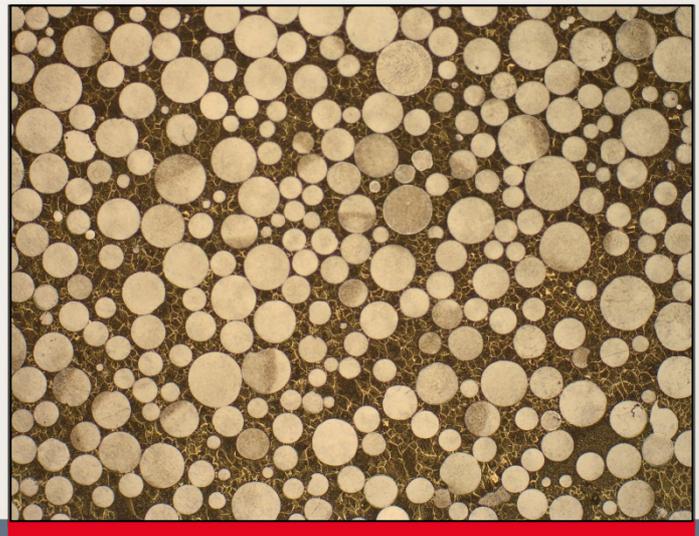


Hannes Freiße

Hartpartikelverstärkte
Oberfläche für das
Trockentiefziehen
eines hochlegierten
Stahls



Freiße, Hannes – Hartpartikelverstärkte Oberfläche für das Trockentiefziehen eines hochlegierten Stahls

Strahltechnik Band 72, BIAS Verlag, 2020.

Herausgeber der Reihe: F. Vollertsen, R. Bergmann

ISBN 978-3-933762-66-5

Dieses Werk ist urheberrechtlich geschützt.

Alle Rechte, auch die der Übersetzung, des Nachdrucks und der Vervielfältigung des Buches oder Teilen daraus, bleiben vorbehalten.

Kein Teil des Werks darf ohne schriftliche Genehmigung des Verlags in irgendeiner Form (Fotokopie, Mikrofilm oder andere Verfahren), auch nicht für Zwecke der Unterrichtsgestaltung – mit Ausnahme der in den §§ 53, 54 URG ausdrücklich genannten Sonderfällen – reproduziert oder unter Verwendung elektronischer Systeme verarbeitet, vervielfältigt oder verbreitet werden.

BIAS Verlag, Bremen, 2020

**Hartpartikelverstärkte Oberfläche für
das Trockentiefziehen eines hochlegierten Stahls**

Vom Fachbereich Produktionstechnik
der
UNIVERSITÄT BREMEN

zur Erlangung des Grades
Doktor-Ingenieur
genehmigte

Dissertation
von
M.Sc. Hannes Freibe

Gutachter:

Prof. Dr.-Ing. habil. Frank Vollertsen (Universität Bremen)

Prof. Dr.-Ing. Michael Schmidt (Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg)

Tag der mündlichen Prüfung: 04.12.2020

Freiße, Hannes

Hartpartikelverstärkte Oberfläche für das Trockentiefziehen eines hochlegierten Stahls

Strahltechnik, Bd. 72, Bremen; BIAS Verlag, 2020. Hrsg.: F. Vollertsen, R. Bergmann
Zugl.: Bremen, Univ., Diss., 2020.

ISBN 978-3-933762-66-5

Schlüsselwörter: Laser-Dispergieren, Laser-Abtragen, Trockenumformen, Tiefziehen, Metall-Matrix-Verbundwerkstoff

Durch den Verzicht auf Schmierstoffe in der Umformtechnik kann die Produktion von Bauteilen hinsichtlich ökologischer und ökonomischer Gesichtspunkte optimiert werden. Die vorliegende Arbeit befasst sich mit der Herstellung und Anwendung einer hartpartikelverstärkten Werkzeugoberfläche für das Trockenumformen. Anhand experimenteller Ergebnisse konnten die Einflüsse auf den Hartpartikelgehalt beim Laser-Dispergieren identifiziert werden. Durch die Hartpartikelverstärkung der Werkzeugoberfläche resultieren zwar höhere Reib- bzw. Umformkräfte und die Blechoberflächen werden stärker deformiert, jedoch kann der Verschleiß der Werkzeugoberfläche deutlich vermindert werden. Es konnte nachgewiesen werden, dass durch einen möglichen selektiven Verschleiß der metallischen Matrix zwischen den Hartpartikeln und ein damit einhergehendes Freilegen bzw. Herausstehen der Partikel aus der Oberfläche das tribologische Verhalten nicht signifikant negativ beeinflusst wird.

Hard particle reinforced surface for dry deep drawing a high alloy steel

Keywords: laser melt injection, laser ablation, dry metal forming, deep drawing, metal matrix composite

By avoiding the application of lubricants in forming technology, the production of components can be optimized regarding ecological and economic aspects. This work deals with the production and application of a hard particle reinforced tool surface for dry forming. Based on experimental results the influences on the hard particle content during laser dispersion could be identified. Although the hard particle reinforcement of the tool surface results in higher friction or forming forces and the sheet metal surfaces are stronger deformed, the wear of the tool surface can be considerably reduced by applying the reinforced surface. It could be demonstrated that the tribological behavior is not significantly negatively influenced by probable selective wear of the metallic matrix between the hard particles which would lead to depressions on the surface.

Danksagung

Diese Arbeit entstand im Wesentlichen neben meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter und Gruppenleiter am BIAS – Bremer Institut für angewandte Strahltechnik.

Meinen besonderen Dank möchte ich meinem Doktorvater Herrn Professor Dr.-Ing. habil. Frank Vollertsen aussprechen, der als Institutsleiter und Betreuer der Doktorarbeit die Erstellung dieser Arbeit ermöglichte. Die inhaltlichen Hinweise, die Diskussionen und Kommentare waren stets sehr hilfreich. Das angenehme Umfeld am BIAS und die sehr gute technische Ausstattung hat es mir ermöglicht, meine wissenschaftlichen und ingenieurstechnischen Fähigkeiten während meiner Tätigkeit am BIAS weiterzuentwickeln.

Für die Übernahme des Koreferats danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Michael Schmidt (Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg). Für die Mitarbeit im Prüfungsausschuss danke ich Prof. Dr.-Ing. habil. Carsten Heinzel (Universität Bremen), Herrn Dr. Arkadi Zikin (Oerlikon Metco AG), Frau Anika Langebeck (Universität Bremen) und Frau Andrea Schinderling (Universität Bremen).

Meinen ehemaligen Kolleginnen und Kollegen am BIAS und meinen ehemaligen studentischen Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern danke ich herzlich für die Unterstützung der Arbeiten.

Der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) danke ich für die Förderung des Schwerpunktprogramms SPP1676 – Trockenumformen. Die Ergebnisse des Projektes und der intensive Austausch mit den Fachkolleginnen und Fachkollegen über die Jahre innerhalb dieses Programms haben im Wesentlichen zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen.

Ich bedanke mich bei meiner Familie für die Geduld und die ausnahmslose Unterstützung.

Bremen, Dezember 2020

Hannes Freiße

Inhaltsverzeichnis

| | |
|--|-----------|
| Verzeichnis verwendeter Symbole..... | IX |
| 1 Einleitung | 1 |
| 2 Stand der Forschung..... | 3 |
| 2.1 Hartpartikelverstärkte Metalle..... | 3 |
| 2.1.1 Terminologie, Eigenschaften und Produktionsverfahren | 3 |
| 2.1.2 Herstellung mittels Laser..... | 5 |
| 2.1.3 Einsatz von Wolframschmelzcarbid..... | 11 |
| 2.2 Laser-Abtragen | 13 |
| 2.3 Tribologisches Verhalten..... | 15 |
| 2.3.1 Versuchsmethodiken für die Blechumformung..... | 15 |
| 2.3.2 Trockenes System..... | 16 |
| 2.4 Fazit | 19 |
| 3 Zielsetzung..... | 21 |
| 4 Werkstoffe und Methoden..... | 23 |
| 4.1 Werkstoffe | 23 |
| 4.1.1 Werkzeuge | 23 |
| 4.1.2 Blech..... | 24 |
| 4.2 Laser-Umschmelzen und -Dispergieren | 26 |
| 4.2.1 Systemtechnik..... | 26 |
| 4.2.2 Prozesstechnische Untersuchungen..... | 27 |
| 4.3 Laser-Abtragen | 28 |
| 4.3.1 Systemtechnik..... | 28 |
| 4.3.1 Prozesstechnische Untersuchungen..... | 30 |
| 4.4 Tribologische und umformtechnische Untersuchungen..... | 31 |
| 4.4.1 Kugel-Platte-Test..... | 31 |
| 4.4.2 Verfahrmachine..... | 31 |
| 4.4.3 Streifenziehversuch | 31 |
| 4.4.4 Umformversuche | 34 |

| | | |
|----------|--|------------|
| 4.4.1 | Vorbehandlung der Reibpartner | 38 |
| 4.5 | Analyse | 38 |
| 4.5.1 | Metallografie | 38 |
| 4.5.2 | Mikroskopie..... | 39 |
| 4.5.3 | Messung der Laserabsorption..... | 39 |
| 4.6 | Charakterisierung der hartpartikelverstärkten Oberfläche | 40 |
| 4.6.1 | Bestimmung des Hartpartikelgehaltes | 40 |
| 4.6.1.1 | Flächenanteile | 40 |
| 4.6.1.2 | Volumenanteile..... | 43 |
| 4.6.2 | Bestimmung der Hartpartikelabstände | 46 |
| 4.6.3 | Freilegungsquotient | 47 |
| 4.7 | Berechnung der Interaktion zwischen den Partikeln und dem Blech..... | 47 |
| 4.7.1 | Kraft pro Partikel | 47 |
| 4.7.2 | Eindringtiefe eines Partikels in das Blechmaterial | 48 |
| 4.7.3 | Biegung des Bleches zwischen den Partikeln..... | 49 |
| 5 | Ergebnisse | 52 |
| 5.1 | Laser-Dispergieren und -Umschmelzen | 52 |
| 5.1.1 | Prozesscharakterisierung | 52 |
| 5.1.2 | Einzelspuren | 53 |
| 5.1.3 | Mehrspurige Schichten | 62 |
| 5.2 | Laser-Abtragen | 67 |
| 5.3 | Tribologische Untersuchungen..... | 69 |
| 5.4 | Umformversuche | 75 |
| 5.4.1 | Streifenziehversuch mit doppelter Umlenkung | 75 |
| 5.4.2 | Napftiefziehen | 79 |
| 5.5 | Berechnete Interaktion zwischen den Partikeln und dem Blech | 84 |
| 6 | Herstellung der hartpartikelverstärkten Oberfläche | 86 |
| 7 | Tribologisches Verhalten der hartpartikelverstärkten Schicht | 96 |
| 8 | Zusammenfassung | 100 |

| | |
|---|------------|
| Literaturverzeichnis..... | 103 |
| Anhang | 129 |
| Veröffentlichungsliste | 137 |
| Ergebnisse aus studentischen Arbeiten..... | 147 |
| Reihe Strahltechnik im BIAS Verlag | 149 |

Verzeichnis verwendeter Symbole

| Abkürzungen | Beschreibung |
|--------------------|---|
| B ₄ C | Borcarbid |
| BSE | engl.: backscattered electrons |
| CMC | engl.: ceramic matrix composite |
| CMMC | engl.: ceramic reinforced metal matrix composites |
| CNC | engl.: computer numerical control |
| CuAl10Ni5Fe4 | Kupfer-Aluminium-Legierung |
| CVD | engl.: chemical vapour deposition |
| cWSC | engl.: comprising-WSC |
| DED | engl.: directed energy deposition |
| EDX | engl.: energy dispersive x-ray spectroscopy |
| K _{IC} | Spannungsintensitätsfaktor |
| LA | engl.: laser alloying |
| LD | engl.: laser dispersion |
| LMI | engl.: laser melt injection |
| LSA | engl.: laser surface alloying |
| MIG | Metall-Inertgas-Schweißen |
| MMC | engl.: metal matrix composite |
| MMNC | engl.: metal matrix nanocomposite |
| PBF-LB/M | engl.: laser powder bed fusion of metals |
| QGA | quantitative Gefügeanalyse |
| REM | Rasterelektronenmikroskop |
| ROI | engl.: region of interest |

| | |
|------------------|---|
| SC | engl.: surface composited |
| SiC | Siliziumcarbid |
| SFTC | engl.: spherical fused tungsten carbide |
| SLD | engl.: supersonic laser deposition |
| SMMC | engl.: surface metal matrix composite |
| sWSC | sphärisches Wolframschmelzcarbid |
| vpm | engl.: volume parts per million |
| WC | Wolframcarbid |
| W ₂ C | Diwolframcarbid |
| WIG | Wolfram-Inertgas-Schweißen |

| Symbol | Einheit | Beschreibung |
|------------------|-----------------|--|
| A | % | Bruchdehnung |
| A ₀ | % | Bruchdehnung entlang der Walzrichtung (0°) |
| A ₄₅ | % | Bruchdehnung quer zur Walzrichtung (45°) |
| A ₉₀ | % | Bruchdehnung senkrecht zur Walzrichtung (90°) |
| A _{ED} | mm ² | Fläche der dispergierten Spur A _{ED} mittels einer Ellipse |
| A _{EU} | mm ² | Fläche der laserumgeschmolzenen Spur A _{EU} mittels einer Ellipse |
| A _{Int} | mm ² | Interaktionsfläche |
| A _{KA} | mm ² | Fläche eines Kreisabschnittes |
| A _L | mm ² | Fläche des Laserspots |
| A _{mg} | mm ² | Fläche des mittig geschnitten Partikels |
| A _s | mm ² | Spurquerschnittsfläche |
| b _B | mm | Blechbreite |
| b _{KA} | mm | Breite des Kreisabschnittes |

| | | |
|-----------|---------------|---|
| b_N | mm | Nutbreite der Tellerförderscheibe |
| b_S | mm | Spurbreite |
| b_{St} | mm | Stempelbreite |
| b_{StZ} | mm | Stegbreite der Ziehbacken |
| d_L | mm | Laserspotdurchmesser |
| d_P | mm | Partikeldurchmesser |
| d_R | mm | Rondendurchmesser |
| d_{St} | mm | Stempeldurchmesser |
| E | GPa | Elastizitätsmodul |
| E_0 | GPa | Elastizitätsmodul entlang der Walzrichtung (0°) |
| E_{45} | GPa | Elastizitätsmodul quer zur Walzrichtung (45°) |
| E_{90} | GPa | Elastizitätsmodul senkrecht zur Walzrichtung (90°) |
| E^* | GPa | effektiver Elastizitätsmodul |
| E_P | μJ | Pulsenergie |
| E_S | J/mm | Streckenenergie |
| FAP | % | Flächenanteil der Partikel |
| F_N | N | Normalkraft |
| F_{NHN} | N | Niederhalterkraft beim Napftiefziehen |
| F_{NHS} | N | Niederhalterkraft beim Streifenziehen mit doppelter Umlenkung |
| F_P | N | Kraft pro Partikel |
| FQ | - | Freilegungsquotient |
| f_{Rep} | kHz | Repetitionsrate |
| F_{SZ} | N | Streifenziehkraft |
| h_A | mm | Abtragstiefe |
| h_{Es} | mm | Eindringtiefe eines sphärischen Partikels |

| | | |
|-------------|-------------------|---|
| h_{Emg} | mm | Eindringtiefe eines mittig geschnittenen Partikels |
| h_{FT} | mm | Freilegungstiefe |
| h_{KA} | mm | Höhe des Kreisabschnittes |
| h_N | mm | Nuttiefe der Tellerförderscheibe |
| h_{SH} | mm | Spurhöhe |
| h_{ST} | mm | Spurtiefe |
| I | mm ⁴ | Flächenträgheitsmoment |
| l_{AP} | mm | Abstand zwischen den Partikeln |
| l_B | mm | Blechlänge |
| l_{Ba} | mm | Bahnabstand |
| l_{KA} | mm | Länge des Kreisbogens des Kreisabschnittes |
| l_{res} | mm | resultierende Länge der Spur |
| l_{ps} | mm | programmierte Spurlänge |
| n_{Ba} | - | Anzahl der laserabgetragenen Bahnen |
| n_P | - | Anzahl der Hartpartikel |
| n_{LDS} | - | Anzahl der laserdispergierten Spuren |
| n_{Sc} | - | Anzahl der Scanwiederholungen |
| m_{sm} | g/m | Pulverstreckenmasse |
| \dot{m}_p | g/min | Pulvermassenstrom |
| p_{FP} | N/mm ² | Flächenpressung |
| P_L | kW | Laserleistung |
| P_{mL} | W | mittlere Laserleistung |
| P_{NG} | % | Pulvernutzungsgrad |
| p_{NHN} | MPa | Niederhalterdruck beim Tiefziehen von Näpfen |
| p_{NHS} | MPa | Niederhalterdruck beim Streifenziehen mit doppelter Umlenkung |

