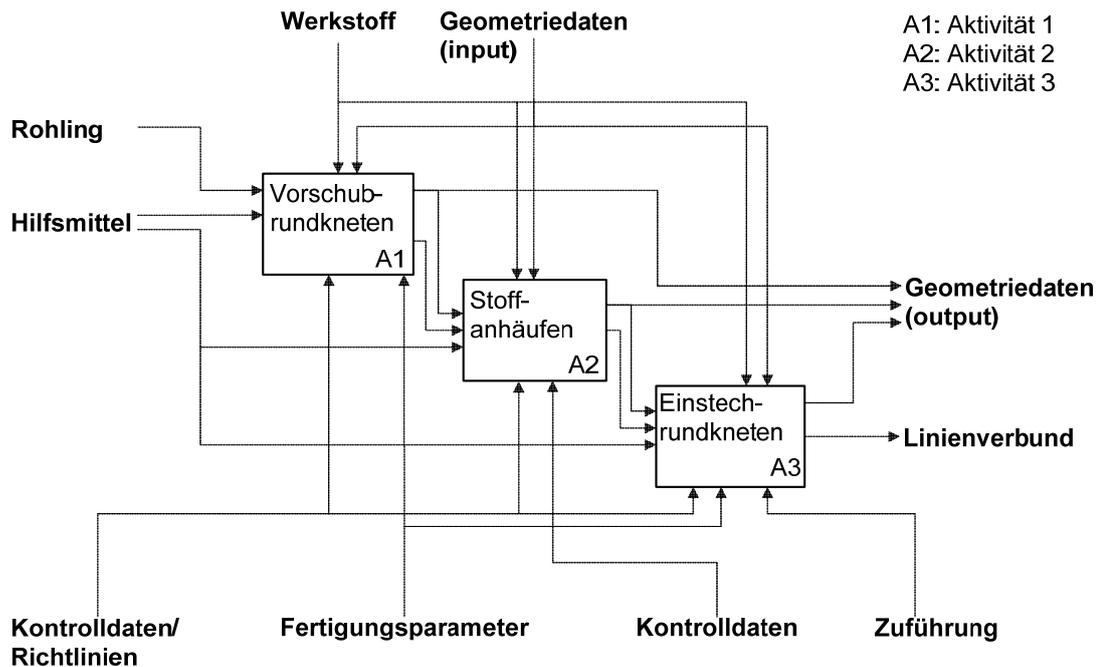


**Bild 5:** Datenfluss im Application Activity Modell (AAM)

Innerhalb der Datenflussstruktur werden von oben die Verbunddaten, welche die wesentlichen geometrischen und strukturellen Eigenschaften repräsentieren, von links Materialien und Hilfsmittel und von unten Steuerungsdaten, Richtlinien und Kontrolldaten dem Prozess zugeführt. Weitergegeben werden das Produkt und Produktdaten. **Bild 5** dient auch als Legende für das in **Bild 6** dargestellte Application Activity Modell (AAM).

## 5.2 Aktivitätenmodell für die Herstellung von Linienverbunden

Aus der in den Kapiteln 4 und 5.1 geschaffenen Datenbasis wird das in **Bild 6** dargestellte AAM aufgestellt. Dargestellt ist die Prozesskette Draht, die aus den Aktivitäten Vorschubrundkneten, Stoffanhäufen und Einstechrundkneten besteht. Die beispielsweise aus den Versuchen in Kapitel 4 ermittelten technischen Daten werden um den Prozess herum angesiedelt. Pfeile beschreiben, welche Daten sich auf welchen Prozessschritt auswirken. So spielt z.B. die Zuführung insbesondere beim Einstechrundkneten aufgrund der erforderlichen Positioniergenauigkeit der Masseverteilung eine Rolle.



**Bild 6:** Application Activity Modell zur Herstellung eines Linienverbundes

Mit Bezug auf **Bild 5** wurden als Verbunddaten im Wesentlichen Werkstoff- und Geometriedaten identifiziert. Von der Materialseite her gehen der Rohling und Hilfsmittel in den Prozess ein. Von der Steuerungsseite her spielen insbesondere Fertigungsparameter, Daten zur Prozesskontrolle und die Zuführtechnologie beim Einstechrundkneten eine Rolle. Mit Hilfe des Aktivitätenmodells wird später, unter Berücksichtigung weiterer Teilmodelle ein integriertes Produktmodell erstellt, das die Wirkbeziehungen bei der Fertigung in Teilverbunden mit Hilfe der Norm STEP beschreibt.

## 6 Zusammenfassung und Ausblick

Durch die Fertigung in Teilverbunden können Probleme im Zusammenhang mit Größeneffekten bei der Handhabung umgangen werden. Sie ermöglicht eine Verknüpfung einzelner Prozessschritte innerhalb einer mehrstufigen Prozesskette und vermeidet aufwendige Handhabungsoperationen. Durch die direkte Verknüpfung der einzelnen Schritte müssen jedoch Wechselwirkungen zwischen den Fertigungseinrichtungen Berücksichtigung finden. Zur Bestimmung dieser Wechselwirkungen wurden Untersuchungen durchgeführt, die sich mit den Prozessen selbst und speziell mit einer angepassten Positionierung befassen. Diese ergaben, dass der Laser-Lichtvorhang für die

Positionsbestimmung von Bauteilen im Teilverbund prinzipiell geeignet ist. Für die Erfassung der Positionsdaten und die systematische Erfassung der Beziehungen zwischen Fertigungsschritten wurde beispielhaft für eine Prozesskette ein Produktmodell vorgestellt. Die Ergebnisse der Untersuchung wurden mit den Ergebnissen einer Prozessaufnahme bei anderen beteiligten Prozessen in einem Application Activity Modell dargestellt, mit dessen Hilfe die Wirkbeziehungen zwischen den einzelnen Prozessschritten abgeleitet werden können.

## 7 Danksagung

Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) für die Förderung dieses Forschungsvorhabens im Rahmen des Teilprojekts C5 „Teilverbunde“ im Sonderforschungsbereich 747 „Mikrokalturnformen – Prozesse, Charakterisierung, Optimierung“.

## 8 Literatur

- [1] F. Vollertsen, D. Biermann, H.N. Hansen, I.S. Jawahir, K. Kuzman: Size effects in manufacturing of metallic components. CIRP Annals – Manufacturing Technology, Volume (58), 566-587 (2009)
- [2] K. Tracht, C. Schenck, F. Weikert, B. Kuhfuß: Förderung mikrokalturngeformter Teile im Verbund. werkstattstechnik online, 100 (11/12), 864 – 868 (2010)
- [3] M. Schlipf: Statistische Prozessregelung von Fertigungs- und Messprozess zur Erreichung einer variabilitätsarmen Produktion mikromechanischer Bauteile. Universität Karlsruhe (TH), Dissertation, (2009)
- [4] W. Brenner, A. Almansa-Martin, F. Sümezc: Advanced methods and tools for handling and assembly in microtechnology – A European approach in FP6. Microelectronic Engineering, Volume (83), 1386-1388 (2006)
- [5] G. Yang, J.A. Gaines, B. J. Nelson: A Flexible Experimental Workcell for Efficient and Reliable Wafer-Level 3D Microassembly. Proceedings of the 2001 IEEE Int. Conf. on Robotic & Automation, 133-138 (2001)
- [6] R. Anderl, D. Trippner: STEP Standard for the Exchange of Product Model Data – Eine Einführung in die Entwicklung, Implementierung und industrielle Nutzung der Normenreihe ISO 10303 (STEP). B. G. Teubner Stuttgart – Leipzig, 9 (2000)
- [7] B. Awiszus: Integrierte Produkt- und Prozessmodellierung umformtechnischer Planungsprozesse. Universität Hannover, Habilitation, (2000)
- [8] N.N.: ISO 10303, Standard for the Exchange of Product Model Data, (1994)
- [9] M. Jaroš: Integration des STEP-Produktmodells in den Getriebeentwicklungsprozess. TU München, Dissertation, (2007)
- [10] H.K. Tönshoff, K. Tracht: A Product Model for Tender and Order Planning in Die and Mold Industry. Production Engineering, Volume III/2, 105-110 (1996)

# Bewertung von Zugversuchen an Mikroblechen des Stahls DC01

B. Köhler, H. Bomas, H.-W. Zoch

IWT Stiftung Institut für Werkstofftechnik, Bremen

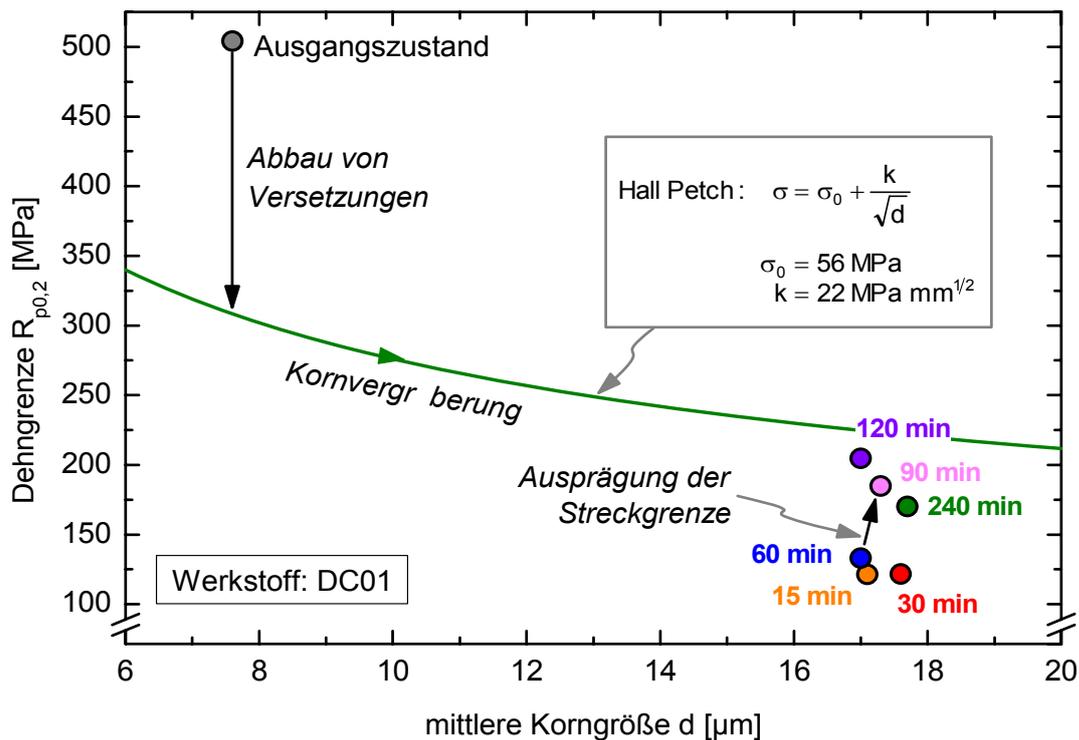
Bei der Untersuchung wärmebehandelter Mikrobleche des Stahls DC01 wurde eine deutlich niedrigere Dehngrenze beobachtet, als nach der klassischen Hall-Petch-Beziehung zu erwarten ist. Eine wesentliche Ursache für diesen Effekt ist, dass bei den wärmebehandelten Proben eine Kornvergrößerung eintritt, die dazu führt, dass die Korngrößen die Größenordnung der Blechdicke erreichen und sich damit einhergehend der Anteil an Oberflächenkörnern, die gegenüber Volumenkörnern schlechter in den Kristall eingebunden sind, maßgeblich erhöht. Vor diesem Hintergrund liegt es nahe, der Probenrand- und -kernzone unterschiedliche Dehngrenzen zuzuordnen, die anteilig in die gemessenen Dehngrenzen eingehen und, fußend auf den experimentellen Ergebnissen, bestimmt werden. Darüber hinaus wird auf der Grundlage relevanter Einflussgrößen wie der Härte und der Korngröße eine halbempirische Modellierung der Dehngrenze entwickelt, auf deren Basis es gelingt, die gemessenen Spannungs-Dehnungs-Diagramme in zwei Kurven aufzuspalten, die das Dehnungsverhalten von Probenrand respektive Probenkern getrennt beschreiben.

## 1 Einleitung

Die Untersuchungen mechanischer Kenngrößen an unterschiedlich wärmebehandelten Mikroblechen des Stahls DC01 zeigten deutlich niedrigere Dehngrenzen, als sie auf Basis der Hall-Petch-Beziehung zu erwarten wären. Als Ursache wurde der bei Mikroblechen gegenüber größeren Proben stark erhöhte Volumenanteil an Oberflächenkörnern angesehen, dessen Einfluss im Folgenden genauer beschrieben werden soll.

## 2 Experimentelle Bestimmung der Dehngrenze an DC01-Mikroblechen

Im Rahmen von Untersuchungen an wärmebehandelten Blechen einer Dicke von 50  $\mu\text{m}$  des Stahls DC01 (chemische Zusammensetzung: Fe-0,027 C-0,047 Al-0,005 Si-0,190 Mn-0,007 S-0,009 Masse-%) zeigten sich die im statischen Zugversuch ermittelten Dehngrenzen signifikant niedriger als aufgrund der für Proben sonst üblicher Größe gültigen Hall-Petch-Beziehung zu erwarten wäre. Bild 1 zeigt den Einfluss unterschiedlich langer Wärmebehandlungen (850 °C 15 bis 240 min / Luft) auf die Dehngrenze  $R_{p0,2}$  sowie auf den mittleren Korndurchmesser  $d$ . Fußend auf der Reibungsspannung  $\sigma_0$  und dem Korngrenzenwiderstand  $k$  aus experimentellen Daten [1, 2], ist darüber hinaus der errechnete Hall-Petch-Zusammenhang zwischen  $R_{p0,2}$  und  $d$  dargestellt. Eine detaillierte Beschreibung der experimentellen Untersuchungen wurde an anderer Stelle veröffentlicht [3].



**Bild 1:** Einfluss unterschiedlicher Wärmebehandlungen bei 850 °C auf die Dehngrenze  $R_{p0,2}$  und die mittlere Korngröße  $d$  verglichen mit theoretischem Hall-Petch Verhalten berechnet nach Daten von Hutchison [1, 2]

Es zeigt sich, dass schon eine 15-minütige Wärmebehandlung der 50  $\mu\text{m}$  dicken Bleche zu einer Kornvergrößerung mit einem mittleren Korndurchmesser von 17 bis 18  $\mu\text{m}$  führt, einhergehend mit einem Anstieg des Volumenanteils der Randkörner, d. h. der Körner, die Teil der Probenoberfläche sind. Gleichzeitig wird eine bis zu 45 % kleinere Dehngrenze gemessen, als nach Hall-Petch bei dieser Korngröße erwartet würde. Armstrong führt einen solchen Abfall der Dehngrenze bei Proben mit weniger als 20 Körnern im Probenquerschnitt darauf zurück, dass der Korngrößeneffekt verschwindet und die Dehngrenze nunmehr weitgehend von dem Probengrößeneffekt dominiert wird, d. h. es gilt [4]:

$$2\tau \leq \sigma_0 \leq m\tau \quad (1)$$

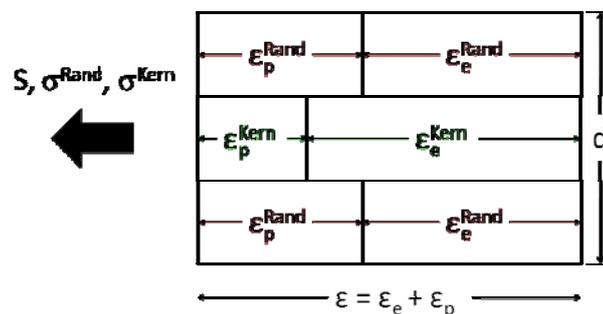
Hierbei ist  $\tau$  die kritische Schubspannung des Einkristalls und  $m$  der Taylorfaktor, der sich bei kubisch flächenzentrierten Metallen mit regelloser Orientierungsverteilung der Körner zu  $m = 3,06$  ergibt [5, 6].

Erniedrigte Dehngrenzen an dünnen Blechen werden auch von anderen Autoren, z. B. Myazaki et al. oder Raulea et al., beobachtet und mit herabgesetzten Zwangskräften wegen schwächerer Wechselwirkungen der Körner von Proben mit Korngrößen im Bereich der Probendimensionen untereinander erklärt [7, 8]. Vor diesem Hintergrund

soll eine Modellierung der Dehngrenze der untersuchten Mikrobleche auf Grundlage einer Differenzierung zwischen Rand- und Kernkörnern versucht werden.

### 3 Modellierung der Dehngrenze

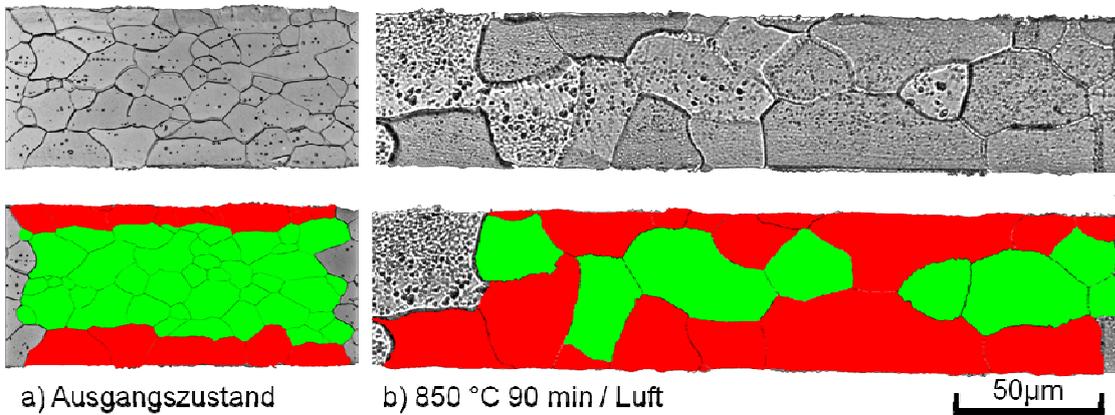
Auf Grundlage der Annahme, dass die beobachtete erniedrigte Dehngrenze auf den gegenüber dem Blechkernbereich abweichenden mechanischen Eigenschaften der Randbereiche beruht, ist es naheliegend, bei Spannungen oberhalb der Elastizitätsgrenze das in Bild 2 schematisch dargestellte Konzept zu verfolgen. Hierbei wird nicht nur die anliegende Nennspannung  $S$  betrachtet, sondern die jeweils lokalen auf den Kern bzw. die Ränder wirkenden Spannungen  $\sigma^{\text{Kern}}$  und  $\sigma^{\text{Rand}}$ . Die resultierende Gesamtdehnung  $\varepsilon$  ist für Rand- und Kernbereich identisch, setzt sich allerdings aus unterschiedlichen elastischen Anteilen  $\varepsilon_e^{\text{Kern}}$  und  $\varepsilon_e^{\text{Rand}}$  und infolgedessen auch verschiedenen plastischen Anteilen  $\varepsilon_p^{\text{Kern}}$  und  $\varepsilon_p^{\text{Rand}}$  zusammen. Dabei tragen die Ränder einerseits aufgrund der schlechteren Einbindung der dortigen Körner in das Probengefüge und andererseits durch die Möglichkeit des Versetzungsabbaus an der Probenoberfläche zur Herabsetzung der Dehngrenze bei, d. h., die Ränder werden vor dem Kern plastisch. Der erste Schritt zur Modellierung der Dehngrenze ist es daher, die Anteile von Kern bzw. Rand zu quantifizieren.



**Bild 2:** Schematische Darstellung der Dehnungs-Verhältnisse in einem dünnen Blech der Dicke  $d$  im elastisch-plastischen Bereich. Die Gesamtdehnung  $\varepsilon$  setzt sich für den Kern- und die Randbereiche jeweils aus unterschiedlichen elastischen Dehnungsanteilen  $\varepsilon_e$  und plastischen Dehnungsanteilen  $\varepsilon_p$  zusammen.

Zur Bestimmung der Volumenanteile von Rand- und Kernkörnern der sechs wärmebehandelten Zustände sowie des Ausgangszustandes wurden die Korngrenzen an metallografischen Längsschliffen herauspräpariert. Mithilfe computergestützter Bildanalyse wurden die Korngrößenverteilungen ermittelt und nach Rand- und Kernkörnern differenziert (**Bild 3**). Die Ergebnisse stützen sich auf die Auswertung von ca. 2000 Körnern bei dem Ausgangszustand bzw. jeweils etwa 700 Körnern bei jedem der wärmebehandelten Zustände. Dabei zeigt sich, dass der Volumenanteil  $\alpha$  der Randkörner aufgrund der Kornvergrößerung während der Wärmebehandlungen auf 75 bis 88 % gegenüber 40 % im Ausgangszustand ansteigt (**Tabelle 1**).

Ultramikrohärtemessungen ergeben außerdem einen Abfall der Härte von 251 HV im Ausgangszustand auf 143 bis 165 HV in den wärmebehandelten Zuständen (Tabelle 1).



**Bild 3:** Exemplarische Darstellung zweier Längsschliffe an DC01-Blechen mit Differenzierung nach Rand- und Kernkörnern zur Bestimmung der jeweiligen Volumenanteile, oben: Aufnahme der gesamten Blechbreite nach Ätzung in 3 %iger alkoholischer HNO<sub>3</sub>-Lösung, unten: Einfärbung von Rand- und Kernkörnern

Ein naheliegender Ansatz bei der Beschreibung der Dehngrenze derartiger Mikroproben ist es, der Kern- und Randzone jeweils unterschiedliche mechanische Eigenschaften zuzuschreiben. Analog zu Janssen wird ein einfacher Taylor-Ansatz zur Beschreibung der Dehngrenze  $R_{p0,2}^{\text{Blech}}$  der Bleche gewählt, indem Rand und Kern unterschiedliche Dehngrenzen zugeordnet werden [9]:

$$R_{p0,2}^{\text{Blech}} = \alpha \cdot R_{p0,2}^{\text{Rand}} + (1 - \alpha) \cdot R_{p0,2}^{\text{Kern}} \quad (2)$$

Die Dehngrenzen  $R_{p0,2}^{\text{Rand}}$  und  $R_{p0,2}^{\text{Kern}}$  werden durch die um den härteabhängigen Beitrag  $c \cdot (HV - 150)$  erweiterte Hall-Petch-Relation beschrieben, wobei der Koeffizient  $c$  ein anzupassender Modellparameter ist und eine Härte von 150 HV für den weich geglühten DC01-Stahl angenommen wird. Außerdem finden für den Rand und den Kern sowohl die unterschiedlichen gemessenen Korngrößen  $d^{\text{Rand}}$  und  $d^{\text{Kern}}$  als auch verschiedene Korngrenzenwiderstände  $k^{\text{Rand}}$  und  $k^{\text{Kern}}$  explizit Eingang:

$$R_{p0,2}^{\text{Rand}} = \sigma_0 + c \cdot (HV - 150) + \frac{k^{\text{Rand}}}{\sqrt{d^{\text{Rand}}}} \quad (3)$$

$$R_{p0,2}^{\text{Kern}} = \sigma_0 + c \cdot (HV - 150) + \frac{k^{\text{Kern}}}{\sqrt{d^{\text{Kern}}}} \quad (4)$$

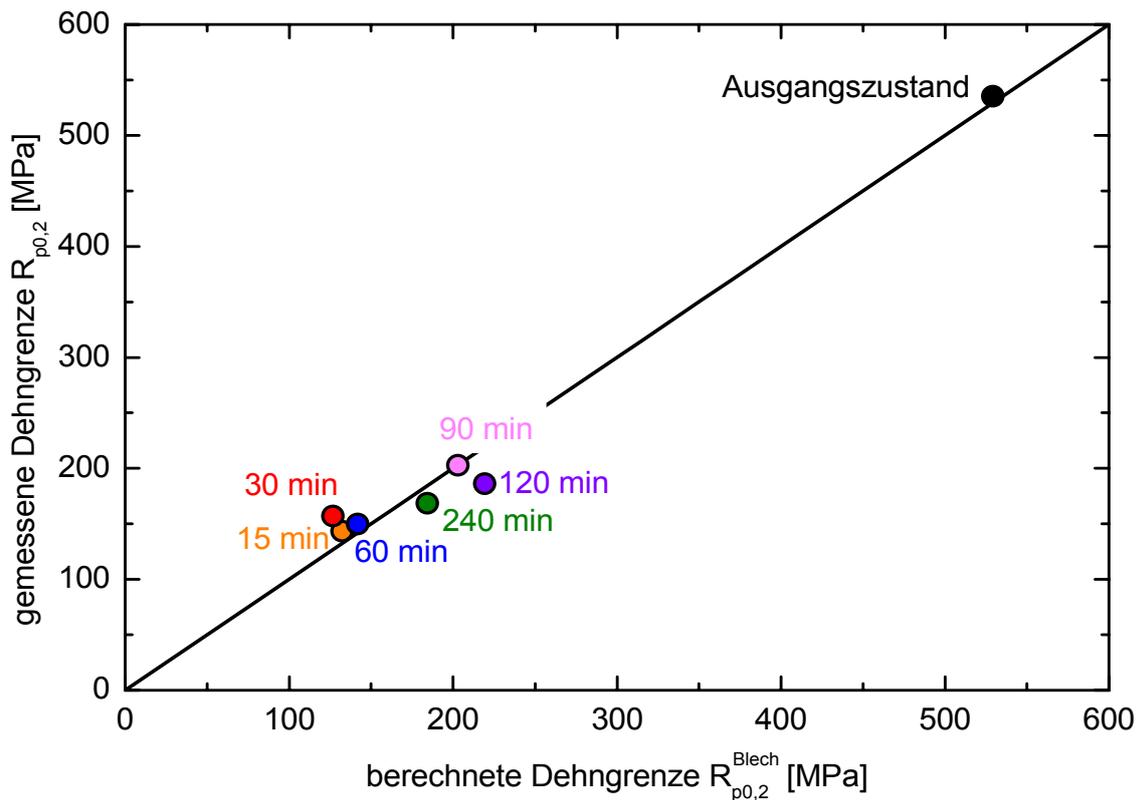
Neben den experimentell bestimmten Größen  $\alpha$ ,  $d^{\text{Kern}}$  und  $d^{\text{Rand}}$  sind die Reibungsspannung  $\sigma_0 = 56 \text{ MPa}$  und der Korngrenzenwiderstand der Kernkörner  $k^{\text{Kern}} = 22 \text{ MPa mm}^{1/2} = 696 \text{ MPa } \mu\text{m}^{1/2}$  aus Untersuchungen an DC01 von Hutchison bekannt [1]. Demgegenüber sind der Härteeinfluss  $c$  und der Korngrenzenwiderstand

der Randkörner  $k^{\text{Rand}}$  durch Anpassung der auf den Gleichungen 2 bis 4 fußenden Dehngrenzen  $R_{p0,2}^{\text{Blech}}$  an die für jeden der sieben Materialzustände jeweils gemessenen Dehngrenzen  $R_{p0,2}$  zu ermitteln. Als Bestwerte aus dieser Anpassung ergeben sich  $c = 2,7 \text{ MPa/HV}$  und für den Korngrenzenwiderstand der Randkörner  $k^{\text{Rand}} = 382 \text{ MPa } \mu\text{m}^{1/2}$ . **Tabelle 1** gibt einen Überblick über die experimentell bestimmten Größen sowie die auf Basis der Variablen  $c$  und  $k^{\text{Rand}}$  errechneten Dehngrenzen  $R_{p0,2}^{\text{Blech}}$ ,  $R_{p0,2}^{\text{Rand}}$  und  $R_{p0,2}^{\text{Kern}}$ . Hierbei zeigt sich, dass die Dehngrenzen der Randzonen erheblich kleiner sind als die des Kernbereichs.

**Tabelle 1:** Gemessene und auf Grundlage der Gleichungen 1 bis 3 errechnete Dehngrenzen

		gemessene Größen				errechnete Größen			
Zustand	$\alpha$	Härte HV	$d^{\text{Rand}}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$d^{\text{Kern}}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$R_{p0,2}$ [MPa]	$R_{p0,2}^{\text{Blech}}$ [MPa]	$R_{p0,2}^{\text{Rand}}$ [MPa]	$R_{p0,2}^{\text{Kern}}$ [MPa]	
Ausgangszustand	0,405	251 $\pm 23$	9,0 $\pm 0,3$	7,3 $\pm 0,6$	529 $\pm 8$	535	458	588	
850 °C	15 min	0,824	143 $\pm 7$	17,6 $\pm 2,6$	16,3 $\pm 4,7$	132 $\pm 1$	143	129	210
	30 min	0,735	146 $\pm 10$	17,4 $\pm 2,8$	17,8 $\pm 4,3$	127 $\pm 4$	157	137	211
	60 min	0,749	143 $\pm 14$	16,8 $\pm 2,9$	16,6 $\pm 4,0$	142 $\pm 5$	150	130	208
	90 min	0,822	165 $\pm 14$	17,9 $\pm 2,2$	16,3 $\pm 3,5$	203 $\pm 2$	203	188	270
	120 min	0,817	159 $\pm 24$	18,3 $\pm 2,5$	15,3 $\pm 3,6$	219 $\pm 6$	186	170	259
	240 min	0,880	154 $\pm 8$	18,2 $\pm 2,1$	14,9 $\pm 3,5$	184 $\pm 9$	168	157	248

In **Bild 4** ist die Korrelation der modellierten Dehngrenzen  $R_{p0,2}^{\text{Blech}}$  mit den gemessenen Dehngrenzen dargestellt. Es zeigt sich, dass die modellierten Werte für alle sieben Zustände nur wenig Abweichung zu den experimentell bestimmten Dehngrenzen zeigen.



**Bild 4:** Vergleich zwischen gemessener Dehngrenze  $R_{p0,2}$  und berechneter Dehngrenze  $R_{p0,2}^{Blech}$

Es ist nunmehr möglich, aus dem gemessenen Spannungs-Dehnungs-Diagramm  $S(\varepsilon)$  der Gesamtprobe ein  $\sigma^{Rand}(\varepsilon)$ -Diagramm der Randzone sowie ein  $\sigma^{Kern}(\varepsilon)$ -Diagramm des Kerns zu berechnen (**Bild 5**). Unter Zugrundelegung eines Elastizitätsmoduls von  $E = 210000$  MPa für den Stahl DC01 errechnet sich die plastische Dehnung der Gesamtprobe zu

$$\varepsilon_p = \varepsilon - \varepsilon_e = \varepsilon - S/E \quad (5)$$

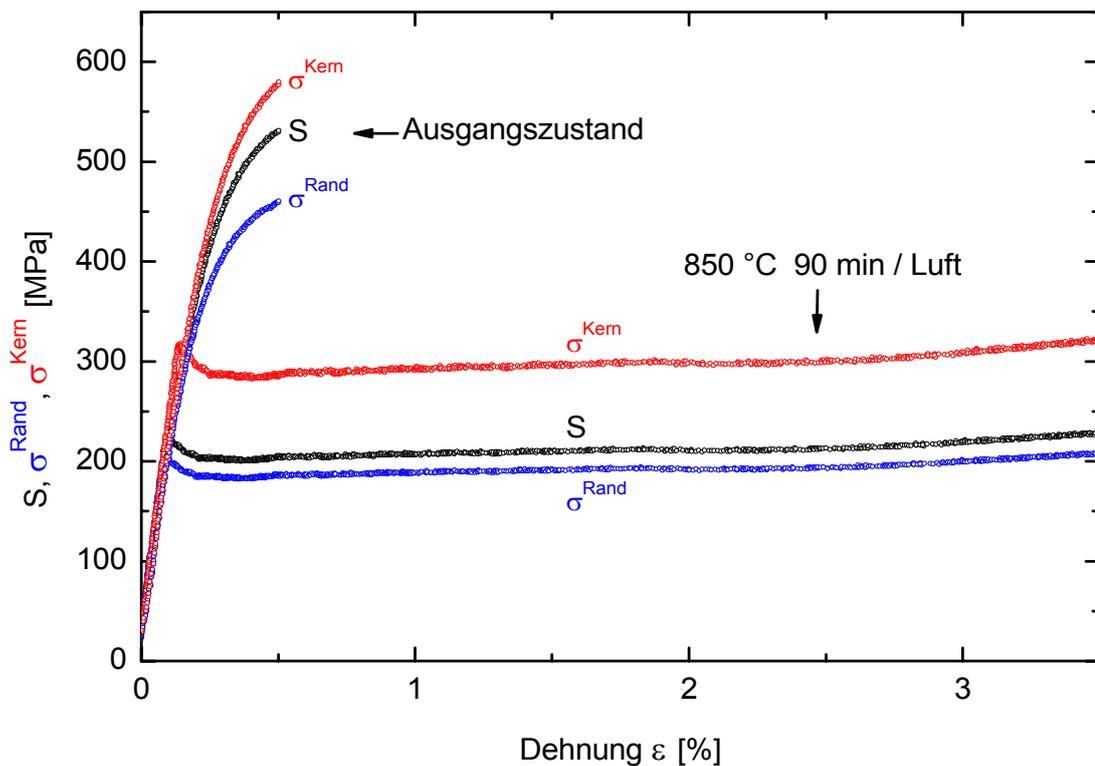
Unter der Annahme, dass sich die plastischen Dehnungen des Randes  $\varepsilon_p^{Rand}$  über den gesamten Dehnungsbereich ähnlich verhalten wie bei 0,2 % plastischer Dehnung, lassen sich die lokalen Spannungen in der Randzone  $\sigma^{Rand}$  berechnen

$$\sigma^{Rand}(\varepsilon) = \frac{R_{p0,2}^{Rand}}{R_{p0,2}^{Blech}} \cdot S(\varepsilon) \quad (6)$$

und mithilfe des Taylor-Ansatzes (Gleichung 1) die lokalen Spannungen im Kern  $\sigma^{Kern}$ :

$$\sigma^{Kern} = \frac{S - \alpha \cdot \sigma^{Rand}}{1 - \alpha} \quad (7)$$

In **Bild 5** sind die auf Grundlage dieses Modells und des gemessenen  $S(\epsilon)$ -Diagramms errechneten Spannungs-Dehnungs-Kurven für die Randzone und die Kernzone beispielhaft für zwei Zustände dargestellt. Es wird deutlich, dass der wärmebehandelte Zustand deutlich stärker von der Randzone dominiert wird als der feinkörnigere Ausgangszustand.



**Bild 5:** Aufspaltung des gemessenen  $S(\epsilon)$ -Diagramms der Gesamtprobe in das  $\sigma^{\text{Rand}}(\epsilon)$ -Diagramm der Randzone und das  $\sigma^{\text{Kern}}(\epsilon)$ -Diagramm des Kerns für den Ausgangszustand sowie einen wärmebehandelten Zustand

#### 4 Schlussfolgerung

Analysen der Korngrößenverteilungen von wärmebehandelten DC01-Blechen einer Dicke von 50  $\mu\text{m}$  zeigen, dass sich deren mittlere Korndurchmesser mit 17 bis 18  $\mu\text{m}$  in derselben Größenordnung bewegen wie ihre Dicke, mit der unmittelbaren Folge, dass ca. 80 % der Körner Kontakt zur Probenoberfläche haben. Gleichzeitig wird eine bis zu 45 % niedrigere Dehngrenze beobachtet als bei entsprechenden großen Proben, d. h. Proben, bei denen die Korngröße sehr klein gegen die Probendimensionen ist. Dieser Effekt wird auf ein vom Kern abweichendes plastisches Verhalten der Probenrandschicht zurückgeführt, was durch die Einführung unterschiedlicher Dehngrenzen  $R_{p0,2}^{\text{Kern}}$  und  $R_{p0,2}^{\text{Rand}}$  für Kern und Rand zum Ausdruck

kommt. Diese Dehngrenzen werden über die um einen Härte-term erweiterte Hall-Petch-Beziehung dargestellt, wobei neben einem Koeffizienten  $c$  auch der Korngrenzenwiderstand  $k^{\text{Rand}}$  der Randkörner unbekannt ist und durch Anpassung an das Ensemble experimentell bestimmter Kenngrößen bestimmt wird. Die aus den so bestimmten Dehngrenzen für Kern und Rand  $R_{p0,2}^{\text{Kern}}$  und  $R_{p0,2}^{\text{Rand}}$  errechnete Dehngrenze für die Gesamtprobe  $R_{p0,2}^{\text{Blech}}$  zeigt für alle sieben Werkstoffzustände eine gute Übereinstimmung mit den gemessenen Dehngrenzen.

Weiterhin lassen aus dem gemessenen Spannungs-Dehnungs-Diagramm für die Gesamtprobe mithilfe der Dehngrenzen für Rand und Kern und der Annahme jeweils gleichen plastischen Verhaltens des Randes über den gesamten Dehnungsbereich die Spannungs-Dehnungs-Kurven für den Kern- bzw. den Randbereich separieren.

## 5 Danksagung

Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) für die Förderung dieses Forschungsvorhabens im Rahmen des Teilprojekts B4 „Bauteilfestigkeit“ des Sonderforschungsbereiches 747 „Mikrokaltumformen – Prozesse, Charakterisierung, Optimierung“.

## 6 Literatur

- [1] Hutchison, M. M.: The temperature dependence of the yield stress of polycrystalline iron. *Phil. Mag.* 8, 85 (1963) 121-127
- [2] Hüttebräucker, K.-F.: Das zügige Verformungsverhalten normalisierter untereutektoider Kohlenstoffstähle. Dissertation, Universität Karlsruhe (1977)
- [3] Köhler, B.; Bomas, H.; Hunkel, M.; Lütjens, J.; Zoch, H.-W.: Yield strength behaviour of carbon steel microsheets after cold forming and after annealing. *Scripta Mat.* 62 (2010) 548-551
- [4] Armstrong, R. W.: On size effects in polycrystal plasticity. *J. Mech. Phys. Solids* 9 (1961) 196-199
- [5] Taylor, G. I.: Plastic strain in metals. *J. Inst. Met.* 62 (1938) 307-324
- [6] Haasen, P.: *Physikalische Metallkunde*, Springer Berlin (1984)
- [7] Miyazaki, S.; Fujita, H.; Hiraoka, H.: Effect of specimen size on the flow stress of rod specimens of polycrystalline Cu-Al alloy. *Scripta Metal.* 13 (1979) 447-449
- [8] Raulea, L. V.; Goijaerts, A. M.; Govaert, L. E.; Baaijens, F. P. T.: Size effects in the processing of thin metal sheets. *J. Mater. Process. Technol.* 115 (2001) 44-48
- [9] Janssen, P. J. M.: First-order size effects in the mechanics of miniaturised components. Dissertation, Eindhoven University of Technology (2007)

## **Fokuslagensteuerung beim laserbasierten Stoffanhäufen**

A. Stephen, H. Brüning, F. Vollertsen

BIAS - Bremer Institut für angewandte Strahltechnik GmbH, Bremen

Durch die gezielte Ausnutzung von Größeneffekten kann durch laserbasiertes Stoffanhäufen gegenüber mehrstufigen konventionellen Anstauchprozessen ausreichend Werkstoff für (Massiv-)Umformprozesse im Mikrobereich zur Verfügung gestellt werden. Möglich ist dies, da mit fortschreitender Miniaturisierung die Auswirkungen der Oberflächenspannung dominant gegenüber der Gravitationskraft werden und die Schmelze somit eine nahezu perfekte Kugel formt. Durch die Querschnittsvergrößerung verschiebt sich die Oberfläche des Werkstücks relativ zum Laserbearbeitungskopf, wodurch sich die Fokuslage ändert, was die erzielbare Stauchlänge limitiert. Anhand von experimentellen Untersuchungen wird gezeigt, dass diese Limitierung durch eine synchrone Nachführung des Drahtes während der Bearbeitung überwunden werden kann und dies sowohl zu einer Verdoppelung des Stauchverhältnisses als auch zu einer signifikanten Steigerung der Prozesseffizienz führt. Anwendung findet das Verfahren als verfestigungsfreie Vorstufengenerierung für das Mikro-Massivumformen.

### **1 Einleitung**

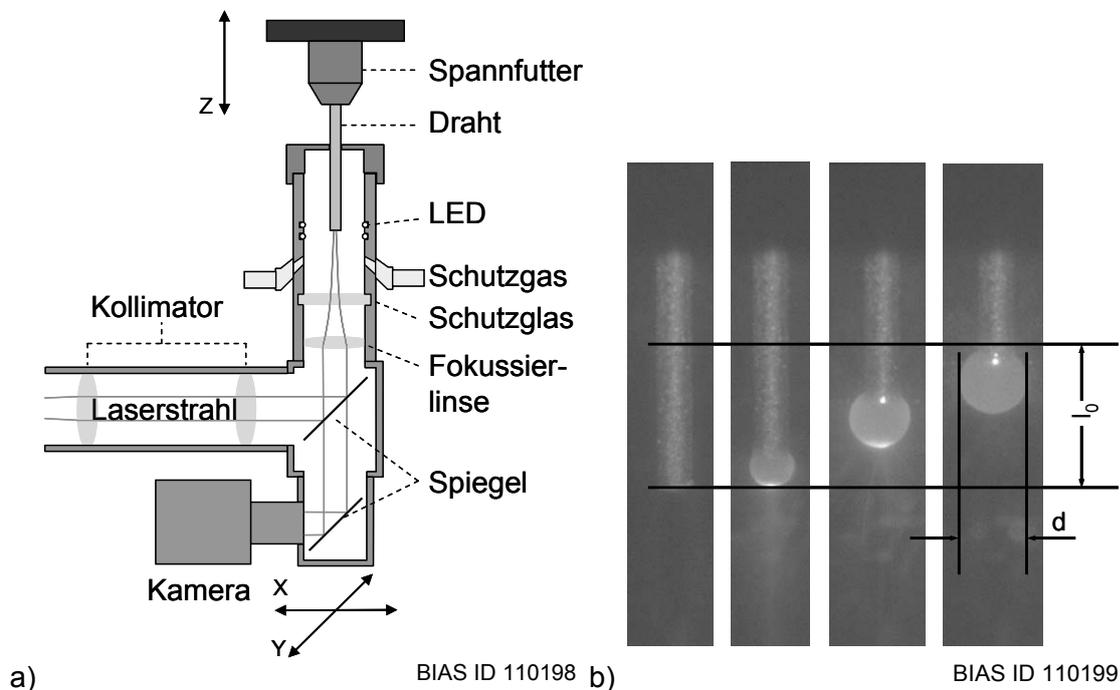
Um ausreichend Werkstoff, beispielsweise in Form von Masseverteilungen, für einen Umformprozess bereitzustellen, wird häufig das Halbzeug vorgestaucht [1]. Solch ein Vorstauchen stellt im Mikrobereich eine große Herausforderung dar, da sich die Erfahrungen hinsichtlich Massivumformung aus dem Makrobereich nicht ohne Weiteres übernehmen lassen [2]. Generell können beim Skalieren von Bauteilen in den Mikrobereich Größeneffekte auftreten [3], wie beispielsweise reibungsrelevante Größeneffekte und die Fließspannung bei der Massivumformung [4]. Beim konventionellen Kaltstauchen kann im Fall des freien Anstauchens für gewöhnlich ein Stauchverhältnis bis 2.3 realisiert werden [5]. Sollen größere Stauchverhältnisse erzielt werden, muss in mehreren Stufen umgeformt werden [6]. Seine Grenze findet das Verfahren bei Werkstoffen, bei denen verformungsinduzierte Martensitbildung auftritt. Die Verfestigung kann in diesem Fall bereits innerhalb der ersten Stufe des Vorstauchens in solchem Ausmaß hervorgerufen werden, so dass ein abschließendes Kalibrieren aufgrund des ausgeschöpften Formänderungsvermögens nicht mehr möglich ist.

Eine verfestigungsfreie Vorstufengenerierung mittels laserbasierten Stoffanhäufens ist nur im Mikrobereich aufgrund der stärkeren Auswirkungen der Oberflächenspannung im Verhältnis zur Gravitationskraft möglich [7]. Durch diesen Prozess kann ausreichend Werkstoff in Form einer Masseverteilung für einen (Massiv-)Umformvorgang zur Verfügung gestellt werden. Hierzu werden Laser mit herausragender Strahlqualität und sehr guter Fokussierbarkeit benötigt. Die heute verfügbaren Single Mode Faserlaser erfüllen diese Gütekriterien. Taktzeiten zum Erzeugen von Masseverteilungen

liegen im Millisekundenbereich bei Verwendung von typischen Laserleistungen um 100 W. Trotz einer Gefügeausbildung mit dendritischem Charakter bei austenitischem Chrom-Nickel Stahl lassen sich diese thermisch erzeugten Zwischenformelemente gut umformen [8].

## 2 Methode

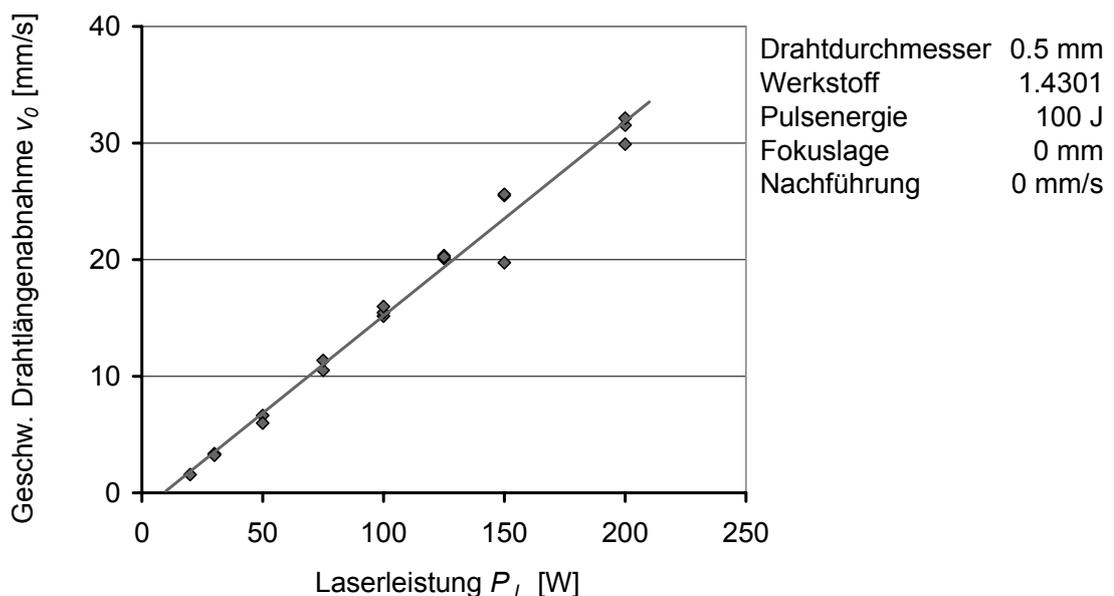
Für das laserbasierte Stoffanhäufen wurde ein cw Faserlaser (Trumpf TruFiber 300) mit einer maximalen Ausgangsleistung von 300 W und einem Fokusedurchmesser von 0.04 mm bei Verwendung einer Brennweite von 100 mm eingesetzt. Der Laser kann mit einer maximalen Pulsfolgefrequenz von 5 kHz, entsprechend einer minimalen Pulsdauer von 0.2 ms, frei moduliert werden. Die Untersuchungen wurden an Drähten aus austenitischem Chrom-Nickel Stahl 1.4301 mit einem Durchmesser von 0.5 mm durchgeführt. Die Drähte wurden dazu, nachdem sie an der Stirnfläche plan feingeschliffen worden sind, in hängender Position mittig in ein Argon-Schutzgasrohr eingebracht (**Bild 1a**). Für die laterale Positionierung des Laserstrahls bezüglich der Drahtmitte ist der Laserbearbeitungskopf mit dem Schutzgasrohr auf einem Verfahrtschicht montiert. Die Spannvorrichtung für die Drähte kann vertikal zur Positionierung der Stirnfläche hinsichtlich der Fokusebene des Laserstrahls verfahren werden. Dazu wird der Draht durch Leuchtdioden, die sich im Schutzgasrohr befinden, beleuchtet und über eine CCD Kamera visualisiert. Vor und nach der Bearbeitung wird mittels eines Messschiebers die Drahtlänge und die lokale Querschnittsvergrößerung  $d$  gemessen. Daraus lässt sich die Stauchlänge  $l_0$ , und über die Prozessdauer die mittlere Geschwindigkeit  $v_0$  mit der sich der Draht verkürzt, bestimmen (**Bild 1b**).



**Bild 1:** (a) Aufbau zum Laserstoffsanhäufen; (b) Hochgeschwindigkeitsaufnahmen des Laserstoffsanhäufens (Drahtdurchmesser 0.5 mm, Leistung 50 W, Pulsdauer 125 ms, Zeit 0, 50, 100, 150 ms).

### 3 Ergebnisse

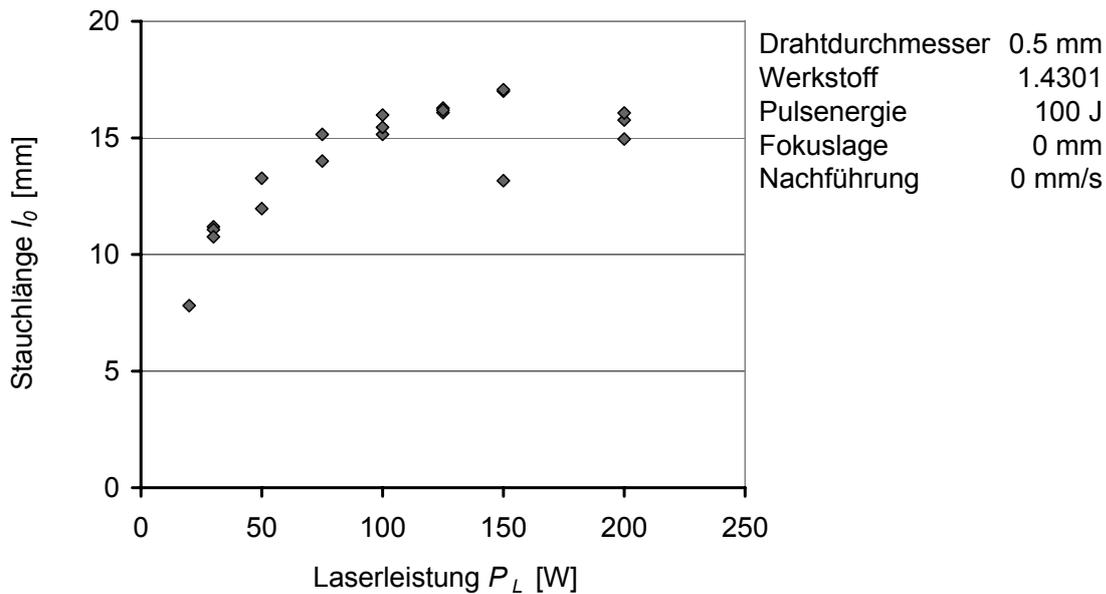
Für die Prozesseffizienz beim laserbasierten Stoffanhäufen sind sowohl die Energie als auch die Zeit, die zur Erzielung einer bestimmten Querschnittsvergrößerung und dementsprechend Stauchlänge  $l_0$  benötigt werden, von Bedeutung. Durch die Querschnittsvergrößerung bei der Bearbeitung verschiebt sich die Oberfläche des Werkstücks relativ zum Laserbearbeitungskopf, wodurch sich die Fokusslage relativ verändert, was die erzielbare Stauchlänge  $l_0$  limitiert. Die Verschiebung der Oberfläche des Werkstücks geht einher mit einer Abnahme der Drahtlänge. Die Geschwindigkeit  $v_0$ , mit der sich der Draht verkürzt, ist ein entscheidender Parameter für die Prozesseffizienz und wird maßgeblich von der Laserleistung beeinflusst. Die ermittelten Geschwindigkeiten der Drahtlängenabnahme in Abhängigkeit von der Laserleistung für einen Stahldraht mit einem Durchmesser von 0.5 mm zeigt **Bild 2**. Die verwendete Pulsenergie war für sämtliche Messwerte identisch. Zudem wurde die Oberfläche des Werkstücks vor der Bearbeitung in der Fokusebene positioniert und während der Bearbeitung nicht nachgeführt.



BIAS ID 110200

**Bild 2:** Experimentell ermittelte Geschwindigkeiten der Drahtlängenabnahme in Abhängigkeit von der Laserleistung für einen Drahtdurchmesser von 0.5 mm ohne Drahtnachführung.

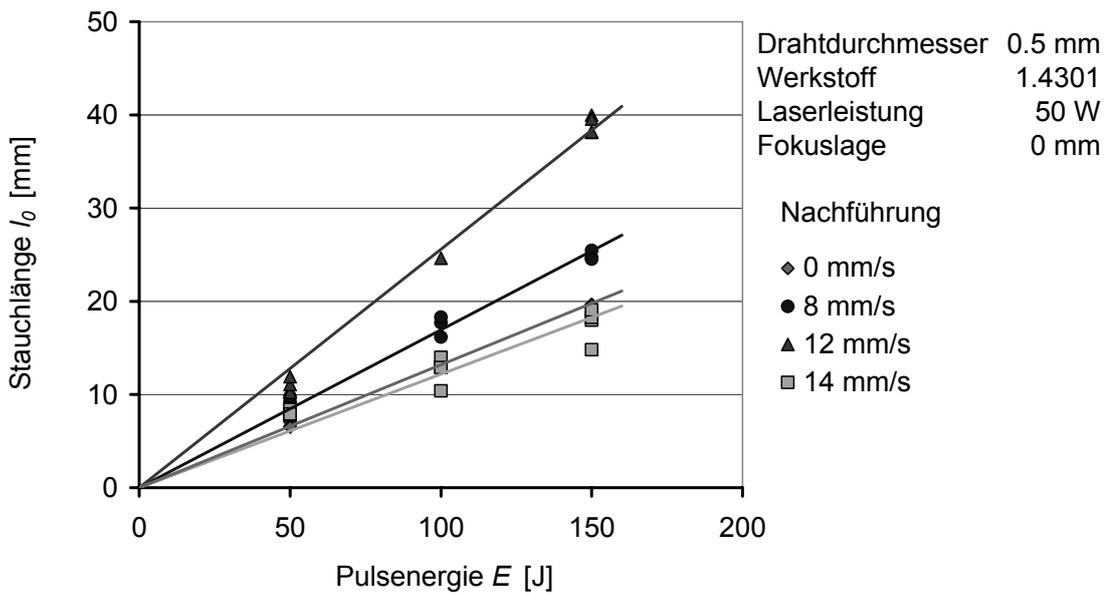
Die Geschwindigkeit der Drahtlängenabnahme ist linear abhängig von der Laserleistung. Für eine hohe zeitliche Prozesseffizienz sollten demnach möglichst hohe Laserleistungen gewählt werden. Die sich dabei ergebenden Stauchlängen sind in **Bild 3** dargestellt. Für die energetische Prozesseffizienz ergeben sich dabei ab einer Laserleistung von ca. 100 W keine Vorteile mehr, da bei identischer Energie die Stauchlängen nicht weiter ansteigen.



BIAS ID 110201

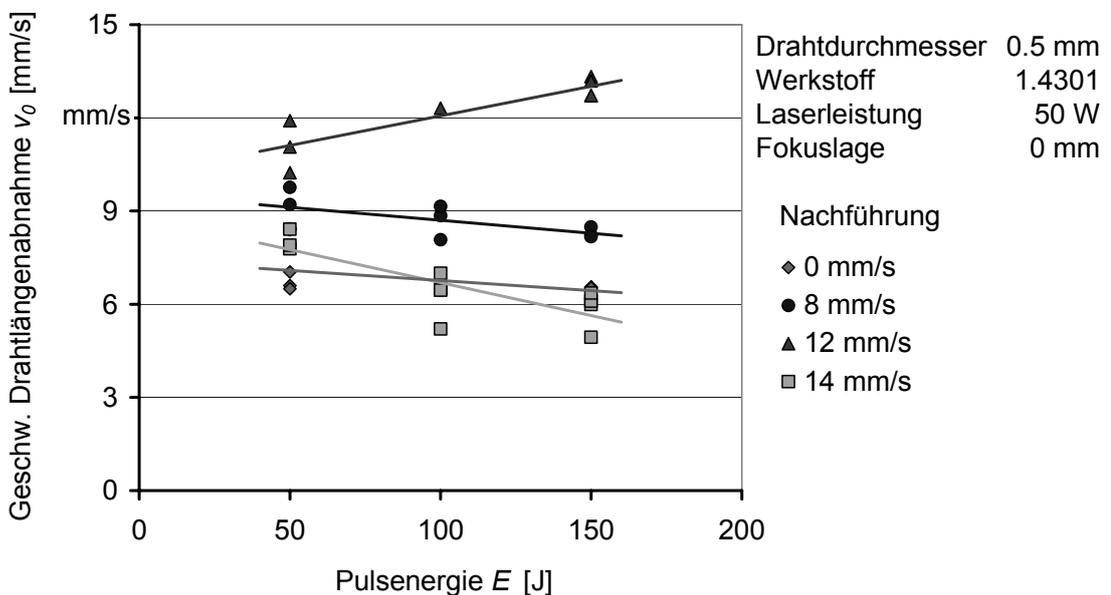
**Bild 3:** Experimentell ermittelte Stauchlänge in Abhängigkeit von der Laserleistung für einen Drahtdurchmesser von 0.5 mm ohne Drahtnachführung.

Neben der Laserleistung ist die Stauchlänge maßgeblich von der Pulsenergie des Lasers abhängig. Die energetische Prozesseffizienz kann dabei über eine synchrone Nachführung des Drahtes gesteigert werden. Die ermittelten Stauchlängen in Abhängigkeit von der Pulsenergie für einen Stahldraht mit 0.5 mm Durchmesser ohne und mit verschiedenen Nachführungsgeschwindigkeiten zeigt **Bild 4**. Die verwendete Laserleistung war für sämtliche Messwerte identisch. Zudem wurde die Oberfläche des Werkstücks vor der Bearbeitung in der Fokusebene positioniert. Bei identischer Energie kann dabei in der gleichen Zeit die Stauchlänge mit zunehmender Nachführungsgeschwindigkeit erhöht werden. Bei 12 mm/s wird ein Maximum der erzielten Stauchlänge erreicht, die doppelt so groß ist wie ohne Nachführung. Danach nimmt die Stauchlänge wieder ab. Dieser Effekt kann auf die Winkelabhängigkeit der Absorption an der Probenoberfläche zurückgeführt werden. Mit zunehmender Energie steigt der Einfallswinkel aufgrund der größeren Stauchlänge an, d.h. die Probenoberfläche wandert aus dem Laserfokus heraus. Dies führt zu einer abnehmenden Absorption und damit zu einer geringeren Stauchlänge [9]. Diesem Effekt kann durch die synchrone Nachführung des Drahtes bei der Bearbeitung entgegengewirkt werden. Die optimale Nachführungsgeschwindigkeit im Hinblick auf die Prozesseffizienz entspricht dabei der Geschwindigkeit der Drahtlängenabnahme. Im Fall des Stahldrahtes mit einem Durchmesser von 0.5 mm sind dies 12 mm/s wie **Bild 5** zeigt.



BIAS ID 110202

**Bild 4:** Experimentell ermittelte Stauchlängen in Abhängigkeit von der Pulsenergie für einen Drahtdurchmesser von 0.5 mm ohne und mit Drahtnachführung.



BIAS ID 110203

**Bild 5:** Experimentell ermittelte Geschwindigkeiten der Drahtlängenabnahme in Abhängigkeit von der Pulsenergie für einen Drahtdurchmesser von 0.5 mm ohne und mit Drahtnachführung.

## 4 Schlussfolgerungen

Das laserbasierte Stoffanhäufen nutzt gezielt den Formeffekt als Größeneffekt aus, um lokale Querschnittsvergrößerungen im Mikrobereich zu erzeugen, die mit konventionellen Umformverfahren so nicht oder nur unter unverhältnismäßig großem Aufwand zu realisieren wären. Die Prozesseffizienz und die erzielbare Stauchlänge sind dabei maßgeblich von der Laserleistung und der Pulsenergie abhängig. Der Prozess wird umso zeiteffizienter, je höher die Laserleistung gewählt wird. Über die Pulsenergie kann dabei die Stauchlänge eingestellt werden. Bei Veränderung der Leistung muss jedoch die Pulsenergie für ein definiertes Bearbeitungsergebnis wieder neu angepasst werden. Die Prozesseffizienz hinsichtlich der Ausnutzung der zur Verfügung gestellten Pulsenergie kann zudem über eine Nachführung des Drahtes auf das Doppelte gesteigert werden. Bei maximaler Prozesseffizienz sind dabei die Nachführgeschwindigkeit und die Geschwindigkeit, mit der sich der Draht verkürzt, identisch.

## 5 Danksagung

Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) für die finanzielle Unterstützung der Arbeiten im Teilprojekt A3 „Generieren von funktionalen Bauteilbereichen durch Stoffanhäufen mittels Laserumschmelzen“ im Rahmen des Sonderforschungsbereichs 747 an der Universität Bremen.

## 6 Literatur

- [1] E. Doege, B.-A. Ehrens: Handbuch Umformtechnik. Springer, Berlin, 2006
- [2] M. Geiger, M. Kleiner, R. Eckstein, N. Tiesler, U. Engel: Microforming. Ann. CIRP, **50**, 445 – 462 (2001)
- [3] F. Vollertsen: Size Effects in Micro Forming. Key Engineering Materials, **473**, 3 – 12 (2011)
- [4] B.-A. Behrens, H. Conrads, A. Hundertmark: Finite-Element-Analysis of Bulk Metal Forming Processes Considering Size-Effects. 2<sup>nd</sup> Int. Conf. on New Forming Technology, BIAS Verlag, Bremen, 685 – 691 (2007)
- [5] K. Lange: Umformtechnik, Bd. 2: Massivumformung. Springer, Berlin, 1 – 22 (1988)
- [6] M. v. Ardenne, G. Musiol, U. Klemradt: Effekte der Physik und ihre Anwendung. Verlag Harri Deutsch, Frankfurt, 2005
- [7] F. Vollertsen: Größeneffekte - eine systematische Einordnung. In: Größeneinflüsse bei Fertigungsprozessen, BIAS Verlag, Bremen, 1 – 9 (2009)
- [8] A. Stephen, E. Mouri: Rundkneten lasergenerierter Köpfe – Ein interessanter Prozess für die Serienfertigung von Mikrobautteilen. INNO, **45**, 9 (2010)
- [9] F. Vollertsen, R. Walther: Energy balance in laser-based free form heading. Ann. CIRP, **57**, 291 – 294 (2008)

## Potenzial der Trockenbearbeitung beim Mikrorundkneten

E. Moumi, B. Kuhfuss, V. Piwek

Bremer Institut für Strukturmechanik und Produktionsanlagen (bime)

In der Fertigungstechnik wird seit Jahren der Trend beobachtet, den Einsatz von Kühlschmierstoffen (KSS) zu reduzieren oder ganz zu vermeiden. Zunehmend rücken auch umformtechnische Verfahren in den Blickpunkt des Interesses. Das im SFB 747 untersuchte Verfahren des Mikrorundknetens beinhaltet aufgrund verschiedener Skaleneffekte einerseits den Wunsch nach KSS-freier Bearbeitung, andererseits aber auch die Chancen, dies zu realisieren. Der Beitrag zeigt die bisher ermittelten Prozessfenster für die Werkstoffe V2A (1.4301) und Al99,5 bei der Trockenbearbeitung. Für die genannten Werkstoffe ist im Vergleich zur Bearbeitung mit Vollmengen-KSS eine gegenläufige Tendenz zu beobachten: Während beim Stahlwerkstoff das nutzbare Prozessfenster verkleinert wird, ist beim Aluminium eine deutliche Vergrößerung oder bei einigen Parameterkombinationen erst überhaupt die Umformbarkeit festzustellen.

### 1 Einleitung

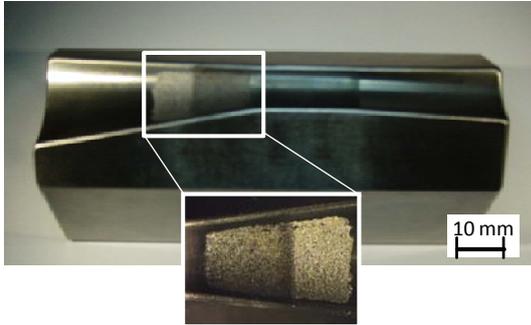
Bei umformenden Verfahren erfüllen Kühlschmierstoffe mehrere Aufgaben. Die wichtigsten sind: Verschleißreduzierung an den Werkzeugen, Reibungsverminderung in den Kontaktzonen, Ausschwemmen von Partikeln (z. B. Werkstoffabplatzungen oder Oxidschichten), Kühlung von Werkstücken und Werkzeugen und Geräuschminderung durch viskose Dämpfung. Obwohl in den letzten Jahren mineralölbasierte Schmierstoffe zunehmend ersetzt wurden [1], suchen Wissenschaft und Industrie nach Möglichkeiten, den Schmierstoffverbrauch auf ein Minimum zu reduzieren. Ziel ist eine Fertigung mit Minimalmengenschmierung oder sogar die Trockenbearbeitung [2]. Ob ein Verfahren umgestellt werden kann, hängt letztlich von der Prozessführung ab, die wiederum ein vertieftes Verständnis des Prozesses voraussetzt.

Ziel dieser Arbeit ist es, die Prozessfenster der Nass- und Trockenbearbeitung zu ermitteln und unter Berücksichtigung der einzelnen Aufgaben des KSS beim Rundkneten von Mikrobauteilen zu vergleichen.

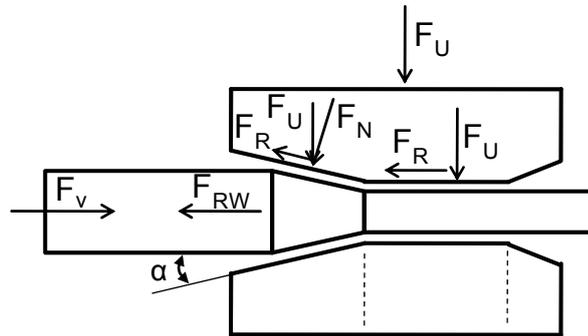
### 2 Ausgangssituation

Bei den etablierten Rundknetverfahren im Makrobereich ist Stand der Technik, den Einlaufbereich (Reduzierbereich) der Werkzeuge durch elektrothermisches Beschichten mit Hartstoffen aufzurauen, um die Rückweiskraft zu reduzieren, die entgegen der Vorschubrichtung das Werkstück zurückdrängt (**Bild 1**). Um die Wirksamkeit des aufgerauten Bereichs möglichst lange aufrecht zu erhalten, müssen die Werkzeuge mit größeren Mengen an Kühlschmierstoff gespült werden, wodurch ein

Zusetzen mit Partikeln verzögert wird. Eine Reduzierung der zugeführten KSS-Menge im Makrobereich führt neben der verringerten Spülwirkung zu einer Erhöhung der Umformkraft in radialer Richtung und einer Zunahme des Schalldruckpegels.



**Bild 1:** Werkzeug zum Rundkneten von 20 auf 15 mm Durchmesser



**Bild 2:** Kraftverhältnisse beim Vorschubrundkneten

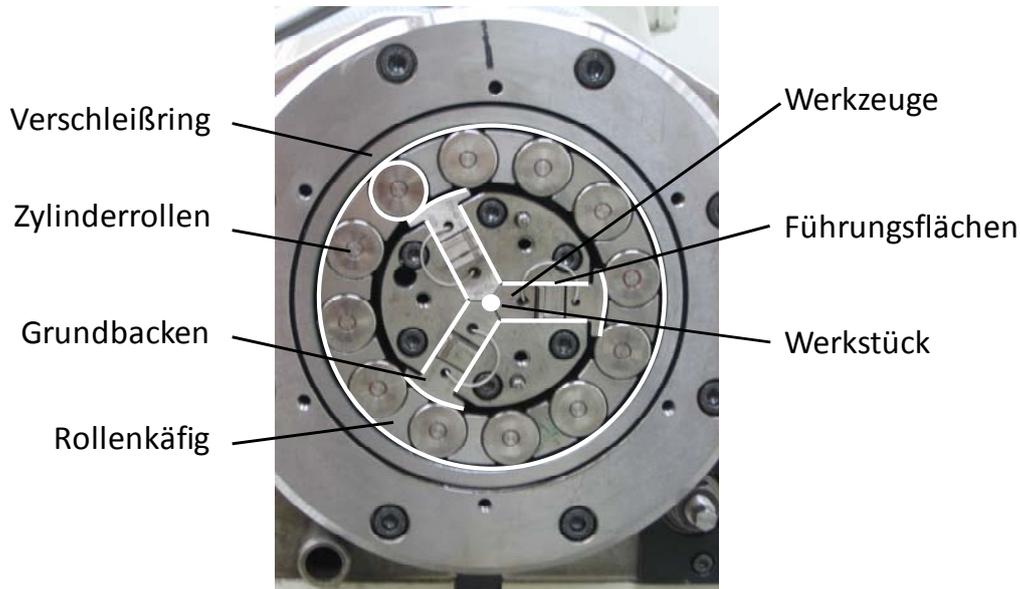
**Bild 2** zeigt die Kräfte am Werkstück und an den Werkzeugen während des Vorschubrundknetens. Außerdem sind die drei Zonen innerhalb der Werkzeuge gekennzeichnet: Reduzierbereich (I), Kalibrierbereich (II) und Werkzeugauslauf (III). Zur Vereinfachung wurde die gesamte Radialumformkraft  $F_U$  in die Komponenten  $F_{UI}$  im Reduzierbereich und  $F_{UII}$  im Kalibrierbereich zerlegt und die erzeugten Reibungskräfte mit  $F_{RI}$  und  $F_{RII}$  bezeichnet. Die axiale Rückweiskraft  $F_{RWI}$  wird durch die Aufrauung reduziert.

Bei den Forschungsarbeiten zum Mikrorundkneten [3, 4] zeigte sich, dass die benötigten Umformkräfte und hier vor allem die axialen Rückweiskräfte in Bezug zur Werkstückgeometrie deutlich geringer ausfallen. Dies eröffnet erst die Möglichkeit, auf das Aufrauen und damit die Spülwirkung des KSS zu verzichten und die Möglichkeiten für eine Trockenbearbeitung zu untersuchen. Dies ist besonders in der Mikrofertigung von Interesse, da aufgrund der sehr geringen Bauteilmassen die Adhäsion der KSS-benetzen Oberflächen eine Vereinzelung und damit die Handhabung äußerst erschwert. Daneben sind weitere positive Effekte bei der Trockenbearbeitung zu nennen:

- Vermeidung des möglichen Gesundheitsrisikos bei Maschinenbedienern (Hautirritationen durch die industriell eingesetzten Mineralöle)
- Entfall einer Reinigungsstation für die Werkstücke und der Kühlschmierstoffeinrichtung mit Zufuhr und Aufbereitung

Bei der Trockenbearbeitung entfällt neben der beschriebenen Spülwirkung auch die Schmierfunktion des KSS. Diese wird vor allem zur Reibung und Verschleißminderung der Maschinenkomponenten im Rundknetkopf benötigt. Im **Bild 3** sind die Kontaktzonen der Versuchsanlage markiert, die Schmierung erfordern. Dies sind die Bereiche zwischen Verschleißring, Rollenkäfig und Zylinderrollen, zwischen Zylinderrollen und Grundbacken sowie die Führungsflächen in radialer Richtung für Formwerkzeuge und Grundbacken. Die maschinentechnische Herausforderung

besteht darin, die Schmierwirkung der Komponenten im betrieblichen Dauereinsatz sicherzustellen und andererseits das Schmiermittel aus der Werkzeugeingriffszone am Werkstück fernzuhalten.



**Bild 3:** Wirkstellen des Kühlschmierstoffes im Rundknetkopf

### 3 Versuchsdurchführung

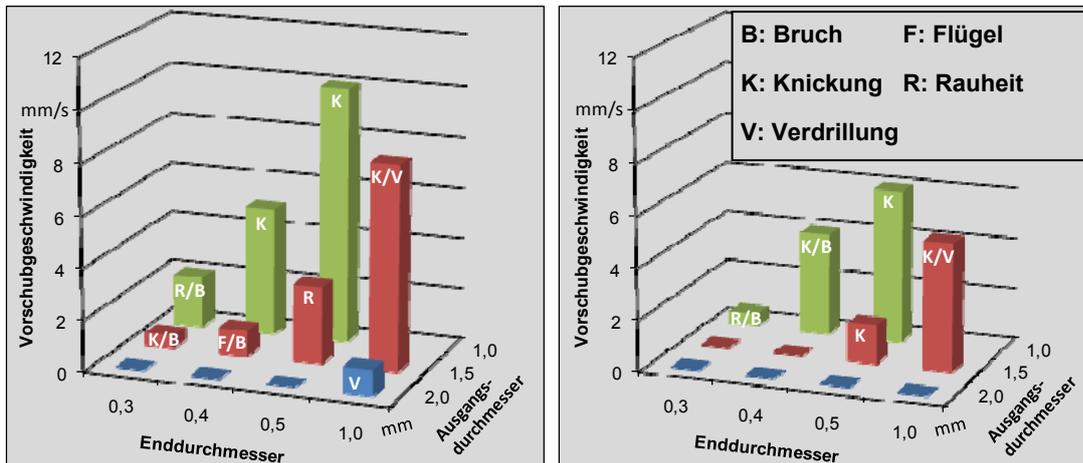
Mit der Versuchsanlage können rohrförmige Halbzeuge mit max. 4 mm Ausgangsdurchmesser oder massive Stahldrähte mit max. 2 mm Ausgangsdurchmesser zu Mikrobauteilen umgeformt werden.

Die Untersuchungen wurden an Proben mit unterschiedlichem Ausgangsdurchmesser (2,0 / 1,5 / 1,0 mm) aus korrosionsfreiem Stahl X5CrNi18-10 (1.4301) und Reinaluminium Al99,5 (EN AW-1050A) im geglühten Zustand durchgeführt. Zur Umformung standen drei unterschiedliche Werkzeugsätze zur Verfügung, mit denen in einem Reduzierschritt Nenn-Enddurchmesser von 0,3 / 0,4 / 0,5 und 1,0 mm erzeugt werden können. Die Länge des bearbeiteten Teilstückes für die Bewertung wurde auf mindestens 70 mm festgelegt.

Die erste Versuchsreihe (Nassbearbeitung) wurde mit dem konventionellen chlorfreien Kühlschmiermittel Fanox 38 AN (Hersteller ESSO) durchgeführt. In der zweiten Versuchsreihe zur Trockenbearbeitung wurde ein EP-Mehrbereichsschmierfett der Klasse 2 zur Reibungsreduzierung an den bewegten Teilen des Knetkopfs (Grundbacken, Zylinder, Rollenführungsflächen und Verschleißring) eingesetzt. Bei einer späteren Modifikation des Rundknetkopfs soll die Fettschmierung durch eine Ölschmierung ersetzt werden, wobei die Umformzone durch entsprechende Dichtungselemente abgekapselt wird.

## 4 Ergebnisse und Diskussion

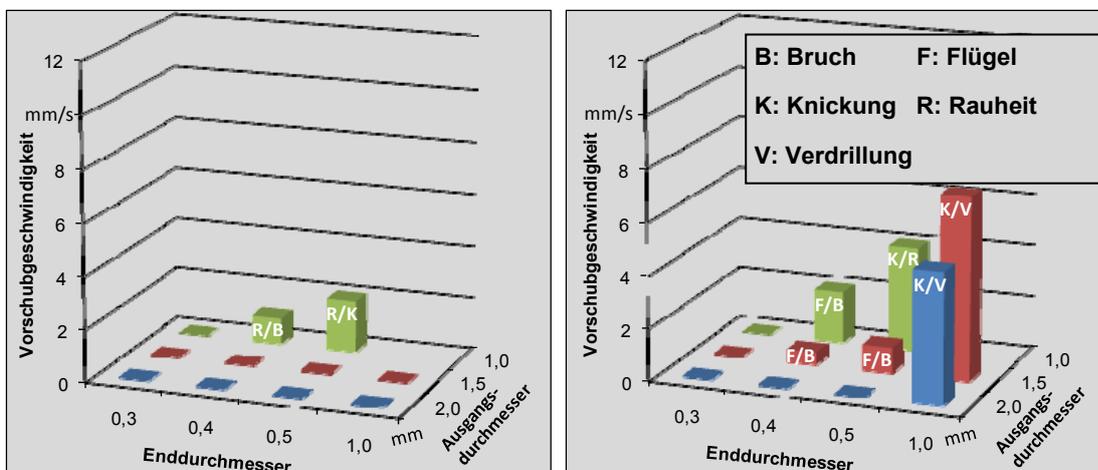
**Bild 4** zeigt die Prozessfenster für den Werkstoff 1.4301 für den konventionellen Prozess mit Einsatz von KSS (links) und für die Trockenbearbeitung (rechts). Für die unterschiedlichen Kombinationen aus Ausgangsdurchmesser  $D_A$  und Enddurchmesser  $D_E$  bei der Reduzierung eines Drahtes ist die maximal erreichbare axiale Vorschubgeschwindigkeit bis zum Auftreten eines der angegebenen Prozessfehler dargestellt [5].