| | | |
|-----------------|---------------|---|
| P_{SL} | MW | Pulsspitzenleistung |
| q | N/mm | Streckenlast |
| r_0 | - | ebene Anisotropie entlang der Walzrichtung (0°) |
| r_{45} | - | ebene Anisotropie quer zur Walzrichtung (45°) |
| r_{90} | - | ebene Anisotropie senkrecht zur Walzrichtung (90°) |
| R_a | μm | Mittenrauwert der Oberflächenrauheit |
| r_{iN} | mm | Innenradius der Nut von der Tellerförderscheibe |
| r_{KA} | mm | Radius des Kreises des Kreisabschnittes |
| r_m | - | mittlere senkrechte Anisotropie |
| R_m | MPa | Zugfestigkeit |
| R_{m0} | MPa | Zugfestigkeit entlang der Walzrichtung (0°) |
| R_{m45} | MPa | Zugfestigkeit quer zur Walzrichtung (45°) |
| R_{m90} | MPa | Zugfestigkeit senkrecht zur Walzrichtung (90°) |
| $R_{p0,2}$ | MPa | Dehngrenze |
| $R_{p0,2-0}$ | MPa | Dehngrenze entlang der Walzrichtung (0°) |
| $R_{p0,2-45}$ | MPa | Dehngrenze quer zur Walzrichtung (45°) |
| $R_{p0,2-90}$ | MPa | Dehngrenze senkrecht zur Walzrichtung (90°) |
| r_{ZK} | mm | Ziehkantenradius |
| r_{ZR} | mm | Ziehringradius |
| S_a | μm | mittlere arithmetische Höhe der Oberflächenrauheit |
| s_B | mm | Blechdicke |
| t_p | ns | Pulsdauer |
| U | 1/min | Umdrehungsgeschwindigkeit |
| \ddot{U}_{Ba} | % | Bahnüberlappungsgrad |
| \ddot{U}_P | % | Pulsüberlappungsgrad |

| | | |
|----------------|----------------------|---|
| \ddot{U}_S | % | Spurüberlappungsgrad |
| v | mm/min | Vorschubgeschwindigkeit |
| v_{fLD} | mm ² /min | Geschwindigkeit zum flächigen Laser-Dispergieren |
| V_P | mm ³ | Volumen der Partikel |
| VAP | % | Volumenanteil der Partikel |
| VAP_{max} | % | max. möglicher Volumenanteil der Partikel |
| V_S | mm ³ | Spurvolumen |
| v_{Sc} | m/s | Scangeschwindigkeit |
| w_{ZN} | mm | Ziehspalt beim Napftiefziehen |
| w_{ZS} | mm | Ziehspalt beim Streifenziehen mit doppelter Umlenkung |
| α_{KA} | ° | Winkel des Kreisabschnittes |
| β | - | Ziehverhältnis |
| Δm_p | g | Masse der eingebrachten Partikel |
| Δr | - | ebene Anisotropie |
| Δy | mm | Spurversatz |
| μ | - | Reibzahl |
| ν | - | Querkontraktionszahl |
| ρ_K | g/cm ³ | Klopfdichte des Pulvers |
| ρ_P | g/cm ³ | Dichte der Partikel |
| ρ_S | g/cm ³ | Schüttdichte des Pulvers |
| ϕ | J/cm ² | Fluenz |
| ω_{max} | μm | max. Durchbiegung |

1 Einleitung

Gegenwärtig werden beim Umformen Schmierstoffe eingesetzt, um Reibung und Verschleiß zu reduzieren. Für darauffolgende Produktionsschritte wie Fügen und Lackieren sind schmierstofffreie Oberflächen der umgeformten Werkstücke jedoch obligatorisch. Aus diesem Grund müssen diese nachträglich einem energie- und kostenintensiven Reinigungs- und Trocknungsprozess unterzogen werden.

Durch einen möglichen Verzicht auf Schmierstoffe in der Umformtechnik kann der Mineralölbedarf in der Produktion gesenkt werden. Weiterhin werden das Reinigen und das Trocknen in der Prozesskette dadurch obsolet und somit können Prozessschritte zur Herstellung von umgeformten Bauteilen eingespart werden. Mit der Vision des Trockenumformens bzw. der schmierstofffreien Fabrik soll in Zukunft auf den Einsatz von Schmierstoffen verzichtet werden und somit die ökologischen und ökonomischen Nachteile bei der Herstellung und Entsorgung der meist mineralöhlhaltigen Schmierstoffe eliminiert werden. Um das Trockenumformen zukünftig für die industrielle Produktion einsetzen zu können, müssen neue schmierstofffreie Umformverfahren oder verschleißfestere Werkzeugoberflächen bereitgestellt werden.

Die Herstellung, die tribologische Charakterisierung und die Anwendung einer lasergenerierten hartpartikelverstärkten Werkzeugoberfläche für das Trockentiefziehen stehen im Fokus dieser Arbeit. Zur Herstellung des hartpartikelverstärkten Verbundwerkstoffes mittels Laser-Dispergieren wird die Oberfläche lokal in die flüssige Phase überführt und Hartpartikel in situ eingedüst, wobei diese nicht aufgeschmolzen werden sollen. Es wird somit keine neue Schicht aufgetragen, sondern die Werkzeugoberfläche wird lokal durch die Partikeleinbringung verstärkt. Als Funktion der generierten Spurgröße und der eingebrachten Partikelmenge resultiert ein spezifischer Hartpartikelgehalt in den Einzelspuren. Die Einzelspuren werden in einer überlappenden Weise lokal auf die Werkzeugoberfläche aufgebracht, um die erhöhte Verschleißfestigkeit zu erzielen. Das Zusammenwirken zwischen der eingebrachten Laserleistung und der Partikelmenge pro Strecke sowie dem resultierenden Spurvolumen und dem Pulvernutzungsgrad hinsichtlich des Hartpartikelgehaltes und der zu vermeidenden Schädigung der Partikel ist sowohl in Einzelspuren als auch in mehrspurigen Schichten nicht abschließend geklärt. In der vorliegenden Arbeit sollen die Prozessgrenzen des Laser-Dispergierens ermittelt und theoretisch erklärt werden, um einen möglichst hohen Hartpartikelgehalt zu erzielen und Beschädigungen der Partikel zu unterbinden.

2 Stand der Forschung

2.1 Hartpartikelverstärkte Metalle

2.1.1 Terminologie, Eigenschaften und Produktionsverfahren

Durch den Verbund von mindestens zwei unterschiedlichen Komponenten sollen Eigenschaften erzielt werden, die bei einem monolithischen Werkstoff nicht realisiert werden können [Nes13]. Ein Metall-Matrix-Verbundwerkstoff (engl.: metal matrix composite, MMC) besteht aus einer metallischen Matrix und einer anderweitigen Phase, wobei in der Regel keramische Partikel mit einer vergleichsweise hohen Härte eingesetzt werden [Kno11]. Hierfür werden auch die Bezeichnungen ceramic reinforced metal matrix composites (CMMC) [Ott12], Hartmetall oder Cermet [Kel10] sowie Pseudolegierungen [Gün16] verwendet. Die Bezeichnung eines Werkstoffes als MMC ist eine Funktion des Verhältnisses der beiden Phasen. Ein MMC hat definitionsgemäß einen Volumenanteil der keramischen Phase von max. 50 %. Bei einem höheren Volumenanteil wird von einem Keramik-Matrix-Verbundwerkstoff (engl.: ceramic matrix composite, CMC) gesprochen. Diese strikte Trennung kann jedoch nicht immer eingehalten werden [Art12]. Die keramische Phase kann durch eine chemische in situ Reaktion im Gefüge erstellt (Hartlegierungen [Ber98, S.16]) oder gesondert eingebracht werden. Diese Phase kann auch als arteigener Hartstoff bzw. artfremder Hartstoff bezeichnet werden [Häß16]. In dieser Arbeit werden die MMCs betrachtet, bei denen die Hartpartikel hinzugefügt werden. Diese können durch den Begriff Hartverbund terminologisch spezifiziert [Ber98, S.19] und den Flüssig-Phasen-Prozessen zugeordnet werden [Eva03], wobei die Hartpartikel in diesem Fall eine höhere Schmelztemperatur als die metallische Matrix aufweisen müssen, damit diese nicht in die flüssige Phase überführt werden. Die keramischen Partikel können auch während des Verdünnungsprozesses eines metallischen Pulvers in die metallischen Partikel eingebracht werden [Li16]. Es entsteht somit ein MMC-Pulver.

Der Hartpartikelgehalt in einem MMC wird zumeist am metallografischen Schliffbild mittels einer pixelbasierten Segmentierung zur Bestimmung des Flächenanteils anhand einer Bildanalyse bzw. quantitativen Gefügeanalyse (QGA) ermittelt [Exn86]. Die in der Materialwissenschaft häufig eingesetzte Methode ist die Schwellwertsegmentierung [Bri18]. Dabei stellt die Otsu-Methode einen automatisierten Ansatz zur Festlegung des Grauschwellwertes dar [Ots79]. Zur Verbesserung der Detektion von Hartpartikeln am metallografischen Schliffbild kann die Otsu-Methode mit dem Canny-Algorithmus zur Kantendetektion kombiniert werden [Ros17]. Treten durch thermische Schädigungen der Partikel Säume um diese auf, so stellt die Berücksichtigung des Saumes bei der

Quantifizierung des Hartpartikelgehaltes eine besondere Herausforderung dar. Hierbei ist eine Segmentierung der Pixel zwingend erforderlich [Sch18]. Terminologisch sind die Begriffe „Anteil“ und „Gehalt“ nicht gleichbedeutend. Der Begriff „Gehalt“ ist als qualitativer Oberbegriff einzusetzen, sofern keine konkreten Größenwerte angegeben werden. Bei quantitativen Angaben ist anstelle des Wortes „Gehalt“, die jeweils verwendete Größe, wie z. B. der Volumenanteil anzugeben [Din84]. Gemäß der Stereologie bzw. der stereometrischen Analyse entspricht bei einer zweidimensionalen Darstellung der Flächen-, Linien- oder Punkteanteil dem dreidimensionalen Volumenanteil der Phasen [Hei15].

Die Eigenschaften von MMCs werden im Wesentlichen einerseits von den Eigenschaften der metallischen Matrix und andererseits von der Form, den Eigenschaften, dem Gehalt, der Verteilung und der Größe der Partikel beeinflusst. Bei der Verwendung von Partikeln mit einem Durchmesser kleiner als 75 nm (engl.: metal matrix nanocomposite, MMNC) können schon bei sehr geringen Mengen Festigkeitssteigerungen durch eine Kornfeinung gemäß der Hall-Petch-Beziehung erzielt werden [San12]. So kann z. B. durch das Hinzufügen sehr geringer Mengen von keramischen Nanopartikeln von nur 2,5 Gew.-% eine signifikante Steigerung der Verschleißbeständigkeit bzw. Standmenge von Werkzeugen von bis zu 44 % erreicht werden [Ocy16]. Die Nanopartikel dringen beim Laser-Dispergieren jedoch schwer in die Schmelze ein [Ver09]. Hergestellt und kommerziell erhältlich sind Hartpartikel als Boride [Abb94], Nitride [Cab04], Oxide [Deu97] oder Carbide [Zik12]. Hartpartikel können auch durch das Recyclen von Produkten wie z. B. Hartmetall-Wendeschneidplatten gewonnen und für die Generierung von MMCs genutzt werden [Zik12a]. Das Mischen verschiedener Hartpartikel zur Kombination der Vorteile derer zeigt das Potenzial auf, die Leistungsfähigkeiten von MMC-Werkstoffen steigern zu können [Zik16]. Eine weitere Möglichkeit zur Verstärkung der metallischen Matrix stellt der Einsatz von Diamantpartikeln dar [Lan95].

Durch die Verstärkung der metallischen Matrix mit Hartpartikeln wird in der Regel die Erhöhung der Härte und des Verschleißwiderstandes (insbesondere auch für Hochtemperaturanwendungen [Zik13a]) beabsichtigt. Durch die Hartpartikelverstärkung werden zudem die Zugfestigkeit und die Duktilität reduziert sowie der Elastizitätsmodul [Mir05] und die Biegebruchfestigkeit gesteigert [Geb99]. Bei Verbundwerkstoffen mit langen Fasern können der Elastizitätsmodul und die Härte mit einer Mischungsregel abgeschätzt werden, die aber nicht für Verbundwerkstoffe mit kurzen Fasern oder Partikeln angewendet werden kann [Kai06]. Hierfür wurde die Mischungsregel mit einem Geometriefaktor erweitert [Cha06]. Die unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von der metallischen Matrix und den Hartpartikeln können

zur Bildung von Mikroeigenstressungen im MMC führen, die die Eigenschaften beeinflussen [Ber98, S.71 ff.]. Hinsichtlich einer hohen Verschleißfestigkeit von MMCs ist ein geringer Unterschied in den thermischen Ausdehnungskoeffizienten von der metallischen Matrix und der verstärkenden Phase sowie eine erhöhte Wärmeleitfähigkeit zu bevorzugen [Hus05].

Makroökonomische Schätzungen gehen davon aus, dass durch tribologisch bedingte Schäden ein volkswirtschaftlicher Schaden von ca. 1 % des Bruttoinlandsproduktes entsteht [Bac05]. Die tribologische Beanspruchung erfolgt stets an der Oberfläche eines Bauteils, so dass es hierfür zielführend ist, die Verschleißfestigkeit der Oberfläche durch eine Hartpartikelverstärkung zu erhöhen. Hartpartikelverstärkte Oberflächen werden als Hartstoff-Metall-Beschichtungen [Ser16] oder Werkstoffverbundschichten [Deu07, S.1] (engl.: surface metal matrix composite, SMMC [Aig08] oder surface composites, SCs [Ber15]) bezeichnet. In der **Tabelle 2.1** ist eine Auswahl von Herstellverfahren von MMCs als Volumenkörper und an der Oberfläche eines Bauteils aufgelistet.

Tabelle 2.1: Auswahl von Herstellverfahren von MMCs als Volumenkörper und an der Oberfläche eines Bauteils

| Volumenkörper | Oberfläche |
|------------------------------------|-------------------------------------|
| Additive Fertigung mittels ... | Kaltgasspritzen [Mel13] |
| • Laserstrahl [She15] | Laser-Auftragschweißen [Ama11] |
| • Elektronenstrahl [Hel14] | Laser-Dispergieren [Oce03] |
| • Lichtbogen [Ali16] | Lichtbogen-Dispergieren [Aig08] |
| Gießen [Ald05] | Lichtbogen-Auftragschweißen [Gün18] |
| Heiß-Isostatisches-Pressen [Ber03] | Plasma-Auftragschweißen [Zik13] |
| Sintern [Zha17] | Plasma-Dispergieren [Liu07] |
| Sprühkompaktieren [Kru08] | Rührreischweißen [Mis03] |
| | Thermisches Spritzen [Aus14] |

2.1.2 Herstellung mittels Laser

Das Laser-Sintern (LS) ist ein pulverbettbasiertes Verfahren für die additive Fertigung u. a. von MMC-Werkstoffen. Es wird dabei dieselbe Systemtechnik verwendet wie für das Laser-Strahlschmelzen (engl.: laser powder bed fusion of metals, PBF-LB/M [Iso19]), wobei das PBF-LB/M-Verfahren stets für metallische Werkstoffe eingesetzt wird und diese dabei vollständig aufgeschmolzen werden.

Beim LS hingegen wird nur die niedrigschmelzende Komponente des MMC-Werkstoffes, das Metall, in die flüssige Phase überführt [Bli13, S.356]. Zu Beginn der Verfahrensentwicklung in den neunziger Jahren des vergangenen Jahrhunderts wurde

der Begriff des Laser-Sinterns als direktes selektives Laser-Sintern bezeichnet [Mei99]. Die Verwendung des Begriffes Laser-Sinterns für die additive Fertigung von MMCs wurde im Zusammenhang mit dem klassischen Verständnis des Sinterns kritisch diskutiert [Pet06]. Gegenwärtig hat sich der Begriff des Laser-Sinterns (engl.: laser sintering, LS) allgemein etabliert [Vdi14].

Eine wesentliche Herausforderung bei der Herstellung von MMCs mittels LS ist die Sicherstellung einer hohen Bauteildichte [Sch²18]. Der Porenanteil kann mit verschiedenen Methoden ermittelt werden, wobei die Vergleichbarkeit der Ergebnisse kritisch betrachtet werden muss [Slo14]. Es werden in der Regel vergleichsweise kleine Pulverpartikel (10 µm bis 50 µm) verwendet. Da das Pulver in einem Pulverbett vorliegt und nicht in die Prozesszone gefördert wird, können auch sehr kleine Hartpartikeldurchmesser $< 1 \mu\text{m}$ verarbeitet werden [Dai14]. Gegenwärtig wird in der industriellen Fertigung das Pulverbett nur mit einer Pulverart gefüllt. Für das Laser-Sintern von MMC-Werkstoffen besteht somit theoretisch ein fester Hartpartikelgehalt. Bei der Verarbeitung von Pulvergemischen mit einem höheren Hartpartikelgehalt kann es zu einer vermehrten Rissbildung kommen [Khm16]. Durch ein unerwünschtes partielles Schmelzen der Hartpartikel können sich teilweise neue Phasen bilden [Dav16]. Die Mikrostruktur der metallischen Matrix des MMCs wird durch den Prozess beeinflusst. Dies kann gezielt genutzt werden, um so z. B. über die Anpassung der Scangeschwindigkeit ein verbessertes tribologisches Verhalten des MMCs zu erzielen [Ron16].

Das Laser-Pulver-Auftragschweißen (engl.: laser metal deposition, LMD) wird für das Reparaturschweißen und zum Beschichten [Köh17] sowie für die additive Fertigung [Gra18] eingesetzt. Bei der Anwendung für die additive Fertigung wird das Verfahren als Materialauftrag mit gerichteter Energieeinbringung unter Verwendung von Pulver und Laser (engl.: directed energy deposition, DED [Ast16]) bezeichnet. Das Verfahren kann ein- oder zweistufig ausgeführt werden. Beim zweistufigen Verfahren wird das Pulver prädeponiert und anschließend mit dem Laserstrahl geschmolzen [Jam12]. Die hierbei erreichbaren Schichtdicken sind deutlich geringer als beim einstufigen LMD [Dvs11]. In der industriellen Produktion wird überwiegend das einstufige Verfahren verwendet, wobei das Pulver in situ mittels einer Pulverdüse in die Prozesszone eingedüst wird [Ocy16]. Das einstufige Verfahren kann den Laser-Pulver-Düse-Verfahren zugeordnet werden [Dvs18]. Dabei gewinnt die kontinuierliche Überwachung des Pulverstromes zur Qualitätssicherung zunehmend an Bedeutung [Whi18]. Der Schichtaufbau wird nicht nur vom Eindringen der Partikel in das Schmelzbad, sondern auch vom Anschmelzen der Partikel beim Durchfliegen dieser durch den Laserstrahl beeinflusst [Par08, S.95]. Durch das gezielte An- bzw. Aufschmelzen der Partikel im Flug können die Prozessgeschwindigkeiten beim LMD

signifikant erhöht und der Prozess hinsichtlich ökologischer und ökonomischer Aspekte verbessert werden [Sch²17]. Bei der Verarbeitung von MMC-Werkstoffen sollte das Verhältnis des Pulvermassenstroms zur Laserleistung ausreichend groß sein, um eine thermische Beschädigung der Hartpartikel zu vermeiden [Nov10]. Dies kann auch durch die Verwendung von gepulster Laserstrahlung erzielt werden [Pau07]. Im Vergleich zum LS werden beim LMD in der Regel größere Pulverpartikel mit einem Durchmesser von ca. 50 μm bis ca. 100 μm verwendet, wobei auch Hartpartikel mit einem Durchmesser von bis zu 1,2 mm mittels LMD verarbeitet werden können [Des17]. Größere Partikel lassen sich prozesssicherer fördern. Kleinere Partikel führen hingegen vermehrt zu Verstopfungen in den Pulverschläuchen bzw. in der Pulverdüse [Leu15]. Für das LMD von MMNCs wurden Untersuchungen durchgeführt, die Nanopartikel über eine wässrige Lösung in die Prozesszone zu führen [Cla08]. Für die Herstellung von MMCs wird das Pulver vor dem Prozess gemischt [Grü96] oder das metallische Pulver wird mit den Hartpartikeln durch ein Pulverfördersystem aus mindestens zwei Pulvertöpfen in situ zusammengebracht, wobei der Hartpartikelgehalt zeitlich bzw. lokal variiert werden kann [Can10]. Somit kann ein anforderungsgerechter gradierter Aufbau des MMCs mit zunehmenden Hartpartikelgehalt realisiert werden [The03]. Höhere Gehalte an Partikeln können erzielt werden, wenn diese gebrochen anstatt sphärisch sind. Der resultierende Hartpartikelgehalt im MMC ist beim Auftragschweißen eine Funktion des Pulvernutzungs- und Aufmischungsgrades [Hua04], wobei der Aufmischungsgrad einen signifikant hohen Einfluss auf den Hartpartikelgehalt hat [Dub06]. Somit führen zum Beispiel niedrigere Laserleistungen zu höheren Hartpartikelgehalten [Bar15]. Bei höheren Hartpartikelgehalten kommt es jedoch vermehrt zu thermischen Beschädigungen der Partikel [Wan²17]. Der Flächenanteil der Partikel kann lokal sehr unterschiedlich ausfallen und die Unterschiede können bis zu 50 % betragen [Fer15]. Durch den Einsatz gepulster Laserstrahlung kann eine homogenere Verteilung der Partikel erzielt werden [Yak04]. Mittels einer parallel zur Substratoberfläche zeilenweise Messung des Hartpartikelgehaltes kann die vertikale Verteilung der Hartpartikel in der MMC-Schicht quantifiziert werden (**Bild 2.1a**) [Ort17]. Dabei wurden lokal in einem Abschnitt der hartpartikelverstärkten Schicht die Flächenanteile der Hartpartikel in acht rechteckigen Messbereichen ermittelt, um die Verteilung der Partikel in der Schicht zu quantifizieren. Die Messbereiche hatten jeweils eine Höhe von 100 μm . **Bild 2.1b** zeigt die Ergebnisse zur Variation des Gewichts-anteils der Hartpartikel im geförderten Pulver („wt% WC feeder“). Der Flächenanteil der Partikel („wt% WC_{Actual}“) fällt im unteren Bereich der Schicht, zum Substrat hin, lokal höher aus. Die Standardabweichungen der gemessenen Flächenanteile der Partikel im Diagramm weisen relativ große Werte auf.

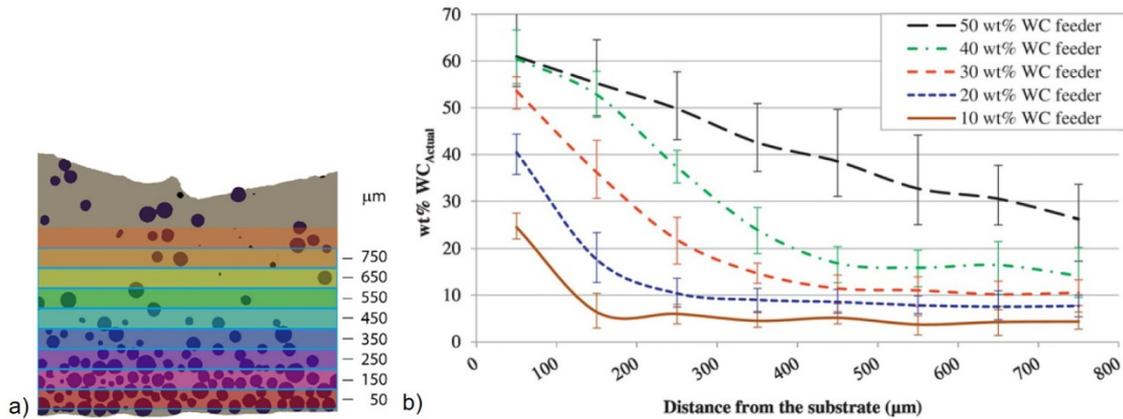


Bild 2.1: a) Darstellung der jeweiligen Auswertebereiche für die Flächenanteile der Partikel am metallografischen Schlibbild eines SMMC aufgetragen mittels LMD, b) Ergebnisse zu den ermittelten Flächenanteilen der Partikel [Ort17]

Eine Weiterentwicklung des LMD-Prozesses ist die Applikation von Hochdruck bis zu 35 bar zur Förderung des Pulvers (engl.: supersonic laser deposition, SLD), wobei höhere Partikelgeschwindigkeiten erzielt werden. Zusätzlich wird das Pulver vorgewärmt. Der Hartpartikelgehalt kann durch dieses Verfahren gesteigert werden [Ji15]. Für eine verbesserte Produktivität des Verfahrens kann die metallische Matrix hinsichtlich einer verbesserten Fließeigenschaft dergestalt modifiziert werden, so dass die Schweißgeschwindigkeit um bis zu dem Faktor 2 erhöht werden kann [Sch²16].

Das Laser-Dispergieren (engl.: laser melt injection, LMI) ist ein Verfahren zur Modifikation von Bauteiloberflächen [Pop05]. Gegenüber dem LMD wird beim LMI wie beim Laserlegieren keine neue Schicht auf dem Bauteil aufgetragen, sondern die Eigenschaften der Oberfläche „durch das Einbringen von Stoffteilchen“ verändert. Daher wird das LMI nicht der „Hauptgruppe 5 Beschichten“ nach DIN 8580, sondern der „Hauptgruppe 6 Stoffeigenschaften ändern“ zugeordnet [Klo07, S.258]. Beim LMI wird dieselbe Systemtechnik wie für das LMD eingesetzt. Der Unterschied zum LMD und zum Laserlegieren stellt sich durch das verwendete Pulver dar. Beim LMI hat das verwendete Pulver keine metallische Komponente und die eingebrachten Partikel sollen nicht aufgeschmolzen bzw. aufgelöst werden [Hüg09]. Je nach eingesetztem Pulver kann das Legieren und Dispergieren gleichzeitig durchgeführt werden. Bei der Verwendung eines Pulvergemisches aus Hartpartikeln und metallischen Komponenten (z. B. Wolframcarbid-Titan-Magnesium) werden die Hartpartikel nicht aufgeschmolzen (dispergiert) und die metallischen Komponenten werden in die flüssige Phase überführt (legiert) [Sta00].

Der LMI-Prozess wurde 1980 im Naval Research Laboratory entwickelt [Sch80] und kurz darauf patentiert [Sch81]. In der englischsprachigen Literatur werden hierfür verschiedene Prozessbezeichnungen verwendet: laser dispersion (LD) [Wan05], particle

injection [Ste10], laser alloying (LA) [Wu95] oder laser surface alloying (LSA) [Bab02]. Das zweistufige LMI wird auch als Laserimplantation [Sch17] (engl.: laser implantation [Hil14]) bezeichnet. In der Regel wird das LMI mittels Wärmeleit-schweißen durchgeführt. Dabei kann die Prozesseffizienz durch erhöhte Vorschubgeschwindigkeiten bzw. Flächenraten gesteigert werden [War19]. Um höhere Eindringtiefen und somit dickere modifizierte Oberflächenschichten zu erzielen, kann für das LMI der Laser-Tiefschweißeffekt genutzt werden. Dieser Prozess wird als Laser-Tieflegieren [Vol²14] (engl.: laser deep alloying [Vol²14a]) bezeichnet.

Die Prozesszone wird in der Regel lokal mit einem Schutzgas vor dem Einfluss des Sauerstoffs geschützt. Der Prozess kann aber auch in einer Schutzgaskammer durchgeführt werden [Aye81]. Weiterhin gibt es Lösungsansätze mit einer hinter der Prozesszone angeordneten Nachlaufbrause sowie mit einer lokalen Schutzgaseinheit, die die Prozesszone abdichtend umschließt [Kol04]. Die Schutzgasart kann beim LMI die Mikrostruktur der metallischen Matrix und die Größe des Schmelzbades beeinflussen [Mri97].

Das zweistufige LMI bietet die Möglichkeit kleine Partikelgrößen von 1 μm bis 2 μm zu verarbeiten, wobei die Herausforderung beim prozesssicheren Deponieren der partikelhaltigen Paste insbesondere bei anwendungsnahen komplexeren Geometrien besteht [Haf00]. Die Partikel können auch zusammen mit einem Graphitpulver aufgebracht werden, wobei das Graphitpulver gleichzeitig die Einkopplung der Laserstrahlung bei hochreflektiven Werkstoffen verbessern kann [Yil12].

Beim einstufigen LMI wird die Oberfläche lokal aufgeschmolzen und die Pulverpartikel unter Verwendung eines Trägergases in die Schmelze eingedüst. Die Erhöhung der Trägergasmenge führt dabei zu einem linearen Anstieg der Partikelgeschwindigkeit [Vre01]. Die Partikel müssen eine ausreichend hohe Geschwindigkeit bzw. kinetische Energie aufweisen, um in das Schmelzbad eindringen zu können [Aye80], wobei das Vorheizen des Substratwerkstoffes einen höheren Einfluss auf das Eindringverhalten der Partikel hat als die Geschwindigkeit der Partikel [Vre00]. Weiterhin wird mit zunehmender Dicke der Oxidschicht auf dem Schmelzbad und bei einer erhöhten Dichte der metallischen Matrix das Eindringen der Partikel in die Schmelze erschwert [Aye80]. Das Eindringverhalten der Partikel durch die Oxidhaut kann durch einen Lichtbogenunterstützten LMI-Prozess verbessert werden [Li12]. Nicht eingedrungene Partikel prallen von der Schmelzbadoberfläche zurück, wobei dies auch vereinzelt an oxidfreier Oberfläche auftritt [Ott10]. Das Eindringverhalten der Partikel in die Schmelze kann analytisch abgeschätzt [Kap96] oder mit einem Benetzungstest bewertet werden [Del87]. Aufgrund der vergleichsweise hohen Eindringgeschwindigkeit der Partikel im LMI-Prozess sollte der konventionelle Benetzungstest an diese Bedingungen angepasst werden [Gru10]. Das Eindringen der Partikel wird auch von der Viskosität

der Schmelze beeinflusst, die wiederum eine Funktion der Temperatur ist [Kap99]. Wenn das Verhältnis der Laserleistung zur zugeführten Menge zu gering ist, dann ist das Eindringen der Partikel in die Schmelze erschwert und die Partikel sammeln sich verstärkt an der Oberfläche an [Hei05].

Die Hartpartikel erfahren beim LMI eine Temperaturerhöhung, wenn sie in Wechselwirkung mit der Laserstrahlung treten und in das Schmelzbad eindringen. Dies kann zu einem teilweisen oder kompletten Auflösen der Partikel führen. Das Auflösen der Partikel kann bei der Erzeugung von MMCs einerseits zu einer erhöhten Rissbildung führen [She94] und andererseits kann ein teilweises Auflösen der Partikel bzw. die Bildung einer Reaktionsschicht auf den Partikeln die Eigenschaften der MMCs verbessern [Tha01]. Die Bildung solcher Reaktionsschichten wurde beim LMI mit Borcarbid (B_4C) [Meh90], Siliziumcarbid (SiC) [Koo99] und Wolframcarbid (WC) [Liu15] beobachtet. Diese wird durch die Abkühlgeschwindigkeit des Schmelzbades [Che09], durch die Streckenenergie [Dah89] sowie durch die Interaktionszeit zwischen den Partikeln und der Laserstrahlung [Klo98] beeinflusst. Die thermische Beeinflussung der Partikel bzw. die Dicke der Reaktionsschicht kann reduziert werden, indem der Pulverstrahl von dem Laserstrahl wegpositioniert wird [Che08].

Wenn die Partikel in die Schmelze eingedrungen sind, dann wird die Verteilung dieser im Wesentlichen von deren Dichte beeinflusst. Wenn die Dichte der Partikel geringer ist als die der metallischen Matrix, dann ordnen sich die Partikel vermehrt an der Schmelzbadoberfläche an und bei einer höheren Dichte der Partikel sinken diese an den Schmelzbadgrund [Jen09]. Durch die Applikation der Lorentzkraft mittels eines Magnetfeldes an der Prozesszone kann die Schmelzbadströmung und somit die Hartpartikelverteilung beeinflusst werden [Wan17]. Bei einer aufwärtsgerichteten Lorentzkraft erhöht sich der Flächenanteil der Partikel im unteren Bereich der Schicht, hin zum Substrat (**Bild 2.2a**). Bei der Applikation einer abwärtsgerichteten Lorentzkraft wird an der Schichtoberseite ein höherer Flächenanteil der Partikel erzielt (**Bild 2.2b**), als wenn keine Lorentzkraft angewendet wird (**Bild 2.2c**).

Beim LMI von Einzelspuren erhöht sich mit zunehmender Pulverförderrate der Hartpartikelgehalt [Hir01] und die Spurbreite [Abb91]. Höhere Vorschubgeschwindigkeiten führen zu einer geringeren Spur- bzw. Eindringtiefe der Partikel in die Oberfläche [Li09] und zu einem höheren Hartpartikelgehalt. Dies wurde für das LMI mit SiC [Pei02] und mit WC [Che08] in einer Titanlegierung sowie von SiC in einer Aluminiumlegierung [Maj06] aufgezeigt. Die Verwendung von größeren Partikeln [Hu95] oder einem höherer Hartpartikelgehalt [Nas08] kann zu einem verstärkten Auftreten von Rissen in den laserdispergierten Oberflächen führen. Beim LMI von mehreren sich überlappenden Spuren muss eine ausreichend hohe Intensität angewendet werden, damit die Bindung zwischen den Spuren gewährleistet werden kann [Cab14].

Die Möglichkeiten ein zufriedenstellendes Ergebnis beim LMI zu erzielen, hängt auch wesentlich vom verwendeten Grundwerkstoff ab [Oce05].