**Bild 4:** Prozessfenster für den Werkstoff 1.4301. Bearbeitung mit KSS (links), Trockenbearbeitung (rechts)

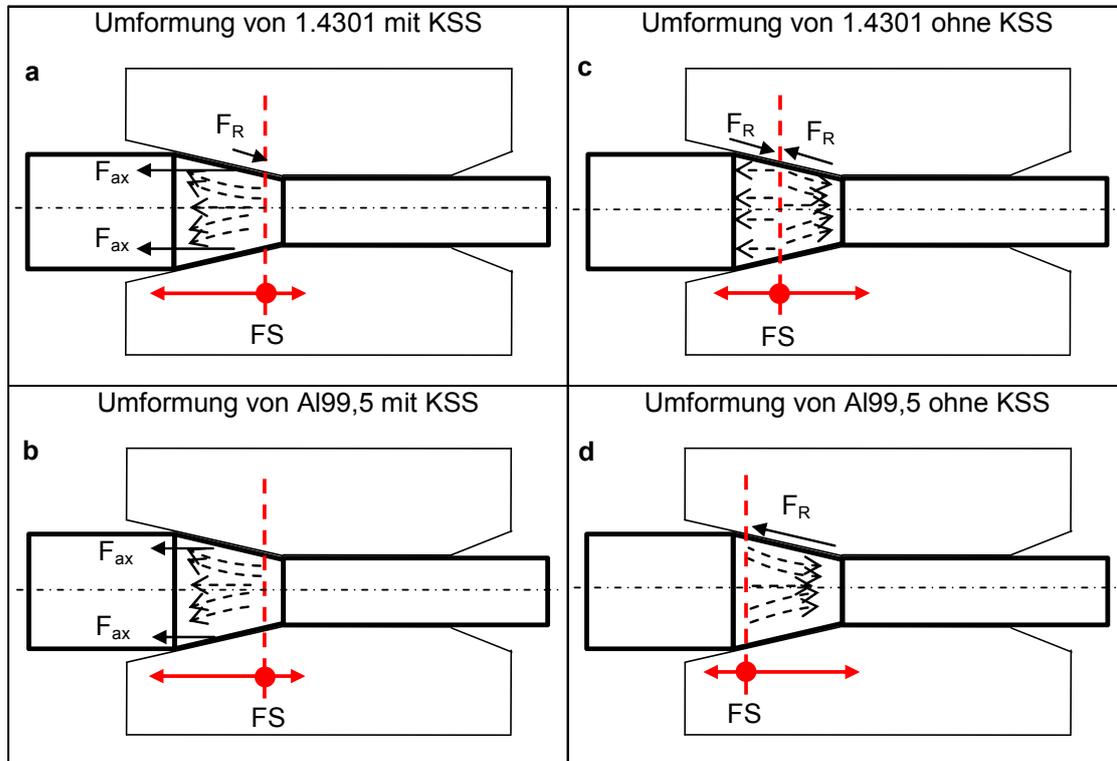
Es ist eine deutliche Verkleinerung des Prozessfensters bei der Trockenbearbeitung zu erkennen, wenngleich der Verzicht auf KSS für bestimmte Umformgrade grundsätzlich möglich erscheint. Es treten ähnliche Versagensarten bei der Bearbeitung mit und ohne KSS auf.

Der Vergleich der Prozessfenster beim Werkstoff Al99,5 bei der Bearbeitung mit und ohne KSS stellt sich grundsätzlich anders dar als beim Stahlwerkstoff 1.4301. Hier lassen sich deutlich bessere Umformergebnisse bei der Trockenbearbeitung erzielen (**Bild 5**).



**Bild 5:** Prozessfenster für den Werkstoff Al99,5. Bearbeitung mit KSS (links), Trockenbearbeitung (rechts)

Das günstigere Umformverhalten von Aluminium ohne KSS lässt sich einerseits durch die Lage der Fließscheide und andererseits durch die Verformbarkeit des Werkstoffes erklären. Die Fließscheide (FS) beschreibt eine neutrale Ebene, die während der Bearbeitung gegenüber den Werkzeugen ortsfest ist (Bild 6). Vor bzw. hinter dieser neutralen Ebene fließt das Material in bzw. gegen die Richtung der Vorschubbewegung.



**Bild 6:** Schematische Darstellung der Fließscheide und des Materialflusses in Abhängigkeit der Reibung

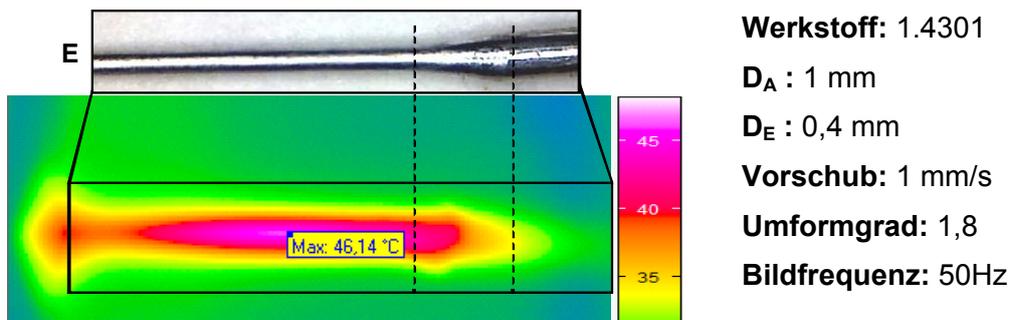
Im Wesentlichen ist die Lage der Fließscheide reibungsabhängig. Bei niedriger Reibung, zum Beispiel durch den Einsatz von KSS, liegt die Fließscheide nahe am Kalibrierbereich (**Bild 6a/b**), wodurch hohe Axialkräfte zu erwarten sind. In diesem Fall ergibt sich ein äußerst eingeschränktes Prozessfenster für Aluminium, da die axialen Rückweiskräfte im unverformten Bereich von der Probe nicht aufgenommen werden können. Damit findet keine Umformung statt und es kommt zum Ausknicken. Beim Stahl hingegen ergibt sich ein sehr breites Prozessfenster, weil die höhere Steifigkeit im Grundmaterial ausreicht, um die Axialkräfte aufzunehmen. Mit dem lagegeregelten Vorschubsystem kann so eine hohe Prozessleistung erreicht werden. Durch eine Erhöhung der Reibung, wie zum Beispiel bei der Trockenbearbeitung, verschiebt sich die Fließscheide in den vorderen Teil des Reduzierbereichs (**Bild 6c/d**), wodurch eine Umformung und ein Fließen in Richtung des Kalibrierbereichs grundsätzlich erleichtert wird. Durch die günstige Lage der Fließscheide beim Aluminium bei der Trockenbearbeitung kann das Material in den Kalibrierbereich fließen und das Prozessfenster erweitert sich gegenüber der Bearbeitung mit KSS. Die Verschiebung der Fließscheide beim Stahl ist weniger ausgeprägt als beim Aluminium, weil der Reibungskoeffizient zwischen Werkzeug und Werkstück für die Kombination

Stahl/Stahl niedriger ist als bei Stahl/Aluminium. Deshalb liegt für den Stahl die Fließscheide im mittleren Bereich des Reduzierbereichs, wodurch das Material theoretisch auf beide Seiten fließen kann. Diese Materialflüsse werden jedoch durch die hohen Reibkräfte infolge der höheren Umformkräfte beim Stahl behindert und die Prozessleistung sinkt gegenüber der Bearbeitung mit KSS.

## 5 Temperaturmessung

Während der Trockenbearbeitung ist prozessbedingt ein stärkerer Anstieg der Umformtemperatur zu erwarten, da die Kühlwirkung des KSS fehlt. An rundgekneteten Mikrobautteilen aus dem Werkstoff 1.4301 konnten infolgedessen auch Oberflächenverfärbungen beobachtet werden. Um abschätzen zu können, ob sich auch eine ausgeprägte Änderung der Werkstoffeigenschaften ergeben kann, ist eine Erfassung der Bauteiltemperatur erforderlich. Aussichtsreich erscheinen hier vorrangig indirekt messende Verfahren, wie z. B. eine echtzeitfähige thermografische Messung, bei der die Temperaturfelder am Werkstück unmittelbar nach dem Umformen in Einzelbildern aufgezeichnet werden. **Bild 7** zeigt den Temperaturverlauf in einer rundgekneteten Probe zu einem Zeitpunkt, zu dem sich das reduzierte Ende des Werkstücks (E) noch nicht vollständig außerhalb des Knetwerks befindet.

Da die Werkstücktemperatur erst nach dem Prozess erfasst werden kann, entspricht diese nicht der Temperatur in der Umformzone. Dort sind grundsätzlich höhere Temperaturen zu erwarten. Ein Ansatz zur Ermittlung der Umformtemperatur ist die Durchführung von vergleichenden Abkühlversuchen, bei denen der Temperaturverlauf von Referenzproben und rundgekneteten Proben erfasst wird. Unter Berücksichtigung der Wärmetransportmechanismen kann anschließend auf die Umformtemperatur zurückgeschlossen werden.



**Bild 7:** Temperaturverteilung am Werkstück

## 6 Zusammenfassung

Die durchgeführten Untersuchungen zeigen, dass Mikrobautteile grundsätzlich auch ohne Einsatz von Kühlschmierstoff rundknetetechnisch hergestellt werden können. Für die Werkstoffe 1.4301 und Al99,5 wurden die Prozessfenster mit und ohne KSS ermittelt und verglichen. Die beiden Werkstoffe zeigen ein deutlich unterschiedliches Verhalten. Für den Werkstoff 1.4301 ergibt sich ein eingeschränktes Prozessfenster bei der Trockenbearbeitung, während sich Al99,5 ohne KSS deutlich besser umformen lässt. Als weiterführende Maßnahmen zur Optimierung der Trockenbearbeitung sind

unter anderem die Erprobung beschichteter Werkzeuge und die Absaugung von Abrieb aus der Umformzone vorgesehen.

## **7 Danksagung**

Die Autoren danken der DFG für die Förderung dieses Forschungsvorhabens im Rahmen des Teilprojekts A4 "Mikrorundkneten" im Sonderforschungsbereich 747 "Mikrokaltumformen - Prozesse, Charakterisierung, Optimierung".

## **8 Literatur**

- [1] N. Bay et al: Environmentally benign tribo-systems for metal forming. CIRP Annals – Manuf. Technol 59, 760–780 (2010)
- [2] K. Osakada, R. Matsumoto: Fundamental Study of Dry Metal Forming with Coated Tools. Annals of the CIRP Vol. 49 (1), 161-164 (2000)
- [3] B. Kuhfuss et al, "Micro rotary swaging: process limitations and attempts to their extension", Microsys. Tech-, Springer-Verlag Berlin/Heidelberg, Vol. 14, 1995 – 2000 (2008)
- [4] B. Kuhfuss, E. Moumi, V. Piwek: Load measurement during rotary swaging of micro components using strain gauges. 6th International Conference on MicroManufacturing (ICOMM 2011) Tokyo Denki University, 53-58, Japan (2011)
- [5] B. Kuhfuss, E. Moumi, V. Piwek: Influence of the Feedrate on Work Quality in Micro Rotary Swaging. 3rd International Conference on Micromanufacturing (ICOMM 2008) Carnegie Mellon University Pittsburgh/USA, 86-91 (2008)



## Laserchemische Feinbearbeitung und Qualitätsprüfung von Mikrokaltumform-Werkzeugen

P. Zhang<sup>1</sup>, S. Mehrafsun<sup>2</sup>, K. Lübke<sup>1</sup>, G. Goch<sup>1</sup>, F. Vollertsen<sup>2</sup>

<sup>1</sup> BIMAQ – Bremer Institut für Messtechnik, Automatisierung und Qualitätswissenschaft der Universität Bremen

<sup>2</sup> BIAS – Bremer Institut für angewandte Strahltechnik GmbH

Für die Feinbearbeitung geometrisch komplexer und hochfester Mikrokaltumform-Werkzeuge bietet sich das Ätzen mit dem Laser-Jet-Verfahren an. Ziel ist die Erzeugung von 3D-Freiformgeometrien, hier demonstriert an der Verrundung der Konturen von Werkzeugen im Mikrobereich. Durch die geringen Laserleistungen des laserinduzierten Ätzprozesses können Mikrorisse und andere thermisch verursachte Materialdefekte vermieden werden. Die Bearbeitung basiert auf einer prozessdiskreten Regelung, der ein Modell des Materialabtrags abhängig von den Prozessparametern zugrunde liegt. Eine automatisierte Parameter- und Bahnplanung ermöglicht qualitativ hochwertige Feinbearbeitungen hochfester Werkstoffe im Mikrobereich. Die Qualitätsprüfung erfolgt in einer Post-Prozess-Messung mit einem Konturmessgerät. Die erzeugten Verrundungen besitzen dabei Radien unterhalb 150 µm. Insbesondere im Mikrobereich ist eine korrekte Zuordnung der Messpunkte zu den einzelnen Regelgeometrien erforderlich, da durch variierende Grenzen zwischen den einzelnen Gemeotrie-Segmenten gravierende Differenzen bei den Ergebnissen entstehen können. Am Beispiel einer Kantenverrundung von Proben aus Stellite 21 werden Ergebnisse der optimierten automatisierten Parameter- und Bahnplanung und ein automatisches Trennverfahren für die erfassten Punkte der Post-Prozess-Messung vorgestellt.

### 1 Einleitung

Zur Herstellung von Werkzeugen im Mikrobereich sind verschiedene Verfahren der Mikromaterialbearbeitung, wie das Mikrofräsen, die Mikrofunkenerosion, die elektrochemische Mikrobearbeitung und auch die konventionelle Laser-Mikromaterialbearbeitung einsetzbar. Die laserchemische Bearbeitung ist wie die konventionelle Laser-Mikromaterialbearbeitung ein flexibles Fertigungsverfahren und frei von zu kompensierenden Verschleißerscheinungen. Die erforderliche Laserleistung ist gering und vermeidet zudem ein Schmelzen des Werkstoffs. Dies führt zu qualitativ hochwertigen Werkzeugen beispielsweise mit Schneidkanten ohne Grate und Debris [1]. Die Feinbearbeitung der Werkzeuge für das Mikrokaltumformen erfolgt durch einen laserchemischen Materialabtrag. Dieser wird durch laserinduzierte chemische Reaktionen bei geringen Laserleistungen verursacht [2]. Mit dem Laser-Jet-Verfahren ist neben der Erzeugung komplexer Geometrien auch die Strukturierung von Oberflächen möglich. Die erzielbaren minimalen Strukturgrößen liegen mit 10 µm und Mittenrauwerten  $R_a$  von 0,1 µm bis 0,3 µm im Bereich konkurrierender Verfahren. Eine Ausnahme stellt das Mikrofräsen mit Diamantwerkzeugen dar mit erzielbaren Mittenrauwerten  $R_a$  bis zu einigen 10 nm [3]. Nachteilig sind die geringe Abtragsrate

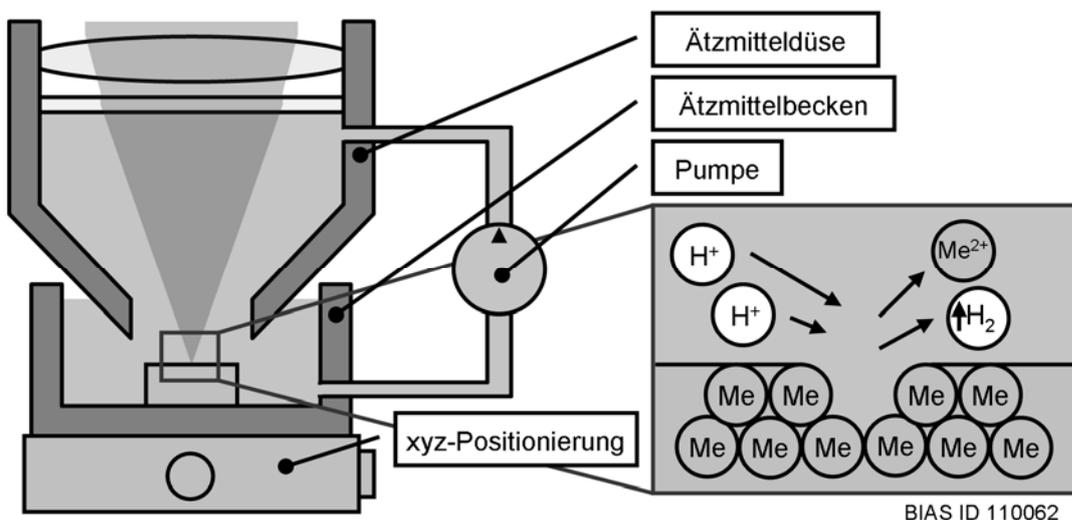
von  $0,01 \text{ mm}^3/\text{min}$  und das geringe Aspektverhältnis von maximal 10 [4]. Im SFB 747 wird das Verfahren für die Feinbearbeitung von beispielsweise Rundknetbacken [5] oder Tiefziehringen eingesetzt, die im Mikrobereich eine hohe Qualität der Geometrie und der Oberfläche aufweisen müssen [6]. Der flexible Einsatz und die Beherrschung dieses skalierbaren Fertigungsverfahrens setzt jedoch eine optimierte Prozessregelung voraus. Damit ist sie die Voraussetzung für eine flexible Mikrokonturierung und -strukturierung, mit der auch neuartige, verschleißbeständigere Werkzeugwerkstoffe des SFB 747 bearbeitet werden können [6].

## 2 Versuchsaufbau und Versuchsdurchführung

Die Bearbeitung der Proben erfolgte mit der im SFB 747 vorhandenen Laser-Jet-Anlage. Es wurden Kanten eines Würfels mit verschiedenen Prozessparametern verrundet und messtechnisch untersucht. Die Prüfung der Kanten selbst besteht aus mehreren zweidimensionalen Profilmessungen, die in ausgerichteten Schnittebenen mit einem Kontur- und Rauheitsmessgerät durchgeführt werden.

### 2.1 Das Laser-Jet-Verfahren

Die Versuchsanlage besteht aus den Hauptkomponenten Laser, chemischer Jetstrahl und einer Positioniereinheit (**Bild 1**). Ein fokussierter Bearbeitungslaserstrahl wird koaxial zu einem Ätzmittel-Jetstrahl durch eine Düse auf die zu bearbeitende Werkstückoberfläche geführt. Die Erwärmung der Werkstückoberfläche durch den Laserstrahl aktiviert eine chemische Reaktion und führt dadurch zu einem Materialabtrag.



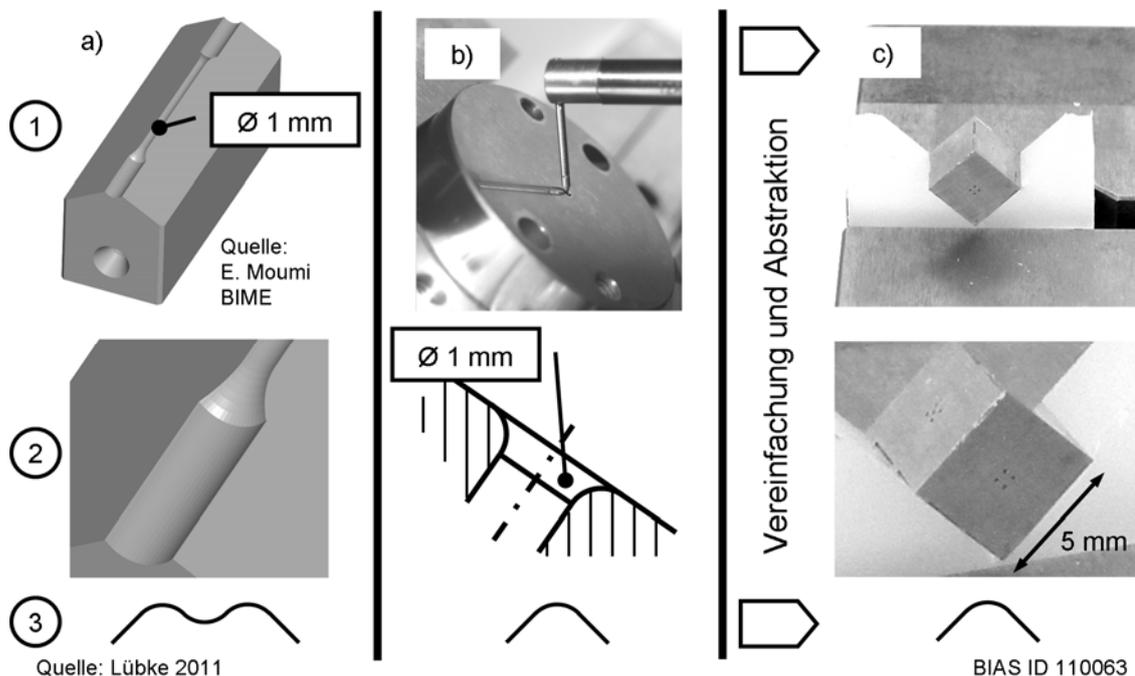
**Bild 1:** Aufbau und Funktionsprinzip des Laser-Jet-Verfahrens

Der selektive Abtrag ist bei allen Metallen möglich, die eine materialspezifische Passivierungsschicht ausbilden. Diese ist erforderlich, damit die jeweilige reaktive Flüssigkeit das Metall bei Raumtemperatur nicht auflöst. Sie wird erst durch das thermische Einwirken des Laserstrahls lokal und unter Bildung von Wasserstoff und wasserlöslicher Metallsalze aufgelöst [2]. Die Durchflussrate ist durch eine stufenlos einstellbare Pumpe variierbar.

Bei dem eingesetzten Laser handelt es sich um einen Faser-Laser „TruFiber 300“ der Firma Trumpf mit einer maximalen Ausgangsleistung von 300 W cw bei einer Wellenlänge von 1080 nm. Der Ätzmittel-Jetstrahl wird durch eine Düse mit einem Innendurchmesser von 1,5 mm induziert und führt sowohl zu einer Kühlung der Werkstückoberfläche, als auch zu einem schnellen Austausch der Reaktionsprodukte [7]. Dies vermeidet eine Sättigung des verwendeten Ätzmittels innerhalb der Bearbeitungszone und steigert die Abtragsrate. Eine Veränderung der Leistungsdichte in der Bearbeitungszone erfolgt durch Anpassung des Fokussdurchmesser des Laserstrahls mit einem Galilei-Teleskop und einer Fokussierlinse ( $f = 50 \text{ mm}$ ). Ein xyz-Lineartisch realisiert sowohl den Vorschub des Werkstücks mit der Geschwindigkeit  $v_f$ , als auch die Veränderung der Fokusslage in z-Richtung. Das Werkstück befindet sich während der gesamten Bearbeitung in einem Ätzmittelbecken. Für die vorgestellten Ergebnisse in dieser Arbeit wurde eine 5 molare Phosphorsäure ( $\text{H}_3\text{PO}_4$ ) mit Durchflussraten zwischen 300 und 500 ml/min als Ätzmittel eingesetzt.

## 2.2 Probengeometrien

Die Herausforderung bezüglich der Änderung der Kantengeometrie von Rundknetbacken und Tiefziehringen im Mikrobereich [8] liegt im veränderlichen Schnittprofil (**Bild 2a und b**). Bei den Rundknetbacken erfolgt die Veränderung entlang einer Geraden und bei den Tiefziehringen liegen die Schnittprofile auf einem Kreis. Deshalb wurden abstrahierte kubische Proben aus Stellite 21 (**Bild 2c**) mit dem Selectiv-Laser-Melting-Verfahren (SLM) hergestellt [6].



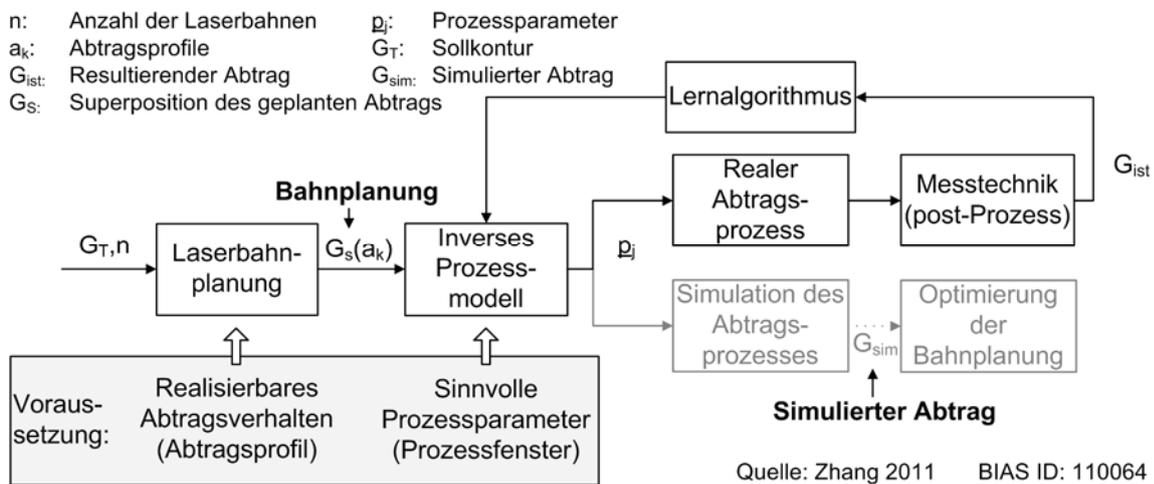
**Bild 2:** Mikrokaltumformwerkzeuge und Schnittprofil: a) einer Rundknetbacke, b) eines Tiefziehrings während der Messung und c) einer abstrahierten kubischen Probe aus Stellite 21. Von links nach rechts: 1: Gesamtansicht, 2: Veränderung des Schnittprofils und 3: prinzipielles Schnittprofil

Nach dem generativen SLM-Prozess wurden die Proben geschliffen, um eine scharfkantige kubische Form zu erhalten. Die Kanten erhielten anschließend mit dem

Laser-Jet-Verfahren einen definierten Radius. Der Abtragsprozess basiert auf einer Bahnplanung, die einen Sollkonturnahen Abtrag gewährleistet.

### 3 Steuerungsstrategie für den Abtragsprozess

Die Automatisierung des Laser-Jet-Abtrags basiert auf einer Qualitätsregelung, die sowohl die Prozessstabilität als auch die Fertigungsgenauigkeit optimiert. Die Rückführung erfolgt durch eine Post-Prozess-Messung. Ein Bahnplanungsalgorithmus ermittelt bezüglich der Sollkontur die Anzahl und Pfade der erforderlichen Laserbahnen. Anhand der berechneten Laserbahnen erstellt ein inverses Prozessmodell eine Prognose der erforderlichen Prozessparameter. Nach der Bearbeitung erfolgt ein Vergleich der Messung mit der Sollkontur. Die Abweichungen zwischen Sollkontur und resultierender Geometrie optimieren das inverse Prozessmodell durch einen Lernalgorithmus (**Bild 3**).



**Bild 3:** Qualitätsregelung des Laser-Jet-Verfahrens

#### 3.1 Bahnplanung

Der eingesetzte Laserstrahl besitzt eine Intensitätsverteilung, deren Form einer gaußschen Glockenkurve ähnelt. Der erforderliche Materialabtrag setzt sich aus einer Kombination mehrerer Glockenkurven zusammen. Hierfür werden die Abtragsquerschnitte der einzelnen Laserbahnen durch Gauß-Kurven approximiert [9]. Die Formparameter  $a_k$  der Gauß-Kurve bezeichnen die Abtragstiefe und Abtragsbreite des Laserstrahls im Querschnitt. Eine Verrundung der Kante erfolgt durch eine festgelegte Anzahl an Abtragsbahnen, die parallel zur Kante orientiert sind. Für die Versuche wurden drei Bahnen gewählt. Die Mittelpunkte der Glockenkurven beschreiben die Lage der Laserbahnen. Die Laserbahnen interagieren an ihren Überlappungszonen. Deshalb werden die einzelnen Abtragskurven durch eine Superposition  $G_S$  approximiert.

$$\Phi(a_k) = \left[ \sum_{j=1}^n (G_T(j) - G_S(j, a_k)) \right] \rightarrow \frac{\partial \Phi}{\partial a_k} = 0 \quad k = 1, 2, 3 \quad (1)$$

Die wirksame Bahnplanung ergibt sich nach Gleichung (1) unter Berücksichtigung des realisierbaren Abtragsverhaltens, indem das Minimum  $\Phi_{opt}(a_k)$  einer Zielfunktion  $\Phi(a_k)$  berechnet wird. Dieses minimiert die Abweichung zwischen Sollkontur  $G_T$  und

Superposition des geplanten Abtrags  $G_S$  nach dem Prinzip der kleinsten Quadrate. Der Index  $j$  kennzeichnet einen der  $m$  simulierten Punkte auf einer Gauß-Kurve.

### 3.2 Modellierung durch radiale Basisfunktionen (RBF)

Der Bahnplanungsalgorithmus ermittelt vor der Bearbeitung ein realisierbares Abtragsprofil und die dafür erforderlichen Laserbahnen. Der Querschnitt einer Laserbahn wird hauptsächlich von vier Prozessparametern beeinflusst: der Laserleistung  $P_L$ , der Vorschubgeschwindigkeit des Werkstücks  $v_f$ , der Durchflussmenge des Ätzmittels  $D_f$  und dem Laserfokusbereich  $N$ . Die Vorhersage dieser Prozessparameter für die aktuelle Sollgeometrie erfordert ein inverses Prozessmodell, welches zwei Eingänge und vier Ausgänge besitzt. Dieses Modell ist unterbestimmt und deshalb nicht eindeutig lösbar. Aus diesem Grund wird ein Vorwärtsmodell des Prozesses eingesetzt und durch einen iterativen Optimierungsalgorithmus erweitert. Die Optimierung erfolgt nach dem Simplex-Verfahren.

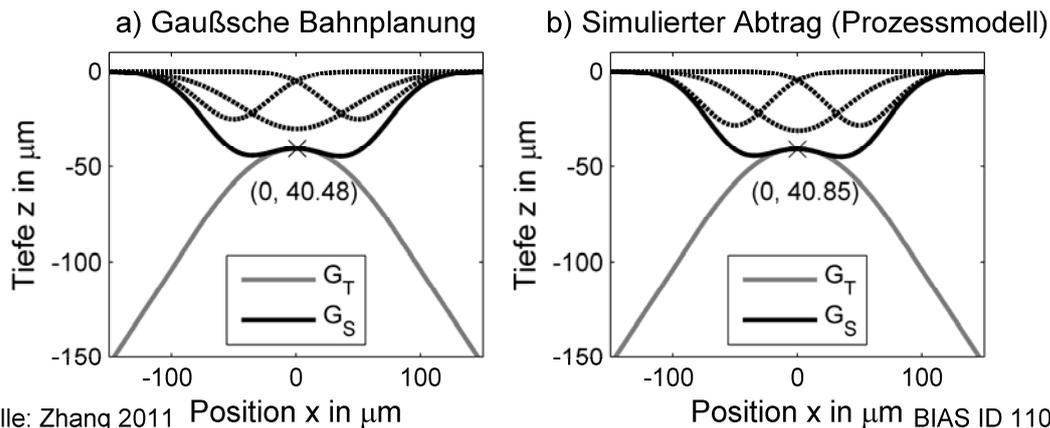
Aufgrund der komplexen physikalischen Zusammenhänge und des teilweise unbekanntem Prozessverhaltens ist eine analytische Modellierung des Laser-Jet-Verfahrens nicht ausreichend. Der Einsatz eines künstlichen neuronalen Netzes erscheint in diesem Fall zielführend. Im Vergleich mit anderen Feed-Forward Netzen weisen Radial-Basis-Funktionen (RBF) eine flexible Veränderung und kurze Rechenzeit auf. Nachteilig ist, dass keine Extrapolation über den Wertebereich der Lerndaten hinaus möglich ist. Dieses „Fenster“ ist jedoch durch die Prozessgrenzen bereits im Vorfeld festgelegt [9].

Für die vorliegenden Kantenverrundungen wurden nur drei Prozessparameter der Bahnplanung variiert und ihr Einfluss untersucht: die Laserleistung  $P_L$ , die Vorschubgeschwindigkeit des Werkstücks  $v_f$  und die Durchflussmenge des Ätzmittels  $D_f$ . Deshalb enthält das Prozessmodell in dieser Arbeit drei Eingänge und zwei Ausgänge. Da der Einfluss einzelner Prozessparameter unterschiedlich groß ausfallen kann, erfolgt für das RBF-Modell eine Skalierung zwischen Null und Eins, was die Modellgenauigkeit erhöht.

### 3.3 Bahnplanung und simuliertes Abtragsprofil für eine Kantenverrundung

Als Beispiel soll eine 90°-Kante der kubischen Probe aus Stellite 21 durch drei Laserbahnen verrundet werden. Die entsprechende Bahnplanung ist in **Bild 4a** dargestellt. Mit den aus der Bahnplanung ermittelten Prozessparametern wird eine modellbasierte Abtragungssimulation durchgeführt. Das Ergebnis der Simulation zeigt **Bild 4b** als Vergleich mit der Bahnplanung.

Die graue Kurve stellt die Sollgeometrie dar, die drei gestrichelten Linien die einzelnen Abtragsbahnen. Ihre Superposition ist als schwarze Linie eingezeichnet. Aus dem Vergleich geht hervor, dass die Bahnplanung und das simulierte Abtragsprofil gut übereinstimmen. Der Abtrag am Mittelpunkt der Probe von Bahnplanung (40,48µm) und Simulation (40,85µm) nähern sich an: Das inverse Prozessmodell konvergiert im Rahmen der Prozessgrenzen.



**Bild 4:** Generierung des Abtragsprofils für definierte Radien: a) Bahnplanung und b) simuliertes Abtragsprofil

Im realen Prozess findet an den Flanken der Probe nur ein reduzierter Abtrag durch die beiden äußeren Laserbahnen statt. Der reduzierte Abtrag scheint reflexionsbedingt vom Einfallswinkel des Laserstrahls und von der Oberflächenqualität der Probe abhängig zu sein. Dieser Einfluss muss zukünftig im Bahnplanungsmodell berücksichtigt werden.

#### 4 Qualitätsprüfung

Nach der Fertigung eines Mikroumform-Werkzeuges liegen Ergebnisse von Konturmessungen in Form von linienhaften Messpunktswolken vor. Der Tastspitzenradius beträgt dabei  $250\ \mu\text{m}$ . Das zu prüfende Profil besteht aus den Regelgeometrien Geraden und einem Kreisausschnitt. **Bild 2** zeigt die prinzipielle Profilform. Da das Prüfmerkmal Radius nur sehr klein ist, empfiehlt es sich, ein deutlich längeres Profil zu messen, das auch Teile der angrenzenden Geraden und damit immer den kompletten Kreisausschnitt erfasst.

Basiert die nachfolgende Auswertung auf einem festgelegten Toleranzband, so ist einzig eine Aussage über Annahme oder Ausschuss möglich. Für die Qualitätsregelung ist allerdings eine Rückführung sinnvoll, die aus dem aktuellen Ist-Radius der Verrundung besteht. Deshalb soll der Radius durch entsprechende Algorithmen berechnet werden. Erfolgt die Auswertung mit den Funktionen der Messgeräte-Software, so ist typischerweise eine manuelle Auswahl der zum Kreis gehörenden Messpunkte erforderlich. Diese Auswahl hängt stark vom jeweiligen Bediener ab und ist damit fehleranfällig. Differiert die jeweilige Zuordnung der Messpunkte zu den einzelnen Regelgeometrien voneinander, so führt dies zu unterschiedlichen Ergebnissen und erhöht die resultierende Messunsicherheit.

Um dies zu vermeiden erfolgt für die vorliegenden Messobjekte eine automatische Trennung der Messprofile in einzelne, den Regelgeometrien zugeordnete Segmente. Dies ist in den Algorithmus integriert. Der Algorithmus verändert iterativ gleichzeitig die Freiheitsgrade der drei vorhandenen Regelgeometrien Gerade und Kreisausschnitt und die zwei Trennindizes. Das Verfahren erfordert eine geordnete linienhafte Messpunktswolke und wird als ganzheitliche Approximation bezeichnet. Es basiert auf [10,11] und wurde um eine automatische Trennung nach [12] ergänzt. Das Ergebnis ist ein approximierter Linienzug mit stetigen Übergängen. Die ganzheitliche Approximation

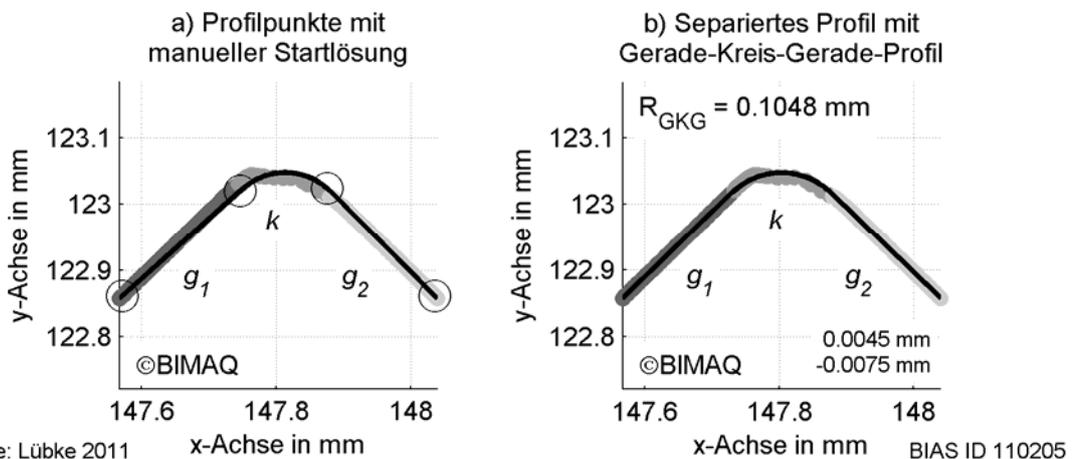
minimiert die orthogonalen Punktabstände  $d_i$  zu den einzelnen Regelgeometrien nach der  $L_2$ -Norm in Gleichung (2). Die Geraden sind dabei mit  $g_1$  und  $g_2$ , der Kreisausschnitt mit  $k$  bezeichnet. Ein beliebiger Messpunkt trägt den Index  $i$ , die ganzzahligen Trennindizes sind mit  $a$  und  $b$  bezeichnet. Die Messpunktanzahl des gesamten Profils beträgt  $n$ .

$$L - N \quad : \quad Q_G = \left( \sum_{i=1}^a [d_{i_g}] + \sum_{i=a+1}^b [d_{i_k}] + \sum_{i=b+1}^n [d_{i_g}] \right)^{-} \Rightarrow Mi \quad (2)$$

$< a < b <$

Bei den Versuchen wurden Kantenverrundungen vom Radius 100  $\mu\text{m}$  angestrebt. **Bild 5** zeigt die Auswahl einer manuellen Startlösung und das approximierte Ergebnis eines Messprofils. Die manuelle Startlösung basiert auf vier ausgewählten Punkten und berechnet analog zu [12] die Beschreibungsgrößen der Geraden, des Kreisausschnitts und die Indizes der Trennpunkte. Das Prinzip der ganzheitlichen Approximation basiert darauf, dass die Regelgeometrien in Master- und Slave-Geometrien unterteilt werden. Dies bedeutet, dass sich Beschreibungsgrößen des Kreisausschnittes, hier die Mittelpunktskoordinaten, aus den Parametern der Geraden ergeben [12].