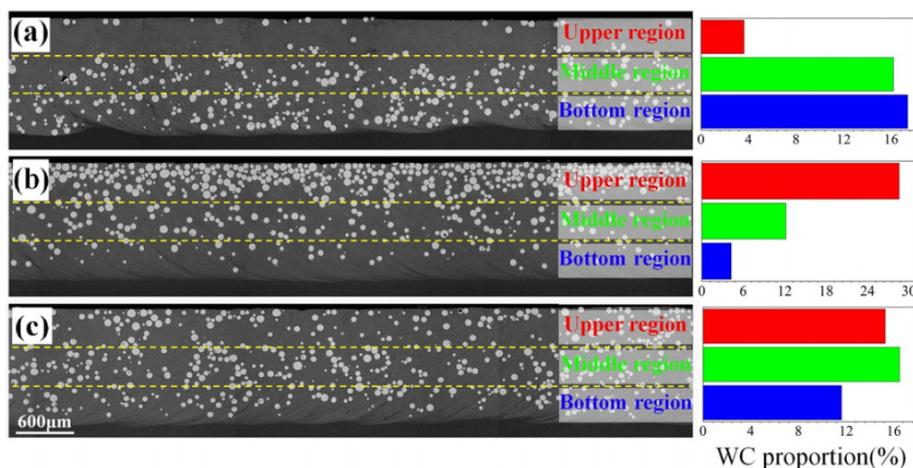


Bild 2.2: Verteilung der Hartpartikel in einer laserdispergierten Schicht unter Anwendung einer a) aufwärtsgerichteten, b) abwärtsgerichteten Lorentzkraft und c) ohne die Anwendung einer zusätzlichen Lorentzkraft [Wan17]

Die Anwendung von laserdispergierten Oberflächen an Werkzeugen für das geschmierte Umformen zeigt auf, dass die Partikel durch ein selektives Verschleifen der metallischen Matrix freigelegt werden und herausstehen. Als Ursache hierfür werden die unterschiedlichen Härten der metallischen Matrix und der Hartpartikel in dem Verbundwerkstoff benannt. Bei Werkzeugen für das Tiefziehen erfolgte dies beim mechanischen Polieren der hartpartikelverstärkten Oberfläche [Deu07, S. 69] oder beim Einlaufen der Werkzeuge zum Kaltumformen [Ste00].

2.1.3 Einsatz von Wolframschmelzcarbid

Die Ausgangsstoffe zur Herstellung von Wolframschmelzcarbid (WSC) sind Wolfram-Metallpulver und Graphitpulver [And87]. WSC wird als Nichtoxidkeramik [Sei14] oder Hartstoff [Sch07] bezeichnet bzw. den Hartstoffen mit metallischem Bindungscharakter zugeordnet [Deu07, S.34]. Das WSC wird in sphärischer ((sphärisches WSC, sWSC) [Wes18]; engl.: spherical fused tungsten carbide, SFTC [Tuo09]) oder in gebrochener eckiger Form (engl. fused tungsten carbide, FTC [Dur13]) eingesetzt. Sphärische Hartpartikel werden mittels Wasser- oder Gasverdüsen hergestellt. Dabei resultiert jedoch eine gewisse Variation der Partikeldurchmesser und es entstehen auch spratzige Partikel. Letztere können durch eine thermische Nachbehandlung mittels Plasma sphärodisiert werden [Lin03]. Im Vergleich dazu kann das Wolframcarbid bzw. Wolframmonocarbide (WC) nicht verdüst, sondern nur mittels Sintern und somit nur in eckiger Form hergestellt werden [Sch02].

Das WSC besteht aus einem feinen eutektischen Phasengemisch aus WC und Diwolframcarbide (W_2C) und weist einen hohen Elastizitätsmodul auf. Je feiner das Eutektikum ausgebildet ist, desto höher ist die Bruchzähigkeit und die Härte [Ber98, S.61 ff.]. Unter Ausnutzung der hohen Härte des W_2C findet das WSC zunehmend Anwendung in der Industrie für verschleißfeste Funktionsflächen [Kel10]. Das gebrochene WSC hat eine Härte von > 2200 HV und das sWSC besitzt eine Härte von > 3000 HV [Sch16]. WC weist im Vergleich dazu eine Härte von < 2200 HV auf [Hor08]. **Bild 2.3a** zeigt die Einordnung der Eigenschaften vom WSC gegenüber anderen Werkstoffen bei Raumtemperatur und **Bild 2.3b** bei höheren Temperaturen.

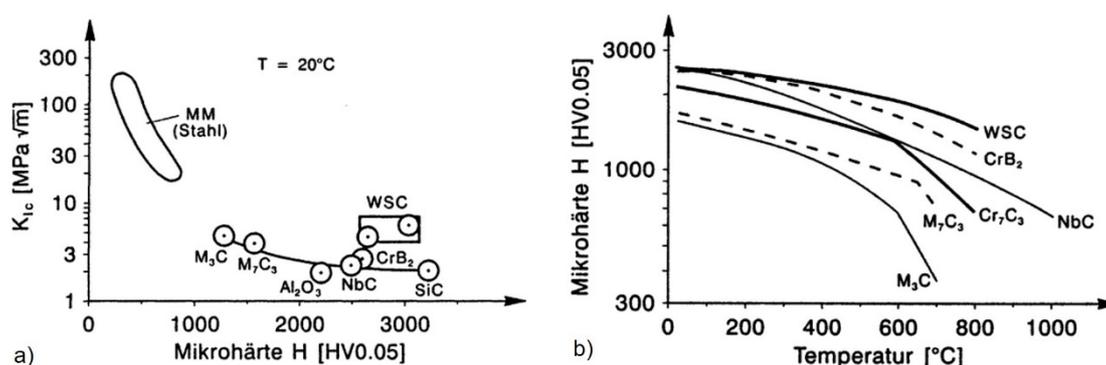


Bild 2.3: Einordnung der Eigenschaften vom WSC zu anderweitigen Werkstoffen; a) im Konflikt zwischen der Härte und der Bruchzähigkeit (Spannungsintensitätsfaktor K_{Ic}) bei Raumtemperatur und b) Einfluss der Temperatur auf die Härte [Ber98, S. 63 ff.]

Die Stabilität bzw. Beständigkeit vom WSC ist jedoch im Vergleich zum WC geringer [The08], da es bei Temperaturen > 1200 °C zu einer Umwandlung des thermodynamisch instabilen W_2C kommen kann [Mol09]. Bei Untersuchungen zum LMD zeigt das WSC in gebrochener Form im Vergleich zum sWSC etwas weniger Auflösungserscheinungen [Nur09]. Für eine erhöhte Stabilität wurde ein randzonenbehandeltes WSC entwickelt (engl.: comprising-WSC, cWSC) [Lau15]. Generell ist zwischen einer metallurgischen und einer thermischen Stabilität zu differenzieren [Ser16]. Die metallurgische Stabilität wird z. B. bei der Hartpartikelverstärkung unterschiedlicher metallischer Matrixwerkstoffe deutlich. So ist der Carbidgefall in einer Nickelbasislegierung geringer als im Vergleich zu einer Eisenbasislegierung [Hec18]. Bei einer zu geringen thermischen Stabilität können erhöhte Prozesstemperaturen zu einem partiellen Auflösen der Partikeloberfläche führen, wobei jedoch infolgedessen eine bessere Haftfestigkeit zu der metallischen Matrix beobachtet werden kann [Kuz12]. Bei der Verarbeitung von sWSC mittels lichtbogenbasierter Prozesse ist es ratsam, eine lichtbogenlose Zuführung der Hartstoffe direkt in das Schmelzbad durchzuführen, um die Auflösungs- und Zerfallsreaktionen zu minimieren [Häb15].

Bei einem direkten Verfahrensvergleich zwischen dem Metall-Inertgas-Schweißen (MIG) und dem Wolfram-Inertgas-Auftragschweißen (WIG) konnte aufgezeigt werden, dass durch den geringeren Wärmeeintrag beim WIG-Auftragschweißen die Auflösung der sWSC-Partikel geringer ausfällt [Li11]. Beim LMD löst sich das sWSC in den Überlappungszonen der Spuren auf, wenn kleinere Partikel mit einem Durchmesser von 10 µm bis 45 µm eingesetzt werden. Die Auflösung der Partikel wurde mit energiedispersiver Röntgenspektroskopie (EDX) nachgewiesen. Durch den Einsatz von Partikeln mit größeren Durchmessern von 45 µm bis 125 µm kann die Auflösung der Partikel vermieden werden [Leu15], wobei größere sWSC-Partikel verstärkt zu Rissen neigen [Wan16]. Weiterhin führt die Verwendung von hohen Laserintensitäten oder hohen Streckenenergien zu Auflösungserscheinungen der sWSC-Partikel [Ama09]. Neben der Auflösung der sWSC-Partikel können diese auch agglomerieren, wobei die chemische Zusammensetzung erhalten bleibt [Dit19].

2.2 Laser-Abtragen

Das Laser-Abtragen (engl.: laser ablation [Wal14]) wird den trennenden Fertigungsverfahren der „Hauptgruppe 3 Trennen“ nach der DIN 8580 zugeordnet. Hierfür werden gepulste Laser eingesetzt [Klo07, S. 263 ff.]. Die Anwendung der gepulsten Laserstrahlung für das Abtragen wurde erstmals in den 1960er Jahren aufgezeigt [Ash04]. Es werden Kurzpuls- und Ultrakurzpuls laser eingesetzt, wobei die Grenze zwischen diesen beiden Begriffen nicht eindeutig definiert ist. Sie ist abhängig vom bearbeiteten Material und der Applikation [Vel15]. Zu den Anwendungen des Laser-Abtragens in der Materialbearbeitung zählen u. a. die Modifikation der Rauheit von Oberflächen [Dun14], die Einbringung von Bohrungen [Föh11], die Generierung von Nanopartikeln [Shi18] oder Schockwellen [Vee13], das Schneiden von Strukturen [Heb18], das flächige Abtragen von Schichten (z. B. Ölfilme von Metalloberflächen [Ahn12]) oder das lokale Abtragen von Volumina in einer Oberfläche (z. B. Generierung von Schmierstofftaschen [Neu04] oder von Mikroformschlüssen [Flo14]). Eine weitere Möglichkeit ist die Anwendung des Laser-Abtragens als nachgeschalteter Prozess, z. B. beim LMD, um im Plasma die chemische Zusammensetzung der aufgetragenen Schicht mittels Spektroskopie zu ermitteln [Ohn07].

Beim Laser-Abtragen treten die Effekte der Elektronenemission bzw. Plasmabildung, Sublimation sowie Nanopartikelemission auf [Kön05]. Dieses Gemisch aus Metaldampf und Partikeln wird als Aerosol bezeichnet. Das Aerosol kann aufgrund eines Abschirmeffektes einen signifikanten Einfluss auf den Laserprozess haben [Mic14], wobei dies insbesondere bei höheren Intensitäten bzw. Fluenzen [Li01] und hohen Repetitionsraten beobachtet wird [Lei11]. Die Applikation der einzelnen Laserpulse erfolgt in einem konstant zeitlichen Abstand (Repetitionsrate) oder dicht

aufeinanderfolgend in Gruppen von Laserpulsen (Burst) [Har14]. Die Laserpulse werden mit einem spezifischen Pulsversatz bzw. Überlappungsgrad angewendet, wobei ein geringerer Pulsversatz bzw. ein höherer Überlappungsgrad zu höheren Abtragstiefen und Abtragsraten führt [Wei06]. Durch die wiederkehrende Energieeinbringung in das Material kann es zu einer Wärmeakkumulation kommen [Web14], die aber bei Werkstoffen mit hoher Wärmeleitfähigkeit vernachlässigbar ist [Sch12]. Bei kurzen Laserpulsen im Mikro- und Nanosekundenbereich tritt in Abhängigkeit von der Pulsdauer und der Pulsenergie vermehrt ein lokales Schmelzen neben dem Verdampfen auf. Durch die Verwendung kürzerer Pulse im Piko- und Femtosekundenbereich tritt weniger Schmelzebildung auf, wobei der Materialabtrag darauf beruht, dass die Energie viel schneller deponiert wird, als sie durch Wärmeleitung in das Material abfließen kann. Dadurch bleibt der Wärmeeintrag im Werkstück minimal [Her08]. Das heißt, dass bei kürzeren Pulsen weniger Energie pro Fläche deponiert werden muss, um einen Materialabtrag zu erreichen [Eng07]. Die applizierte Pulsenergie pro Fläche ist die Fluenz. Die Fluenz, ab welcher ein laserinduzierter Materialabtrag stattfindet, wird als die Schwellfluenz bezeichnet [Sch²14, S.21 ff.]. Für das Laser-Abtragen mit Pikosekundenlasern variiert die Schwellfluenz im Bereich von $0,1 \text{ J/cm}^2$ bis 2 J/cm^2 [Kli09]. Die Verwendung von längeren Pulsdauern [Has02] oder schnelleren Scangeschwindigkeiten [Oli17] führt zu einer Erhöhung der Schwellfluenz. Durch die Bearbeitung mit der Schwellfluenz wird das Material überwiegend verdampft und es tritt vergleichsweise wenig Schmelzebildung auf [Fai12]. Die Bildung von Schmelze kann nicht vollkommen unterdrückt werden [Ruf04], aber durch die Reduzierung der Schmelzebildung wird das Abtragen präziser. Der Nachteil liegt jedoch in der geringen Abtragsrate, die durch höhere Repetitionsraten des Lasers kompensiert werden kann [Har05]. Der Abtragsprozess kann auch zweistufig erfolgen. Zunächst werden höhere Fluenzen zur Erzielung höherer Abtragsraten eingesetzt, wobei der Abtrag unpräzise ist. Abschließend erfolgt ein präzises Abtragen unter Verwendung von niedrigen Fluenzen [Fin15]. Neue Entwicklungen von gepulsten Lasern zeigen auf, dass mittlere Ausgangsleistungen von mehr als 1 kW und Pulsenergien im mJ-Bereich für ps-Laser realisiert werden können, die die Steigerung der Abtragsraten ermöglichen [Neg17]. Bei der Bearbeitung unter Schutzgas wird eine niedrigere Oberflächenrauheit erzielt als an der Atmosphäre [Koc11]. Bei der Bearbeitung von Materialien mittels gepulster Laserstrahlung und Fluenzen nahe der Schwellfluenz treten häufig periodische wellenartige Strukturen auf, die als Ripples bezeichnet werden [Rud01, S.13]. Die Größenordnung dieser Strukturen liegt im Bereich der Laserwellenlänge. Der Einfluss dieser Oberflächenstrukturen auf das Bearbeitungsergebnis kann in der Regel vernachlässigt werden [Eng12].

Bei der Bearbeitung von Verbundwerkstoffen wird einerseits beim Laser-Abtragen von faserverstärkten Kunststoffen die Kunststoffmatrix selektiv entfernt, wenn eine Fluenz verwendet wird, die größer ist als die Schwellfluenz der Kunststoffmatrix und niedriger ist als die der Kohlenstofffaser. Andererseits kann der selektive Abtrag auch erfolgen, wenn die Fluenz größer ist als die Schwellfluenz der Faser, wobei eine erhöhte Scangeschwindigkeit bzw. ein geringerer Überlappungsgrad angewendet werden muss. Dies hat dann auch eine positive Wirkung auf die Wirtschaftlichkeit des Prozesses, da die Prozesszeiten verkürzt werden [Oli17]. Bei der Bearbeitung von MMCs aus WC und Cobalt kann die Geometrie von Zerspanungswerkzeugen ohne einen selektiven Abtrag einer Phase hergestellt werden [Dum05], wobei je nach Binderanteil und Korngröße der Prozess angepasst werden muss [Dan19]. Um eine chemische Gasphasenabscheidung (engl.: chemical vapour deposition, CVD) vorzubereiten, wird das Cobalt mittels Laser-Abtragen selektiv entfernt. Dabei wird mittels Spektroskopie die Fluenz bestimmt, bei der besonders viel Cobalt bzw. besonders wenig WC abgetragen wird [Li01a]. Der selektive Abtrag der Cobaltbinderphase kann auch durch die Anwendung von kontinuierlicher Laserstrahlung realisiert werden [Bar11].

2.3 Tribologisches Verhalten

2.3.1 Versuchsmethodiken für die Blechumformung

Hinsichtlich der Übertragbarkeit der experimentellen Ergebnisse auf die Bedingungen des realen Tiefziehprozesses im industriellen Maßstab können die Versuchsmethodiken für die Blechumformung in sechs Kategorien (Kategorie I bis Kategorie VI) eingeteilt werden, wobei Kategorie I den Betriebs- bzw. Feldversuch darstellt [Gft02]. Dabei besteht bei der Aufteilung in betriebsähnlichen Versuchen (Kategorie I bis Kategorie III) und Modellversuchen (Kategorie IV bis Kategorie VI) der Konflikt zwischen der Möglichkeit der Messung tribologischer Größen während des Versuchs und der Übertragbarkeit der Versuchsergebnisse auf den Realfall bzw. deren Aussagekraft.

Der Kugel-Platte-Test stellt eine gleitende tribologische Beanspruchung in einem geschlossenen tribologischen System dar [Fil04], was u. a. zur Bildung des dritten tribologischen Körpers führt, der die Reibung signifikant beeinflussen kann [Bro14]. Die Blechumformung ist jedoch ein offenes tribologisches System, da stetig neues Blech verwendet wird. Daher muss die Übertragbarkeit der Ergebnisse des Kugel-Platte-Tests auf den Prozess der Blechumformung kritisch betrachtet werden [Mül02, S.41 bzw. S.194]. Der Kugel-Platte-Test kann als Modellversuch mit einfachen Probekörpern der Kategorie VI zugeordnet werden [Sta98, S.10]. Er bietet die Möglichkeit unter Verwendung nur jeweils eines Probe- und Gegenkörpers den

Materialverlust als Verschleiß-Messgröße und somit den eigentlichen Verschleiß relativ einfach quantitativ bestimmen zu können [Sch14]. Dabei ist zu berücksichtigen, dass anfänglich eine Hertzsche Pressung wirkt. Bei einem Verschleiß der Kugel bzw. des kalottenförmigen Gegenkörpers und bei der Anwendung einer konstanten Normalkraft sinkt die Belastung in diesem tribologischen Test.

Der Streifenziehversuch, der Streifenziehversuch mit doppelter Umlenkung und das Napftiefziehen stellen Versuchsmethodiken in einem offenen tribologischen System dar, da bei jedem Versuch neues Blechmaterial verwendet wird. Der Streifenziehversuch bzw. Flachbahnversuch ist eine Untersuchungsmethode für die Reibungsverhältnisse im Bereich des Niederhalters. Der Streifenziehversuch mit doppelter Umlenkung bzw. der Umlenkversuch bildet das tribologische System an dem Ziehkantenradius ab. Die Ergebnisse beider Methodiken sind aufgrund der unterschiedlichen Spannungs- und Dehnungszustände untereinander nicht vergleichbar [Net95]. Dabei ist zu berücksichtigen, dass bei einer plastischen Verformung neben einer Kaltverfestigung z. B. in dem Stahl 1.4301 eine verformungsbedingte Martensitbildung auftreten kann [Kuw07]. Beide Versuchsmethodiken können als betriebsähnlicher Versuch der Kategorie III zugeordnet werden. Das Tiefziehen von rotationssymmetrischen Näpfen kann als Prüfstandsversuch in die Kategorie II eingeordnet werden. In der industriellen Fertigung werden mit einem Werkzeug in der Regel mehrere hunderttausende Blechteile tiefgezogen [Mül02, S.142 ff.]. Es bestehen Versuchsanlagen für tribologische Untersuchungen, die eine kontinuierliche Zuführung des Blechmaterials von einem Coil erlauben und somit anwendungsnahe Prüfungen ermöglichen [Yil17]. In der Regel erfolgt jedoch bei allen der drei Methodiken eine manuelle Zuführung einzelner Bleche. Dadurch ist die mögliche Anzahl geprüfter Bleche aufgrund des Arbeitsaufwandes begrenzt. Es wird dann keine eigentliche Verschleißmessung als Masseverlust erfasst, sondern eine Verschleißerscheinungsform anhand der Veränderung der Oberflächenrauheit quantifiziert.

2.3.2 Trockenes System

In der Regel werden flüssige Schmierstoffe oder Festschmierstoffe eingesetzt, um positive Effekte in einem tribologischen System zu erzielen [Hor01]. Ein trockenes tribologisches System zwischen den beiden Reibpartnern ist jedoch unabdingbar, wenn aus sicherheitsbedingten oder technischen Gründen in Geräten oder Maschinen (z. B. bei der Förderung von Sauerstoff, bei Bremsen oder in der Lebensmittel- und Medizintechnik) der Einsatz von Schmierstoffen nicht möglich ist [Som14]. Eine tribologische Beanspruchung im trockenen System tritt ungewollt auf, wenn z. B. beim Umformen der Schmierstofffilm temporär lokal unterbrochen wird [Wei08]. Der Verzicht des Einsatzes von Schmierstoffen wird gezielt angestrebt, um Produktions-

prozesse, wie z. B. durch das Trockenumformen, aus ökonomischen und ökologischen Aspekten zu verbessern [Vol14].

Für die Einstellung einer schmierstofffreien Oberfläche und deren Analyse bestehen verschiedenste Verfahren [Alm17]. Durch den fehlenden Schmierstoff zwischen den beiden Reibpartnern stehen die Oberflächen in einem intensiven Kontakt. Dabei haben Oxide auf den Oberflächen einen signifikanten Einfluss auf die Tribologie [Osa00]. So resultiert in einer luftfeuchtigkeitsarmen Atmosphäre ein höherer Verschleiß als in einer Atmosphäre mit einer hohen Luftfeuchtigkeit, wobei die Reibzahlen nicht signifikant beeinflusst werden [Nei04]. In der luftfeuchtigkeitsarmen Atmosphäre wird das geschlossene tribologische System durch die Bildung des dritten Körpers maßgeblich beeinflusst, wobei in der Atmosphäre mit hoher Luftfeuchtigkeit der Verschleiß durch tribochemische Reaktionen reduziert wird [Bro14]. Adhäsiver Verschleiß wird durch thermoelektrische Ströme beeinflusst [Wel19]. Der Einsatz von keramischen Werkzeugen ermöglicht ein adhäsionsarmes Trockenumformen [Mül02, S. 152-153].

Kupfer-Aluminium-Legierungen sind bewährte Werkstoffe u. a. im Bereich des Werkzeugbaus für die Umformung von hochlegierten Blechen [Mar96]. Sie sind im Allgemeinen schweißtechnisch gut verarbeitbar [Fah14], so dass sie auch lokal auf Umformwerkzeugen aufgeschweißt werden können [Sch10]. Bei der Bearbeitung von Kupferlegierungen mit industriell häufig eingesetzten Lasern mit nahinfraroter Wellenlänge der Laserstrahlung ist zu beachten, dass die Absorption gering und stark vom Oberflächenzustand abhängig ist [Bri19]. Kupferlegierungen mit dem Hauptlegierungselement Aluminium wurden als Aluminiumbronzen [Haf94] bzw. Mehrstoff-Aluminium-Bronzen bezeichnet [Win06, S.11]. Der Begriff Aluminium-bronze wird heute nicht mehr verwendet [Roo15]. Bei der Verwendung weiterer Legierungselemente werden diese als Kupfer-Aluminium-Mehrstoff-Legierungen bezeichnet [Deu10]. Kupfer-Aluminium-Legierungen haben sich aufgrund ihrer ausreichend hohen Festigkeit und Härte sowie insbesondere durch die hohe Wärmeleitfähigkeit für gleitende tribologische Beanspruchungen bewährt [Bro89]. Wobei sie auch bei trockener tribologischer Beanspruchung eine vergleichbar hohe Verschleißbeständigkeit aufweisen [Mei00]. Durch die tribologische Beanspruchung im trockenen System können lokal Temperaturanstiege von einigen hundert Grad Celsius resultieren, wobei höhere Temperaturen zu verstärktem Verschleiß führen und niedrige Temperaturen die Rissentstehung begünstigen können [Pra04]. Durch die Hartpartikelverstärkung einer Kupferlegierung wird im trockenen tribologischen System die Verschleißbeständigkeit und die Reibung erhöht [Cel16].

Die Verschleißbeständigkeit von MMCs im trockenen System wird durch die Verwendung von größeren Partikeln [Hut94] und höheren Hartpartikelgehalten

gesteigert [Cho01]. Bei einer geringen Hartpartikelverstärkung weist der Einfluss des Hartpartikelgehaltes auf die Reibung einen degressiven Verlauf auf [Ram09]. Bei höheren Hartpartikelgehalten besteht kein Einfluss des Hartpartikelgehaltes auf die Reibzahl [Fer15]. Der Verschleiß als Funktion des zurückgelegten Weges zeigt einen linearen Verlauf, wohingegen durch die Hartpartikelverstärkung ein degressiver Verlauf resultiert [Wu04].

Eine weitere Möglichkeit das tribologische Verhalten im trockenen System gezielt zu beeinflussen, ist die Verwendung von Werkzeugoberflächen mit einer ausgeprägten Hoch-Tief-Struktur. Die Herstellung von Hoch-Tief-Strukturen in Werkzeugen erfolgt mittels Fräsen, Erodieren, Laser-Abtragen oder Rollieren [Fra10]. Das Rollieren bietet den Vorteil der Einbringung von Druckeigenspannungen, was sich positiv auf die Standzeiten von Werkzeugen auswirkt [Wag11]. Bei der Verwendung von spezifischen Vertiefungen in der Funktionsoberfläche und einer damit einhergehenden Verringerung des Traganteils der Oberfläche kann die Reibung um bis zu 20 % reduziert werden [Mer16]. Geringere Abstände zwischen den einzelnen Vertiefungen bewirken eine Reduzierung der Reibzahl [Shi19]. Eine allgemeine Aussage zu dem Einfluss von Mikrostrukturen auf das trockene tribologische System kann nicht gezogen werden. Ein möglicher positiver Effekt der Reibungsminderung durch Mikrostrukturen in der Werkzeugoberfläche ist werkstoffspezifisch, abhängig vom Flächendeckungsgrad sowie von der Form der Mikrostrukturen [Ten19].

Durch die Einbringung von Kegel- und Kalottensenkungen mit einem Durchmesser von 600 μm in die Oberfläche (**Bild 2.4a**) und einem reduzierten Traganteil von 75 % kann die Reibzahl im trockenen Streifenziehversuch mit einem Aluminiumblech verringert werden [Sch15]. Dabei bildet die aus der Oberfläche herausstehende Struktur eine zusammenhängende Fläche. Die Vertiefungen bilden in sich abgeschlossene Einheiten. Bei Untersuchungen im Bereich der mesoskopischen Tribologie im Streifenziehversuch zeigte sich, dass die sinkenden Reibzahlen maßgeblich durch Abriebpartikel bzw. der Drei-Körper-Abrasion beeinflusst werden [Shi15]. Das verbesserte tribologische Verhalten einer Werkzeugoberfläche mit einer ausgeprägten Hoch-Tief-Struktur kann damit begründet werden, dass sich in den Tälern Abriebpartikel einlagern können und somit diese das tribologische System durch Pflüfungseffekte nicht mehr negativ beeinflussen [Häf17]. **Bild 2.4b** zeigt eine mikrostrukturierte Oberfläche, bei der die aus der Oberfläche herausstehende Struktur keine geschlossene Fläche darstellt und die Vertiefungen in sich nicht abgeschlossen sind. Bei der Anwendung dieser Oberfläche mit Strukturturen von z. B. 0,4 μm und Strukturweiten von 27 μm resultiert ein erhöhter Rauheitswert R_a der Werkzeugoberfläche von bis 121 μm . Bei zu hohen Rauheitswerten kommt es vermehrt zu abrasiven Effekten, wohingegen bei niedrigen

Rauheitswerten adhäsive Effekte dominieren. Es muss eine geeignete Mikrostruktur als Kompromiss eingestellt werden [Bri10].

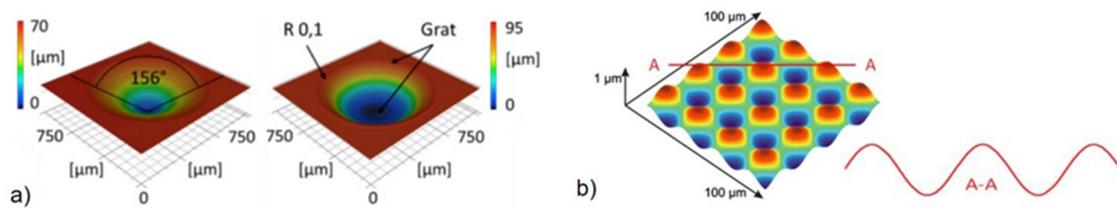


Bild 2.4: a) Strukturierte Werkzeugoberfläche mit Kegel- und Kalottensenkungen [Sch15] und b) mikrostrukturierte Oberfläche [Bri10]

Werkzeugoberflächen mit ausgeprägten Schleiffrillen im Mikrometerbereich weisen ein richtungsabhängiges Verhalten auf, wobei Schleiffrillen quer zur Vorschubrichtung zu einer niedrigeren Reibzahl führen. Ein möglicher Grund hierfür könnte der unterbrochene Kontakt zwischen dem Blech und dem Werkzeug sein, der die Neigung zum Adhäsivverschleiß und somit die Reibkraft reduziert [Mer15]. Werden vergleichsweise große Rillenstrukturen quer zur Ziehrichtung beim Tiefziehen auf den Ziehring appliziert (**Bild 2.5a**), die Abmessungen von mehreren Millimetern aufweisen (**Bild 2.5b**), kommt es zu einer mehrfachen Biegung des Bleches im Niederhalterbereich (**Bild 2.5c**), wodurch die Tiefziehkräfte und die Faltenbildung beim Trockentiefziehen reduziert werden können [Mou15]. Durch diese Makrostruktur wird die Kontaktfläche zwischen dem Werkzeug und dem Werkstück um bis zu 80 % verringert [Bro16] und somit die Bildung von Scherschub-spannungen respektive die Reibkraft reduziert [Mou18].

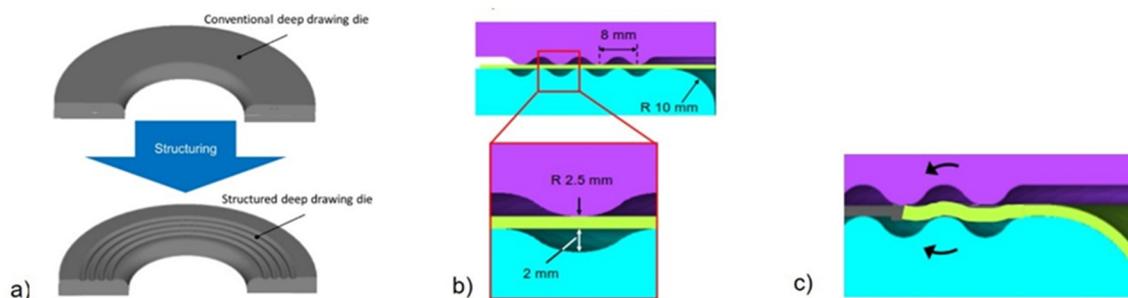


Bild 2.5: a) strukturierter Ziehring zum Tiefziehen, b) Abmessung der Hoch-Tief-Struktur, c) Biegung des Bleches im strukturierten Bereich [Mou15]

2.4 Fazit

Die Anwendung von hartpartikelverstärkten Oberflächen bietet das Potenzial, den Verschleißwiderstand von hochbeanspruchten Werkzeugoberflächen beim Trockenumformen zu erhöhen. Die Forschungen zum Realisieren des Trockenumformens

stellen in Aussicht, dass die Einstellung spezifischer Mikrostrukturen in der Werkzeugoberfläche das trockene tribologische Verhalten beeinflussen kann. Einerseits kann bei einem MMC-Werkstoff aufgrund der unterschiedlichen Härten der Hartpartikel und der metallischen Matrix bei einer mechanischen Beanspruchung das Metall zwischen den Partikeln stärker abgetragen werden, so dass die Partikel aus der Oberfläche herausstehen. Andererseits kann mittels Laserstrahlung die metallische Matrix selektiv abgetragen werden und die Partikel gezielt freigelegt werden. Inwiefern welche Prozessparameter beim Laser-Abtragen mit gepulster Laserstrahlung in welchem Verhältnis die metallische Matrix und die Hartpartikel abtragen und in welchem Maße solch eine mikrostrukturell modifizierte Freilegung der Hartpartikel das tribologische System beim Trockenumformen eines hochlegierten Stahls beeinflusst, ist bislang noch ungeklärt. Der Stand der Forschung zum Herstellen von MMC-Oberflächen mittels LMI zeigt auf, dass die Frage des Zusammenwirkens der Einflussgrößen auf die Spurgeometrie von Einzelspuren und auf den Hartpartikelgehalt von Einzelspuren sowie auf mehrspurige Schichten noch geklärt werden muss. Die Erfassung des Hartpartikelgehaltes erfolgt über den Flächenanteil der Partikel am metallografischen Schliff. Die Ermittlung des Volumenanteils der Partikel in laserdispergierten Einzelspuren sowie in mehrspurigen Schichten wurde bisher nicht aufgezeigt. Für einen hohen Verschleißwiderstand müssen ausreichend viele Hartpartikel in die Schicht eingebracht werden, wobei eine Schädigung oder eine Agglomeration der Partikel zu vermeiden ist. Es muss ein ausgewogenes Verhältnis aus eingebrachter Energie und Partikelmenge je Streckeneinheit verwendet werden. Eine systematische theoretische Erklärung der Prozessgrenzen zum Einstellen des Prozesses zum LMI steht noch offen.

3 Zielsetzung

Beim Trockenumformen resultiert durch den fehlenden Zwischenstoff ein intensiver Kontakt zwischen den Reibpartnern, was zu einem erhöhten Verschleiß führt. Diesem kann durch eine laserbasierte Einbringung von Hartpartikeln entgegengewirkt werden, indem die Beanspruchbarkeit der Werkzeugoberfläche lokal erhöht wird. Ein wesentlicher Grund, warum laserdispergierte Schichten noch nicht umfänglich in Werkzeugen der Produktionstechnik eingesetzt werden, liegt in dem unzureichenden Grundlagenwissen über den Einfluss der Prozessparameter beim Laser-Dispergieren auf den Hartpartikelgehalt und über das Verhalten einer hartpartikelverstärkten Oberfläche im trockenen System für die Blechumformung.