Bei Bedarf lässt sich aus den Ergebnissen neben dem Radius  $R_{GKG}$  der Verrundung zusätzlich ein Winkel zwischen den Geraden berechnen. Das Verfahren ist auf andere Kombinationen aus Geraden und Kreisen übertragbar.



Quelle: Lübke 2011

BIAS ID 110205

**Bild 5:** Ganzheitliche Approximation eines Gerade-Kreis-Gerade-Profiles: a) manuelle Startlösung und b) approximierter stetiger Linienzug

## 5 Zusammenfassung

Die Ergebnisse der Messungen zeigen, dass mit dem Laser-Jet-Verfahren eine Feinbearbeitung von Kanten zur Erzeugung von definierten Radien möglich ist. Die beiden Seiten der äußeren Laserbahnen unterscheiden sich aktuell im Abtrag. Ob es sich hierbei um reflexionsbedingte Abweichungen handelt, ist in zukünftigen Untersuchungen zu prüfen. Durch diese Abweichungen entstehen beim Profil aus **Bild 5** Abstände von bis zu 7,5  $\mu\text{m}$  vom berechneten Linienzug. Die Formabweichungen sind deshalb zukünftig zu minimieren.

## 6 Danksagung

Die Autoren danken der DFG für die Förderung der Teilprojekte A5 „Laserkontur“ und B5 „Sichere Prozesse“ im Sonderforschungsbereich 747 "Mikrokaltumformen - Prozesse, Charakterisierung, Optimierung", aus denen das hier beschriebene Forschungsvorhaben im Rahmen einer Kooperation hervorging.

## 7 Literatur

- [1] Cuypers, P.; von Freyberg, A.; Goch, G.; Stephen, A.; Vollertsen, F.: Modellgestützte Prozessplanung zur laserchemischen Herstellung von Mikroumformwerkzeugen. *tm -Technisches Messen* 77, Nr. 4, 229-236 (2010)
- [2] Stephen, A.; Sepold, G.; Metev, S.; Vollertsen, F.: Laser-induced liquid-phase jet-chemical etching of metals. *Journal of Materials Processing Technology* 149, 536-540 (2004)
- [3] Brinksmeier, E.; Gläbe, R.; Riemer, O.; Twardy, S.: Precision Cutting Process for the Manufacture of Micro Molds. 2. International Conference on New Forming Technology (ICNFT), Bremen, BIAS Verlag, ISBN 978-3933762-22-1, 97-109 (2007)
- [4] Stephen, A.; Walther, R.; Vollertsen, F.: Control of the removal rate in laser chemical machining. *Laser Microprocessing Conference M1102*, 385-391 (2008)
- [5] Kuhfuss, B.; Mouri, E.; Piwek, V.: Vergleich charakteristischer Einflussgrößen beim Mikro- und Makrorundkneten. 4. Kolloquium Mikroproduktion, Bremen, BIAS Verlag, ISBN 978-3-933762-32-0, 219-228 (2009)
- [6] Kruth, J.-P.; Levy, G.; Klocke, F.; Childs, T. H. C.: Consolidation phenomena in laser and powder-bed based layered manufacturing. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 56, Nr. 2, 730-759 (2007)
- [7] Stephen, A.; Vollertsen, F.: Mechanisms and processing limits in laser thermochemical machining. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 59, Nr. 1, 251-254 (2010),
- [8] Geiger, M.; Kleiner, M.; Eckstein, R.; Tiesler, N.; Engel, U.: Microforming. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 50, Nr. 2, 445-462 (2001)
- [9] Zhang, P.; Cuypers, P.; Gerhard, C.; von Freyberg, A.; Stephen, A.; Goch, G.; Vollertsen, F.: Control model for laser chemical machining of micro forming tools. 2nd International CIRP Process Machine Interaction (PMI) Conference, UBC, Vancouver, ISBN 978-0-9866331-0-2, auf Datenträger (CD/DVD), (2010)
- [10] Goch, G.: Algorithm for the combined approximation of continuously differentiable profiles composed of straight lines and circle segments. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 40, Nr. 1, 499-502 (1991)
- [11] Goch, G.; Lübke, K.: Tschebyscheff approximation for the calculation of maximum inscribed/minimum circumscribed geometry elements and form deviations. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 57, Nr. 1, 517-520 (2008)
- [12] Lübke, K.; Sun, Z.; Goch, G.: Ganzheitliche Approximation eines Gerade-Kreis-Gerade-Profiles mit automatischer Trennung in Einzelprofile. XXVIII. Messtechnisches Symposium des Arbeitskreises der Hochschullehrer für Messtechnik e.V. (AHMT), Hamburg, Shaker Verlag, Aachen, ISBN 978-3-8322-9453-3, 77-90 (2010)

## Technische Wirkzusammenhänge in der Mikroproduktion am Beispiel des Mikrotiefziehens

B. Scholz-Reiter, J. Jacobi

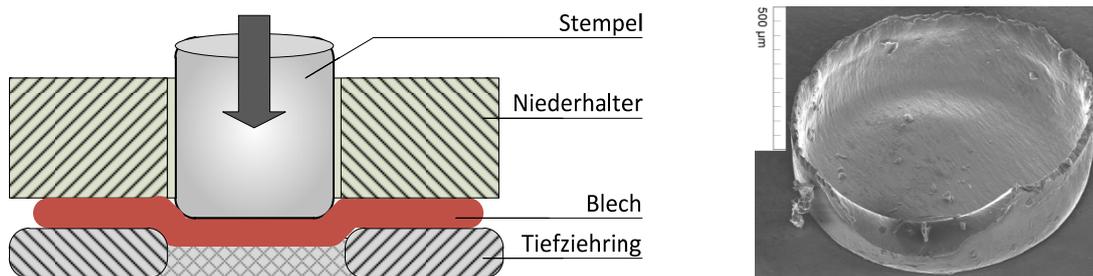
BIBA - Bremer Institut für Produktion und Logistik GmbH

Die Wirtschaftlichkeit von Herstellungsprozessen wird zu einer immer bedeutenderen Herausforderung in der Mikroproduktion. Bei Produktmaßen unterhalb eines Millimeters sind tribologische Größeneffekte zu beobachten, die den Wissenstransfer technischer Wirkzusammenhänge aus dem Makrobereich auf den Mikrobereich einschränken [1]. Die Größeneffekte können zu Veränderungen im Verhalten von Produktionsprozessen führen. Methoden zur Prozessoptimierung aus dem Makrobereich verlieren dadurch ihre Anwendbarkeit. Um im Bereich der Mikroproduktion effiziente Produktionsprozesse zu entwickeln, müssen zunächst mikrospezifische Anforderungen hinsichtlich der Entwicklung von Produkt und Produktionsprozessen erhoben werden. Dieser Beitrag illustriert dies am Beispiel des Mikrotiefziehprozesses und stellt eine kombinierte Modellierungs- und Simulationsmethode zur Darstellung von produktionsrelevanten Wirkzusammenhängen in Mikroproduktionsprozessen vor.

### 1 Einleitung

Die zunehmende Produktminiaturisierung fordert Kleinstbauteile. Daher besteht ein wachsendes wirtschaftliches Interesse die entsprechenden miniaturisierten Komponenten und Produktionsprozesse anzubieten. Eine wirtschaftlich rentable, prozesssichere und reproduzierbare Mittel- und Großserienfertigung ist das Ziel. Ein wichtiger Faktor zur Beurteilung der Qualität und Wirtschaftlichkeit von Produktionsprozessen ist die Ausschussrate. Um im Rahmen der Prozessplanung hohe Ausschussraten zu vermeiden, müssen die technischen Parameter des Produktionsprozesses möglichst optimal aufeinander abgestimmt werden. Der Vorgang der Identifikation geeigneter Parameter wird als *Prozesskonfiguration* bezeichnet. Die Anwendung von Konfigurationsmethoden aus dem Makrobereich ist aus mehreren Gründen nicht ohne Vorbehalt möglich. Erstens zeichnen sich Mikroproduktionsprozesse durch eine hohe Empfindlichkeit gegenüber Parameteränderungen aus [2]. Gepaart mit den geringen Fertigungstoleranzen der Bauteile entstehen extrem hohe Präzisionsanforderungen an die Parameterkonfiguration. Zweitens schränken die tribologischen Größeneffekte den Wissenstransfer technischer Zusammenhänge ein und erfordern den Einsatz neuer angepasster Handhabungstechniken. Drittens entstehen durch die Produktminiaturisierung Fertigungsraten von bis zu 1000 Teilen pro Minute und entsprechend kurze Produktionszeiträume von wenigen Tagen [3]. Zusammengenommen erfordern die speziellen Restriktionen im Mikrobereich angepasste Methoden zur Entwicklung von Produktionsprozessen. Einen hohen Stellenwert sollte die zeitige und hinreichend genaue Prozesskonfiguration erhalten.

Einen Ansatz zur Beschleunigung der Prozesskonfiguration bietet die Methode des Simultaneous Engineerings (siehe auch [4],[5]). Durch die parallele Entwicklung von Produkt und Produktionsprozess ist es möglich die Zeitspanne bis zur Produktreife zu verringern. Da der Produktionsprozess zum Zeitpunkt der Produktentwicklung noch nicht realisiert wurde, muss zur zeitparallelen Prozesskonfiguration ein mathematisches Modell herangezogen werden. Eine gute Modellierung des Produktionsprozesses ist ausschlaggebend für die Effektivität der Prozesskonfiguration. Im Folgenden wird ein Modellierungskonzept vorgestellt, dass auf den charakterisierenden Wirkzusammenhängen der Prozessparameter basiert. Die Modellierung eines Produktionsprozesses wird am Beispiel mikrotiefgezogener Bauteile beschrieben.



**Bild 1:** (a) Mikrotiefziehprozess (b) Mikronapf (Quelle: BIAS)

## 2 Mikrotiefziehen

Im Rahmen des Sonderforschungsbereichs SFB 747 „Mikrokaltumformen“ werden Prozesse und Methoden zur umformtechnischen Herstellung metallischer Mikrobauteile untersucht. Im Bereich der Blechumformung wird sich intensiv mit dem Mikrotiefziehen als Referenzprozess befasst. Im Bereich der Makroproduktion ist das Tiefziehen eines der bedeutendsten Fertigungsverfahren zur Herstellung von Blechwerkstücken dreidimensionaler Geometrie. Ein typischer Anwendungsbereich ist z.B. die Produktion von Badewannen [6]. Im Rahmen der ersten Förderphase des SFB 747 wurde eine Mikrokaltumformmaschine entworfen, mit der mikrotiefgezogene Bauteile einfacher Geometrie, wie der Mikronapf (**Bild 1b**) gefertigt werden können. Am Materialfluss orientiert, lässt sich der Mikrotiefziehprozess in drei wesentliche Fertigungsschritte unterteilen. Zunächst werden die *Halbzeuge* (Blech) und *Werkzeuge* (Stempel, Tiefziehring) gefertigt. Im anschließenden Fertigungsschritt (*Tiefziehen*) drückt der niedergehende Ziehstempel das Blech in den Tiefziehring und formt es damit zu dem gewünschten Mikronapf (**Bild 1a**). Die Wirkzusammenhänge bei einem Mikrotiefziehprozess weichen von den bekannten Beziehungen im Makrobereich ab. Durch die tribologischen Größeneffekte nimmt beispielsweise die Reibung zwischen Werkzeug und Werkstück mit abnehmender Prozessdimension zu. Dies erhöht die notwendige Stempelkraft [7].

## 3 Modellierung

Produktionsprozesse in der Mikrokaltumformung zeichnen sich durch das komplexe Zusammenspiel einer hohen Anzahl produktionsrelevanter Faktoren aus. Geringe Parameteränderungen in einzelnen Prozessschritten können schwer vorherzusagende,

Änderungen auf nachgelagerte Prozessschritte nach sich ziehen. Die Fortpflanzung von Änderungen entlang des Produktionsprozesses, die sogenannte *Änderungspropagation*, ist wesentlich für die endgültige Produktqualität. Aufgrund der geringen Fertigungstoleranzen von Mikrobautteilen können durch eine hinreichend genaue Beschreibung der Wechselwirkung von technischen und logistischen Parametern (sogenannte *Wirkzusammenhänge*), kritische Parameterkonstellationen rechtzeitig erkannt und wesentliche Kosten bei der Prozessentwicklung vermieden werden. Deswegen wird ein ganzheitlicher Modellierungsansatz, basierend auf den Wirkzusammenhängen des Produktionsprozess angestrebt. Das Modell soll in der Lage sein eine Vorhersage der prozessübergreifenden Änderungspropagationen zu ermöglichen und signifikante Steuergrößen einzelner Prozesse zu identifizieren.

### 3.1 Wirkzusammenhänge

Als ganzheitlicher Ansatz für eine Modellierung von Mikroumformprozessen wurde im Rahmen des SFB 747 das Modellierungsmodell  $\mu$ -ProWi [3] entwickelt. Dieses Modell erfasst die Wirkzusammenhänge qualitativ in Form von *Wirknetzen*. Jeder Prozessfaktor wird als Knoten in einem gerichteten Graphen dargestellt. Jede Kante stellt die Ursache-Wirkungs Beziehung zwischen zwei Faktoren dar.

Zur Quantifizierung der Wirkzusammenhänge wird dieses Modell zu einem Bayesschen Netz mit stetigen Variablen erweitert [8]. Alle veränderlichen Faktoren, die Einfluss auf den Tiefziehprozess haben, werden als Parameter  $p \in \mathbb{R}$  auf einen Knoten abgebildet. Auf diese Weise lässt sich der Zustand eines Parameters bzw. des zugeordneten Knotens eindeutig beschreiben und bewerten. Die hochkomplexen Abhängigkeiten der Parameter lassen sich durch Wahrscheinlichkeitsverteilungen repräsentieren. Die Spezifikation des Bayesschen Netzes teilt sich in zwei Schritte. Zuerst wird die qualitative Struktur des Wirknetzes festgelegt. Anschließend werden die Wahrscheinlichkeitsverteilungen modelliert. Üblicherweise erfolgt die Berechnung der Verteilungen anhand empirischer Daten. Der Mikrotiefziehprozess befindet sich jedoch in einer Entwicklungsphase, in welcher statistisch nutzbare Daten noch nicht zur Verfügung stehen. Daher müssen die benötigten Datensätze aus den mathematischen Modellen der einzelnen Fertigungsschritte generiert werden.

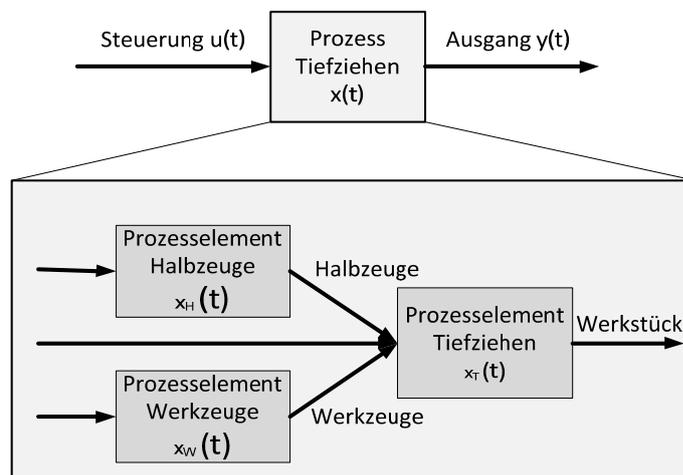
### 3.2 Prozesselement

Es wird im Weiteren vorausgesetzt, dass alle benötigten Teilprozesse in einer nicht näher festgelegten Art und Weise, physikalisch-mathematisch beschrieben sind. Fertigungsschritte oder Teile eines Fertigungsschrittes, für die ein Modell zur Verfügung steht, werden als *Prozesselement* bezeichnet. Gebräuchliche Modelle sind beispielweise Systeme von Differentialgleichungen. Eine detaillierte Beschreibung möglicher mathematischer Modelle findet sich in [9]. Jedes Modell beinhaltet die lokalen prozessbeschreibenden Parameter und definiert die technischen Zusammenhänge innerhalb des Prozesselementes. Die Modelle müssen dabei nicht zwangsläufig mathematisch günstig sein; d.h. Eigenschaften wie Linearität oder Stetigkeit können nicht vorausgesetzt werden. Im Sonderforschungsbereich 747 wurde zum Beispiel die Herstellung des Werkzeugstücks Tiefziehring modelliert. Hierbei erfolgt die Bearbeitung mit einem Mikrokugelpfräser. Der Scheibenrohling wird fixiert und die gewünschte Oberflächenstruktur wird in einem mehrstufigen Trennverfahren

herausgearbeitet. Die Modellierung dieses Vorgangs beinhaltet mehrere Teilmodelle. Die Zerspankraft und die Position der Werkzeugspitze werden hierbei in einem dynamischen Modell beschrieben. Die Zusammensetzung der einzelnen Modelle ergibt ein nichtlineares Gleichungssystem, welches den Fertigungsprozess eines Mikrotiefziehtringes beschreibt. Im Rahmen des SFB 747 wurde ein Programm zur Lösung dieses Gleichungssystem in Matlab umgesetzt. Die Gleichungen wurden dabei numerisch gelöst [10].

### 3.3 Produktionsprozess

Die Entwicklung von Produktionsprozessen metallischer Mikrobauteile ist im Wesentlichen durch Methoden bestimmt, bei denen die Prozesselemente getrennt voneinander betrachtet und optimiert werden. Bei einer separaten Optimierung der Prozesselemente werden jedoch die in der Mikroproduktion wichtigen prozessübergreifenden Wirkzusammenhänge vernachlässigt. Idealerweise würden sich diese aus einer Modellkopplung der einzelnen Prozesselementmodelle herleiten lassen. In der Praxis ist jedoch nicht davon auszugehen, dass für alle Prozesselemente kompatible Modelltypen gewählt wurden. Zudem beschreiben bereits die einzelnen Modelle Probleme einer hohen Ordnung. Eine Kopplung mehrerer Systeme würde daher zu einem sehr hohen Komplexitätsgrad führen, so dass die Lösung der dazugehörigen Optimierungsprobleme (z.B. die Optimierung qualitätsrelevanter Bauteilparameter) mit aktuellen numerischen Methoden zeitlich nicht akzeptabel wäre. Um dennoch die Informationen, die in den Modellen der Prozesselemente enthalten sind, zu nutzen, werden mithilfe der statistischen Versuchsplanung Versuchspläne erstellt und ihre Durchführung am Rechner simuliert. Auf diese Weise lassen sich die benötigten Datensätze für die Erstellung von Wahrscheinlichkeitsverteilungen über die Wirknetze generieren.



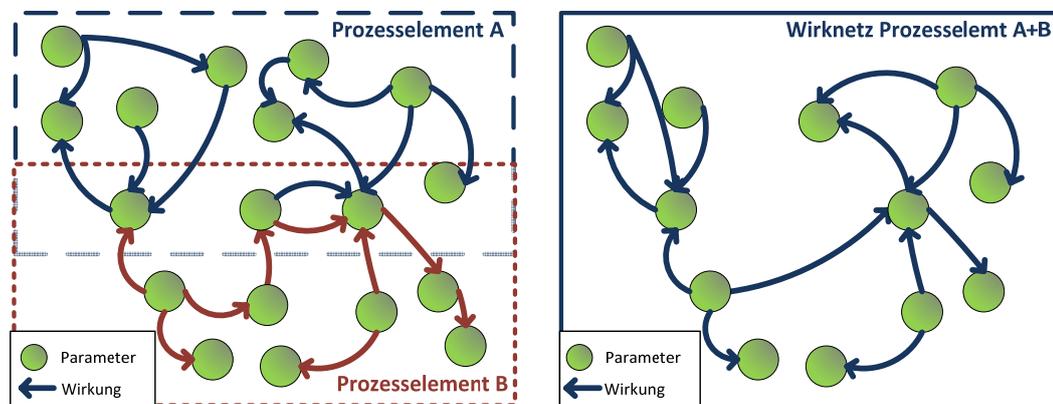
**Bild 2:** Hierarchische Modellierung der Prozesskette „Tiefziehen“ durch ein Black-Box Modell

## 4 Simulation

Um den Produktionsprozess eines Bauteils zu simulieren, müssen die vorhandenen mathematischen Modelle implementiert und miteinander verknüpft werden. Die vorhandenen Informationsstrukturen legen ein iteratives Vorgehen hinsichtlich der

Systembeschreibung nahe, so dass sich die Prozesselemente getrennt implementieren und berechnen lassen.

Für die Simulation wird der Produktionsprozess als Black-Box Modell aufgefasst (siehe hierzu auch [9]). Der Tiefziehprozess wird dabei als ein System  $x(t)$  aufgefasst, welches bei einem bestimmten Eingang  $u(t)$  einen Ausgang  $y(t)$  erzeugt. Der Tiefziehprozess wird in eine Prozesskette, bestehend aus mehreren Prozesselementen, aufgeteilt. Die Unterteilung in die Prozesselemente orientiert sich am Materialfluss. Jedes Prozesselement wird wieder als Black-Box aufgefasst und kann sich erneut aus anderen Prozesselementen zusammensetzen (**Bild 2**). Die Schnittstellen der Systeme sind durch die Ein- und Ausgänge der einzelnen Prozesselemente entlang des Materialflusses definiert. Auf diese Weise lässt sich die Propagation von Änderungen der Prozesseingangsparameter (Eingang  $u(t)$ ) über den gesamten Prozess simulieren. Werden diese Versuche mit verschiedenen Parameterkonfigurationen wiederholt, so ist die Simulation von statistischen Versuchsreihen möglich.



**Bild 3:** Struktur der Wirkzusammenhänge (a) Schnittstelle zweier Prozesselemente (b) reduzierter Graph der gemeinsamen Prozesskette

Die gewonnenen Daten bieten die nötige Grundlage für die Modellierung der Wirkzusammenhänge durch Wirknetze. Dies kann zu sehr großen und unübersichtlichen Wirknetzen führen (**Bild 3a**). Um einen minimalen azyklischen Graphen zu erhalten (**Bild 3b**), wird dieses Netzwerk nun durch Entfernen aller redundanten Kanten und nicht benötigten Knoten in die Struktur des qualitativen Modells überführt. Die bedingten Wahrscheinlichkeiten können dann z.B. mit der Expectation-Maximization-Methode (EM) erlernt werden. [8]

## 5 Fazit und Ausblick

Die vorgestellte Modellierungs- und Simulationsmethode stellt ein Werkzeug bereit, welches in der Lage ist produktionsrelevante Wirknetze eines Produktionsprozesses auf Basis mathematischer Modellen einzelner Prozessschritte zu konstruieren und darzustellen. Im Rahmen des Simultaneous Engineerings kann dies zu einer Verkürzung der Prozesskonfigurationszeit führen. Die geplante Integration dieser Methode in den Produktentwicklungsprozess, unterstützt die Prozesskonfiguration und könnte die Anlaufzeit für Mikroproduktionsprozesse reduzieren. Durch die

prozessübergreifende Betrachtung könnten sich zudem weitere Erkenntnisse bisher unbekannter Auswirkungen der tribologischen Größeneffekte auf technische Wirkzusammenhänge ergeben.

In der zweiten Förderphase des SFB 747 soll die vorgestellte Methode für Mikrotiefziehprozesse angewandt und verifiziert werden. Aktuell werden im Teilprojekt *Werkzeuglebensdauer (B3)* Versuche zum Verschleiß von Tiefziehwerkzeugen durchgeführt. Die bisherigen Untersuchungen legen die Vermutung nahe, dass insbesondere die Abnutzung des Ziehringes eine der wesentlichen qualitätsbestimmenden Faktoren für mikrotiefgezogene Bauteile darstellt. Diese These gilt es zu überprüfen und zu quantifizieren.

## 6 Danksagung

Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) für die Förderung dieses Forschungsvorhabens im Rahmen des Teilprojektes C4 im Sonderforschungsbereich Mikrokaltumformen (SFB 747).

## Literatur

- [1] F. Vollertsen: Categories of size effects. *Production Engineering*, **2**(4), 377-383 Springer-Verlag (2008)
- [2] F. Vollertsen, H. Schulze Niehoff, Z. Hu: State of the art in micro forming. Keynote paper, Proceedings of 1st International Conference on New Forming Technology, 17-28 Harbin Institute of Technology Press China (2004)
- [3] B. Scholz-Reiter, M. Lütjen, N. Brenner: Technologieinduzierte Wirkzusammenhänge in der Mikroproduktion – Entwicklung eines Modellierungskonzepts. 22. Digital Engineering – Herausforderungen für die Arbeits- und Betriebsorganisation, 81-102 (2009)
- [4] W. Eversheim, G. Schuh: Integrierte Produkt- & Prozessgestaltung. Springer-Verlag Berlin Heidelberg (2005)
- [5] H. Ahn: Optimierung von Produktentwicklungsprozessen. Deutscher Universitätsverlag, Wiesbaden (1997)
- [6] F. Klocke, W. König: Fertigungsverfahren 4 – Umformen. Springer-Verlag Berlin Heidelberg (2006)
- [7] Z. Hu, R. Walther, F. Vollertsen: Umformwerkzeuge beim Mikrotiefziehen – Einfluss der geometrischen Abweichungen der Werkzeuge auf die Stempelkraft beim Mikrotiefziehen. *Werkstattstechnik online* **11**, 814-819 (2009)
- [8] F. V. Jensen: Bayesian Networks and Decision Graphs. Springer-Verlag New York (2001)
- [9] D. Imboden, S. Koch: Systemanalyse: Einführung in die mathematische Modellierung natürlicher Systeme. Springer-Verlag Berlin Heidelberg (2008)
- [10] I. Piotrowska, C. Brandt, H. R. Karimi, P. Maaß: Mathematical model of micro turning process. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* **45**(1), 33-40 Springer-Verlag Heidelberg (2009)

## Ein stochastisches Modell zur Rekonstruktion elastischer Eigenschaften für texturierte Metalle

Pavel Bobrov<sup>1</sup>, Jonathan Montalvo-Urquizo<sup>2</sup>, Jörn Lütjens<sup>3</sup>, Werner Brannath<sup>1</sup>, Werner Wosniok<sup>1</sup>, Alfred Schmidt<sup>2</sup>, Martin Hunkel<sup>3</sup>

<sup>1</sup> IfS Institut für Statistik, Universität Bremen

<sup>2</sup> ZeTeM Zentrum für Technomathematik, Universität Bremen

<sup>3</sup> IWT Stiftung Institut für Werkstofftechnik, Bremen

In der Mikrokaltumformung dünner Bleche spielt der stochastische Anteil der Textur eine große Rolle. In diesem Beitrag wird ein stochastisches Modell zur Simulation und Anpassung der Texturverteilung vorgestellt und am Beispiel des Stahls DC01 angewendet. Das stochastische Texturmodell ist anhand gemessener OVF und Polfiguren an DC01 angepasst. Mit den angepassten Parametern wird die Verteilung des Steifigkeitstensors stochastisch simuliert. Schließlich wird ein Beispiel gezeigt, in dem sowohl die gemittelten Spannungen eines Bauteiles als auch deren Streuung simuliert werden.

### 1 Einleitung

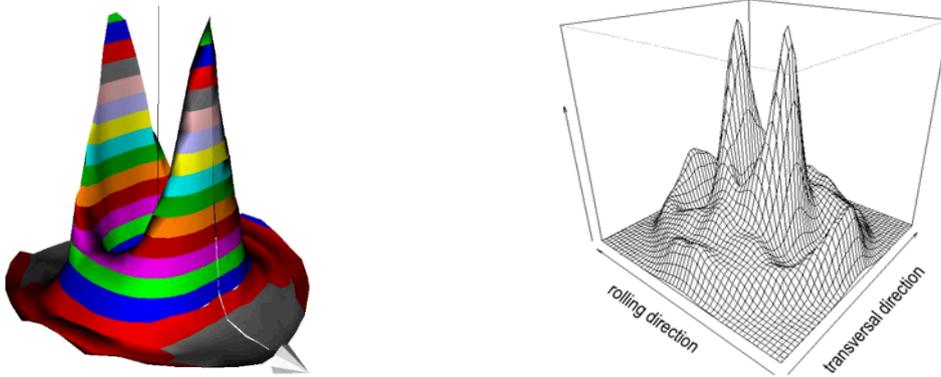
Umformungsexperimente von Mikrobauteilen zeigen eine starke Anisotropie im elastisch-plastischen Verhältnis der dünnen Bleche. Dies liegt daran, dass dünne Bleche eine ausgeprägte Textur aufweisen. Die Makrotextur eines Vielkristalls wird durch die Orientierungsverteilungsfunktion (OVF) quantifiziert. Die Orientierung eines Kristallits innerhalb eines Vielkristalls kann durch eine Rotation  $g$  beschrieben werden, die das probenfeste Koordinatensystem in das kristallphysikalische Koordinatensystem überführt. Die Gesamtheit dieser Drehungen bildet im mathematischen Sinne die Rotationsgruppe  $SO(3)$ .

### 2 Texturmodell und -anpassung

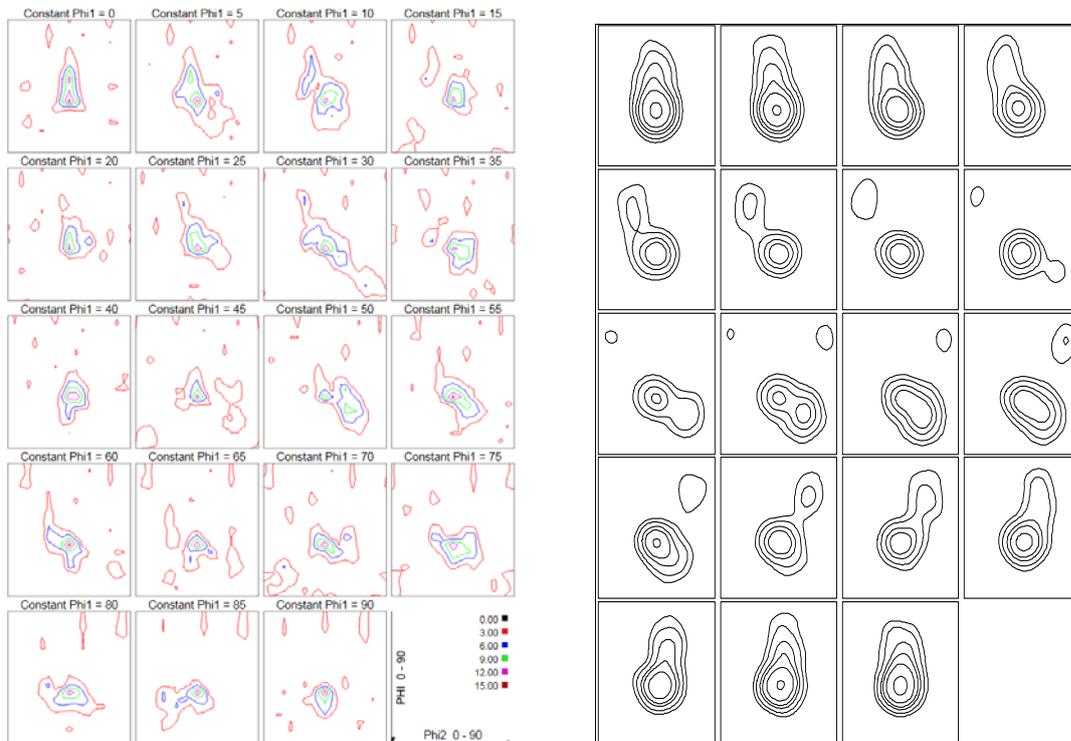
Im Allgemeinen kann die Verteilung  $d\mu$  im Orientierungsraum in der Form  $d\mu = f(g) dg$   $g \in SO(3)$  dargestellt werden. Die Verteilungsdichte  $f(g)$ , die als Texturfunktion bezeichnet wird, lässt sich, im Fall einer Parametrisierung durch die Eulerwinkel (z-x'-z''-Konvention):  $g = g(\varphi, \theta, \varphi)$ ,  $\theta \in [0, \pi]$ ,  $\varphi, \varphi \in [-\pi, \pi]$ , als Reihe von verallgemeinerten Kugelfunktionen entwickeln. Für  $f(g) = 1$  ist der Vielkristall quasiisotrop [1]. Für  $f(g)$  steht eine sehr große Klasse von Funktionen zur Verfügung; die Betrachtung hier wird auf die Klasse von Verteilungen des Gauß-Typs beschränkt.

Die Verteilungen des Gauß-Typs ergeben sich als Limes vieler nacheinander ausgeführter kleiner zufälliger Drehungen (Zentraler Grenzwertsatz (ZGS) auf Rotationsgruppe  $SO(3)$  [2]). Hierbei kommt es nicht auf die Verteilung der kleinen Drehungen an. Deswegen kann man Gleichverteilungen auf spezifischen Regionen für die Eulerwinkel verwenden [3].

Measured PF 110



**Bild 1:** Gemessene (links) und statistisch simulierte 110-Polfigur 3D eines DC01-Blechs (Simulation von 500 Orientierungen). Der Pfeil links zeigt die Walzrichtung des Blechs an.



**Bild 2:** Gemessene (links) und simulierte OVF (rechts) eines DC01-Blechs.

Für die Einzelkornsimulationen benutzen wir die Methode der kleinen Drehungen. Eine komplette Beschreibung der Methode wurde von uns in [4] dargestellt, zusammen mit einigen Simulationsergebnissen für die erzeugte Steifigkeitsverteilung. Mithilfe dieser Methode lässt sich eine Orientierungsverteilung, also eine Textur, durch wenige Parameter charakterisieren.

Dieses Texturmodell wird im Folgenden zur Beschreibung der elastischen Eigenschaften des Stahls DC01, der im Rahmen des SFB747 untersucht wird, angewendet. Zur Anpassung der Parameter des Texturmodells werden die diskrete OVF, eindimensionale Verteilungsdichten (EVD) innerhalb des OVF oder Polfiguren (PF), die alle durch

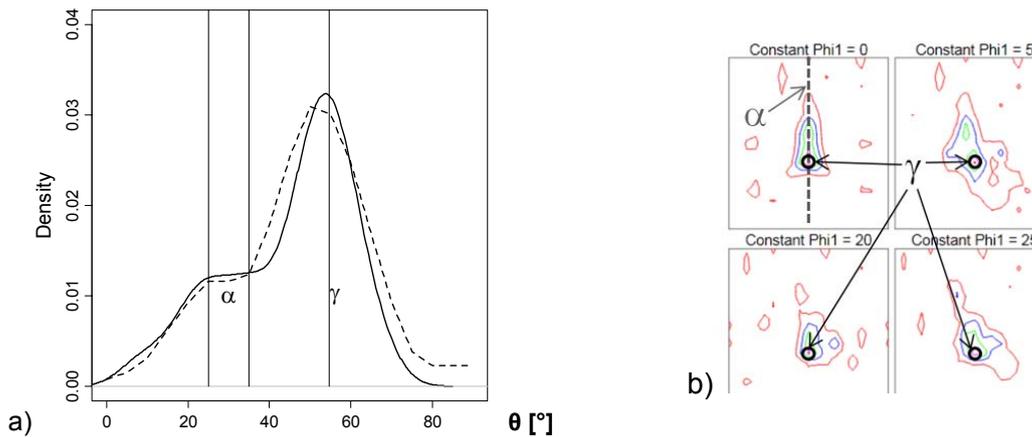
Röntgenbeugungs-Messungen (XRD) bestimmt werden, benutzt. Ein Beispiel für eine solche Polfigur ist in **Bild 1** gegeben. Für die Messung wurde das 50µm dicke Blech einseitig etwa zur Hälfte chemisch abgeätzt und dann aus allen möglichen Richtungen mit Röntgenstrahlung abgetastet. Die Peaks zeigen dabei starke Intensitäten der Bragg-Reflexion an. Der Pfeil nach rechts zeigt die Lage der Walzrichtung des Blechs an.

Aus drei verschiedenen Polfiguren wird die gesamte OVF berechnet, s. **Bild 2**. Hier wird die Verteilung der Winkel im Eulerraum dargestellt. Die einzelnen Bilder zeigen für feste  $\varphi_1$  die (gemeinsame) Verteilung der Eulerwinkel  $\theta$  und  $\varphi_2$ . Die Werte von  $\varphi_1$  (siehe linkes Bild) sind im linken und rechten Bild (gemessene und simulierte OVF) identisch.

Es ist bekannt, dass gewalzter Stahl bis zu sechs verschiedene sogenannte Fasern enthält [5]. Als Faser bezeichnet man dabei eine charakteristische Menge von Vorzugsrichtungen. Die bedeutendste davon ist die  $\alpha$ -Faser mit typischen Komponenten, die aus homogenem Kaltwalzen entstehen. Die Koordinaten der Vorzugsrichtungen im Eulerraum liegen bei  $\varphi_1=0^\circ$  und bei  $\varphi_2=45^\circ$ . Die Winkel  $\theta$  folgen einer Überlagerung von Verteilungen mit Zentren zwischen  $0^\circ$  und  $54.7^\circ$ . Die zweite wichtige Faser ist die  $\gamma$ -Faser, deren Orientierungen aus Kaltverformung, Kreuzwalzen und Rekristallisation entstehen. Die Koordinaten der Vorzugsrichtungen im Eulerraum liegen bei  $\varphi_2=45^\circ$  und  $\theta=54.7^\circ$ . Die Verteilung der Winkel  $\varphi_1$  lässt sich als Überlagerung mehrerer Verteilungen mit Zentren zwischen  $0^\circ$  und  $90^\circ$  darstellen.

Auf der Basis der gemessenen Polfiguren kann bestimmt werden, welche Fasern zu betrachten sind. Die Analyse der Polfiguren (PF110, PF200 und PF211) und OVF des Stahls DC01 (Blech 50µm) zeigt, dass diese zwei Fasern für die Beschreibung der Textur ausreichend sind. Das Verhältnis zwischen diesen beiden Fasern kann aus dem Konzentrationsprofil der Polfigur und dem Verhältnis zwischen Breite und Höhe der Maxima in der PF bestimmt werden. Für die gemessenen Polfiguren wurde eine gute Anpassung für Faserverhältnis  $\alpha:\gamma=7:3$  (siehe **Bild 1**) gefunden. Auch die OVF liefert optisch keinen Hinweis auf wesentliche Einflüsse weiterer Fasern (**Bild 2**).

Eine genauere Anpassung des Faserverhältnisses und der Verteilungsparameter ( $a$ ,  $b$  sowie die Verhältnisse zwischen den einzelnen Vorzugsrichtungen innerhalb einer Faser) erfolgt über eine Analyse der OVF. Da sich die Vorzugsrichtungen nur auf eindimensionale Bereiche des Eulerraums konzentrieren (und eine Anpassung anhand der gesamten OVF schwierig durchzuführen ist), ist es sinnvoll, sich bei der weiteren Anpassung zunächst auf eindimensionale Schnitte der OVF (EVD) zu konzentrieren. Zwei EVDs erscheinen hierbei besonders relevant. In der ersten EVD ( $\varphi_1=0^\circ, \varphi_2=45^\circ$ ) konzentrieren sich die Idealrichtungen der  $\alpha$ -Faser, im zweiten ( $\theta=54.7^\circ, \varphi_2=45^\circ$ ) die Idealrichtungen der  $\gamma$ -Faser. Die zwei EVDs schneiden sich im Punkt ( $0^\circ, 54.7^\circ, 45^\circ$ ), in dem sich die einzige gemeinsame Vorzugsrichtung der zwei Fasern befindet. Betrachtet man den zweiten Schnitt, dann erkennt man eine nahezu Gleichverteilung, aus der geschlossen werden kann, dass die Vorzugsrichtungen innerhalb der  $\gamma$ -Faser gleichgewichtet sind.



**Bild 3:** a) EVD des Euler-Winkels  $\theta$  bzw. der  $\alpha$ -Faser aus XRD-Messung (gestrichelt) und statistischer Simulation eines DC01-Blechs.  $\varphi_1=0^\circ$ ,  $\varphi_2=45^\circ$ . b) Lage der  $\alpha$ - und  $\gamma$ -Faser in der OVF (Ausschnitt).

Hieraus und aus dem 7:3-Verhältnis der Fasern ergibt sich der Anteil der  $\gamma$ -Vorzugsrichtungen. Außerdem folgt für die gemeinsame Vorzugsrichtung beider Fasern eine geringe Gewichtung. Zur Anpassung des Mischverhältnisses der Vorzugsrichtungen innerhalb der  $\alpha$ -Faser und der Textur-Streuungsparameter (vgl. das statistische Modell in [4]) wird schließlich der erste Schnitt verwendet. In **Bild 3** sind die gemessene (gestrichelte Linie) und angepasste theoretische EVD (durchgezogene Linie) des Schnitts gegenübergestellt. Die vertikalen Linien zeigen die zwei wichtigen Faserkomponenten. **Bild 2** zeigte bereits den Vergleich gemessener und simulierter OVF-Schnitte. Grundlage für die Simulation war das ermittelte 7:3-Verhältnis.

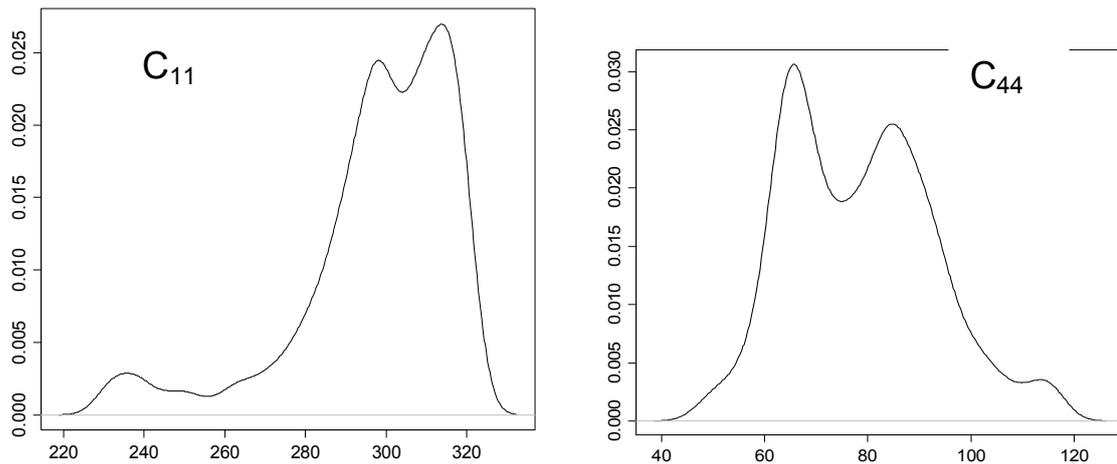
### 3 Verteilung des Steifigkeitstensors

Mit der Hilfe der erhaltenen Orientierungen können durch die Formel  $C_{ijkl} = g_{ip} g_{jq} g_{kn} g_{lm} c_{pqnm}$  die Verteilungen von Komponenten des Steifigkeitstensors im probenfesten System berechnet werden, wobei  $g_{ij}$  die Elemente der Orientierungsmatrix und  $c_{pqnm}$  der Steifigkeitstensor im Kristallsystem sind. Die Elemente der Orientierungsmatrix werden durch die Kompositionen trigonometrischer Funktionen der Eulerwinkel dargestellt (z.B.  $g_{11} = \cos\varphi_1 \cos\varphi_2 - \sin\varphi_1 \cos\theta \sin\varphi_2$ ). Der Tensor  $C$  hat die die Komponenten

$$C_{11} = c_{11} - 2\mu^c (g_{11}^2 g_{21}^2 + g_{11}^2 g_{31}^2 + g_{21}^2 g_{31}^2), \quad C_{12} = c_{12} + \mu^c (g_{11}^2 g_{12}^2 + g_{21}^2 g_{22}^2 + g_{31}^2 g_{32}^2)$$

$$C_{44} = c_{44} + \mu^c (g_{12}^2 g_{13}^2 + g_{22}^2 g_{23}^2 + g_{32}^2 g_{33}^2), \quad \mu^c = c_{11} - c_{12} - c_{44}$$

sowie die Kristallkonstanten  $c = c$ ,  $c = c$  und  $c = c$ . Wegen der Orientierungsstreuung entsteht auch eine Streuung der Steifigkeiten. In **Bild 4** werden die Verteilungen einiger Komponenten der Steifigkeitsmatrix für DC01 mit  $c = 229.6$  GPa,  $c = 134.4$  GPa und  $c = 116.5$  GPa gezeigt.



**Bild 4:** Streuungen der Steifigkeits-Konstanten  $C_{11}$  und  $C_{44}$ , [GPa] in einem DC01-Blech bei angepassten Verteilungsparametern.

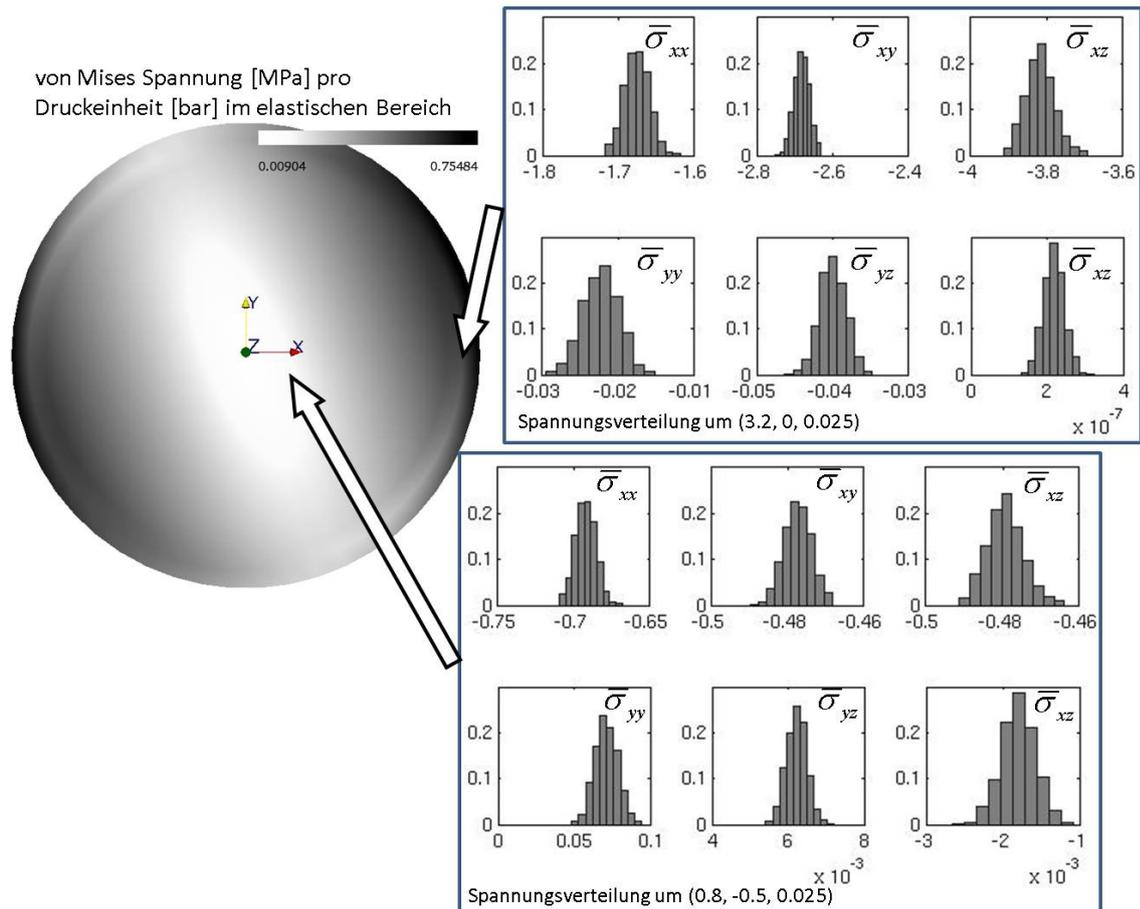
#### 4 Bauteilsimulation

Wie schon in unseren Arbeiten [1, 6, 7] beschrieben, werden die Einzelkornsteifigkeiten für die Konstruktion einer Materialbibliothek mit Repräsentativen Volumen Elementen (RVE) benutzt. Die Materialbibliothek ermöglicht die stochastische Beschreibung der Materialantworten zu gegebenen Zug- und Schubverzerrungen.

Für eine gegebene Textur kann der Erwartungswert des Steifigkeitstensors benutzt werden, um die Verzerrung  $\varepsilon$  im Bauteil zu simulieren. Die Bauteilantworten zu diesen Verzerrungen können dann mit Hilfe der Materialbibliothek berechnet werden. Das Ergebnis ist eine Kombination aus gemittelten Spannungskomponenten und den stochastischen Streuungen um diese Werte.

Als Beispiel der möglichen Nutzung der Materialbibliothek zeigt **Bild 5** die von-Mises-Spannung, berechnet für einen Bulge-Test in einem kreisförmigen DC01-Blech. Das Blech hat einen Durchmesser von 6.4 mm und eine Dicke von 50  $\mu\text{m}$  mit den Textureigenschaften aus Abschnitt 2. Neben den von-Mises-Werten sind auch die Verteilungen der Spannungskomponenten an zwei ausgewählten Punkten dargestellt. Diese Werte werden als lineare Überlagerung der Verteilungen zu verschiedenen Zug- und Schubmodi entsprechend der lokalen Verzerrungen berechnet (vgl. [2]).

Mit dieser Strategie werden sowohl die gemittelten Werte eines Bauteils simuliert als auch deren Streuung. Die Texturanalyse aus Abschnitt 2 wird hier implizit über die Materialbibliothek genutzt. Dieser Weg erlaubt die Berechnung des stochastischen Effekts fast ohne zusätzliche Rechenzeiten.



**Bild 5:** Bulge-Test auf DC01. Links: von Mises Spannung pro Druck in der Mittelschicht des Bauteils. Rechts: Streuung der Spannungstensoren.

## 5 Danksagung

Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) für die Förderung dieses Forschungsvorhabens im Rahmen des Teilprojektes B2 im Sonderforschungsbereich 747 „Mikrokaltumformen“.

## 6 Literatur

- [1] P. Bobrov, J. Lütjens, J. Montalvo Urquizo, W. Wosniok, M. Hunkel, A. Schmidt, J. Timm: Zur verteilungsbasierten Modellierung von Mikrowerkstoffen. 4. Kolloquium Mikroproduktion, 28.-29.10.2009, Bremen (2009)
- [2] K. Parthasarathy: The central limit theorem for the rotation group. Theory of Probabilities and its Applications, **9**(2), 273-282 (1964)
- [3] M. Borovkov, T. Savyolova: The approximation of a class of canonical normal distributions with the method of random rotations in texture analysis. Industrial Laboratory, **68**(2), 16-21, (2002)
- [4] P. Bobrov, W. Wosniok: On the statistical distribution of elastic moduli in polycrystals. Berichte aus der Technomathematik 10-02, Universität Bremen, (2010)

- [5] U. F. Kocks, C. N. Tomé, H. -R. Wenk, and H. Mecking: Texture and Anisotropy: Preferred Orientations in Polycrystals and their Effect on Materials Properties. Cambridge University Press (Cambridge, 1998)
- [6] P. Bobrov, J. Montalvo-Urquizo, A. Schmidt, W. Wosniok. Stochastic model and simulation of mechanical responses for texturized microscale materials under elastic deformation. Berichte aus der Technomathematik 10-04. (2010).
- [7] J. Montalvo-Urquizo, P. Bobrov, A. Schmidt, W. Wosniok. Mechanic-Stochastic Model for the Simulation of Polycrystals. PAMM **10** 279 – 280. (2010).



# Auslegung von Mikrotiefziehwerkzeugen zur Bestimmung der Werkzeuglebensdauer

Hu, Z., Vollertsen, F.

BIAS – Bremer Institut für angewandte Strahltechnik GmbH

Am BIAS wurde ein kombiniertes Stanz-Tiefzieh-Werkzeug für das Mikrotiefziehen konstruiert, mit dem das Mikrotiefziehen mit einer Hubzahl von  $200 \text{ min}^{-1}$  durchgeführt werden kann. Dieses Werkzeug wurde zur Bestimmung der Werkzeuglebensdauer beim Mikrotiefziehen mit einem Stempeldurchmesser von  $0,9 \text{ mm}$  eingesetzt. Als Proben wurden Folien aus E-Cu58 und 1.4301 in der Dicke  $50 \text{ }\mu\text{m}$  genutzt. Als Schmierstoff wurde das Pflanzenöl Lubrimax Edel C eingesetzt. Dabei wurde das Mikrotiefziehen mit 20.000 Hüben für E-Cu58 und 12.000 Hüben für 1.4301 durchgeführt.

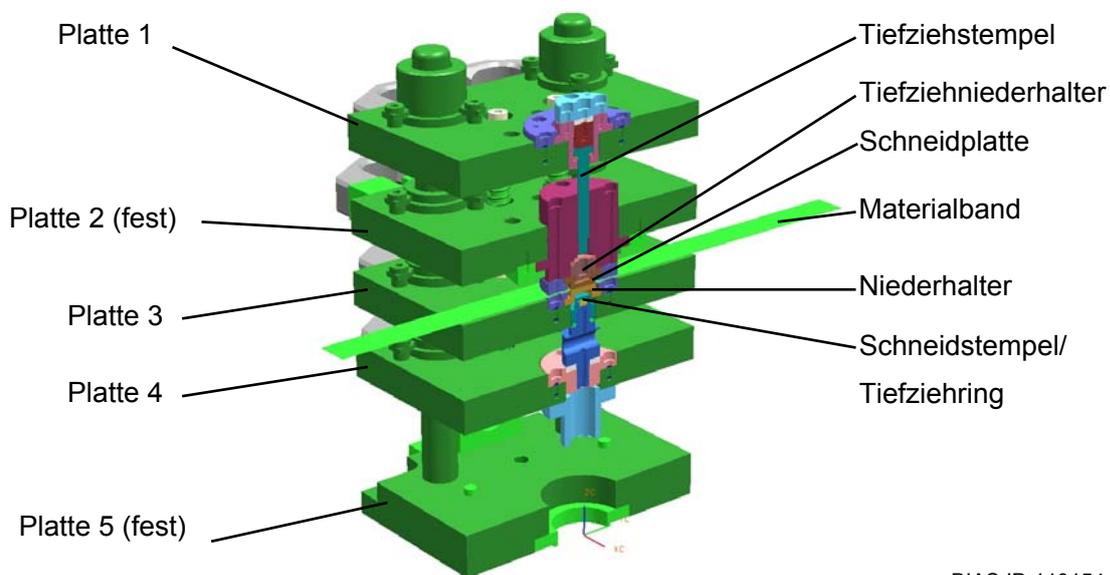
## 1 Einleitung

Das Tiefziehen ist eine Schlüsseltechnologie für die Massenproduktion von Blechbauteilen und bietet ein großes Potential für die Herstellung von Bauteilen mit komplexer Geometrie von großen Dimensionen (Makrobereich) bis hin zu kleinsten Dimensionen (Mikrobereich) [1]. Die Reibung zwischen der Probe und den Werkzeugen ist ein wichtiger Einflussfaktor für den Tiefziehprozess. Sie bestimmt nicht nur die Umformgrenze (das Grenzziehverhältnis), sondern auch die Standzeit der Werkzeuge. Die Standzeit der Werkzeuge im Umformprozess ist nicht nur ökonomisch bedeutsam, sondern auch entscheidend für den Prozess selbst, da ein Werkzeugfehler wie z. B. eine Verschleißspur zu einem Verfahrensversagen führen kann. Daher wurden umfangreiche Untersuchungen zum Thema Reibung und Verschleiß beim Blechumformen im Makrobereich durchgeführt, z.B. zum Einfluss der Oberflächenhärte auf die Reibung [2] und den Verschleiß [3] sowie Reib-/Verschleißverhalten von PVD-Schichten [4]. Wegen des tribologischen Größeneffekts [5] ist die Reibung im Mikrotiefziehen fast doppelt so groß wie im Makrobereich [6]. Daher besteht ein höheres Verschleißrisiko für die Mikrotiefziehwerkzeuge [7]. Hinsichtlich des Einflusses der Stempelgeschwindigkeit auf die Reibung, die das Prozessfenster vom Mikrotiefziehen wesentlich beeinflusst [8], sowie das Umformverhalten des Probenmaterials [9], wurde in dieser Arbeit die Standzeit der Mikrotiefziehwerkzeuge unter realen Industriebedingungen, d.h. mit einer Hubzahl von ca.  $200 \text{ min}^{-1}$ , untersucht.

## 2 Experimenteller Aufbau

Es wurde zunächst der Werkzeugaufbau konstruiert, der dafür sorgt, die Mikrotiefziehversuche mit einer Hubzahl von ca.  $200 \text{ min}^{-1}$  durchführen zu können. Dabei wurde ein kombiniertes Werkzeug für Schneiden und Tiefziehen in einem Gestell eingebaut, siehe **Bild 1**. Der komplette Aufbau besteht aus einem 5-plattigen Gestell und den entsprechenden Stanz/Tiefziehwerkzeugen. Der Tiefziehstempel ist

mit der Platte 1 verbunden. An der Platte 2 befinden sich der Tiefziehniederhalter und die Schneidplatte. Der Niederhalter ist an Platte 3 montiert, während der Schneidstempel/Tiefziehring an Platte 4 fixiert wird. Die Platten 2 und 5 sind ortsfest. Platte 1 und der Tiefziehstempel bilden zusammen das bewegliche Oberteil. Mit dem Niederhalter und dem Schneidstempel/Tiefziehring bilden Platte 3 und 4 das bewegliche Unterteil. Platte 1 und 2 sind durch einen Zylinder mit Federn verbunden, sodass das bewegliche Oberteil weder durch Zugkraft zu stark von der Platte 2 belastet wird, noch wegen des eigenen Gewichts nach unten zu Platte 2 fallen kann. Mit einer ähnlichen Konstruktion sind die Platte 3 und 4 verbunden, so dass sie sich nicht durch eine Zugkraft voneinander trennen, aber unter einem bestimmten Druck aufeinander zufahren können. Die beiden beweglichen Teile können sich innerhalb des Werkzeugaufbaus unabhängig voneinander bewegen. Das Probenmaterialband liegt zwischen dem Niederhalter und der Schneidplatte.



BIAS ID 110154

**Bild 1:** CAD-Modell des Werkzeugaufbaus.

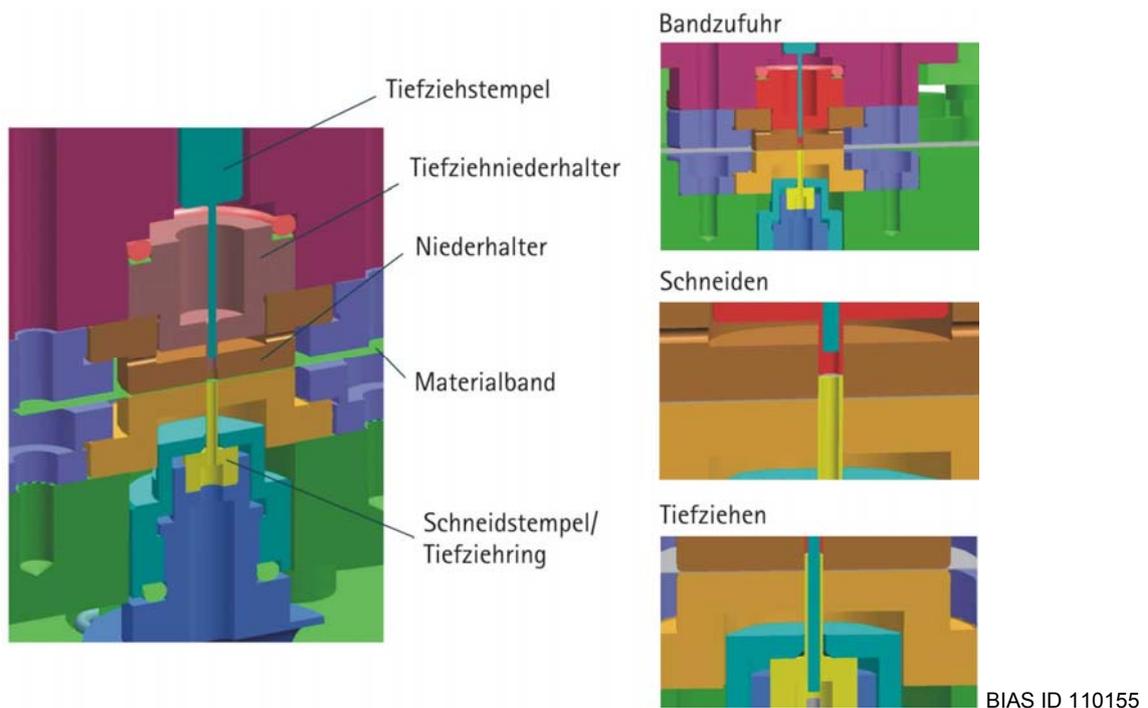
Dieser Aufbau wird in die Mikroumformmaschine (MUM), die ebenfalls am BIAS entwickelt wurde [10], eingebaut und durch die beiden beweglichen Achsen der MUM betrieben. Dabei ist die Oberachse der MUM (Z-Achse) mit dem Oberteil dieses Aufbaus verbunden, um den Tiefziehstempel und den Tiefziehniederhalter anzutreiben. Die Unterachse der MUM (W-Achse) ist mit dem Unterteil des Aufbaus verbunden, um den Schneidstempel/Tiefziehring und den Niederhalter antreiben zu können. Da die beiden Achsen der MUM unabhängig voneinander gesteuert werden können, ist es möglich die folgenden Bewegungen mit diesem Aufbau zu realisieren: Bandzufuhr → Schneiden → Tiefziehen, siehe **Bild 2**.

Bei der Bandzufuhr sind die Werkzeuge geöffnet, d.h. die beiden Achsen fahren in entgegengesetzter Richtung, um einen kleinen Spalt zwischen dem Niederhalter und der Schneidplatte zu öffnen. Währenddessen schiebt ein Vorschubsystem das Probenmaterialband durch.

Beim Schneiden wird der bewegliche Unterteil des Aufbaus durch die W-Achse nach oben getrieben. Zunächst kontaktiert der Niederhalter die Schneidplatte. Wenn die W-

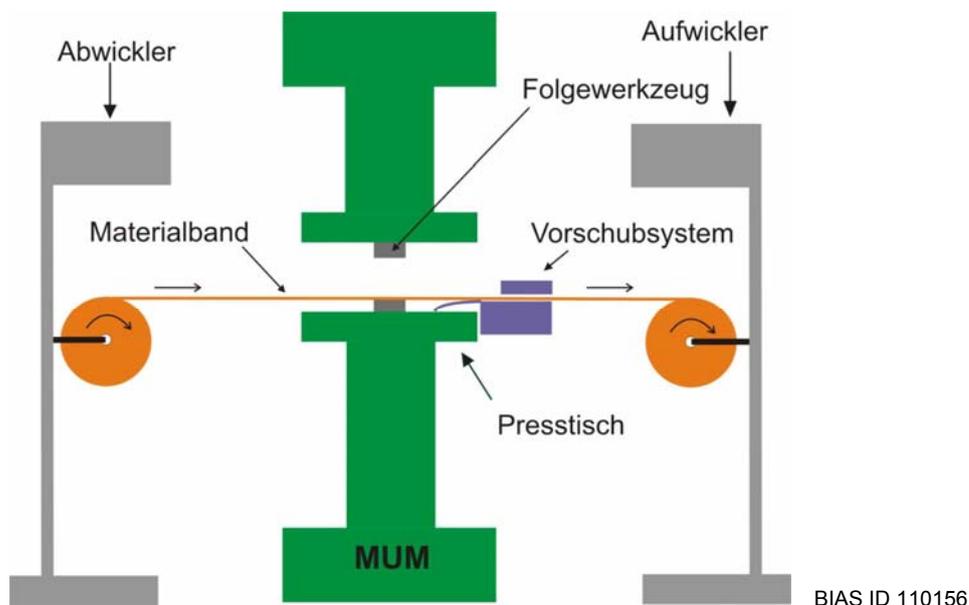
Achse weiter nach oben fährt, wird der Niederhalter durch die fixierte Schneidplatte aufgehalten. Dadurch wird eine Kraft vom Niederhalter auf die Schneidplatte (Niederhalterkraft) aufgebracht. Wenn die W-Achse noch weiter fährt, wird das Material durch den Schneidstempel geschnitten.

Beim Tiefziehen fährt der Schneidstempel/Tiefziehring mit der geschnittenen Probe mit einer langsameren Geschwindigkeit zum Tiefziehniederhalter bis ein gewünschter Widerstand (Tiefziehniederhalterkraft) erreicht wird. Dann fährt die Z-Achse mit dem Tiefziehstempel nach unten, um das Tiefziehen durchzuführen



**Bild 2:** Prinzip des Werkzeugaufbaus.

Für den automatischen Tiefziehprozess mit einer Hubzahl von ca. 200/min werden neben der MUM und dem Folgewerkzeug noch weitere Komponenten benötigt: ein Vorschubsystem sowie Haspeln. Das Prinzip des gesamten Aufbaus wird in **Bild 3** gezeigt. Das Vorschubsystem sorgt dafür, dass das Material als Band zugeführt wird. Bei einer Hubzahl von 200/min hat jeder Hub insgesamt 0,3 Sekunden Zeit für 3 Bewegungen: Bandzufuhr, Schneiden und Tiefziehen. Daher darf jede einzelne Bewegung maximal 0,1 Sekunde andauern. D.h., das hier benötigte Vorschubsystem muss sowohl eine hohe Genauigkeit haben als auch schnell reagieren können. Das Vorschubsystem von Fa. Zehnder und Sommer bietet bei einer Hubstrecke von 10 mm eine minimale Hubdauer von weniger als 0,1 s, eine maximale Geschwindigkeit von 120 m/min und eine Vorschubgenauigkeit von 0,1 mm. In dieser Arbeit wurden Proben mit einer Dicke von 0,05 mm eingesetzt, die keine große Beschleunigungskraft ertragen können. Daher musste vermieden werden, dass die Folien durch das Vorschubsystem zerrissen werden. Hierfür verfügt die MUM über eine langsame Beschleunigung im Betrieb des Vorschubsystem: Die Beschleunigung bei jedem Start des Systems ist zunächst sehr gering und steigt danach langsam an. Dadurch kann eine hohe Zuglast auf das Material vermieden werden.



**Bild 3:** Gesamtaufbau mit Vorschubsystem und Haspeln.

### 3 Oberflächenveränderung der Mikrotiefziehwerkzeuge

Das Mikrotiefziehen wurde mit dem im **Bild 3** gezeigten Aufbau durchgeführt. Die eingesetzten Umformwerkzeuge bestehen aus Werkzeugstahl 1.2379. Als Werkstückwerkstoffe wurden E-Cu58 (Fließgrenze ca. 70 MPa) und 1.4301 (Fließgrenze über 300 MPa) in der Foliendicke 0,05 mm genutzt. Die geometrischen Parameter des Mikrotiefziehens sind in **Tabelle 1** gelistet. Das Pflanzenöl Lubrimax Edel C wurde als Schmierstoff eingesetzt. Die Oberflächen der Tiefziehwerkzeuge wurden mittels Keyence 3D Laserscanning Mikroskope VK-9710 vermessen, die eine berührungsfreie Messung mit einer Vergrößerung von 18000 und einer Unsicherheit von 0.001  $\mu\text{m}$  ermöglicht.

**Tabelle 1:** Geometrische Parameter beim Mikrotiefziehen.

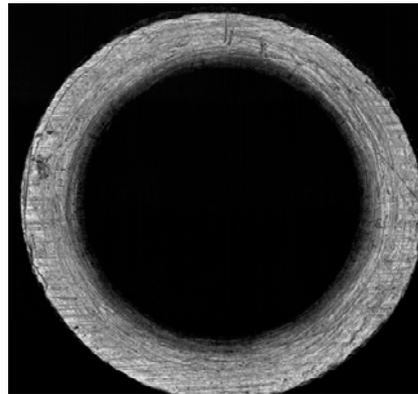
Stempeldurchmesser $d_p$ [mm]	0,9
Innendurchmesser des Ziehrings $D_z$ [mm]	1,05
Stempelradius $r_p$ [mm]	0,1
Ziehradius $r_z$ [mm]	0,12/0,15
Blechdicke $s_0$ [mm]	0,05

Für das Probenmaterial E-Cu58 konnten nach 20.000 Versuchen nur leichte Veränderung an der Ziehringoberfläche beobachtet werden. **Bild 4** zeigt den Vergleich der Ziehringoberfläche nach 20.000 Versuchen mit der des Ausgangszustands. Trotz solcher Oberflächenänderung konnten immer noch Bauteile ohne Defekte mit dem Werkzeug produziert werden. Zum Vergleich damit ist die Veränderung der Ziehringoberfläche beim Werkstückwerkstoff 1.4301 deutlich stärker. **Bild 5** zeigt die Ziehringoberfläche im Ausgangszustand und nach 12.000 Versuchen. Ähnlich wie bei E-Cu58 konnten auch in diesem Fall noch Gutteile mit dem Ziehring hergestellt werden.

Gutteile wurden hier über eine einfache Sichtprüfung festgelegt. Solange keine Fehler wie Falten, Risse, Kratzer oder starke Deformationen festgestellt werden, galten die Teile als Gutteile. In Zukunft sind die Kriterien hier zu verfeinern, so dass über eine automatisierbare Prüfung geometrische Abweichungen als Kriterium für Gutteile definiert werden können. Auf Grund der in **Bild 4** und **5** sichtbaren Veränderungen der Werkzeuge wurden EDX-Analysen angefertigt, wobei die detektierten Elemente jedoch keinen Hinweis auf einen Werkstoffübertrag, d. h. Adhäsionsverschleiß, lieferten. Mit zunehmender Festigkeit des Werkstückwerkstoffes kommt es aber offensichtlich eher (nach 12.000 statt nach 20.000 Hüben) zu einer deutlicheren Werkzeugveränderung, die lebensdauerbestimmend sein könnte. Hinsichtlich der Werkzeuglebensdauer sollen daher Beschichtungen erprobt werden.



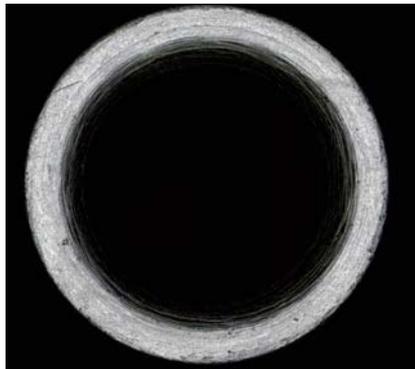
Stempeldurchmesser: 0.9 mm  
Ziehradius: 0.12 mm  
Ziehspalt: 0.075 mm



Blechdicke: 0.05 mm  
Probenmaterial: E-Cu58  
Schmierstoff: Lubrimax Edel C

BIAS ID 110157

**Bild 4:** Oberflächenänderung des Ziehriings beim Mikrotiefziehen mit Proben aus E-Cu58.



Stempeldurchmesser: 0.9 mm  
Ziehradius: 0.15 mm  
Ziehspalt: 0.075 mm



Blechdicke: 0.05 mm  
Probenmaterial: 1.4301  
Schmierstoff: Lubrimax Edel C

BIAS ID 110158

**Bild 5:** Oberflächenänderung des Ziehriings beim Mikrotiefziehen mit Proben aus 1.4301.

#### 4 Schlussfolgerung

Mit einem kombinierten Werkzeug wurde das Mikrotiefziehen mit einem Stempeldurchmesser von 0,9 mm mit einer Hubzahl von ca. 200 min<sup>-1</sup> durchgeführt. Bei dem Probenmaterial E-Cu58 konnte eine leichte Veränderung der

Ziehringoberfläche nach über 20.000 Versuchen detektiert werden, während bei dem Probenmaterial 1.4301 eine Oberflächenänderung nach 12.000 Versuchen beobachtet werden konnte. In beiden Fällen konnte kein Werkstoffübertrag festgestellt werden.

## 5 Danksagung

Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft für die finanzielle Unterstützung der vorgestellten Arbeiten im Sonderforschungsbereich SFB747 an der Universität Bremen (Teilprojekt B3).

## 6 Literatur

- [1] F. Vollertsen, Z. Hu, H. Schulze Niehoff, C. Theiler: State of the art in micro forming and investigations in micro deep drawing, *Journal of Materials Processing Technology*, 151, 70-79 (2004).
- [2] J. V. Reid, J. A. Schey: The effect of surface hardness on friction. *Wear*, 118, 113-125 (1987).
- [3] G. J. Gore, J. D. Gates: Effect of hardness on three very different forms of wear. *Wear*, 203-204, 544-563 (1997).
- [4] B. Schramm, H. Scheerer, H. Hoche, E. Broszeit, E. Abele, C. Berger: Tribological properties and dry machining characteristics of PVD-coated carbide inserts, *Surface and Coatings Technology*, 188-189, 623-629 (2004).
- [5] M. Geiger, M. Kleiner, R. Eckstein, N. Tiesler, U. Engel: Microforming, *Annals of the CIRP*, vol. 50/2, 445-462 (2001).
- [6] Z. Hu: Analyse des tribologischen Größeneffekts beim Blechumformen, Dissertation, *Strahltechnik Band 37*, BIAS-Verlag, ISBN 978-3-933762-30-6, (2009).
- [7] Z. Hu, S. Huferath-von Luepke, C. von Kopylow, F. Vollertsen: Characteristic of wear behavior of micro deep drawing tools, *Proceedings of International Conference on Advance in Materials and Processing Technologies (AMPT 2010)*, eds.: F. Chinesta, Y. Chastel, M. El Mansori. AIP Melville New York, ISBN: 978-0-7354-0871-5, 335-340 (2011).
- [8] F. Vollertsen, Z. Hu: Analysis of punch velocity dependent process window in micro deep drawing, *Production Engineering – Research and Development*, 4: 553-559 (2010).
- [9] T. Naka, G. Torikai, R. Hino, F. Yoshida: The effects of temperature and forming speed on the forming limit diagram for type 5083 aluminium-magnesium alloy sheet, *Journal of Materials Processing Technology*, 113, 648-653 (2001).
- [10] H. Schulze Niehoff: Entwicklung einer hochdynamischen, zweifachwirkenden Mikroumformpresse, Dissertation, *Strahltechnik Band 33*, BIAS Verlag, ISBN 978-3-933762-25-2, 2008.

# Dauergebrauchseigenschaften von Mikrobauteilen – Einfluss von Herstell- und Einsatzbedingungen

Dietmar Drummer, Steve Meister

Lehrstuhl für Kunststofftechnik, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg

Beim Spritzgießen von Mikrobauteilen aus Kunststoffen bildet sich infolge schneller Abkühlung und hoher Scherung tendenziell eine ungünstige Morphologie aus. Im Gebrauch wirkende Umgebungseinflüsse wie Temperatur und Medien führen deshalb verstärkt zu Veränderungen der inneren und mechanischen Eigenschaften. Die Verwendung gering wärmeleitender Werkzeugwerkstoffe kann die prozessinduzierte innere Struktur begünstigen und damit die Gebrauchseigenschaften spritzgegossener Bauteile verbessern.