Ziel der Arbeit ist es, die signifikanten Einflussfaktoren für die Einstellung eines hohen Hartpartikelgehaltes beim Laser-Dispergieren zu identifizieren und das tribologische Verhalten im trockenen System zu charakterisieren, um den Stand des Wissens zu lasergenerierten hartpartikelverstärkten Werkzeugoberflächen für das trockene Tiefziehen zu erweitern. Hierzu gilt es, den Wechselwirkungsmechanismus zwischen der eingebrachten Laserleistung und der Partikelmenge pro Strecke auf die Spurgeometrie und den resultierenden Hartpartikelgehalt in Einzelspuren und mehrspurigen Schichten beim Laser-Dispergieren zu verstehen und die Grenzen hinsichtlich einer Schädigung der Partikel zu erklären. Es soll das tribologische Verhalten dieser Oberfläche im trockenen System hinsichtlich der Blechumformung charakterisiert und die Grenzen des Trockenumformens eines hochlegierten Stahls aufgezeigt werden. Es soll geklärt werden, inwiefern mittels eines laserbasierten Abtragens der metallischen Matrix und durch ein daraus resultierendes Herausstehen der Partikel das tribologische System beeinflusst werden kann. Die Interaktion zwischen den aus der Oberfläche herausstehenden Partikeln und dem Blechmaterial sollen theoretisch beschrieben und die wesentlichen Einflussgrößen identifiziert werden. Die Ergebnisse des Trockentiefziehens sollen gegenüber dem konventionellen geschmierten Tiefziehen eingeordnet werden.

4 Werkstoffe und Methoden

4.1 Werkstoffe

4.1.1 Werkzeuge

In der **Tabelle 4.1** ist die chemische Zusammensetzung der Kupfer-Aluminium-Legierung CuAl10Ni5Fe4 (2.0966, CW307G) aufgelistet. In der **Tabelle 4.2** sind ausgewählte mechanische Kennwerte und physikalische Eigenschaften dieser dokumentiert. Die chemische Zusammensetzung des Kaltarbeitsstahls X153CrMoV12 (1.2379) ist in der **Tabelle 4.3** gegeben. Der Stahl wurde im angelassenen Zustand mit einer Härte von $763 \text{ HV} \pm 18 \text{ HV}$ eingesetzt. Die resultierende Rauheit der beiden Werkzeugwerkstoffe nach der Bearbeitung mittels Draht- bzw. Senkerodieren und nach dem Fräsen ist in **Tabelle 4.4** zusammengefasst.

Tabelle 4.1: Chemische Zusammensetzung von CuAl10Ni5Fe4 in Masseprozent [Din14]

| | Cu | Al | Ni | Fe | Mn | Zn | Si | Sn | Pb | andere |
|------|-------|-----|----|----|----|-----|-----|-----|------|--------|
| Min. | Basis | 8,5 | 4 | 3 | - | - | - | - | - | - |
| Max. | | 11 | 6 | 5 | 1 | 0,4 | 0,2 | 0,1 | 0,05 | 0,2 |

Tabelle 4.2: Materialeigenschaften der Kupfer-Aluminium-Legierung CuAl10Ni5Fe4

| Kenngroße | Einheit | Wert | Quelle |
|------------------------------|-------------------|---------------|----------------|
| Schmelzbereich | °C | 1050 bis 1080 | [Deu10] |
| Dichte | g/cm ³ | 7,6 | [Din14] |
| Wärmeleitfähigkeit bei 20 °C | W/mK | 50 | [Deu10] |
| Härte | HV | 383 ± 17 | eigene Messung |

Tabelle 4.3: Chemische Zusammensetzung des Kaltarbeitsstahls 1.2379 in Masseprozent [Din18]

| | Fe | Cr | C | Mo | V | Mn | Si | P | S |
|------|-------|----|------|-----|-----|-----|-----|------|------|
| Min. | Basis | 11 | 1,45 | 0,7 | 0,7 | 0,2 | 0,1 | - | - |
| Max. | | 13 | 1,6 | 1 | 1 | 0,6 | 0,6 | 0,03 | 0,03 |

Tabelle 4.4: Resultierende Oberflächenrauheiten S_a in μm der Kupfer-Aluminium-Legierung CuAl10Ni5Fe4 und des Kaltarbeitsstahls 1.2379 nach dem Draht- und Senkerodieren sowie nach dem Fräsen

| Werkzeugwerkstoff | Drahterodieren | Senkerodieren | Fräsen |
|----------------------------|-----------------|----------------|----------------|
| Kupfer-Aluminium-Legierung | $0,36 \pm 0,05$ | $0,6 \pm 0,02$ | $0,6 \pm 0,03$ |
| Kaltarbeitsstahl | $0,45 \pm 0,03$ | - | $0,3 \pm 0,03$ |

Eingesetzt wurden sWSC-Partikel mit der Bezeichnung WOKA 50054 der Firma OC Oerlikon AG [Oer16] (**Bild 4.1**). Die chemische Zusammensetzung ist in der **Tabelle 4.5** dokumentiert und ausgewählte Eigenschaften sind in der **Tabelle 4.6** aufgelistet. Die Klopfdichte wurde gemäß der Norm DIN EN 725-8:2006-06 ermittelt. Die

resultierenden Rauheiten S_a der MMC-Oberfläche nach dem Drahterodieren betragen $0,75 \mu\text{m} \pm 0,04 \mu\text{m}$ und nach dem Senkerodieren $0,82 \mu\text{m} \pm 0,09 \mu\text{m}$.

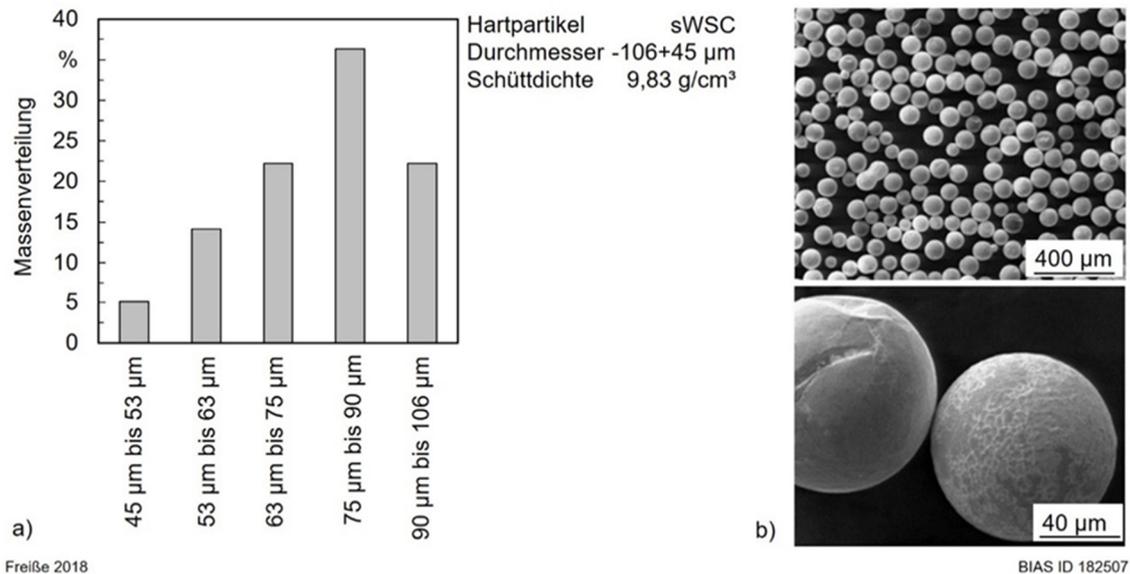


Bild 4.1: a) Masseverteilung gesiebter Pulverfraktionen und b) rasterelektronenmikroskopische (REM) Aufnahme des sWSC

Tabelle 4.5: Chemische Zusammensetzung von sWSC in Masseprozent [Oer16]

| | W | C | Fe | andere |
|------|-------|-----|-----|--------|
| Min. | Basis | 3,7 | - | - |
| Max. | | 4,2 | 0,5 | 0,32 |

Tabelle 4.6: Eigenschaften der sWSC-Partikel

| Kenngroße | Symbole | Einheit | Wert | Quelle |
|---|----------|------------------------|-----------------|----------------|
| Partikeldurchmesser | d_p | μm | 45 bis 106 | [Oer16] |
| Solidustemperatur | - | $^{\circ}\text{C}$ | 2715 | [Kur06] |
| Temperatur der Phasentransformation im festen Zustand | - | $^{\circ}\text{C}$ | 1250 | [Kur06] |
| empfohlene max. Einsatztemperatur | - | $^{\circ}\text{C}$ | 500 | [Oer16] |
| Dichte der Partikel | ρ_p | g/cm^3 | 16 bis 17 | [Oer16] |
| Klopfichte des Pulvers | ρ_K | g/cm^3 | $10,6 \pm 0,05$ | - |
| Schüttdichte des Pulvers | ρ_s | g/cm^3 | 9,83 | [Oer14] |
| max. Härte | - | HV0.1 | 3100 | [Oer16] |
| Wärmeleitfähigkeit von WC | - | W/mK | 29,29 | [Ber98, S.184] |
| Wärmeleitfähigkeit von W_2C | - | W/mK | 29,33 | [Ber98, S.184] |

4.1.2 Blech

Es wurde kaltgewalztes Material aus dem hochlegierten Stahl X5CrNi18-10 (1.4301) mit einer Blechdicke von 0,5 mm eingesetzt. Die Oberflächenrauheit S_a betrug

0,35 $\mu\text{m} \pm 0,01 \mu\text{m}$. Die Härte betrug 173 HV0.5 ± 4 HV0.5. Die chemische Zusammensetzung ist in **Tabelle 4.7** gegeben.

Tabelle 4.7: Chemische Zusammensetzung von 1.4301 in Masseprozent [Din14a]

| | Fe | Cr | Ni | Mn | Si | N | C | P | S |
|------|-------|------|------|----|----|-----|------|-------|------|
| Min. | Basis | 17,5 | 8 | - | - | - | - | - | - |
| Max. | | 19,5 | 10,5 | 2 | 1 | 0,1 | 0,07 | 0,045 | 0,03 |

Es wurden jeweils fünf Zugversuche gemäß DIN EN 10002-1 und DIN 50125 entlang (0°), quer (45°) und senkrecht (90°) der Walzrichtung durchgeführt. Das Spannungs-Dehnungs-Diagramm ist im **Anhang A1** dokumentiert. Die Absolutwerte und die Standardabweichungen der Zugfestigkeit R_m , der Dehngrenze $R_{p0,2}$, der Bruchdehnung A sowie die der senkrechten Anisotropie sind in der **Tabelle 4.8** dokumentiert.

Tabelle 4.8: Absolutwerte und Standardabweichungen des Zugversuches

| Kennwert | Zugrichtung | Symbol | Einheit | Werte |
|------------------------|----------------------------------|---------------|---------|-----------------|
| Elastizitätsmodul | entlang der Walzrichtung (0°) | E_0 | GPa | 187 \pm 2 |
| | quer zur Walzrichtung (45°) | E_{45} | GPa | 191 \pm 1 |
| | senkrecht zur Walzrichtung (90°) | E_{90} | GPa | 194 \pm 0,8 |
| Zugfestigkeit | entlang der Walzrichtung (0°) | R_{m0} | MPa | 729 \pm 1,1 |
| | quer zur Walzrichtung (45°) | R_{m45} | MPa | 663 \pm 1,5 |
| | senkrecht zur Walzrichtung (90°) | R_{m90} | MPa | 671 \pm 10 |
| Dehngrenze | entlang der Walzrichtung (0°) | $R_{p0,2-0}$ | MPa | 281 \pm 1 |
| | quer zur Walzrichtung (45°) | $R_{p0,2-45}$ | MPa | 262 \pm 1 |
| | senkrecht zur Walzrichtung (90°) | $R_{p0,2-90}$ | MPa | 264 \pm 6 |
| Bruchdehnung | entlang der Walzrichtung (0°) | A_0 | % | 52 \pm 0,3 |
| | quer zur Walzrichtung (45°) | A_{45} | % | 60 \pm 0,8 |
| | senkrecht zur Walzrichtung (90°) | A_{90} | % | 60 \pm 1,9 |
| senkrechte Anisotropie | entlang der Walzrichtung (0°) | r_0 | - | 0,81 \pm 0,01 |
| | quer zur Walzrichtung (45°) | r_{45} | - | 1,49 \pm 0,05 |
| | senkrecht zur Walzrichtung (90°) | r_{90} | - | 1,04 \pm 0,36 |

Die senkrechte Anisotropie wurde nach der Norm DIN EN ISO 10113:2017-06 bestimmt. Die mittlere senkrechte Anisotropie r_m , als Maß für die Tiefziehfähigkeit, wurde anhand der Gleichung 4.1 und die ebene Anisotropie als Maß für die Zipfelbildung wurde gemäß der Gleichung 4.2 ermittelt [Doe10, S. 302 ff.]. Die mittlere senkrechte Anisotropie r_m betrug 1,21 und die ebene Anisotropie Δr betrug -0,57.

$$r_m = \frac{r_0 + r_{90} + 2 \cdot r_{45}}{4} \quad (4.1)$$

$$\Delta r = \frac{r_0 + r_{90} - 2 \cdot r_{45}}{2} \quad (4.2)$$

Es wurden rechteckige Blechstreifen mit der hydraulischen Schlagschere MSB100 von der Firma Schechtl Maschinenbau GmbH entlang der Walzrichtung der Blechtafeln geschnitten und mit einem Bandschleifer entgratet. Beim Schneiden traten Ungenauigkeiten von bis zu $\pm 0,8$ mm auf. Alle Bleche wurden mittels eines Messschiebers vermessen. Die Tiefziehronden wurden mit dem Pulslaser TruMicro5050 der Firma Trumpf GmbH & Co. KG geschnitten.

4.2 Laser-Umschmelzen und -Dispergieren

4.2.1 Systemtechnik

Die kartesische Relativbewegung zwischen dem Laserstrahl und dem zu bearbeitenden Substrat wurde mit einer 3-Achs-CNC-Maschine der Firma Föhrenbach Positioniersysteme GmbH realisiert, die mit der Steuerung PA 8000 von der Firma Power Automation GmbH gesteuert wurde. Es wurde der Laser HL4006D der Firma Haas Laser GmbH (heute Trumpf GmbH & Co. KG) mit einer Wellenlänge von 1064 nm und einer maximalen Ausgangsleistung von 4 kW eingesetzt. Es ist ein sogenannter Stablaser mit einem laseraktiven Medium in Form eines Neodym dotierten Yttrium-Aluminium-Granat-Kristallstabs (Nd:YAG). Die im Dauerstrich-Betrieb eingesetzte Laserstrahlung wurde über die Stufenindexfaser LLK-B von der Firma Trumpf mit einem Kerndurchmesser von 600 μm zum Bearbeitungskopf geleitet. Dieser war um 8° in schleppender Position angestellt, um die Optiken vor dem vergleichsweise hohen Anteil reflektierter Laserstrahlung bei der Bearbeitung der Kupferlegierung zu schützen. Unter der Fokussierlinse war ein Schutzglas angebracht, um die Fokussierlinse vor Metallspritzern und -dampf zu schützen. Die Brennweite der Kollimator- und Fokussierlinse betrug jeweils 200 mm und ergab somit ein Abbildungsverhältnis von 1:1. Der Laserstrahl wurde mit dem Fokussmessgerät FocusMonitor FM35 von der Firma Primes GmbH vermessen. Der Fokus des Laserstrahls war oberhalb der Substratoberfläche positioniert und der Laserspotdurchmesser auf dem Substrat betrug 5,8 mm.

Die sWSC-Partikel zum Laser-Dispergieren wurden mit dem Pulverförderer TWIN 10C von der Firma Plasma-Technik AG (heute OC Oerlikon AG) zum Bearbeitungskopf gefördert. Hierzu wurde Argon der Güte 5.0 mit einem Druck von 2,5 bar und einer Fördergasmenge von 5 l/min verwendet. Der Pulverförderer arbeitet nach dem Tellerförderprinzip. Die Nut in der Förderscheibe wies eine Breite b_N von 3,2 mm und eine Tiefe h_N von 0,4 mm. Der Innenradius der Nut r_{iN} betrug 48 mm. Die Abschätzung

der notwendigen Umdrehungsgeschwindigkeit U zur Erzielung eines spezifischen Pulvermassenstroms \dot{m}_p wurde anhand der Gleichung 4.3 unter Berücksichtigung der Schüttdichte des Pulvers ρ_S durchgeführt. Es erfolgte zudem eine Messung des Pulvermassenstroms durch die Gewichtsbestimmung eines Auffangbehälters vor und nach dem Eindüsen des Pulvers. Das Pulver wurde jeweils für 30 s in den Auffangbehälter eingedüst. Die verwendete Laborwaage hatte eine Genauigkeit von $\pm 0,01$ g. Die Variation des Pulvermassenstroms erfolgte über die Veränderung der Umdrehungsgeschwindigkeit U des Fördertellers.

$$U = \frac{\dot{m}_p}{\pi \cdot [(r_{IN} + b_N)^2 - r_{IN}^2] \cdot h_N \cdot \rho_S} \quad (4.3)$$

Das Pulver wurde über die Ringspaltdüse des Bearbeitungskopfes YC50 der Firma Precitec GmbH & Co. KG koaxial in die Prozesszone eingedüst. Der Spalt zwischen der Innen- und Außendüse betrug 0,5 mm. Der Pulverfokus lag auf der Substratoberfläche. Der Abstand zwischen der Düse und der Substratoberfläche betrug 11 mm. Als Schutzgas wurde Argon der Güte 5.0 eingesetzt. Die Schutzgasmenge, die koaxial zwischen der Außen- und Innendüse eingeströmt wurde, betrug 16 l/min. Zusätzlich wurde zentrisch in der Innendüse eine Gasmenge von 8 l/min verwendet. Der Druck betrug jeweils 3 bar. Der Volumenanteil von Sauerstoff wurde mit dem Sauerstoffanalysator BA 3 Select von der Firma Bühler Technologies GmbH bestimmt. Die Messgenauigkeit des Gerätes beträgt 0,1 vpm, wobei die untere Nachweisgrenze bei 10 vpm liegt. Die Bestimmung des Volumenanteils von Sauerstoff in bzw. vor und hinter der Prozesszone erfolgte ohne die Verwendung von Vorschub, Laserstrahlung und Pulverwerkstoff. Ausgehend von der Position der Prozesszone, wo der Laserstrahl auf das Werkstück treffen würde, wurden Messungen entlang und gegen der Vorschubrichtung in Abständen von 0,5 mm durchgeführt. Jede Messung erfolgte mit einer Dauer von 60 s. Der Mittelwert und die Standardabweichungen wurden ermittelt.

4.2.2 Prozesstechnische Untersuchungen

Es wurden Untersuchungen von Einzelspuren und sechs überlappenden Spuren auf Substraten mit einer Größe von 52x20x12 mm³ durchgeführt. Die Substrate wurden mittels Fräsen hergestellt. Die programmierte Spurlänge betrug 40 mm. Der Pulvernutzungsgrad ist das Verhältnis der eingebrachten Masse des Pulvers in das Substrat zur zugeführten Pulvermasse. Die in das Substrat eingebrachte Pulvermasse ist die Differenz zwischen der Probenmasse vor und nach dem Prozess des Laser-Dispergierens, die jeweils mit der Laborwaage gemessen wurde. Der Pulvernutzungsgrad PNG wurde als Funktion der eingebrachten Pulvermasse Δm_p , der Vorschubgeschwindigkeit v , des Pulvermassenstroms \dot{m}_p , der programmierten

Spurlänge l_{ps} und der Anzahl der laserdispergierten Spuren n_{LDS} berechnet (Gleichung 4.4).

$$PNG = \frac{\Delta m_p \cdot v}{\dot{m}_p \cdot l_{ps} \cdot n_{LDS}} \cdot 100 \% \quad (4.4)$$

Die Pulverstreckenmasse m_{sm} ergibt sich aus dem Quotienten des Pulvermassenstroms \dot{m}_p und der Vorschubgeschwindigkeit v (Gleichung 4.5).

$$m_{sm} = \frac{\dot{m}_p}{v} \quad (4.5)$$

Der Spurüberlappungsgrad \ddot{U}_S wurde unter Berücksichtigung der Spurbreite b_S und des Spurversatzes Δy berechnet (Gleichung 4.6).

$$\ddot{U}_S = \frac{b_S - \Delta y}{b_S} \cdot 100 \% \quad (4.6)$$

Die Geschwindigkeit zum flächigen Laser-Dispergieren v_{FLD} wurde anhand der Vorschubgeschwindigkeit v und des Spurversatzes Δy ermittelt (Gleichung 4.7) [Dvs11].

$$v_{FLD} = v \cdot \Delta y \quad (4.7)$$

Im Rahmen der Untersuchungen wurden Prozessparameter in jeweils fünf Abstufungen variiert, wobei jeder Versuch dreimal wiederholt wurde. Zum Laser-Umschmelzen wurden Experimente an Einzelspuren unter Variation der Vorschubgeschwindigkeit von 200 mm/min bis 400 mm/min durchgeführt. Eine Übersicht der variierten Prozessgrößen beim Laser-Dispergieren von Einzelspuren und mehrspurigen Schichten ist in **Tabelle 4.9** gegeben.

Tabelle 4.9: Variierte Prozessparameter zum Laser-Dispergieren von Einzelspuren und mehrspurigen Schichten

| Parameter | Symbol | Einheit | Einzelspuren | mehrspurige Schichten |
|-------------------------|--------------|---------|-------------------------|--------------------------|
| Laserleistung | P_L | kW | 2; 2,5; 3; 3,5; 4 | 2; 2,5; 3; 3,5; 4 |
| Vorschubgeschwindigkeit | v | mm/min | 200; 250; 300; 350; 400 | - |
| Pulvermassenstrom | \dot{m}_p | g/min | 20; 22,5; 25; 27,5; 30 | 20; 22,5; 25; 27,5; 30 |
| Spurüberlappungsgrad | \ddot{U}_S | % | - | 32,5; 35; 37,5; 40; 42,5 |

4.3 Laser-Abtragen

4.3.1 Systemtechnik

Es wurde ein diodengepumpter Puls laser TruMicro5050 von der Firma Trumpf GmbH & Co. KG eingesetzt. Der Laser wurde über die Software TruControl 1000 gesteuert, wobei die Festlegung der Scanstrategie über die Software TruTops erfolgte. Das

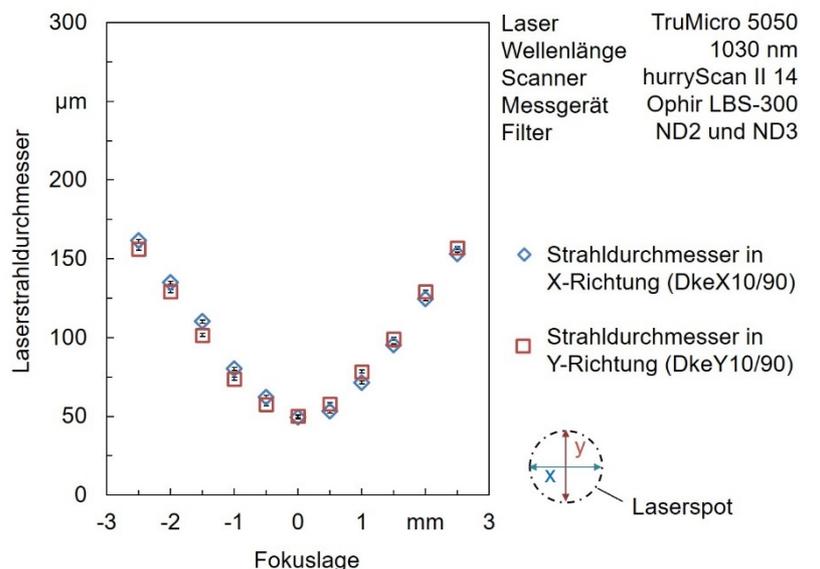
laseraktive Medium ist eine Ytterbium dotierte Yttrium-Aluminium-Granat-Kristallscheibe (Yb:YAG). Die Wellenlänge des Laserstrahls beträgt 1030 nm. Die max. Pulsenergie E_P beträgt 250 μJ . Die Repetitionsrate f_{Rep} beträgt 200 kHz. Somit ergibt sich eine mittlere Laserleistung P_{mL} von 50 W (Gleichung 4.8).

$$P_{\text{mL}} = E_P \cdot f_{\text{Rep}} \quad (4.8)$$

Die Pulsspitzenleistung P_{SL} gibt das Verhältnis der Pulsenergie E_P zur Pulsdauer t_P (Gleichung 4.9) wieder. Bei einer Pulsdauer von bis zu 10 ps für den hier verwendeten Laser ergibt sich somit eine maximale Pulsspitzenleistung von 25 MW.

$$P_{\text{SL}} = \frac{E_P}{t_P} \quad (4.9)$$

Es wurde der Galvanometerscanner hurrySCAN II 14 von der Firma Scanlab GmbH verwendet. Die Fläche des Scanfelds beträgt $100 \times 100 \text{ mm}^2$. Die Laserstrahldurchmesser als Funktion der Fokusslage (**Bild 4.2**) wurden mit dem Messgerät LBS-300 von der Firma Ophir Optronics Solutions Ltd vermessen, wobei der Laserstrahl stets mittig im Scanfeld positioniert war. Bei einer positiven Fokusslage liegt der Fokus oberhalb der Bearbeitungsebene. Dabei wurde in dem Messgerät ausgehend von der Laserstrahlquelle ein Neutraldichtefilter ND2 und danach ein Neutraldichtefilter ND3 eingesetzt. Mit der Software BeamGage Professional 6.11 wurden die Laserstrahldurchmesser $D_{\text{keX10/90}}$ und $D_{\text{keY10/90}}$ entsprechend der ISO/TR 11146-3 bestimmt.



Freiße 2020

BIAS ID 200002

Bild 4.2: Ergebnis der Strahlvermessung für den gepulsten Laser

Die horizontale Positionierung der Proben quer zum Laserstrahl (x- und y-Richtung) erfolgte mit der Linearachse profILINE 70 AL von der Firma IEF-Werner GmbH mit

einer Wiederholgenauigkeit von $\pm 3 \mu\text{m}$ und vertikal entlang des Laserstrahls (z-Richtung) mit der Linearachse profiLINE 115 mit einer Wiederholgenauigkeit von $\pm 20 \mu\text{m}$. Die Untersuchungen wurden an der Atmosphäre ohne die Verwendung von Schutzgasen durchgeführt.

4.3.1 Prozesstechnische Untersuchungen

Die Fluenz ϕ ist die Pulsenergie E_P bezogen auf die Fläche des Laserspots A_L (Gleichung 4.10). Die Variation der Fluenz erfolgte über die Veränderung der Fokusslage in negativer Richtung.

$$\phi = \frac{E_P}{A_L} \quad (4.10)$$

Der Überlappungsgrad in Vorschubrichtung (x-Richtung) wird als Pulsüberlappungsgrad \ddot{U}_P bezeichnet und der Überlappungsgrad quer zur Vorschubrichtung (y-Richtung) ist der Bahnüberlappungsgrad \ddot{U}_{Ba} (**Bild 4.3**). Der Pulsüberlappungsgrad wird als Funktion der Scangeschwindigkeit v_{sc} , der Repetitionsrate f_{rep} und des Laserspotdurchmessers d_L nach der Gleichung 4.11 berechnet.

$$\ddot{U}_P = \left(1 - \frac{v_{sc}}{f_{rep} \cdot d_L}\right) \cdot 100 \% \quad (4.11)$$

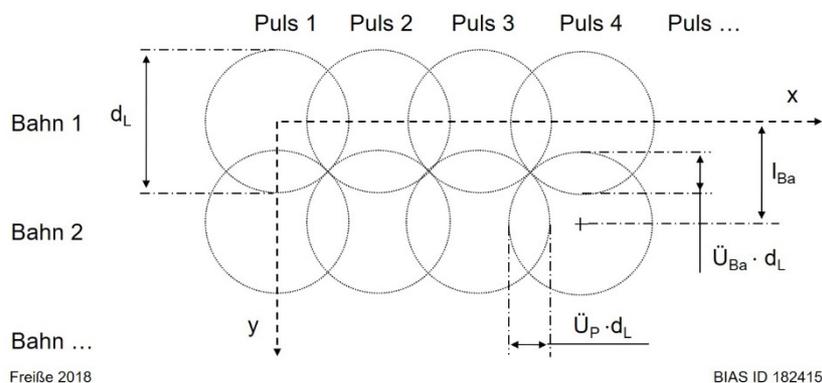


Bild 4.3: Skizze zur Darstellung der Überlappungsgrade beim Laser-Abtragen

Der Bahnüberlappungsgrad \ddot{U}_{Ba} wurde jeweils so groß wie der Pulsüberlappungsgrad eingestellt. Hierfür wurde der Bahnabstand l_{Ba} als Funktion des Bahnüberlappungsgrads und des Laserspotdurchmessers d_L eingestellt (Gleichung 4.12).

$$l_{Ba} = d_L - \frac{\ddot{U}_{Ba} \cdot d_L}{100 \%} \quad (4.12)$$

Die Bahnen wurden in alternierender Richtung abgescannt. Nach jeder Lage wurde die Scanrichtung um 90° rotiert. Die jeweilige Scanfeldfläche betrug $5 \times 5 \text{ mm}^2$. Das Abtragen einer Scanfläche entspricht einem Scanvorgang. Im Rahmen der

Untersuchungen wurde die Anzahl der Scanwiederholungen n_{sc} , die Fluenz ϕ und der Punkt- \ddot{U}_p bzw. der Bahnüberlappungsgrad \ddot{U}_{Ba} jeweils in fünf Abstufungen variiert (**Tabelle 4.10**), wobei jeder Versuch dreimal wiederholt wurde. Die Untersuchungen wurden auf den drahterodierten hartpartikelverstärkten Oberflächen durchgeführt.

Tabelle 4.10: Variierte Prozessparameter beim Laser-Abtragen

| Parameter | Symbol | Einheit | Wert |
|---------------------------------|-----------------------------------|-------------------|-----------------------|
| Fluenz | ϕ | J/cm ² | 0,2; 0,3; 0,6; 1; 1,3 |
| Scanwiederholungen | n_{sc} | - | 5; 10; 15; 20; 25 |
| Puls- bzw. Bahnüberlappungsgrad | \ddot{U}_p bzw. \ddot{U}_{Ba} | % | 50; 60; 70; 80; 90 |

4.4 Tribologische und umformtechnische Untersuchungen

4.4.1 Kugel-Platte-Test

Eingesetzt wurde die Maschine CENTR-UMT-3 von der Firma Bruker Corporation. Der zylinderförmige Gegenkörper mit einem Durchmesser von 10 mm wurde aus dem Stahl 1.4301 mittels Drehen hergestellt, wobei ein Ende als Kalotte gefertigt wurde. Der Gegenkörper wurde mit einer Normalkraft von 10 N auf den Probekörper gedrückt. Der Probekörper führte eine sinusförmige, oszillierende Bewegung aus, wobei die Wegstrecke 10 mm lang war und die mittlere Geschwindigkeit 10 mm/s betrug. Die Versuchsdauer war 24 Stunden und die zurückgelegte Strecke entsprach 864 m. Die gesamte Anlage war in einer Klimakammer installiert, in der die Luftfeuchtigkeit auf 40 % \pm 1 % und die Temperatur auf 24 °C \pm 1 °C geregelt waren. Der Verschleiß wurde gravimetrisch mittels der Waage AUW120D von der Firma Shimadzu Corporation bestimmt. Die Genauigkeit der Laborwaage liegt bei 0,01 mg. Die Abmessungen der Probekörper betragen 52x21x12 mm³. Geprüft wurde die Kupfer-Aluminium-Legierung mit und ohne Hartpartikelverstärkung im trockenen tribologischen System.

4.4.2 Verfahrmachine

Für den Streifenziehversuch, den Streifenziehversuch mit doppelter Umlenkung und für das Napftiefziehen wurde die Zug-Druck-Prüfmaschine Z250 von der Firma ZwickRoell GmbH & Co. KG eingesetzt. Die max. Prüfkraft beträgt 250 kN. Die Maschine hat eine Wiederholgenauigkeit von \pm 2 μ m und benötigt einen Beschleunigungsweg von 51 mm bis zur Erreichung der max. Geschwindigkeit von 10 mm/s. Die Auswertung der Versuche erfolgte mit der Software testXpert II.

4.4.3 Streifenziehversuch

Die Vorrichtung für den Streifenziehversuch ist in **Bild 4.4** dargestellt und wurde in die Verfahrmachine Z250 installiert. Die Ziehkraft, mit welcher der Blechstreifen zwischen den Ziehbacken durchgezogen wurde, wurde mit dem Kraftaufnehmer

XforceHP von der Firma ZwickRoell gemessen. Dieser Sensor hat einen Messbereich bis 5 kN und gemäß Datenblatt eine Messgenauigkeit von ± 10 N. Laut dem Kalibrierschein aus dem Jahr 2017 lag die Messunsicherheit bei 0,08 N bei einer Kraft von 9,99 N. Die zwischen dem Blech und den Ziehbacken wirkende Normalkraft, die mit einer Mikrometerschraube aufgebracht wurde, wurde mit dem Kraftaufnehmer 9217A von der Firma Kistler Instrumente GmbH gemessen. Dieser hat eine Messgenauigkeit von ± 1 % vom aktuellen Messwert. Der Messbereich des Sensors beträgt von -500 N bis 500 N. Für die Auswertung wurde der Kraftmessverstärker 5015A von der Firma Kistler verwendet.