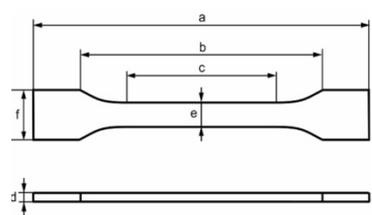
## 1 Einleitung

Die Eigenschaften eines spritzgegossenen Kunststoffbauteils werden neben dem Werkstoff und der konstruktiven Bauteilgestaltung in hohem Maße von den Verarbeitungsbedingungen beeinflusst. Insbesondere höhere Abkühl- und Schergeschwindigkeiten nehmen an Bedeutung hinsichtlich Ausbildung der Morphologie und des Kristallisationsgrades sowie der Aufprägung von Orientierungen und Eigenspannungen zu [1-4]. Die inneren Eigenschaften sind für das Verhalten im Gebrauch bestimmend. Die Kenntnis der Abhängigkeiten zwischen Prozess, innerer Struktur und Eigenschaftsveränderungen von Mikrobauteilen unter Einsatzbedingungen ermöglicht es gezielt die konstruktive Gestaltung und den Herstellprozess zu optimieren. Hierzu werden in diesem Beitrag exemplarisch an einem Prüfkörper die Bauteildimensionen skaliert, sowie unterschiedlich wärmeleitende Werkzeugwerkstoffe verwendet um den Einfluss der Bauteilgröße und Prozessbedingungen auf das Gebrauchsverhalten zu untersuchen.

## 2 Experimentelles

### 2.1 Probekörperherstellung

Als Modellwerkstoffe werden ein Polyamid 66 (PA66) Ultramid A3K (BASF) und ein Polyoxymethylen (POM) Hostaform C9021 (Ticona) verwendet. Die Dimensionen der mit diesen Materialien gefertigten skalierten Zugstäbe sind in **Bild 1** dargestellt.



Zugstab	Bauteilmaß						Parameter für Zugprüfung		
	a [mm]	b [mm]	c [mm]	d [mm]	e [mm]	f [mm]	$l_0$ [mm]	$V_{Modul}$ [mm/min]	$V_{Zug}$ [mm/min]
1:1	170	108	80	4	10	20	50	1	50
1:2	85	54	40	2	5	10	25	0,5	25
1:4	48	28	20	1	2,5	5	12,5	0,25	12,5
1:8	28	13,5	10	0,5	1,25	2,5	11,6	0,125	5
1:16	20	6,75	5	0,25	0,63	1,25	5,8	0,0625	3

**Bild 1:** Skalierung der Probekörper (1:1 = Campus-Zugstab) und Prüfparameter.

Um den Einfluss des Werkzeugwerkstoffs auf die Bauteileigenschaften zu untersuchen werden 1:8 skalierte Zugstäbe in Kavitäten unterschiedlicher Wärmeleitfähigkeit hergestellt. Neben der hoch wärmeleitenden Stahl-Kavität (29 W/m·K) wird ein moderat leitfähiger Keramik-Einsatz (Zirkonoxid, 2 W/m·K) und ein gering leitfähiger Kunststoff-

Einsatz (PEEK, 0,25 W/m·K) verwendet. Die Herstellung erfolgt auf einer Arburg Allrounder 370 U 700 mit einem Schneckendurchmesser von 15 mm.

Die Alterung erfolgt für PA66 bei 100°C und für POM bei 80°C für jeweils 1344 h in einem Umluftofen (UT 6050 K, Firma Heraeus). Die Feuchtkonditionierung findet bei 70°C und 60% rel. Luftfeuchte statt, bis ein Feuchtegehalt über 2,7 Gew.-% erreicht ist.

## 2.2 Analysemethoden

Die Analyse der sphärolitischen Strukturen erfolgt an 10 µm Dünnschnitten in polarisiertem Licht mittels Durchlichtmikroskopie. Zur Bewertung der kristallinen Anteile im PA66-Gefüge werden Infrarot-Messungen an Dünnschnitten in der Randschicht und im Kern durchgeführt, wobei das Verhältnis der Extinktionen bei einer Wellenzahl von 1200 cm<sup>-1</sup> (kristallines Gefüge) und bei 1180 cm<sup>-1</sup> (amorphes Gefüge) zur Bestimmung der Kristallinität dient. Nach Kohan [5] und Jungmeier [6] kann dieses Verhältnis in einen prozentualen Anteil umgerechnet werden. Der Kristallisationsgrad der POM-Probekörper wird anhand von Messungen mit Dynamischer Differenzkalorimetrie (DSC) (Q1000, TA Instruments, Abkühlrate 10 K/s) über dem Querschnitt ermittelt. Als Referenzwert für einen Kristallinitätsgrad von 100% werden 220 J/g verwendet [7].

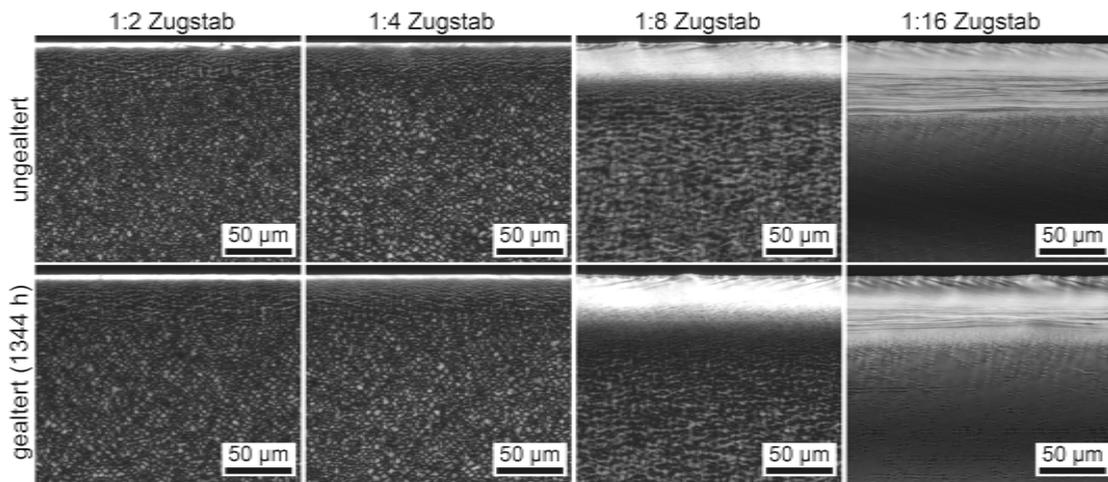
Die alterungsbedingte Veränderung der Molekülstruktur wird exemplarisch für PA66 anhand der veränderten Viskosität dargestellt. Hierzu wird nach DIN EN ISO 307 die Lösungsviskosität mit 98% Schwefelsäure als Lösungsmittel bestimmt. Aufgrund der nukleierenden Wirkung von kürzeren Molekülketten, kann der molekulare Abbau auch durch ein verändertes Kristallisationsverhalten detektiert werden, was mittels DSC-Messungen untersucht wird. Die mechanische Charakterisierung der skalierten Probekörper erfolgt mittels Zugprüfung in Anlehnung an DIN EN ISO 527-1, wobei entsprechend der Probekörpergröße auch die Prüfparameter angepasst wurden (**Bild 1**).

## 3 Ergebnisse

### 3.1 Dauergebrauchseigenschaften in Abhängigkeit der Bauteildimensionen

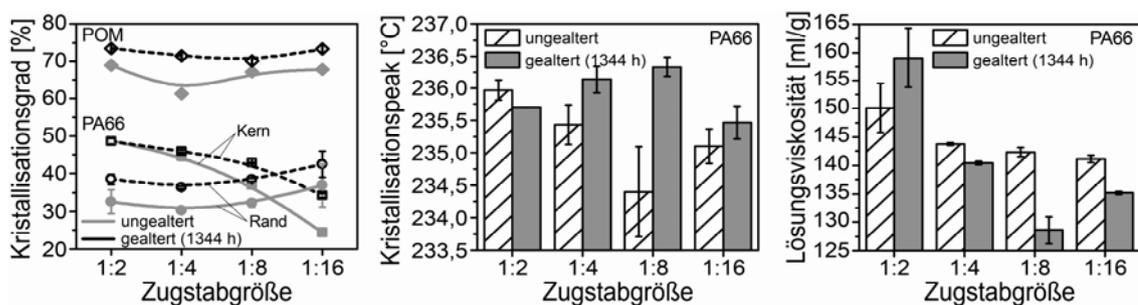
Eine Verkleinerung der Bauteildimensionen resultiert infolge der schnelleren Abkühlung der Schmelze in einer Verfeinerung der morphologischen Struktur. Wie exemplarisch in **Bild 2** für PA66 zu erkennen ist, werden die grobsphärolitischen Strukturen im Bauteil mit abnehmender Probekörpergröße zunehmend feiner. Bei 1:16 skalierten Zugstäben ist eine sphärolitische Struktur nicht mehr erkennbar. Gleichmaßen nimmt die gescherte Randschicht zu. An gealterten Proben zeigt sich kein Einfluss auf die morphologische Struktur der Bauteile.

Mit Abnahme der Bauteilgröße kommt es zudem zu einer Verringerung des Kristallisationsgrades. Dieser Effekt ist von der Kristallisationsgeschwindigkeit abhängig und tritt bei dem langsamer kristallisierenden PA66 stärker auf, als bei dem schneller kristallisierendem POM (**Bild 3**, links). In der Kernschicht verringert sich der Kristallisationsgrad, während in den Randbereichen vermutlich infolge scherinduzierter Kristallisation eine leichte Zunahme eintritt. Bei 1:16 skalierten Probekörpern aus PA66 führt dies zu einem höheren Wert als im Kern. Das schneller kristallisierende POM weist wiederum keine signifikante Abhängigkeit des Kristallisationsgrades in Abhängigkeit der Bauteilgröße auf.



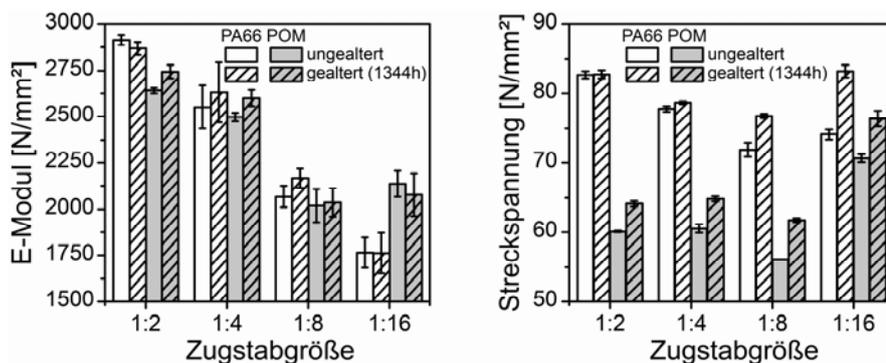
**Bild 2:** Morphologie ungealterter und 8 Wochen gealterter Probekörper aus PA66 in Abhängigkeit der Bauteildimensionen (10µm, pol. Durchlicht, 45°)

Erhöhte Temperaturen können zur Nachkristallisation der Probekörper führen, besonders in Bereichen mit tendenziell geringer Kristallisation. So wird bei PA66 im Randbereich eine Erhöhung des Kristallisationsgrades um etwa 5% festgestellt, während der Kern speziell bei kleinen Bauteilen eine deutliche Erhöhung von bis über 10% erfährt. Auch bei den Proben aus POM ist eine Nachkristallisation um ca. 3-5% feststellbar.



**Bild 3:** Kristallisationsgrad ungealterter und 8 Wochen gealterter Probekörper aus PA66 und POM in Abhängigkeit der Bauteildimensionen.  
links: Kristallisationsgrad; mitte: Kristallisations-Peak-Temperatur; rechts: Lösungviskosität

Das Einwirken thermo-oxidativer Umgebungsbedingungen führt zu einer Veränderung des molekularen Aufbaus des Werkstoffs. Durch das zunehmende Verhältnis von Oberfläche zu Volumen dringt reaktiver Sauerstoff aufgrund kürzerer Diffusionswege schneller in das Bauteil ein und führt zu thermo-oxidativen Abbau. Zudem begünstigt die abnehmende Kristallinität mit Verringerung der Bauteildimensionen die Sauerstoffabsorption. Dies spiegelt sich an der veränderten Lage des Kristallisationspeaks mit kleiner werdenden Zugstäben wieder (**Bild 3**, mitte), da die abbaubedingten Molekülfragmente nukleierend wirken. Ein vergleichbarer Einfluss der Bauteildimension ist zudem in der Lösungviskosität erkennbar, **Bild 3** (rechts). Bei den 1:2 skalierten Probekörpern kommt es durch die überlagerte thermisch induzierte Nachkondensation zu einer Erhöhung der Lösungviskosität. Dagegen ist die mit Verringerung der Probekörpergröße abnehmende Viskosität auf zunehmenden thermo-oxidativen Abbau zurückzuführen. Diese Tendenzen bei Kristallisationspeak und Viskosität kehren sich bei sehr kleinen Bauteilen wieder leicht um, was auf einen geringeren Abbau schließen lässt. Ursächlich ist hier die scherinduzierte Kristallisation der Randschicht, welche die Diffusion des reaktiven Sauerstoffs hemmt und so eine molekulare Degradation mindert.

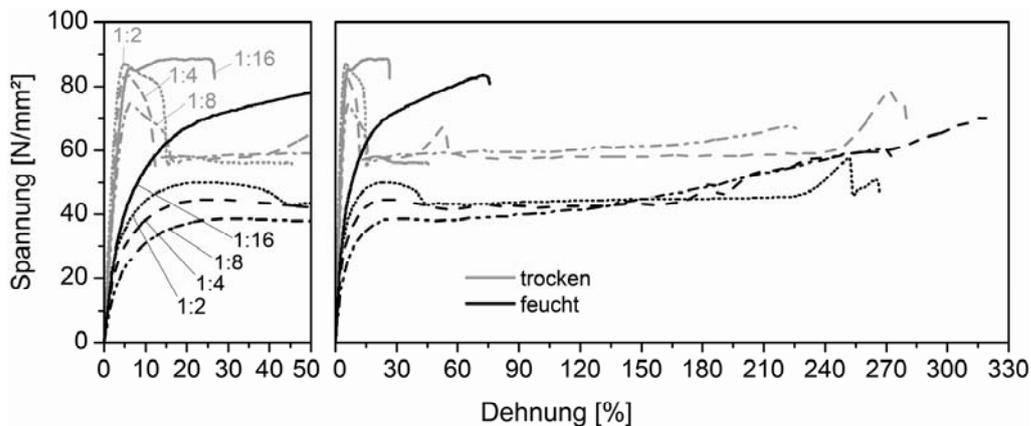


**Bild 4:** Mechanische Eigenschaften ungealterter und gealterter PA und POM Probekörper mit abnehmenden Bauteildimensionen  
links: E-Modul; rechts: Streckspannung

Mit der Veränderung der inneren Strukturen bei Abnahme der Bauteildimensionen geht eine Veränderung der mechanischen Eigenschaften einher, was in **Bild 4** am E-Modul und Streckspannung für PA66 und POM dargestellt ist. Mit Abnahme der Bauteildimensionen nimmt der E-Modul deutlich, die Streckspannung tendenziell etwas weniger stark ab. Dieser Effekt tritt aufgrund unterschiedlicher Kristallisationsgeschwindigkeiten bei PA66 stärker auf als bei POM. Bei sehr kleinen Bauteilen erhöhen sich die Werte jedoch wieder, was auf die scherinduziert höhere Kristallisation zurückzuführen ist. Die Alterung hat auf den E-Modul geringen Einfluss. Leichte Unterschiede in den Werten liegen im Bereich der Streuung. Die Streckspannung wiederum tendiert zu einem höheren Wert, was insbesondere bei kleiner werdenden Proben aus PA66 deutlich wird.

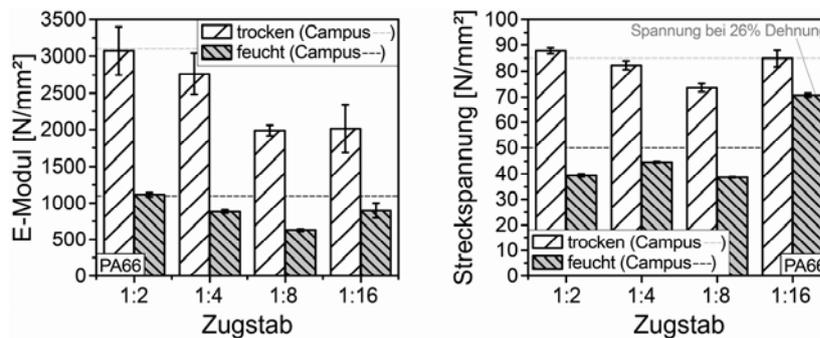
### 3.2 Feuchteinfluss in Abhängigkeit der Bauteildimensionen

Die mechanischen Eigenschaften von Bauteilen aus PA66 werden durch den Feuchtegehalt signifikant beeinflusst. Dies zeigt sich insbesondere in einer Verringerung von E-Modul und Streckspannung und einer höheren Bruchdehnung. **Bild 5** zeigt den Spannungs-Dehnungs-Verlauf unterschiedlich skaliert Probekörper in trockenem und feucht konditioniertem Zustand. Trockene Proben (grau) haben nach Erreichen der Streckgrenze durch Einschnüren ein geringeres aber gleichbleibendes Spannungsniveau. Feuchte Probekörper (schwarz) weisen im Vergleich einen flacheren Anstieg und eine weniger stark ausgeprägte Streckgrenze auf, welche bei 1:16 Probekörpern sogar fehlt. Gleichzeitig steigt die Bruchdehnung deutlich an.



**Bild 5:** Spannungs-Dehnungs-Verlauf von PA66-Probekörpern in Abhängigkeit der Probekörpergröße und des Feuchtegehaltes  
links: Detail; rechts: bis Versagen

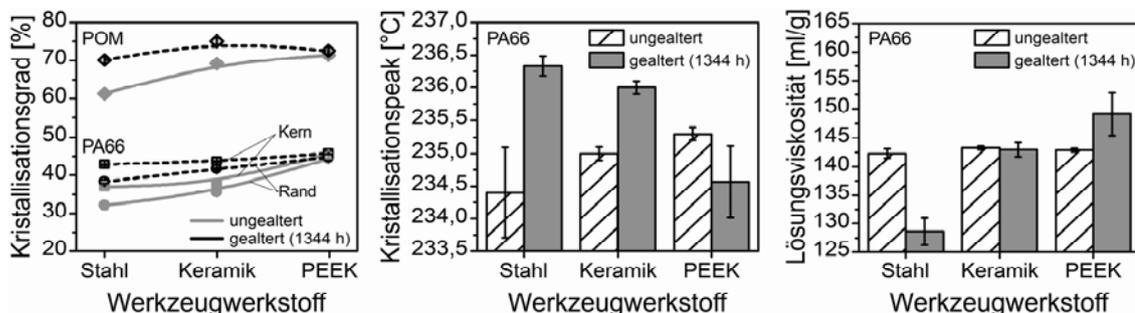
In **Bild 6** sind der E-Modul und die Streckspannung über die Bauteildimension dargestellt. Wie bereits in 3.1 diskutiert, nehmen diese Kennwerte bei trocken konditionierten PA66 mit verringerten Dimensionen ab. Bei 1:2 skalierten Zugstäben erreicht der E-Modul sowohl feucht als auch trocken die Herstellerangaben. Bei weiterer Skalierung fallen diese Werte ab. Die Streckspannung bleibt bei feucht konditionierten PA66 auch bei Reduzierung der Bauteildimensionen annähernd konstant. Hier liegt der Wert etwa 10% unter den Herstellerangaben. Da bei feuchten 1:16 Probekörpern keine Streckgrenze vorhanden ist, wird die Spannung bei einer Dehnung von 26% (Wert der Streckdehnung bei größeren Proben) verwendet. Der dabei erkennbare Anstieg kann einerseits mit der scherinduziert höheren Kristallisation begründet werden, andererseits auch mit einer stärkeren Orientierung der Makromoleküle.



**Bild 6:** Mechanische Eigenschaften von Zugstäben mit abnehmenden Dimensionen in Abhängigkeit des Konditionierungszustandes  
links: E-Modul; rechts: Streckspannung

### 3.3 Verwendung gering wärmeleitender Werkzeugwerkstoffe

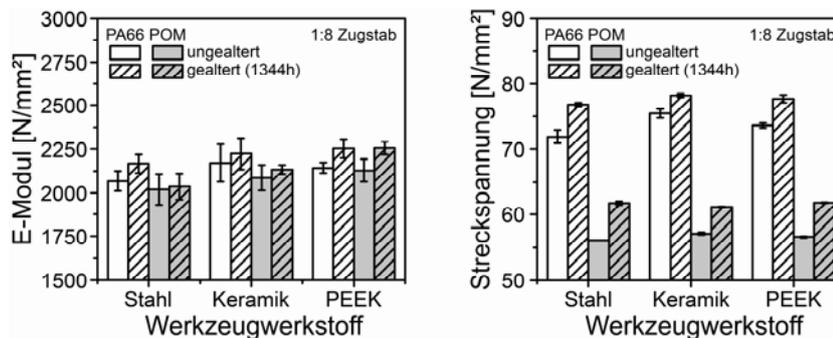
Die Verwendung gering wärmeleitender Werkzeugwerkstoffe verlangsamt die Abkühlung der Schmelze und begünstigt die Kristallisation. Dies spiegelt sich in einem höheren Kristallisationsgrad wider. Wie in Kap. 3.1 gezeigt, erfahren die Bauteile mit prozessbedingt geringerer Kristallinität eine thermisch induziert stärkere Nachkristallisation. Durch die höhere Kristallisation von Bauteilen aus der PEEK-Kavität kommt es im Vergleich zu Keramik- und Stahl-Kavität zu einer deutlich geringeren Nachkristallisation (**Bild 7**, links). Folglich ist der thermo-oxidative Abbau bei Bauteilen, hergestellt in gering wärmeleitenden Werkzeugwerkstoffen, geringer. Dies ist bei PA66 erkennbar in der vergleichsweise niedrigeren Kristallisationspeak-Temperatur und der höheren Viskosität (**Bild 7**, mitte und rechts).



**Bild 7:** Werkstoffeigenschaften ungealterter und gealterter PA66-Probekörper in Abhängigkeit des verwendeten Werkzeugwerkstoff  
links: Kristallisationsgrad; mitte: Kristallisations-Peak-Temperatur; rechts: Lösungsviskosität

Infolge der künstlichen Alterung zeigt sich sowohl bei PA66 als auch bei POM eine leichte Erhöhung von E-Modul und Streckspannung, dargestellt in **Bild 8**. Bei Bauteilen her-

gestellt in der PEEK-Kavität ist eine Nachvernetzung, zu erkennen an einer steigenden Viskosität, als Ursache zu nennen, während bei Proben aus der Keramik- und speziell aus der Stahl-Kavität die Nachkristallisation ursächlich ist. Letzteres wird allerdings durch Abbaueffekte überlagert, was beispielsweise in der Viskositätsminderung zu sehen ist.



**Bild 8:** Mechanische Eigenschaften von Zugstäben mit abnehmenden Dimensionen in Abhängigkeit des Konditionierungszustandes  
links: E-Modul; rechts: Streckspannung

#### 4 Zusammenfassung

Die Untersuchungen haben gezeigt, dass mit abnehmenden Bauteildimensionen die inneren Eigenschaften und infolge dessen das Dauergebrauchsverhalten stärker beeinflusst werden. Die thermo-oxidativen Umgebungsbedingungen führen insbesondere bei kleinen Teilen zu einer steigenden Nachkristallisation und einem zunehmenden thermo-oxidativen Abbau. Bei sehr kleinen Bauteilen (z.B. 1:16 Zugstab) zeigt sich aufgrund einer scherinduziert höheren Kristallisation eine Abschwächung der Alterungseffekte. Weiterhin sind auch die Eigenschaftsveränderungen bedingt durch Medieneinfluss im Einsatz zu beachten, was am Beispiel des Feuchtegehaltes von PA66 gezeigt wurde. Die gezielt langsame Abkühlung der Schmelze, z.B. durch gering wärmeleitende Werkzeugwerkstoffe, kann die inneren Eigenschaften verbessern und so einer Alterung entgegenwirken und folglich die Gebrauchseigenschaften begünstigen.

#### 5 Literatur

- [1] D. Schmiederer, E. Schmachtenberg: Einflüsse auf die Eigenschaften kleiner und dünnwandiger Spritzgussteile. *Kunststofftechnik*. 2 (5), 1-30 (2006).
- [2] S. Amesöder, N. Müller, R. Künkel, G. W. Ehrenstein: Vergleich innerer Eigenschaften mit dem Gebrauchsverhalten bei Klein- und Mikroformteilen. *VDI-Wissensforum Spritzgießen.*, VDI-Verlag, Baden-Baden, 229-253 (2006).
- [3] E. Haberstroh, M. Brandt: Mechanische Kennwerte für Mikrobauteile aus Kunststoffen. *Konstruktion* 11/12, 51-57 (2005).
- [4] A. Jungmeier, G. W. Ehrenstein, D. Drummer: New aspects of process induced properties of microinjection moulded parts. *Plastics, Rubber and Composites* 39 (7), 308-314 (2010).
- [5] M. I. Kohan: *Nylon Plastics Handbook*. Hanser Gardner Publications, Munich (1995)
- [6] A. Jungmeier: *Struktur und Eigenschaften spritzgegossener, thermoplastischer Mikroformteile: Struktur-Eigenschaftsbeziehungen und Verarbeitung*. Dissertation Universität Erlangen-Nürnberg (2010).
- [7] G. W. Ehrenstein, G. Riedel, P. Trawiel: *Praxis der Thermischen Analyse von Kunststoffen*. 2. Aufl., Hanser, München, 2003.

# Analyse von Skalierungseffekten beim Expansionsstritzgießen von Mikro- und Dünwandbauteilen

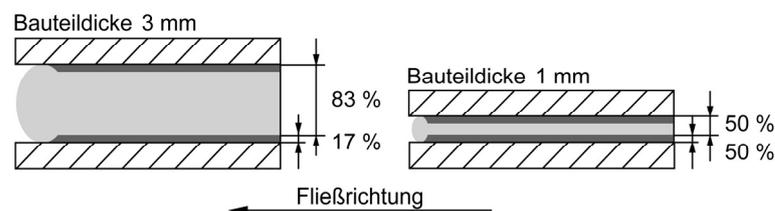
Dietmar Drummer, Karoline Vetter

Lehrstuhl für Kunststofftechnik, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg

Expansionsstritzgießen ist ein Verfahren zur Herstellung von Bauteilen mit geringen Wanddicken, z.B. Mikrobauteilen. Das Verfahren ist durch hohe Fließfrontgeschwindigkeiten zu Beginn der Formfüllung mit exponentiell abklingendem Verlauf charakterisiert. Dies führt zu Vorteilen hinsichtlich Fließweg und Abformgenauigkeit [1]. Insbesondere mit abnehmender Wandstärke tritt der Nutzen des Expansionsstritzgießens in Form einer günstigeren Prozessführung, z.B. einem geringeren Druckbedarf deutlich hervor. Zudem ergibt sich ein Einfluss auf die inneren Eigenschaften der Bauteile, z.B. der Morphologie.

## 1 Einleitung

Beim konventionellen Stritzgießen kommt heiße Kunststoffschmelze mit einer verhältnismäßig kalten Werkzeugwand in Berührung. Dies führt zu einem Abkühlen der Schmelze vom Rand her. Mit Erreichen des Kristallisations- oder des Glasübergangsbereiches bildet sich eine erstarrte Randschicht aus, **Bild 1**.



**Bild 1:** Randschichtanteile in Abhängigkeit der Bauteildicke [nach 2,3].

Die sich ausbildende Randschicht verengt den Fließquerschnitt überproportional und der Druckbedarf für die Formfüllung steigt an, **Formel (1)**. Auf Grund der schnelleren Abkühlung steigt zudem die Viskosität was wiederum zu einem erhöhten Druckbedarf führt. Im Stritzgießprozess ist der nominale Einspritzdruck allerdings nicht beliebig erhöhbar und je nach Maschinenhersteller auf maximal 3000 bar begrenzt [4].

$$\Delta p = \frac{12 \dot{V} \eta \cdot l}{b \cdot d^3} \quad (1)$$

$$t_K = \frac{d^2}{\pi^2 \cdot a_{\text{eff}}} \cdot \left[ \frac{8}{\pi^2} \cdot \frac{(T_M - T_W)}{(T_E - T_W)} \right] \quad (2)$$

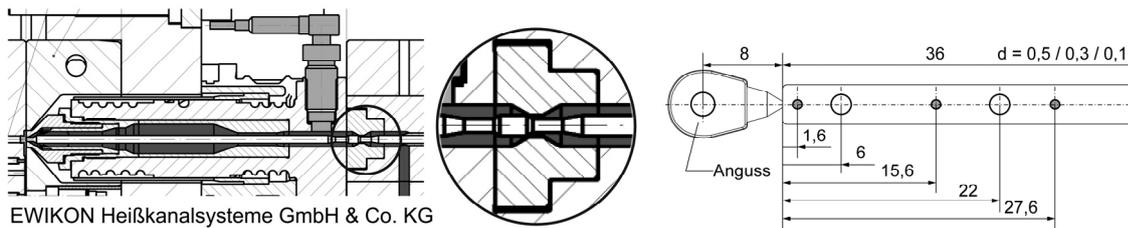
Die Randschichtdicke und damit der Druckbedarf korrelieren zusätzlich mit der Füllzeit, **Formel (2)**. Alternativ der zuvor beschriebenen Druckerhöhung wird in der Praxis die Einspritzgeschwindigkeit signifikant erhöht. Technisch ist dies durch die Verwendung von Hydrospeichern möglich. Im Gegensatz zu konventionellen Maschinen mit Schneckenvorlaufgeschwindigkeiten von ca. 300 mm/s sind dann temporär in der Einspritzphase bis zu 1000 mm/s realisierbar. Die Druckübertragung vom Stritzgießaggregat in

die Kavität findet nach Steinbichler allerdings zeitverzögert statt. Hintergrund ist die Kompressibilität der Kunststoffschmelze [4]. Dieses kann für die einzelnen thermoplastischen Kunststoffe mit Hilfe des sog. pvT-Diagramms beschrieben werden und ist Basis für das hier untersuchte Expansionsspritzgießen. Das spezifische Volumen  $v$  wird meist isobar in Abhängigkeit des Drucks  $p$  und der Temperatur  $T$  bestimmt. Typische für Mikrobauteile verwendete Kunststoffe wie Polyoxymethylen (POM) oder Polypropylen (PP) sind bei Verarbeitungstemperatur und Drücken um 2000 bar um 15 % (POM) bzw. 20 % (PP) komprimierbar.

## 2 Experimentelles

### 2.1 Werkzeugtechnik für das Expansionsspritzgießen

Das verwendete Spritzgießwerkzeug ist mit einem Heißkanal zur kavitätsternen Schmelzekompression ausgestattet. Eine profilierte Verschlussnadel (**Bild 2** links) ermöglicht im geschlossenen Zustand die Kompression der Kunststoffschmelze mittels Schneckenhub. Anschließend wird die Nadel in eine definierte Stellung zurückgezogen, in welcher der Heißkanal rückwärtig zum Heißkanalverteiler geschlossen ist und die Schmelze in die Kavität expandiert. Ferner ist durch eine alternative Wahl der Nadelendlage konventionelles Spritzgießen möglich. Die Drucküberwachung im Heißkanal erfolgt über eine Schmelzedruckmesskette (Fa. Kistler, Typ 4013B).



**Bild 2:** Werkzeugtechnik  
links: Heißkanal mit Schmelzedrucksensor (Detail: profilierte Verschlussnadel)  
rechts: Bauteilgeometrie des Streifenprobekörpers.

Die Analyse der Prozesscharakteristik sowie der Bauteileigenschaften wurde an Streifenprobekörpern (**Bild 2** rechts) mit den Maßen (B x L x D) 4 x 30 x 0,5 / 0,3 / 0,1 mm durchgeführt. Die Kavität ist u.a. mit drei Werkzeuginnendrucksensoren (Fa. Kistler, Typ 6183A) ausgestattet, **Bild 2** graue Markierung.

### 2.2 Werkstoff

Die Untersuchungen wurden mit einem Polypropylen (PP Moplen HP 500N, Fa. Lyondellbasell) durchgeführt. Es handelt sich dabei um eine für das Spritzgießen verwendete Standardtype mit guten Fließigenschaften und hoher Steifigkeit. Relevante Werkstoffkennwerte sind in **Tabelle 1** aufgeführt.

**Tabelle 1:** Werkstoffeigenschaften (PP Moplen HP 500N, Fa. Lyondellbasell).

Eigenschaft	MVR (230°C/2,16kg)	E-Modul	Schmelztemperatur	Dichte	$\Delta H_{100\%}$
Einheit	[cm <sup>3</sup> /min]	[MPa]	[°C]	[g/cm <sup>3</sup> ]	[J/g]
	16	1550	160-165	0,9	205

## 2.3 Prozessgestaltung

Um die Effekte des Expansionsspritzgießens gegenüber dem konventionellen Spritzgießen herausarbeiten zu können, wurden beide Prozessvarianten unter identischen Randbedingungen, z.B. Schmelze- und Werkzeugtemperatur (**Tabelle 2**) analysiert.

**Tabelle 2:** Prozessparameter.

Parameter	Schmelzetemperatur	Werkzeugtemperatur	Druck*
Einheit	[°C]	[°C]	[bar]
Einstellung	240 / 260	40 / 60	600 - 2400

\* je nach Verfahren Kompressionsdruck (ESG) oder max. Spritzdruck (SG)

Die Spritzgießversuche (SG) wurden mit einer Einspritzgeschwindigkeit von 100 mm/s durchgeführt. Für das Expansionsspritzgießen (ESG) wurde eine Kompressionsgeschwindigkeit von 20 mm/s gewählt, wodurch ein übermäßiger Anstieg der Schmelztemperatur während der Kompression vermieden werden kann [5]. Nach einer kurzen Relaxationszeit von 0,1 s folgt das Öffnen des bis dahin geschlossenen Nadelverschlusses und damit die Schmelzeexpansion in die Kavität.

## 2.4 Prüfmethoden

Die Prozessdaten wurden mittels der Drucksensoren aufgenommen. Der Abstand der Drucksensoren vom Anguss beträgt 9 / 23 / 35 mm. Die Berechnung der Fließfrontgeschwindigkeit erfolgt auf Basis des Fließweges sowie des jeweils ersten Wendepunktes der Druckverläufe.

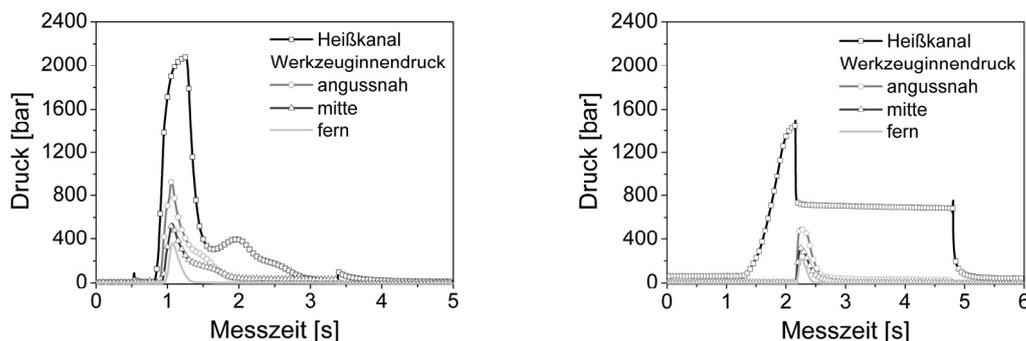
Die sphärolitische Struktur der Probekörper wurde lichtmikroskopisch (Axioplan Fa. Zeiss) in polarisiertem Durchlicht an 10 µm Dünnschnitten untersucht. Mittels Dynamischer Differenz Kalorimetrie (DSC) nach DIN EN ISO 11357-1 mit dem DSC-Gerät Q1000 der Fa. TA Instruments wurde das Aufschmelze- und Kristallisationsverhalten sowie der Kristallisationsgrad der Probekörper bestimmt. Für beide Methoden wurde jeweils Material angussnah (10 mm) und angussfern (20 mm) entnommen.

Die mechanischen Eigenschaften wurden mittels Zugprüfung in Anlehnung an DIN EN ISO 527-1 charakterisiert. Dabei wurden die Abzugsgeschwindigkeiten auf die Prüfkörpergröße angepasst.

## 3 Ergebnisse und Diskussion

Die für das Spritzgießen und das Expansionsspritzgießen aus früheren Untersuchungen [1] von 0,5 mm dicken Probekörpern bekannte Prozesscharakteristik bleibt prinzipiell auch für geringere Wanddicken von z.B. 0,3 mm erhalten, **Bild 3**. Beim Spritzgießen folgt dem Öffnen der Verschlussnadel ein Druckanstieg im Heißkanal. Um ca. 15 ms zeitversetzt steigt anschließend der Werkzeuginnendruck. Dahingegen findet die Kompression und der damit verbundene Druckanstieg beim Expansionsspritzgießen im geschlossenen Heißkanal statt. Wird dieser geöffnet, expandiert die Schmelze in die Kavität und der Werkzeuginnendruck steigt unmittelbar nach 3 ms an. Die Nutzung der Schmelze als intrinsischer Druckspeicher führt demnach zu einer gegenüber der Beschleunigung der Schnecke beim Einspritzvorgang des Spritzgießens höheren Prozessdynamik des Expansionsspritzgießens. Dies schlägt sich auch in der beim Expan-

sionsspritzgießen mit 2,3 m/s gegenüber 0,3 m/s beim Spritzgießen deutlich höheren Fließfrontgeschwindigkeit (berechnet zwischen angussnahem und –fernen Drucksensor) nieder.



**Bild 3:** Prozesscharakteristik für konventionelles Spritzgießen (links) und Expansionsspritzgießen (rechts) am Beispiel der 0,3 mm Platte ( $T_m=260^\circ\text{C}$ ,  $T_w=60^\circ\text{C}$ ).

In **Tabelle 3** ist zusammengefasst dargestellt, wie sich der Druckbedarf für das Füllen der Kavität in Abhängigkeit von der Prozessstrategie, der Prozesstemperaturen sowie der Bauteildicke verändert. Mit abnehmender Bauteildicke steigt erwartungsgemäß der Druckbedarf. Allerdings ist sowohl eine Abhängigkeit von den Prozesstemperaturen, d.h. der Viskosität als auch der Prozessstrategie in Form der Füllzeit bzw. Fließfrontgeschwindigkeit erkennbar. So ist der Druckbedarf bei erhöhter Schmelze- und Werkzeugtemperatur auf Grund der damit einhergehenden niedrigeren Viskosität geringer. Für das Expansionsspritzgießen ist diese Reduzierung des Druckbedarfs auf Grund der höheren Fließfrontgeschwindigkeiten weniger stark ausgeprägt. Zudem nimmt der Einfluss der Viskosität und damit der Prozesstemperaturen mit reduzierter Wanddicke zu. Dies bedeutet im Umkehrschluss, dass u.U. geringere Prozesstemperaturen für eine Formfüllung ausreichend sind und so der thermische und der thermisch-oxidative Einfluss auf die Bauteilqualität reduziert werden kann.

**Tabelle 3:** Druckbedarf für die Formfüllung.

$p_{\max}$ [bar]	240 / 40°C	260 / 60°C	240 / 40°C	260 / 60°C	240 / 40°C	260 / 60°C
	0,5 mm		0,3 mm		0,1 mm	
SG	1300	1000	65 %*	2270	5 %*	6 %*
ESG	1280	1150	1800	1500	40 %*	46 %*

\*Füllgrad bei max. Druck von 2400 bar

Die Formfüllbarkeit mittels Spritzgießen ist bekannter Maßen durch die prozesstechnisch erreichbaren Spritzdrücke und Schneckenvorlaufgeschwindigkeiten begrenzt. Deren erforderliche Beschleunigung wird entweder zu einer anfänglich geringen Fließfrontgeschwindigkeit oder aber bei starker Querschnittsreduzierung zur unkontrollierten Schmelzekompression und –expansion führen.

Dahingegen ist die Füllbarkeit der Kavität mittels Expansionsspritzgießen mutmaßlich durch das zur Verfügung stehende komprimierte Schmelzevolumen bzw. den Kompressionsdruck begrenzt. Der nach der Schmelzeexpansion im Heißkanal verbleibende Restdruck ist demnach kleiner als der Druckbedarf zum weiteren Füllen der Kavität. Die tatsächlich auftretenden Restdrücke nehmen mit geringerer Wanddicke deutlich zu,

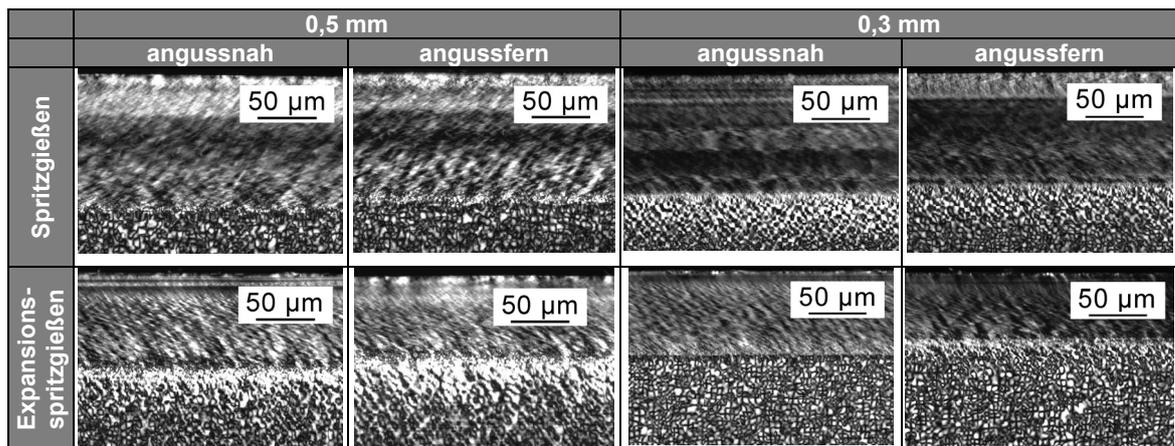
**Tabelle 4.** Dagegen ist die Druckabfallgeschwindigkeit  $dp/dt$  zu Beginn (2 ms) der Expansion weitestgehend von der Wanddicke unabhängig. Deren in **Tabelle 4** gezeigte Erhöhung mit reduzierter Wanddicke resultiert aus den für die Formfüllung notwendigen höheren Kompressionsdrücken. Außerdem wurde festgestellt, dass der Werkzeuginnendruck bei vollständiger Formfüllung mittels Expansionsspritzgießen zwar sehr viel geringer ausfällt, dafür aber eine geringere Variation über den Fließweg aufweist.

**Tabelle 4:** Druckverbrauch und -abfallgeschwindigkeit beim Expansionsspritzgießen.

Probendicke [mm]	$p_{\min}$		$\Delta p_{HK}$		Druckabfallgeschwindigkeit	
	[bar]		[bar]		[bar/ms]	
	240°C	260°C	240°C	260°C	240°C	260°C
0,5	430	420	850	730	170	240
0,3	865	720	935	780	250	300
0,1	1400	1515	1000	885	460	520

Beim Expansionsspritzgießen könnte die Herstellung von Bauteilen mit größeren Fließweg-/Wanddickenverhältnissen demnach durch höhere Kompressionsdrücke und damit verbunden höheren Fließfrontgeschwindigkeiten oder durch ein größeres zu komprimierendes Schmelzevolumen erreicht werden.

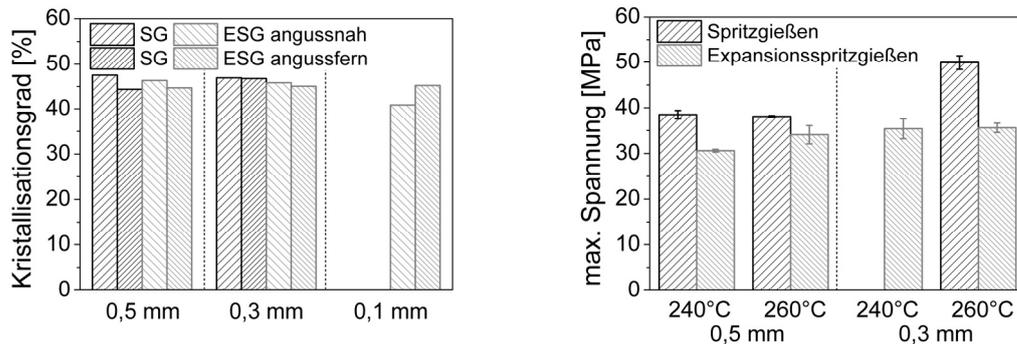
Die beschriebene Prozesscharakteristik spiegelt sich auch in den Bauteileigenschaften wieder. So haben auf den ersten Blick alle Bauteile eine mehrschichtige, sphärolithische Struktur, **Bild 4**, deren Randschicht feinsphärolithisch und stark orientiert ist und eine Kernschicht mit größeren, homogen verteilten Sphärolithen. Allerdings ist die Dicke der Randschicht der expansionsspritzgegossenen gegenüber spritzgegossenen Probekörper in jedem Fall geringer. Beim Expansionsspritzgießen wirkt sich die mit abnehmender Bauteildicke erhöhte Fließfrontgeschwindigkeit überdies auf die Randschichtdicke aus. Diese ist folglich für die 0,3 mm Platten geringer als für dickere expansionsspritzgegossene Platten.



**Bild 4:** Morphologie der Platten ( $T_m=260^\circ\text{C}$ ,  $T_w=60^\circ\text{C}$ , 10 µm Dünnschnitt, pol. Durchlicht, 0°).

Der mittels DSC gemessene integrale Kristallisationsgrad (**Bild 5** links) ist bei identischer Entnahmeposition für expansionsspritzgegossene Platten tendenziell geringer. Ursächlich kann hierfür die geringere Randschichtdicke sein. Deren starke Orientierung führt zu einer stärkeren Parallelisierung der Molekülketten, damit zu einer für die Kristallisation günstigeren Ausgangssituation und schlussendlich zu einem hohen Kristalli-

sationsgrad in der Randschicht. Ferner scheinen bei den spritzgegossenen Proben Reihenkeime aufzutreten, die zusätzlich den Kristallisationsgrad positiv beeinflussen.



**Bild 5:** links: Kristallisationsgrad rechts: maximale Spannung beim Zugversuch.

Die resultierenden mechanischen Eigenschaften der Bauteile werden auf Basis der maximalen Spannung, die z.T. der Streckspannung entspricht, verglichen, **Bild 5** rechts. Es zeigt sich, dass diese für spritzgegossene Bauteile höher ist und eine geringere Standardabweichung aufweist. Dabei spielt die Verarbeitungstemperatur für 0,5 mm dicke Platten eine untergeordnete Rolle. Ursachen für die schlechteren mechanischen Eigenschaften der expansionsspritzgegossenen Bauteile können neben dem geringeren Kristallisationsgrad die geringere Randschichtdicke sein. Deren starke Orientierung wesentlich zur gemessenen Steifigkeit beiträgt.

#### 4 Zusammenfassung

Die Prozesscharakteristik des Expansionsspritzgießens wirkt sich durch hohe Drücke und Fließfrontgeschwindigkeiten zu Beginn des Formfüllvorganges v.a. bei abnehmender Wanddicke positiv auf die Füllbarkeit einer Kavität aus. So reichen gegenüber dem konventionellen Spritzgießen geringere Spritzdrücke und Schneckenvorlaufgeschwindigkeiten um Mikrobauteile zuverlässig zu Füllen. Ursache für den geringeren Druckbedarf ist die auf Grund der kürzeren Kontaktzeit der Schmelze mit der Werkzeugwand verminderte Randschichtdicke während Formfüllung. Der tatsächlich zur Verfügung stehende Fließquerschnitt ist somit größer und der Druckbedarf kann reduziert werden. Die geringe Randschichtdicke wirkt sich nachfolgend allerdings negativ auf den Kristallisationsgrad sowie die mechanischen Eigenschaften der Bauteile aus.

#### 5 Literatur

- [1] K. Vetter, I. Kühnert, G. Hülner, D. Drummer: Einfluss der Prozesscharakteristik des Expansionsspritzgießens auf die Eigenschaften von Mikrobauteilen aus PP. Technomer, SGP8 (2009)
- [2] J. Fasset: Thin Wall Molding: Differences in Processing over Standard Injection Molding. Proceedings ANTEC, 430 – 433 (1995)
- [3] T. Kamps., J. Wortberg: Spritzgießtechnik für Schnellläufer. Kunststoffe, **91**(7), 44 – 48 (2001)
- [4] G. Steinbichler: Methoden und Verfahren zur Optimierung der Bauteilentwicklung für die Spritzgießfertigung. Dissertation, Universität Erlangen-Nürnberg (2008)
- [5] N. Rudolph, K. Vetter, I. Kühnert: Temperaturänderung bei der Kompression und Expansion von Kunststoffschmelzen. Kunststofftechnik, **6**(4), 250 – 277 (2009)

## **Fertigung von Mikrobautteilen aus Kunststoff mittels Ultraschallplastifizierung und Direktinjektion**

W. Michaeli, Ch. Hopmann, T. Fischer, T. Kamps

Institut für Kunststoffverarbeitung (IKV) an der RWTH Aachen

Bei der Ultraschallplastifizierung wird die Eigenschaft polymerer Formmassen ausgenutzt, mechanische Schwingungsbeanspruchungen durch innere Dämpfung sowie Grenzflächenreibung in Wärme umzuwandeln. Kombiniert mit einer Direktinjektion lassen sich so kleinste Mengen an Kunststoff in kürzester Zeit vom Rohstoff direkt zu Mikrobautteilen verarbeiten. Im Hinblick auf die Mikroverarbeitung besticht diese Methode durch zwei verfahrensspezifische Vorteile: Zum einen wird nur so viel Kunststoff aufgeschmolzen, wie für einen Zyklus benötigt wird. Zum anderen kann die Verweilzeit des Kunststoffs im schmelzeflüssigen Zustand verkürzt und damit die Degradationsgefahr der Molekülketten weitestgehend vermieden werden. Damit stellt das Plastifizieren von Kunststoffen mittels Ultraschall besonders für teure, thermisch sensible Materialien wie beispielsweise resorbierbare Sonderformmassen einen alternativen Verfahrensansatz dar [1, 2].

### **1 Einleitung**

In der Mikrosystemtechnik und der Feinwerktechnik kommen vermehrt Bauteile aus Kunststoff zum Einsatz. Diese polymeren Bauteile finden sich, nicht zuletzt auch aufgrund des im Vergleich zu anderen Werkstoffen breit einstellbaren Eigenschaftsspektrums von Kunststoffen, hauptsächlich in Medizinprodukten, elektrischen Bauteilen sowie mechatronischen Systemen wieder. Aber auch die gute Verarbeitbarkeit und die niedrige Dichte können Gründe für den Einsatz von Kunststoff als Werkstoff sein. Mit zunehmender Formteilkomplexität steigt auch der Grad der Miniaturisierung häufig an, sodass die polymeren Mikrobautteile entsprechend ihrer Größe ein sehr geringes Gewicht zwischen 0,05 mg und einigen wenigen Gramm aufweisen.

Für die Fertigung solcher Kleinstbauteile aus thermoplastischen Kunststoffen in großen Stückzahlen hat sich das Mikrospritzgießen als Verfahren etabliert. Besonders die material- und prozessgerechte Zubereitung der Kleinstmengen an benötigtem Kunststoff grenzt dieses Verfahren deutlich gegenüber anderen Spritzgießverfahren ab. So kann eine gleichbleibende Bauteilqualität und eine hohe Fertigungsreproduzierbarkeit nur durch eine extrem gute Prozesskontrolle sichergestellt werden. Gleichzeitig muss jedoch auch die Verweilzeit der vorgehaltenen Schmelze im Plastifizieraggregat so gering wie möglich sein, um eine Materialschädigung infolge thermischer Überbelastung zu vermeiden [3].

Die Ultraschallplastifizierung stellt in diesem Zusammenhang ein alternatives Verfahren zur der sonst eingesetzten Kolben- oder Schneckenplastifizierung dar. Aufgrund der Eigenschaft thermoplastischer Kunststoffe, sich unter schwingender Beanspruchung zu

erwärmen, kann durch eine gezielte hochfrequente Ultraschallanregung sehr effektiv Energie in den Werkstoff eingebracht werden.

Ein Teil der in den Werkstoff eingeleiteten Schwingungsenergie dissipiert infolge von Reibungsverlusten. Dabei kommt es aufgrund zweier Mechanismen zur Erwärmung des Kunststoffs: Zum einen findet an den Grenzflächen zweier Körper (z. B. zwischen Granulatkörnern) eine laterale Relativbewegung und damit einhergehend eine Grenzflächenreibung statt, zum anderen erwärmt sich der Kunststoff aufgrund seiner inneren Dämpfungseigenschaften volumetrisch [4]. Darüber hinaus resultieren die bei der Ultraschallplastifizierung auftretenden hohen Deformationsraten in einer sehr schnellen Aufheizung des Kunststoffs. Bei Untersuchungen am Institut für Kunststoffverarbeitung (IKV), Aachen, konnten Heizraten von bis zu 600 °C/s nachgewiesen werden [5].

Damit erlaubt das Verfahren neben der Möglichkeit, nur genau die für einen Zyklus notwendige Kunststoffmasse aufzubereiten, auch eine zeitnahe Weiterverarbeitung des schmelzeflüssigen Kunststoffs und reduziert somit die Degradationsgefahr der Molekülketten drastisch.

## **2 Verfahrenstechnische Grundlagen**

### **2.1 Ultraschallschweißen von Kunststoffen**

Die verfahrenstechnischen Grundlagen des Plastifizieren mittels Ultraschall sind der klassischen Ultraschall-Fügetechnik entliehen. Bei beiden Verfahren werden mithilfe eines Ultraschallgenerators Ultraschallschwingungen erzeugt. Beim Ultraschallschweißprozess werden diese von einer Schweißpresse über eine Sonotrode in die Fügezone der zu verschweißenden Fügepartner eingeleitet. Für ein definiertes Aufschmelzen der Fügeteile in der Nahtebene wird die Berührungsfläche über sogenannte Energierichtungsgeber (ERG) minimiert, wodurch sich die Druckwechselbeanspruchung der zu verschweißenden Bauteile auf die Fügezone konzentriert. Nach einem Anschmelzen der ERG kommt es zur Ankopplung zwischen Ober- und Unterteil und zu einem stationärem Abschmelzen, bei dem kontinuierlich Schmelze in den Schweißwulst gefördert wird. Anschließend wird bei ausschwingender Sonotrode weiter Schmelze ausgequetscht [6].

### **2.2 Abgrenzung der Ultraschallplastifizierung gegenüber dem Ultraschallschweißen**

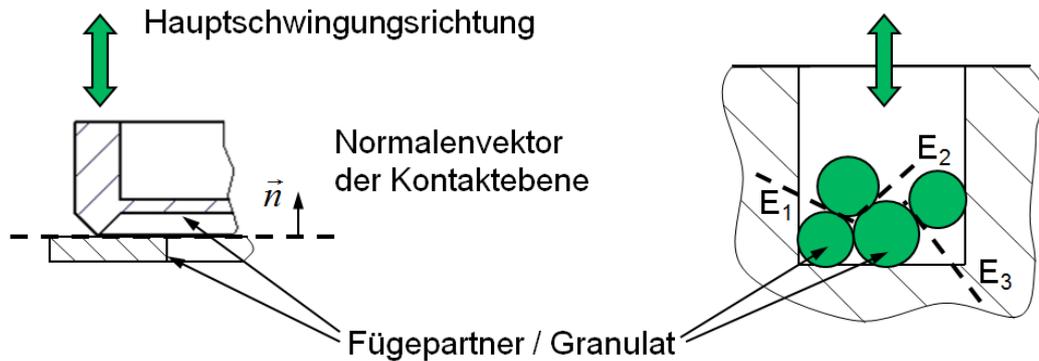
Obwohl die Plastifizierung mit Ultraschall und das Ultraschallschweißen auf den gleichen physikalischen Mechanismen basieren und eine ähnliche Anlagentechnik zum Einsatz kommt, existieren aufgrund der unterschiedlichen Verwendungszwecke (Schweißen oder Plastifizieren) verfahrenstechnische Unterschiede, die im Folgenden kurz erläutert werden sollen.

Bei der Plastifizierung wird ein möglichst gleichmäßiges Aufschmelzen der gesamten Materialmenge angestrebt, während beim Schweißen die Erwärmung möglichst nur in der Fügezone stattfinden soll. Weiterhin liegen im Gegensatz zum Ultraschallschweißen die Kontaktflächen der sich berührenden Körper bei der Ultraschallplastifi-

zierung statistisch im Raum verteilt. Neben der damit einhergehenden unterschiedlichen Erwärmung des verwendeten Granulats durch die unterschiedliche Beanspruchung, wirkt so auch die Anpresskraft nicht, wie beim Ultraschallschweißen üblich, in Richtung der Hauptschwingungsrichtung, sondern in davon abweichenden, verschiedenen räumlichen Richtungen (**Bild 1**), was eine Veränderung des Reibzustands zur Folge hat.

### Ultraschallschweißen

### Plastifizierung mit Ultraschall



**Bild 1:** Lage der Kontaktflächen relativ zur Hauptschwingungsrichtung

Die verschiedenen Vorgänge, die im Kunststoff während der Plastifizierung auftreten, sind demnach nur schwer aufgrund ihrer zeitlichen und örtlichen Überlagerung zu erfassen. Die systematische Analyse des Aufheizvorgangs wird weiterhin dadurch erschwert, dass die zur Erwärmung auftretenden Effekte Kontaktflächenreibung und volumetrische Erwärmung immer gekoppelt auftreten und nicht voneinander getrennt werden können.

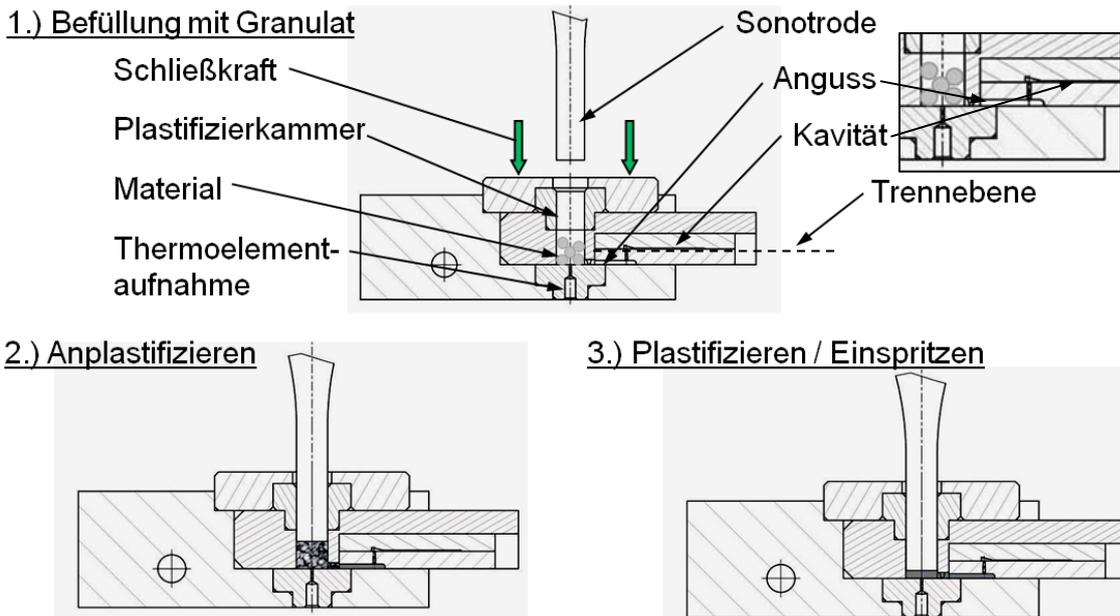
## **3 Verfahrensablauf und Anlagenaufbau beim Plastifizieren mit Ultraschall und Direktinjektion**

### **3.1 Verfahrensablauf**

Um die Ultraschallplastifizierung für die Herstellung von Mikrobauteilen zu nutzen, wird eine konventionelle Ultraschallschweißanlage modifiziert. Wie auch beim Schweißen wird die niederfrequente Energie des Wechselstromnetzes über einen Generator in hochfrequente Ultraschallenergie umgewandelt, um anschließend über den Konverter in mechanische Schwingungen transformiert zu werden. Booster und Sonotrode leiten die Schwingungen in den Kunststoff ein. Weitere Bestandteile der Anlage sind die Presse, die die Kompressionskraft auf das Schwingssystem aufbringt, sowie der schallhart ausgelegte Amboss. Damit wird sichergestellt, dass die Bereiche der maximalen Erwärmung denen der maximalen akustischen Wechselspannung entsprechen [6].

Bei der Plastifizierung mittels Ultraschall und Direktinjektion schließt an die Plastifizierkammer eine Kavität an, die über ein Angussystem verbunden ist. Durch den Anguss gelangt die Schmelze in das Formnest. Der hierfür notwendige Einspritzdruck wird über die Sonotrode aufgebaut, die somit für das Aufschmelzen des Kunststoffs und für die Füllung der Kavität verantwortlich ist. Der Verfahrensablauf der Ultraschallplastifi-

zierung mit Direktinjektion, schematisch in **Bild 2** dargestellt, kann in folgende Schritte unterteilt werden:



**Bild 2:** Anlagenaufbau und Verfahrensablauf beim Ultraschallplastifizieren mit Direktinjektion

1. Nach Befüllung der Plastifizierkammer mit Material wird die Sonotrode über die Schweißpresse in die Plastifizierkammer gefahren. Beim Erreichen einer zuvor eingestellten Triggerkraft wird der Ultraschall ausgelöst. Zeitgleich wird die Plastifizierkammer durch eine vorgegebene Kraft über den gesamten Zyklus mit Druck beaufschlagt.
2. Unter dem Einfluss der Ultraschallschwingungen erwärmt sich der Kunststoff und schmilzt auf. Dabei wird zuerst Schmelze an den Stellen mit der höchsten Energiedissipation gebildet.
3. Die entstehende Schmelze wird durch das Angusssystem kontinuierlich in die Kavität gedrückt. Nach dem Erreichen einer vorher definierten Plastifizierzeit oder einem definierten Plastifizierweg der Sonotrode tritt der Prozess in eine Haltephase ein. Die Haltephase ist mit der Nachdruckphase des konventionellen Spritzgießprozesses vergleichbar. Dabei wird kein Ultraschall mehr in den Kunststoff eingeleitet, jedoch wird die Plastifizierkammer durch die Sonotrode unter Kompressionsdruck gehalten. Dieser wirkt über das Angusssystem bis in die Kavität und gleicht somit die dort auftretenden Schwindungseffekte aus.

Dabei erstreckt sich der gesamte Verfahrensablauf, abhängig von dem verwendeten Kunststoff, über einen Zeitrahmen von etwa 6-8 s.

### 3.2 Anlagenaufbau

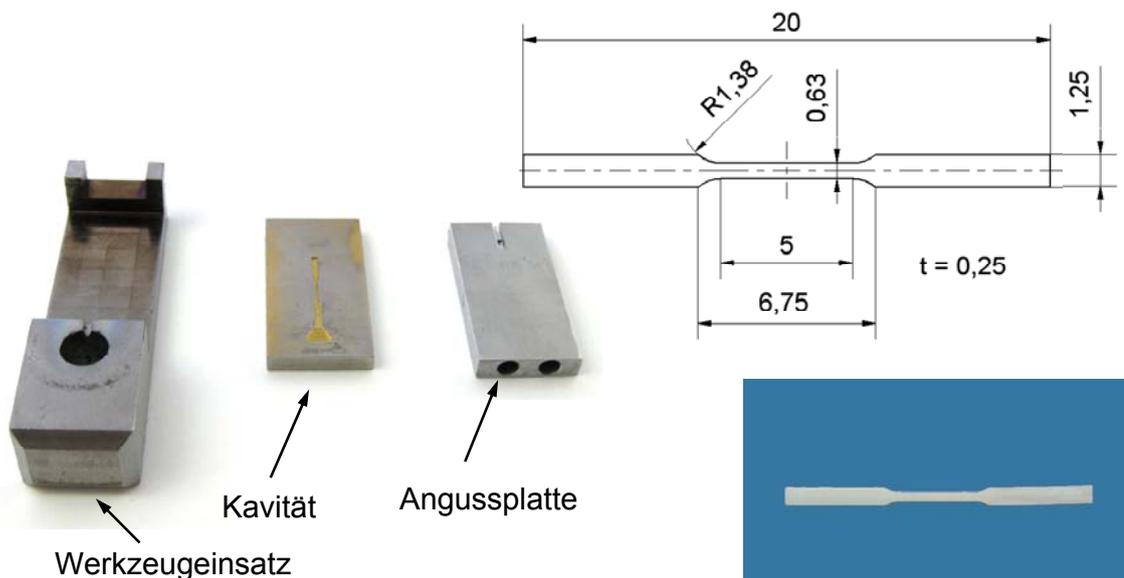
Die zur Herstellung von Mikrobauteilen hergestellte Anlagentechnik besteht aus einer Vorschubeinheit des Typs AEF sowie einem Ultraschallgenerator des Typs 2000f der Firma Branson Ultraschall, Dietzenbach. Der Generator arbeitet bei einer Frequenz

von 20 kHz und erreicht dabei eine maximale Leistung von 2200 W. Das Übersetzungsverhältnis des verwendeten Schwingensystems beträgt 4,9:1. Demnach wird bei einer am Generator eingestellten Amplitude von 100 % am Sonotrodenkopf eine Schwingungsamplitude von 49  $\mu\text{m}$  erreicht. Die Vorschubeinheit ist pneumatisch angetrieben und erreicht Anpresskräfte von bis zu 2300 N. Die verwendete Sonotrode ist aus Aluminium gefertigt und besitzt einen Kopfdurchmesser von 8 mm.

In den Amboss können verschiedene Werkzeugkavitäten eingesetzt werden, um unterschiedliche Mikroformteile herzustellen. Sowohl der Amboss als auch die Kavität können über Heizpatronen temperiert werden. Zur Messdatenerfassung kommt ein System sowie die entsprechende Software DataFlow der Firma Kistler, Winterthur, Schweiz, zum Einsatz. Neben den am Generator abgegriffenen Signalen Amplitude, Leistung und Frequenz wird auch die Temperatur in der Plastifizierkammer erfasst. Dies wird über das IR-Werkzeuginnenthermometer MTS 408 der Firma FOS Messtechnik GmbH, Schacht-Audorf, realisiert. Dieses Thermometer ermöglicht durch seine kurzen Ansprechzeiten von 15 ms eine genaue Erfassung der hohen Aufheizraten der Ultraschallplastifizierung. Die Erfassung aller Messdaten wird beim Erreichen der Triggerkraft ausgelöst. Zur selben Zeit beginnt die Ultraschallaussendung über die Sonotrode in die Plastifizierkammer.

#### 4 Eigenschaften gefertigter Mikrobauteile

Die Eigenschaften der mit Ultraschallplastifizierung und Direktinjektion gefertigten Bauteile werden an einem Mikrozugstab ermittelt, dessen Maße denen eines um den Faktor 1:16 skalierten Norm-Zugprüfkörper entsprechen (**Bild 3**).



**Bild 3:** Modulares Werkzeugsystem und hergestellter Mikrozugstab

Der Zugstab (Material: PP 505P) weist bei einer Länge von 20 mm eine Dicke von 250  $\mu\text{m}$  auf. Sein Schussgewicht beträgt etwa 5,3 mg. Durch das große Oberflächen / Volumen-Verhältnis von 11,6 ist es vergleichsweise schwierig, den Zugstab vollständig mit Schmelze zu füllen.

Neben dem Einfluss der Prozesseinstellungen auf das Bauteilgewicht und der Morphologie werden die mechanischen Eigenschaften sowie die Materialhomogenität der gefertigten Mikrobauteile untersucht.

Im Vergleich zu im klassischen Spritzgießverfahren hergestellte „Mikrozugstäbe“ sind deutliche Unterschiede in den mechanischen Eigenschaften zu erkennen. Während die konventionell gefertigten Proben Zugfestigkeiten von bis zu 75 N/mm<sup>2</sup> aufweisen, werden bei den mittels Ultraschallplastifizierung und Direktinjektion hergestellten Zugstäben gleicher Dimension nur Festigkeiten von 24 N/mm<sup>2</sup> erreicht. Dieser Effekt ist vermutlich auf ein unzureichendes Aufschmelzen und Vermischen des Kunststoffs zurückzuführen.

## 5 Fazit und Ausblick

Trotz einer verhältnismäßig einfachen Anlagentechnik können Mikrobauteile aus Kunststoff mittels Ultraschallplastifizierung und Direktinjektion gefertigt werden. Dabei stellen sich die erwarteten kurzen Zykluszeiten ein, die einen positiven Einfluss auf die Mikrofertigung hinsichtlich der potenziellen Materialschädigung und des Materialverbrauchs darstellen. Umfangreichere Untersuchungen über die erzielten Eigenschaften der gefertigten Mikrobauteile stehen noch aus.

## 6 Danksagung

Die vorgestellte Arbeit wurde von der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) im Rahmen der Forschungsgruppe 702 finanziell gefördert. Ihr gilt unser ausdrücklicher Dank!

## 7 Literatur

- [1] Michaeli, W.; Mäsing R.; Kamps, T.; Heßner, S.: Mikrospritzgießen – Plastifizieren mit Ultraschall. 24. *Internationales Kunststofftechnisches Kolloquium*, Aachen, 2008
- [2] Offergeld, H. J.: *Verarbeitung von resorbierbaren Kunststoffen*. RWTH Aachen, Dissertation, 1990
- [3] Jüttner, G.: Mikrospritzgießen: Plastifiziereinheiten für kleine Schussgewichte. *Kunststoffe* 94 (2004) 1, S. 53-55
- [4] Potente, H.: *Untersuchung der Schweißbarkeit thermoplastischer Kunststoffe mit Ultraschall*. RWTH Aachen, Dissertation, 1971
- [5] Selvaratnam, R.: *Untersuchungen zum Aufschmelzvorgang von thermoplastischen Kunststoffen in Plattenform bei der Ultraschallplastifizierung*. Institut für Kunststoffverarbeitung, RWTH Aachen, unveröffentlichte Studienarbeit, 2009
- [6] Ehrenstein, G.W.: *Handbuch Kunststoff-Verbindungstechnik*. München, Wien: Carl Hanser Verlag, 2004

## **Entwicklung einer Fertigungstechnik für Metall-Kapillardruckgießprozesse**

J. Prehm, P. Dellinger, C. Roxlau, K. Möhwald, Fr.-W. Bach

Institut für Werkstoffkunde, Leibniz Universität Hannover

Das Metall-Kapillardruckgießen ist ein neuartiges Urformverfahren, welches es gestattet, metallische Mikrobauteile in einem industrierelevanten Maßstab herzustellen.

Wird die Dimensionierung gefertigter Bauteile sukzessive verringert, so können physikalische Phänomene wirksam werden, welche zuvor keinen signifikanten Einfluss hatten. So treten etwa bei der Formgebung über die flüssige Phase, wie es bei Gießprozessen der Fall ist, Kapillarkräfte in Erscheinung. Daher ist es sinnvoll, Verfahren zu erforschen, welche nicht nur den in den Mikrodimensionen auftretenden physikalischen Phänomenen Rechnung tragen, sondern sie auch gezielt zur Formgebung nutzen. Basierend auf diesem Konzept wurde am Institut für Werkstoffkunde (IW) der Leibniz Universität Hannover das Metall-Kapillardruckgießen entwickelt.

Mit dem Metall-Kapillardruckgießen steht ein sehr leistungsstarkes Verfahren zur Verfügung, da es alle Vorzüge des Makrogießens besitzt: eine vielfältige Werkstoffpalette und große Formenvielfalt. Zudem können Bauteile mit Abmessungen von unter 100 µm hergestellt werden.

### **1 Einleitung**

Da sich bei zunehmender Verringerung von Bauteildimensionen das Oberflächen-zu-Volumen-Verhältnis enorm vergrößert, nehmen bei der Herstellung von Mikrobauteilen – falls die Formgebung über die flüssige Phase erfolgt – physikalische Phänomene bzw. Größen Einfluss, welche in den Makrodimensionen eher zu vernachlässigen sind. Hierzu zählen die Oberflächenspannung sowie elektrostatische und Kapillarkräfte. Sollen immer kleinere Bauteile hergestellt werden, ist es naheliegend, Mikrofertigungsverfahren zu entwickeln, welche diese Phänomene gezielt zur Formgebung nutzen. Mikrofertigungsverfahren zeichnen sich allerdings nicht nur durch die realisierbaren Bauteilgrößen aus. Weitere wichtige Faktoren sind die verarbeitbaren Werkstoffe sowie die Möglichkeit, komplexe dreidimensionale Geometrien herstellen zu können. Viele Verfahren, die zurzeit für die industrielle Fertigung eingesetzt werden, stoßen hier an ihre Grenzen: entweder lassen sich die geometrischen Abmessungen der produzierbaren Mikrobauteile nicht mehr wesentlich weiter verringern und/oder die Palette der verarbeitbaren Werkstoffe grenzt die Einsatzmöglichkeiten der Bauteile stark ein. Somit besteht ein Bedarf an neuen Mikrofertigungsverfahren. Auf dieser Basis wurde das Metall-Kapillardruckgießen entwickelt. Der Vorteil dieses Verfahrens ist, dass prinzipiell alle Legierungen verwendet werden können, die auch für das

Makrogießen zu Verfügung stehen. So können Bauteile mit den vielfältigsten Eigenschaften hergestellt werden.

## 2 Verfahrensbeschreibung

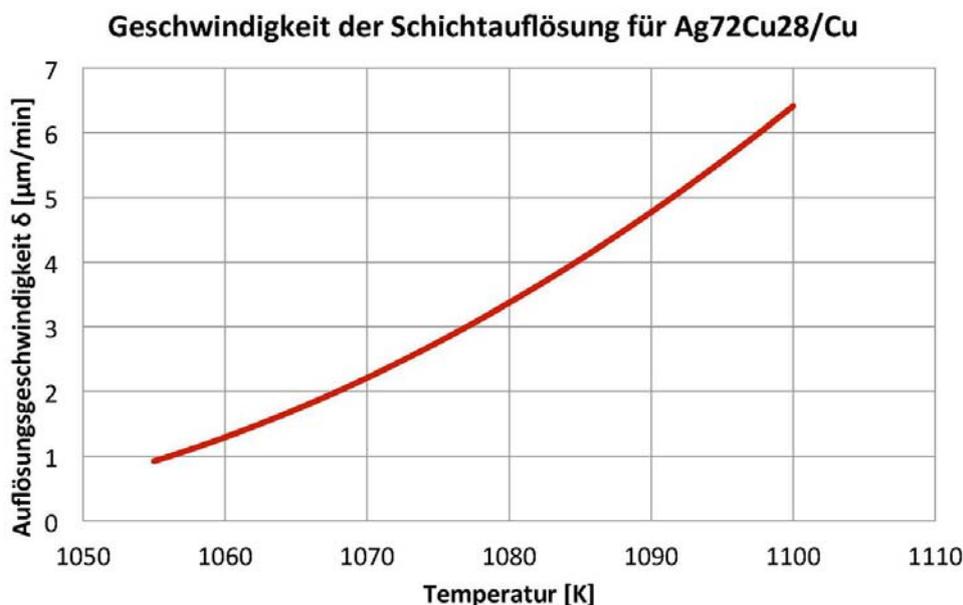
### 2.1 Ansaug- und Verdrängerprinzip

Der aus der Löttechnik bekannte Effekt, dass metallische Schmelzen auf Grund von Kapillarkräften in enge Spalte fließen können, ist die Grundlage des Metall-Kapillardruckgießens. Bei diesem neuartigen Gießprozess werden Mikrogießformen, welche aus technischen Keramiken wie Aluminiumoxid oder Siliziumnitrid bestehen, durch Kapillarkräfte mit metallischen Schmelzen gefüllt. Voraussetzung hierfür ist, dass die Schmelze zunächst die Mikrogießform benetzen muss, um sie füllen zu können. Am Ende des Gießprozesses hingegen muss ein Entnetzungsvorgang stattfinden, damit das fertige Gussteil später entnommen werden kann.

In der Regel benetzen nicht-reaktive Metallschmelzen keramische Oberflächen nicht oder nur schlecht. Daher stehen in diesen Fällen keine Kapillarkräfte zur Verfügung, die für eine Formfüllung genutzt werden können. Aufgrund dessen werden die keramischen Formen jeweils mit einer metallischen Schicht überzogen, so dass eine Benetzung stattfinden kann.

Beim so genannten Ansaugprinzip [1, 2] wird der metallische Überzug mittels PVD-Technik aufgedampft. Auch der Einsatz von galvanischen Verfahren ist möglich. Die metallische Schmelze, welche sich in einem Depot befindet, wird aufgrund von Kapillarkräften, über eine Eingusskapillare, in die Gießform hineingezogen.

Die Metallisierung löst sich im Laufe eines Gießprozesses in der Schmelze größtenteils auf. So wurden im Vorfeld Untersuchungen zur Auflösungskinetik von PVD-Schichten in Gusswerkstoffen durchgeführt (**Bild 1**).



**Bild 1:** Auflösungs geschwindigkeit einer Cu-Schicht im Gusswerkstoff Ag72Cu

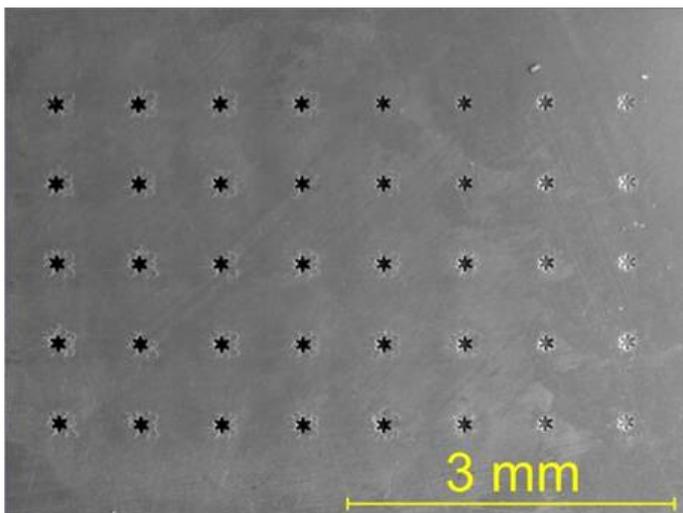
Das Erstarren der Schmelze muss somit nicht genau in dem Moment der vollständigen Schichtauflösung stattfinden, sondern kann innerhalb einer technisch leichter realisierbaren Zeitspanne vollzogen werden, die je nach Beschichtung und Gusswerkstoff in einem Bereich zwischen 1 und 3 Minuten liegen kann.

Nachteilig beim Ansaugprinzip ist, dass das fertige Gussbauteil mit einem Anguss versehen ist, der nachträglich entfernt werden muss. Bei sehr kleinen Mikrobauteilen ist dies nicht so leicht zu bewerkstelligen.

Bei der zweiten Variante, dem Verdrängerprinzip wird der Gusswerkstoff in Form einer zwischen den Gießformhälften eingelegten Folie oder eines feinen Pulvers angeboten. Nach der vollständigen Verflüssigung des Gusswerkstoffs wird die obere Gießformhälfte durch eine Gewichtskraft auf die untere gepresst, so dass die Schmelze schlagartig unter Druck formfüllend eingeschlossen wird. Die überschüssige Schmelze wird dabei aus dem Trennspace zwischen den beiden Gießformhälften verdrängt.

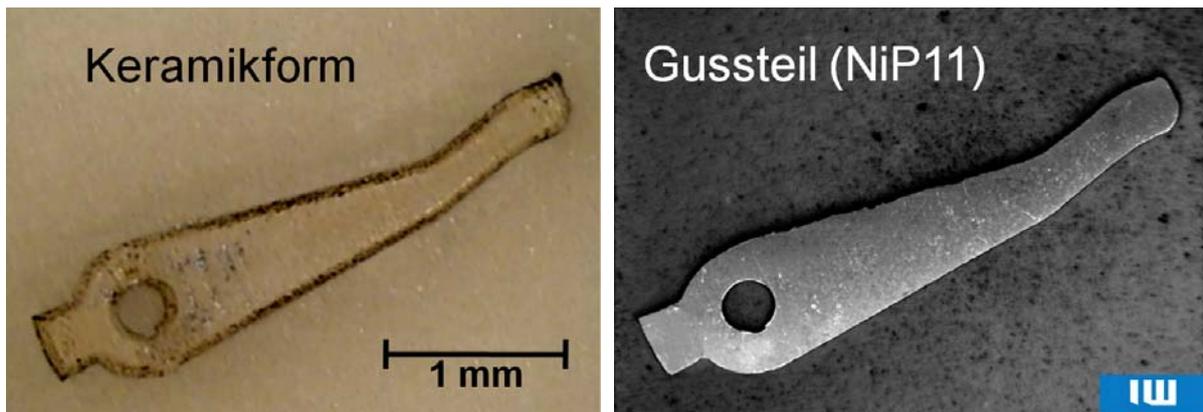
Die Metallisierung ist bei diesem Prinzip für das Erzielen einer hohen Konturentreue und Oberflächengüte des Gussteils von Bedeutung. Danach löst sich die Benetzungsschicht vollständig auf, ohne dass – wie beim Ansaug-Prinzip erforderlich – das Temperatur-Zeit-Regime des Gießprozesses auf die Auflösungskinetik der Benetzungsschicht abzustimmen ist. Bei einem genügend hohen dynamischen Druck zum Verdrängen der überschüssigen Schmelze kann auch auf die Metallisierung der Gießform verzichtet werden, falls gewährleistet ist, dass der Trennspace dicht schließt und somit die Konturentreue des Gusstückes beim Erstarren erhalten bleibt. Der Vorteil des Verdrängerprinzips ist, dass die fertigen Gussbauteile ohne Angüsse und Steiger versehen sind, so dass eine Nachbearbeitung entfällt.

Da in eine Gussform sehr viele Mikrokavitäten eingebracht werden können, ist das Verfahren für das Fertigen im industrierelevanten Maßstab prädestiniert (**Bild 2**).



**Bild 2:** Mikrokavitäten in einer Siliziumnirtid-Form

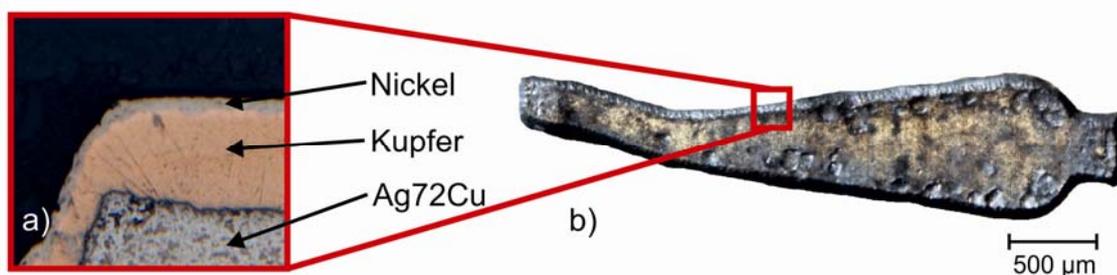
Als Beispiel für die Leistungsfähigkeit des Metall-Kapillardruckgießens ist in **Bild 3** ein Mikrogreifer dargestellt, welcher im Rahmen der Forschergruppe 702 als Teil eines Demonstrators entwickelt wurde.



**Bild 3:** mittels Eximer-Laser hergestellte Gussform( links); fertiges Gussteil (rechts)

## 2.2 Schichttransplantation

Die Metallisierung der Gießform kann neben dem Verbessern der Benetzungseigenschaften auch zur Oberflächenbehandlung genutzt werden. Ein Ansatz besteht darin, die benötigte Oberflächenbehandlung (z.B. eine Hartstoffbeschichtung) nicht als abschließenden Prozessschritt auf die fertig urgeformten Bauteile zu applizieren, sondern im Vorfeld die entsprechende Gussform des Bauteils zu beschichten und abschließend diese Beschichtung auf das Bauteil zu transplantieren. Somit entsteht ein hybrider Prozess, bei dem die Beschichtung beim Gießen stoffschlüssig auf das neu entstandene Bauteil transplantiert wird. Dieses Verfahren ermöglicht es, Bauteile mit Abmessungen von unter einem Millimeter endkonturnah mit neuartigen Oberflächen und Eigenschaften zu versehen. Bei dem Transplantationsprozess wird die Beschichtung zusammen mit ihren Materialeigenschaften und den Struktureigenschaften, welche von der Masterform übernommen werden, übertragen. Die bei diesen geringen Bauteilgrößen zu erwartenden problematischen Beschichtungsbedingungen (Handling, Kantenabrundungen usw.) entfallen, womit dieses Hybridverfahren zusätzlich eine Vereinfachung darstellt. Die positiven Eigenschaften der PVD-Schichten bleiben erhalten und versorgen die Mikrobauteile mit neuen Oberflächeneigenschaften, wie beispielsweise einer Steigerung der Verschleißbeständigkeit sowie einer Erhöhung der Oberflächenhärte. Somit lässt sich bei den hier betrachteten Bauteildimensionen von einer Panzerung der Oberfläche sprechen.



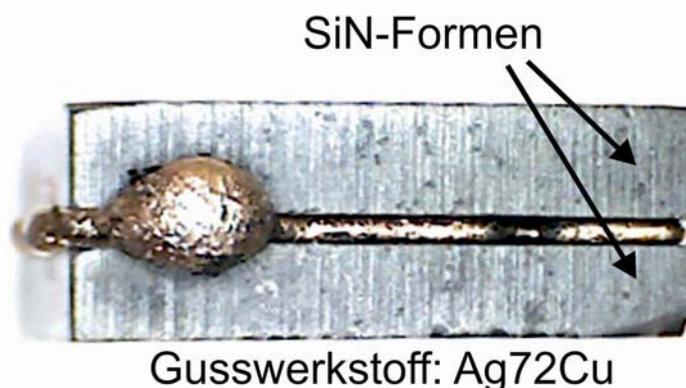
**Bild 4:** a) Schlichtbild eines mit Ag72Cu gegossenen Mikrogreifers, b) Lichtbild der Oberfläche eines abgeformten Mikrogreifers – die gestrichelte Linie entspricht dem Bildausschnitt in a)

In **Bild 4a, b** ist ein Mikrogreifer mit einer Mehrlagenschicht (Nickel und Kupfer) zu erkennen. Die Nickelschicht wurde mit einem Arc-Verdampfer appliziert und ist ca. 5  $\mu\text{m}$  dick. Die Kupferschicht (ca. 60  $\mu\text{m}$  dick) wurde mittels eines dc-Verdampfers auf die Nickelschicht aufgedampft. Anschließend wurde die Greiferform mittels Metall-Kapillardruckgießens gefüllt. Die Kupferbeschichtung ist somit das Verbindungsglied zwischen dem Gusswerkstoff Ag72Cu und der Nickelschicht.

### 2.3 Anlagenprototyp

Das Metall-Kapillardruckgießen wird bislang noch im Labormaßstab betrieben. Aufgrund dessen wird das Verfahren zurzeit im Rahmen der von der Deutschen Forschungsgemeinschaft geförderten Forschergruppe 702 im Hinblick auf die Umsetzung als eine industrierelevante Fertigungstechnik untersucht (<http://www.forschergruppe-mikro.de>). Zu diesem Zweck werden Gießmaschinenkonzepte erstellt und in Prototypen umgesetzt [3].

Um eine deutlich kürzere Aufheizzeit zu realisieren, wird derzeit eine Induktionsanlage in den Prototypen integriert. Beim Metall-Kapillardruckgießen können, wie Vorversuche aufgezeigt haben, metallische Gusswerkstoffe mittels elektromagnetischer Induktion direkt erwärmt werden, wenn sie in Form von Folien angeboten werden oder zumindest indirekt, wenn geeignete metallische Gießformen verwendet werden, da diese die in ihnen induzierte Wärme durch Wärmeleitung und -strahlung an die Gusswerkstoffe weitergeben können. So werden gegenwärtig metallische Mikrogießformen auf ihre Eignung zur indirekten induktiven Erwärmung in dem Prototypen qualifiziert. Außerdem ist der Einsatz dünner Gießformen aus Werkstoffen mit Federeigenschaften, wie z. B. Molybdän, die ihre hohe Elastizitätsgrenze auch nach Temperaturzyklen mit Temperaturen  $> 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$  beibehalten, geplant. Durch das Verbiegen derartiger Gießformen, in welche die Kavitäten eingebracht sind, sollen sich die Bauteile dann aus der Form herausdrücken lassen („Eiswürfelprinzip“). Zudem ist bei Einsatz von metallischen Gießformen zu erwarten, dass, im Gegensatz zum Einsatz von keramischen Gießformen, die metallischen Mikrobauteile nicht so stark auf Kerne in der Form aufschumpfen, so dass die Entnahme schon dadurch vereinfacht ist.



**Bild 5:** Aufschmelzversuch durch Mikrowellenstrahlung

Ein weiteres Konzept zum Aufheizen der Gießformen besteht in dem indirekten Erwärmen durch Mikrowellenstrahlung. So werden zu Zeit in einer Labormikrowelle

Aufschmelzversuche unter Vakuum adäquaten Bedingungen durchgeführt. Die verwendeten Gussformen bestehen aus SiN, welches einen Mikrowellenszeptor darstellt und somit gestattet, den Gusswerkstoff indirekt zu Erwärmen (**Bild 5**).

### **3 Danksagung**

Das dieser Publikation zugrunde liegende Forschungsprojekt wurde im Rahmen der Forschergruppe „Maschinen-, Werkzeug- und Prozessentwicklung für neue Verfahren zur Herstellung von Mikrobauteilen über flüssige Phasen“ durch die Deutsche Forschungsgemeinschaft finanziell gefördert (BA 851/79-2). Für diese Unterstützung sei gedankt.

### **4 Literatur**

- [1] Bach, Fr.-W.; Möhwald, K.; Holländer, U.; Nakhosteen, B.: Entwicklung einer neuen Metallgießtechnik für die Mikromechanik. Zeitschrift für Metallkunde 92 (2001) 3, S. 207-211
- [2] Bach, Fr.-W.; Möhwald, K.; Hartz, K.: Metall-Kapillardruckgießen und Dampfphasen-Schmelzinfiltration: zwei innovative Verfahren für das Herstellen metallischer Mikrobauteile. In: Proceedings MikroSystemTechnik Kongress 2007, Dresden
- [3] Bach, Fr.-W.; Möhwald, K.; Prehm, J.; Hartz-Berhrend, K.; Roxlau, C.: Gießformen mit Kapillareffekt; Neuartiges Gießverfahren für Mikrokomponenten. In: Giesserei Erfahrungsaustausch (2009) 3, S. 22-23, ISSN 0016-9733

## Replikation von metallischen Mikrobauteilen über Zweikomponentenspritzgießen und Galvanoformung

J. Prokop, J. Lorenz, V. Piötter, S. Stabel

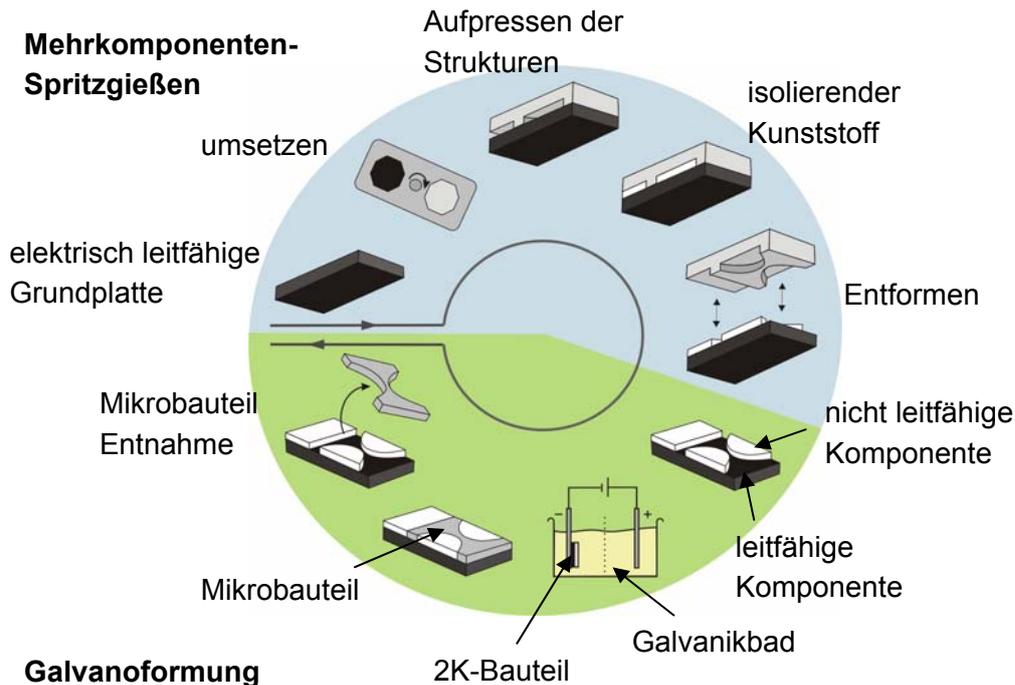
Institut für Angewandte Materialien - Werkstoffprozesstechnik

Für die noch relativ neue Herstellung von metallischen Mikrobauteilen über das Mehrkomponentenspritzgießen mit anschließender Galvanoformung, müssen noch umfangreiche Untersuchungen durchgeführt werden, um genaue Aussagen über die Reproduzierbarkeit und Genauigkeit des Verfahrens zu geben. Um bei der Entwicklung von neuen Mikrostrukturen bereits in der Produktentstehung erste Aussagen über die Machbarkeit der Bauteilherstellung zu geben, müssen neue Simulationsstrategien gefunden werden, durch die Schwachstellen erkannt werden können. Deshalb müssen Zweikomponentenbauteile mit einer vorhersagbaren Sicherheit fehlerfrei abgeformt werden. Dies wird vor allem dann notwendig, wenn die Formeinsätze über die LIGA-Technik hergestellt werden sollen. Diese hochgenaue Technik zur Herstellung von Formeinsätzen über die Röntgenlithographie mit anschließender Galvanoformung wird als ideale Kombination für den MSG-Prozess gesehen, jedoch ist die Herstellung eines solchen Formeinsatzes sehr kostenintensiv. Gerade deshalb ist es wichtig bereits vor der Formeinsatzherstellung Aussagen geben zu können, ob das gewählte Design im MSG-Prozess repliziert werden kann. In vorherigen Untersuchungen konnte gezeigt werden, dass bei der Abformung und Entformung der Zweikomponentenbauteile eine Trennung zwischen erster und zweiter Komponente auftreten kann, die nicht toleriert werden kann. In diesem Paper sind an einem Beispielbauteil die Ergebnisse der Simulation des Füllvorgangs und der Entformung vorgestellt, durch die vorab Schwachstellen erkannt werden sollen.

### 1 Einleitung

Neben den abtragenden und den pulvermetallurgischen Verfahren gibt es Spezialverfahren, die sich für die Herstellung von metallischen Mikrobauteilen eignen. Der bekannteste Vertreter ist sicherlich die direkt LIGA-Technik, mit der sich metallische Mikrobauteile mit besten Oberflächenqualitäten und feinsten Mikrostrukturen herstellen lassen. Ein Nachteil dieser Technik ist der relativ hohe Aufwand an Anlagentechnik zur Herstellung der Vorformen für die Galvanoformung. Um Bauteile mit vergleichbar guten Oberflächenqualitäten durch Galvanoformung herzustellen, wurde deshalb ein Verfahren entwickelt, bei dem über das **Mehrkomponenten-Spritzgießen**, kombiniert mit der **Galvanoformung**, kurz **MSG-Prozess**, metallische Mikrobauteile mit besten Oberflächenqualitäten entstehen [1].

Das Besondere an dieser neuen Prozessfolge, die in **Bild 1** schematisch dargestellt ist, ist die Kombination aus dem Massenfertigungsverfahren Spritzgießen und der Galvanoformung, die für die Herstellung von Mikrobauteilen bislang nur in der LIGA-Technik angewendet wird. Durch diese neue Fertigungskette können metallische Mikrobauteile in LIGA-Qualität in Massenanwendungen eingesetzt werden.



**Bild 1:** Schematischer Ablauf des MSG-Verfahrens

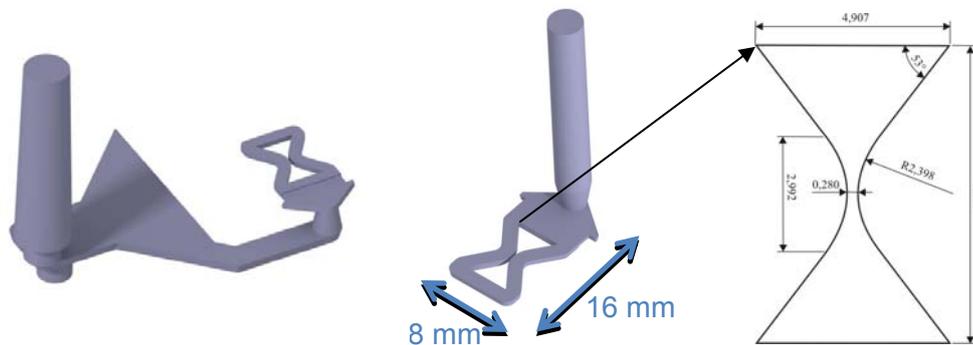
Diese Bauteile können, vergleichbar zum LIGA-Verfahren, abgeschliffen und entformt werden und stehen daraufhin für die Weiterverarbeitung zur Verfügung. Der MSG-Prozess steht dabei nicht in Konkurrenz, sondern als wirtschaftlich sinnvolle Ergänzung zum LIGA-Verfahren.

In vorhergehenden Arbeiten wurden die Leitfähigkeit, Verbundfestigkeit und die Größenänderungen während der einzelnen Prozessschritte intensiv untersucht [1]. Im Ergebnis konnten Prozessparameter gefunden werden, mit denen defektfreie Bauteile hergestellt wurden. Dabei hat sich jedoch gezeigt, dass die Kräfte beim Entformen der Mikrostrukturen neben den einstellbaren Prozessparametern den Haupteinfluss auf die Trennung zwischen der ersten und der zweiten Komponente haben, da es durch die Schwindung der zweiten Komponente zu einem aufschumpfen auf die Mikrostrukturen und damit zu Klemmkraften kommt. Ist die Verbundfestigkeit zwischen erster und zweiter Komponente geringer als die durch die Klemmung resultierende Zugkraft, kommt es zur Trennung. Probleme ergeben sich dabei nicht nur bei komplexen Designs, sondern vor allem durch die Anordnung von vielen Mikrobauteilen in unmittelbarer Nähe. Der Grund hierfür ist, dass sich beim Entformen die Zugkräfte auf die Trennfläche durch die nebeneinanderliegenden eingeklemmten Mikrostrukturen überlagern und zu dem oben genannten Defekt der Trennung der beiden Komponenten führen. Mit einer ersten Untersuchung zu den auftretenden Hauptspannungen sollen grundlegende Erkenntnisse zu dem Einfluss der Entformungskräfte und der Versagenswahrscheinlichkeit untersucht werden.

## 2 Simulation der Entformungskräfte

Mit Hilfe der Software SIGMAsoft [V4.7] kann der komplette Spritzgießprozesszyklus, angefangen bei der Formfüllung bis hin zum Entformungsprozess simuliert werden. Die hierbei entstehenden Ergebnisse geben Auskunft über die Wechselwirkungen zwischen den beiden Komponenten. Weiterhin sind Spannungs- und Verzugsberechnung in Sigmasoft möglich, die Aussagen über die Zugbeanspruchung an der Trennebene zwischen den beiden Komponenten ermöglichen.

Für die Untersuchung wird eine Zweikomponentenform zur Herstellung einer Mikroermüdungsprobe untersucht [2]. Die formgebende zweite Komponente ist in **Bild 2** zu sehen. Bedingt durch die Werkzeuggeometrie, ist der Anschnitt relativ weit vom formgebenden Bauteil entfernt. Für die Entformungssimulation wird jedoch ein vereinfachtes System gewählt, **Bild 2** rechts.



**Bild 2:** Zweite Komponente mit verzweigtem Angussystem und vereinfachtem Angussystem

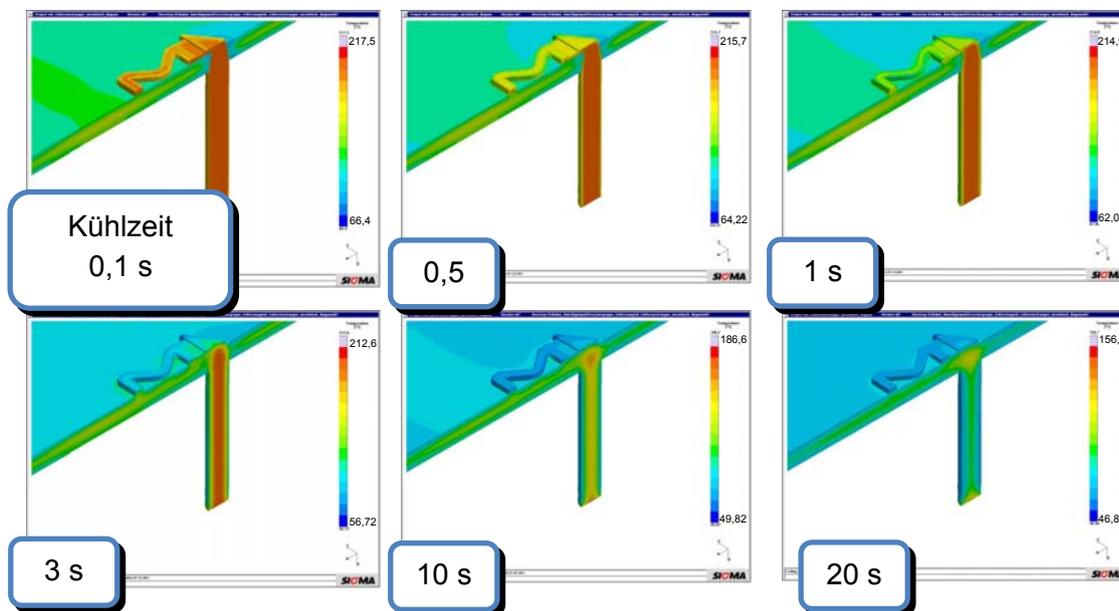
Da die Simulation des gesamten Spritzgießwerkzeuges zu komplex und umfangreich ist, werden nur die Bauteile, die im unmittelbaren Eingriff zur Grenzfläche stehen vereinfacht in die Simulation aufgenommen. Als Systemgrenze wurde deshalb die Form- und Indexplatte mit Einsätzen definiert. Durch die Vereinfachung wurde die Anzahl der zu berechnenden Elemente um ca. 82% reduziert und die Rechenzeit für den Prozessablauf entsprechend reduziert.

Die Materialdaten für die Simulation wurden von den Herstellern bezogen. Für die Grundplatte wird ein Standardmaterial Polyamid 12 rußgefüllt und elektrisch leitend und für die zweite Komponente ebenfalls ein Polyamid 12 allerdings ungefüllt und elektrisch nichtleitend verwendet [1]. Die Werkzeugwandtemperatur wird mit 60°C eingestellt.

Als Entformungsgeschwindigkeit wurde 1 mm/s als Maschinenparameter eingestellt. Die Lagerung des Werkzeuges erfolgt lastfrei. Die Reibkräfte werden mit dem Reibungskoeffizienten beschrieben, dieser ist für die Materialpaarung Polyamid und Stahl mit  $\mu = 0,4$  angegeben [2]. Da jedoch in der Fertigung eine Entformungshilfe Verwendung findet, wird in Anlehnung an [3] als Reibungskoeffizient ein Wert in Höhe von  $\mu = 0,3$  angenommen.

### 2.1.1 Auswertung der Simulationsergebnisse

Während der Abkühlphase bildet sich ein unterschiedlicher Temperaturverlauf im Zweikomponentenbauteil aus. Nach der Simulation überträgt die zweite Komponente (Einspritztemperatur von 210°C), Energie auf die Oberfläche der bereits abgekühlten Grundplatte und erwärmt diese auf etwa 115°C. Nach 2 Sekunden hat sich die Temperatur der ersten und zweiten Komponente an der Grenzfläche angepasst. Durch den größeren direkten Kontakt zum Formeinsatz, kühlt die aufgesetzte zweite Komponente wesentlich schneller ab. Nach 20 s hat das formgebende Bauteil eine homogene Temperatur von 60°C, die Substratplatte an der Oberfläche 73°C und der Kern im inneren 90°C. Die Schnittdarstellungen des Zweikomponentenbauteils in **Bild 3** verdeutlichen den Temperaturverlauf. Durch die unterschiedliche Abkühlung der beiden Bauteile am Anfang der Kühlphase, sind hier ein größerer Verzug und damit auch höhere Spannungen zu erwarten.

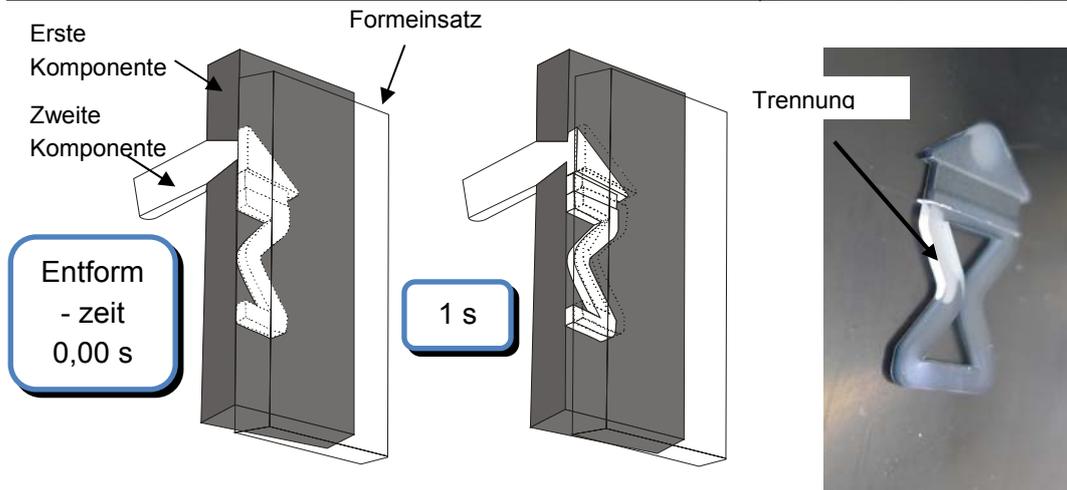


**Bild 3:** Schnittdarstellung des Zweikomponentenbauteils während der Kühlphase | Darstellung der Temperatur

Die Schwindung der zweiten Komponente nach 20 Sekunden Kühlzeit beträgt in X, Y-Richtung 0,9 % und Z-Richtung 1,5 %. Dabei ist zu erwarten, dass zu Beginn der Entformung durch das Aufschwinden des Kunststoffes auf die Mikrostruktur die höchsten Spannungen entstehen.

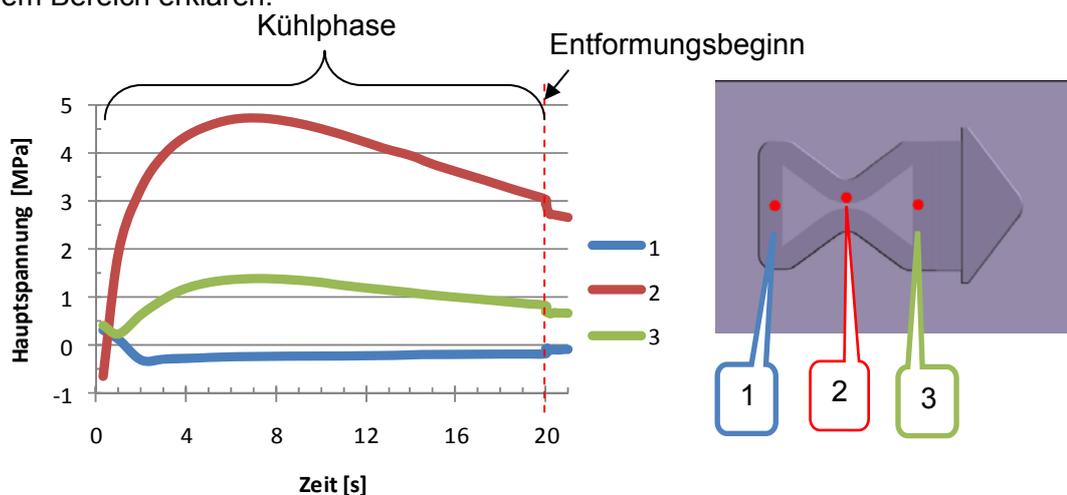
In **Bild 4** wird der Entformungsprozess in Schnittdarstellung zu Beginn und Ende gezeigt. Nach 1 Sekunde ist der Formeinsatz komplett vom Bauteil getrennt. Durch die Klemmkräfte die durch das Aufschwinden des Kunststoffes auf die Mikrostruktur entsteht müsste zu Beginn der Entformung ein Spannungsmaximum im unteren Bereich der Mikrostruktur, Angussfern, entstehen.

Bei der Bauteilabformung hat sich jedoch an anderen Bereichen der Mikrostruktur eine Trennung zwischen den Komponenten ergeben, **Bild 4**, rechts.



**Bild 4:** Darstellung der Entformung als Prinzipskizze und Bild des Zweikomponentenbauteils nach Entformung

Betrachtet man die Simulationsergebnisse der Hauptspannungen an der Bindaht während dem kompletten Prozess, zeigt sich, dass entgegen der ersten Annahme die höchste Spannung im mittleren Bereich der Bauteilprobe entsteht, **Bild 5** an Position 2. Nach der Simulation entstehen die maximalen Hauptspannungen während der Kühlphase zwischen Sekunde 6 und Sekunde 9. Der Anstieg lässt sich durch die hohe Temperaturdifferenz der beiden Fügepartner erklären. Während die zweite Komponente abkühlt, wird Wärme auf die erste Komponente übertragen und es entstehen Spannungen. Solange sich die Temperaturprofile ausgleichen steigen auch die Spannungen an. Während dem Abkühlen sinken diese Spannungen wieder. Die erhöhte Spannung an Position 2 des Bauteils lässt darauf schließen, dass sich die Spannungen, die durch die Schwindung und die Spannungen, die durch die Temperaturunterschiede entstehen, addieren. An Position 1 hingegen führt die Schwindung der zweiten Komponente sogar zu einer Druckspannung auf die Bindaht. Dadurch lässt sich auch der gute Verbund an den hergestellten Proben in diesem Bereich erklären.



**Bild 5:** Diagramm der Hauptspannungen an der Grenzfläche am Übergang zur Substratplatte

Betrachtet man gezielt die Spannungsänderungen bei Entformungsbeginn, wird deutlich, dass in der Simulation die Hauptspannungen an Position 1 ansteigen. Als

Grund dafür müssen die Klemmkräfte durch die Schwindung und das dadurch resultierende Loslösmoment gesehen werden. An Position 2 und 3 ist dieser Effekt zu vernachlässigen und es kommt zu einer Reduzierung der Hauptspannungen. Zu diesem Zeitpunkt wird die Haftreibung zwischen Werkzeug und Kunststoff überwunden und die Gleitreibung setzt ein. Die berechneten Hauptspannungen von bis zu 4 MPa sind weit niedriger als die gemessenen Haftfestigkeiten zwischen den Komponenten von bis zu 18 MPa [1] und können deshalb vorerst nur als Anhaltspunkt für eine weitere Untersuchung dienen.

### **3 Zusammenfassung und Ausblick**

Die Simulation der Entformungskräfte an Bauteilen des MSG-Prozesses hat gezeigt, dass allem voran die Bauteiltemperatur einen Einfluss auf die Grenzfläche zwischen den beiden Komponenten hat. In dem gezeigten Beispiel ist der Einfluss der inneren Spannungen weit höher zu bewerten als der Einfluss der resultierenden Kräfte bei der Entformung. Mit dem Modell lassen sich derzeit nur Anhaltspunkte für das reale Verhalten gewinnen, da die errechneten Hauptspannungen so gering ausfallen, dass sie zu keinem Versagen führen dürften. Jedoch zeigen sich Parallelen zwischen den Defekten in realen Bauteilen und den errechneten Hauptspannungen. Mit Hilfe eines mehr an die Realität angepassten Modells und weiteren Untersuchungen an Teststrukturen müssen diese ersten Ergebnisse noch intensiviert werden. Zusätzlich sollten die Einflüsse bei der Abformung mehrerer Mikrostrukturen simuliert werden, um auch hier Voraussagen über die Versagenswahrscheinlichkeit machen zu können.

### **4 Danksagung**

Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft für die Förderung des Teilprojekts 5 im Rahmen der Forschergruppe 702. Vielen Dank auch an die Mitglieder der Forschergruppe, Dr. Chris Eberl und Matthias Funk für das Bauteildesign und die beteiligten Kollegen am Institut.

### **5 Literatur**

- [1] J. Prokop: Entwicklung von Spritzgießsondervverfahren zur Herstellung von Mikrobauteilen durch galvanische Replikation. Institut für Mikrosystemtechnik, Freiburg: Dissertation, 2010.
- [2] J. Prokop, C. Eberl, M. Funk, P. Prüfe, J. Lorenz, V. Piotter, M. Welz, and H.-J. Ritzhaupt-Kleissl: Mechanical testing of micro samples produced by a novel LIGA related process chain, *Microsystem Technologies*, Volume 17, Number 2, 281-288, DOI: 10.1007/s00542-011-1256-4
- [3] H. Wittel, D. Muhs, D. Jannasch and J. Voßiek: *Roloff/Matek Maschinenelemente: Normung, Berechnung, Gestaltung - Lehrbuch und Tabellenbuch*, 19. Auflage, S.60 (2009)





Gefördert von der  
Deutschen Forschungsgemeinschaft



In diesem Tagungsband werden aktuelle Ergebnisse der angewandten Grundlagenforschung auf dem Gebiet der Mikroproduktion vorgestellt. Die dargestellten Arbeiten und Ergebnisse stammen vom Sonderforschungsbereich 499 „Mikrourformen“, dem Sonderforschungsbereich 747 „Mikrokaltumformen“, der Forschergruppe 702 „Maschinen-, Werkzeug- und Prozessentwicklung für neue Verfahren zur Herstellung von Mikrobautteilen über flüssige Phasen“ und aus dem Umfeld des 2010 abgeschlossenen Sonderforschungsbereichs 516 „Konstruktion und Fertigung aktiver Mikrosysteme“. Diese Forschungsverbände werden von der Deutschen Forschungsgemeinschaft gefördert. Diese Forschungsverbände bedanken sich bei der Deutschen Forschungsgemeinschaft für die Förderung.

ISSN 1869-9669

ISBN 978-3-86644-747-9