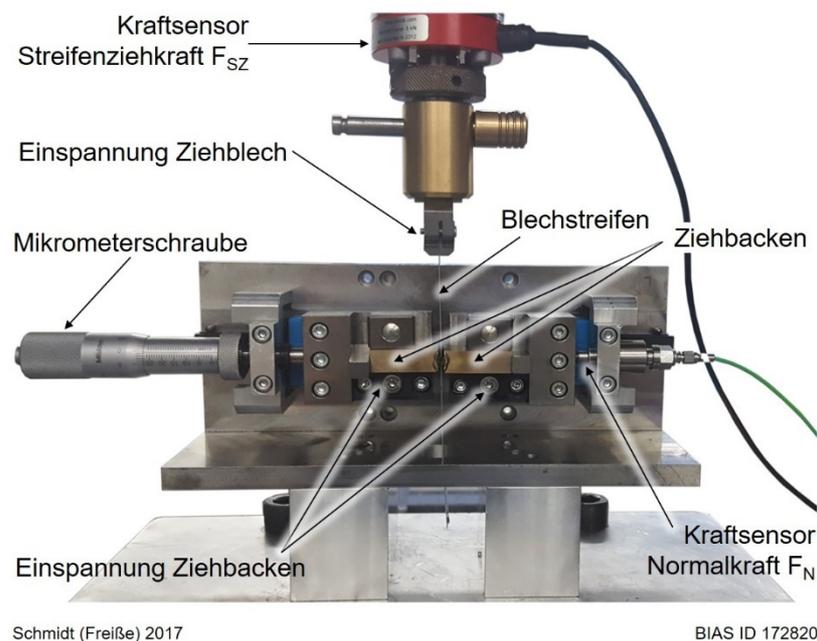


Bild 4.4: Vorrichtung für den Streifenziehversuch

Die äußeren Abmessungen einer Ziehbacke sind in **Bild 4.5a** dargestellt. Für die Hartpartikelverstärkung wurden zwei sich überlappende Spuren laserdispergiert (**Bild 4.5b**). Die Funktionsfläche bzw. die Sollgeometrie wurde mittels Drahterodieren eingestellt, wobei eine Steggeometrie eingebracht wurde (**Bild 4.5c**). Die Funktionsfläche einer Ziehbacke betrug 42 mm^2 , die sich aus der Länge der Ziehbacke von 21 mm und der Stegbreite der Ziehbacke b_{StZ} von 2 mm ergibt (**Bild 4.5d**).

Für die Einstellung einer bestimmten Flächenpressung p_{FP} wurde die benötigte Normalkraft F_{N} unter Berücksichtigung der Stegbreite der Ziehbacken b_{StZ} und der Blechbreite b_{B} nach Gleichung 4.13 ermittelt.

$$F_N = p_{FP} \cdot b_{StZ} \cdot b_B \quad (4.13)$$

Die Reibzahl μ wurde anhand des Verhältnisses der gemessenen Ziehkraft F_{SZ} zur eingestellten Normalkraft F_N nach Gleichung 4.14 berechnet.

$$\mu = \frac{F_{SZ}}{2 \cdot F_N} \quad (4.14)$$

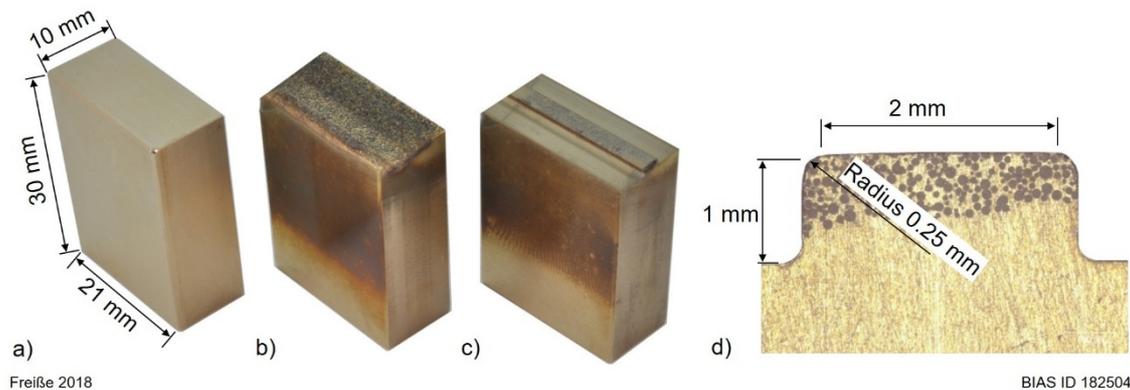


Bild 4.5: a) Geometrie der Rohlinge für die Ziehbacken, b) Ziehbacke nach dem Laser-Dispergieren von zwei Spuren, c) drahterodierte Ziehbacke und d) Detailansicht der Geometrie des Steges

Bei der Montage des Versuchsstandes wurde die Ausrichtung der Ziehbacken durch die Verwendung der Druckmessfolien Prescale von der Firma Fujifilm Europe GmbH arretiert, um eine möglichst homogene Druckverteilung zwischen den Ziehbacken und dem Blechstreifen sicherzustellen. Die Blechabmessungen betragen in der Länge 140 mm und in der Breite b_B 10 mm. Der Ziehweg betrug 90 mm, wobei der Mittelwert der Ziehkraft F_{SZ} in dem Bereich des Ziehweges zwischen 55 mm und 80 mm zur Berechnung der Reibzahl μ herangezogen wurde. Mittig dieses Bereichs wurden jeweils drei Rauheitsmessungen auf der Blechoberfläche nach dem Streifenziehen durchgeführt, um die Oberflächendeformationen durch die tribologische Beanspruchung zu erfassen. In der **Tabelle 4.11** sind die im Streifenziehversuch variierten Prozessparameter aufgelistet. Jeder Versuch wurde dreimal wiederholt. Es wurden trockene und geschmierte Versuche durchgeführt, wobei mit Ersterem begonnen wurde, so dass die Werkzeuge zwischen den Versuchen nicht ausgebaut, gereinigt und wieder eingebaut werden müssen. Die Werkzeuge verblieben somit ebenfalls in der gleichen Position. Dadurch ist jedoch der Umstand gegeben, dass durch die trockenen tribologischen Versuche eine derartige Veränderung der Werkzeugoberfläche auftreten kann, dass die Ergebnisse der geschmierten Untersuchungen durch die vorherigen trockenen Versuche beeinflusst werden könnten. Die alternative Variante zur Versuchsdurchführung, bei der zuerst die geschmierten und dann die trockenen Versuche durchgeführt werden, wurde jedoch nicht gewählt, da auch hier eine mögliche Beeinflussung der Funktionsoberflächen durch die tribologischen Beanspruchungen im geschmierten System

bestehen und somit Einfluss auf die Reibungsverhältnisse im trockenen System nehmen kann. Da in dieser Arbeit das trockene Tiefziehen im Fokus steht, wurden daher zuerst die trockenen und dann die geschmierten Versuche durchgeführt. Als Referenzversuch wurde mit Ziehbacken ohne Hartpartikel der Streifenziehversuch mit 20 MPa im geschmierten System durchgeführt, bei dem kein vorangegangener trockener Versuch stattfand. Weiterhin wurden Versuche mit einem Werkzeug neunmal wiederholt, bei dem die Werkzeuge nach dem trockenen und geschmierten Streifenziehen ausgebaut, gereinigt und wieder eingebaut wurden. Bei der Variation der Freilegungstiefe wurden die Werkzeuge nach dem trockenen und geschmierten Versuch ausgebaut, gereinigt, dem Prozess des Laser-Abtrags unterzogen und wieder eingebaut.

Tabelle 4.11: Variierte Prozessparameter beim Streifenziehversuch

| Parameter | Symbol | Einheit | Wert |
|------------------|----------|---------------|---------------------|
| Freilegungstiefe | h_{FT} | μm | 0; 4; 8; 12; 16; 20 |
| Flächenpressung | p_{FP} | MPa | 4; 8; 12; 16; 20 |

4.4.4 Umformversuche

Es wurde das Streifenziehen mit doppelter Umlenkung und das Napftiefziehen durchgeführt. Für beide Untersuchungen wurde das Gusssäulengestell mit Kugelführungen von der Firma Fibro GmbH eingesetzt, welches in die Verfahrensmaschine Z250 integriert wurde. Das Säulengestell ist in **Bild 4.6** dargestellt. Über vier Schraubendruckfedern wurde eine Kraft zwischen der Führungsplatte und der Zwischenplatte aufgebracht, mit der der Niederhalterdruck eingestellt wurde.

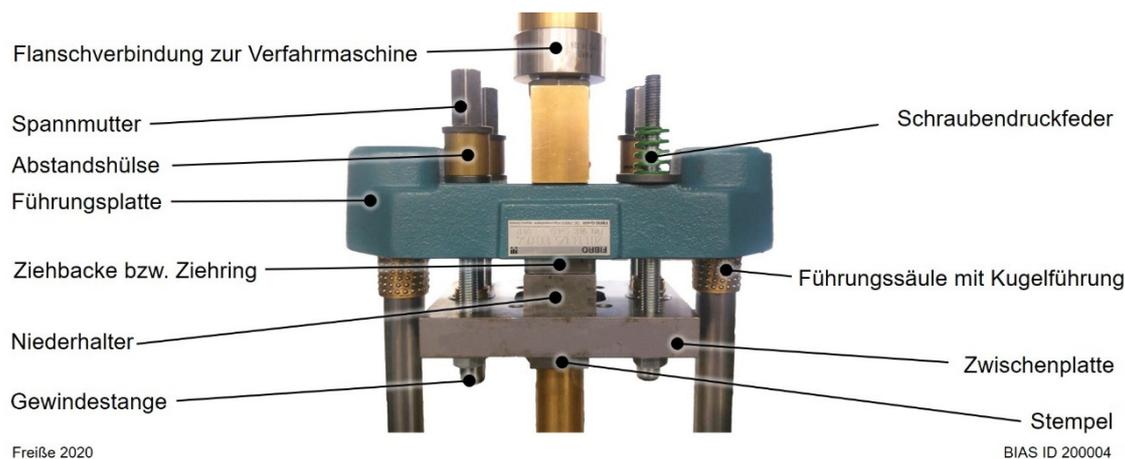


Bild 4.6: Säulengestell für die Durchführung der Umformversuche

Über den Federweg wurde die Federkraft eingestellt, wobei Abstandshülsen für eine erhöhte Reproduzierbarkeit eingesetzt wurden. Der zurückgelegte Weg der Vorrichtung vor der eigentlichen Umformung betrug 60 mm, so dass die maximale Geschwindigkeit

von 10 mm/s erreicht wurde, bevor der Umformvorgang startete. Für die Versuche mit der MMC-Oberfläche wurde der Ziehring bzw. die Ziehbacken mit Hartpartikeln verstärkt. Der Niederhalter und Stempel waren hierbei ohne eine Hartpartikelverstärkung.

In **Bild 4.7a** ist der Versuchsaufbau des Streifenziehversuches mit doppelter Umlenkung skizzenhaft dargestellt. Die einzustellende Niederhalterkraft F_{NHS} wurde in Abhängigkeit der Blechlänge l_B , der Stempelbreite b_{St} , des Ziehspaltes w_{ZS} , des Ziehkantenradius r_{ZK} , der Blechbreite b_B und des Niederhalterdrucks p_{NHS} nach Gleichung 4.15 berechnet.

$$F_{NHS} = (l_B - b_{St} - 2 \cdot w_{ZS} - 2 \cdot r_{ZK}) \cdot b_B \cdot p_{NHS} \quad (4.15)$$

Die Stempelbreite b_{St} betrug 30 mm und der Stempelkantenradius war 4 mm. Es wurden Blechstreifen mit einer Länge von 52 mm und einer Breite von 20 mm in ein U-Profil gebogen (**Bild 4.7b**).

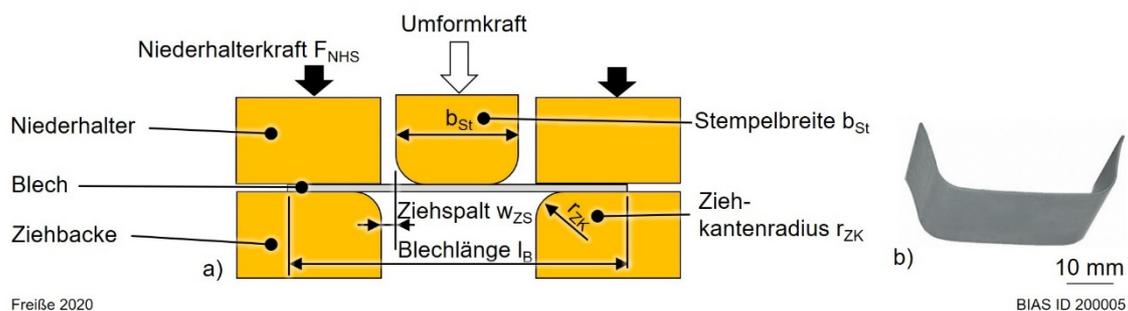


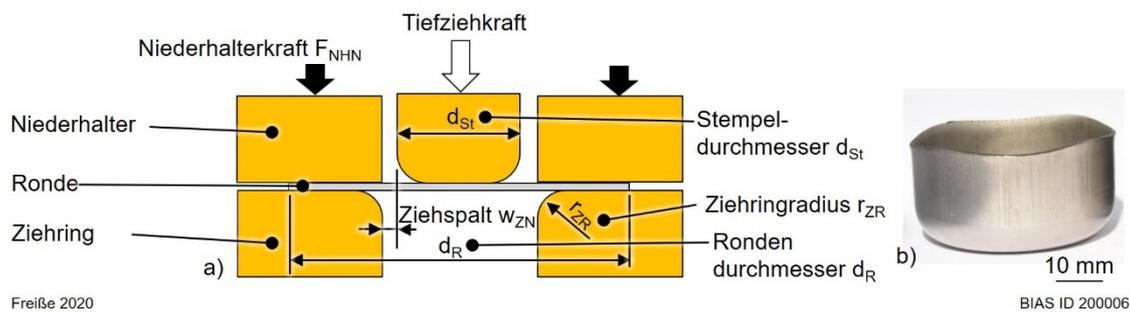
Bild 4.7: a) Skizze des Versuchsaufbaus zum Streifenziehen mit doppelter Umlenkung, b) umgeformtes Blech

In der **Tabelle 4.12** sind die im Streifenziehversuch mit doppelter Umlenkung variierten Prozessparameter dokumentiert. Es wurden zuerst die trockenen und anschließend die geschmierten Versuche durchgeführt. Als Referenzversuch wurde der Streifenziehversuch mit doppelter Umlenkung mit einem unbeeinflussten Werkzeugsatz ohne Hartpartikel mit einem Ziehspalt von 0,7 mm und einem Ziehkantenradius von 4 mm durchgeführt. Das heißt, dass bei diesem Versuch kein vorheriges trockenes Umformen stattfand. Es wurde ein Niederhalterdruck von 3,2 MPa angewendet.

Tabelle 4.12: Variierte Prozessparameter beim Streifenziehversuch mit doppelter Umlenkung

| Parameter | Symbol | Einheit | Wert |
|-------------------|-----------|---------------|-------------------------|
| Ziehkantenradius | r_{ZK} | mm | 3; 4; 5; 6; 7 |
| Ziehspalt | w_{ZS} | mm | 0,7; 0,9; 1,1; 1,3; 1,5 |
| Niederhalterdruck | p_{NHS} | MPa | 1,6; 3,2 |
| Freilegungstiefe | h_{FT} | μm | 0; 5 |

Eine Skizze des Versuchsaufbaus zum Tiefziehen von Näpfen ist in **Bild 4.8** dargestellt. Die Werkzeuggeometrien wurden für Ronden mit einem Durchmesser d_R von 52 mm und einem Napfinnendurchmesser bzw. Stempeldurchmesser d_{St} von 30 mm ausgelegt.

**Bild 4.8:** a) Skizze des Versuchsaufbaus zum Tiefziehen von Näpfen, b) tiefgezogener Napf

Der Ziehspalt w_{ZN} als Abstand zwischen dem Stempel und dem Ziehring wurde unter Berücksichtigung der Blechdicke s_B , des Rondendurchmessers d_R und des Stempeldurchmessers d_{St} mit der Gleichung 4.16 berechnet [Doe10, S. 323].

$$w_{ZN} = s_B \cdot \sqrt{\frac{d_R}{d_{St}}} \quad (4.16)$$

Der Ziehringradius r_{ZR} wurde anhand der Gleichung 4.17 in Abhängigkeit der Blechdicke s_B berechnet [Fri15].

$$r_{ZR} = 8 \cdot s_B \quad (4.17)$$

Es wurde ein Niederhalterdruck p_{NHN} von 3,2 MPa verwendet. Die benötigte Niederhalterkraft F_{NHN} für das Napfziehen wurde als Funktion des Rondendurchmessers d_R , des Stempeldurchmessers d_{St} , des Ziehringradius r_{ZR} , des Ziehspalts w_{ZN} und des Niederhalterdrucks p_{NHN} nach Gleichung 4.18 berechnet.

$$F_{NHN} = \frac{\pi}{4} \cdot (d_R^2 - (d_{St} + 2 \cdot r_{ZR} + 2 \cdot w_{ZN})^2) \cdot p_{NHN} \quad (4.18)$$

Das Ziehverhältnis β ist der Quotient aus dem Stempeldurchmesser d_{St} und dem Rondendurchmesser d_R (Gleichung 4.19).

$$\beta = \frac{d_{St}}{d_R} \quad (4.19)$$

Die **Tabelle 4.13** gibt einen Überblick über die verwendeten Ziehringe. Es wurden auch Wiederholungsversuche durchgeführt, bei denen die Werkzeuge nach dem geschmierten Versuch ausgebaut, gereinigt und nochmals einem weiteren Versuch unterzogen wurden. Bei allen Umformversuchen wurde die Niederhalterkraft konstant gehalten. Beim Streifenziehen mit doppelter Umlenkung als auch beim Napfziehen wurden die Bleche komplett ein- bzw. durchgezogen, so dass der Niederhalterdruck während des Umformvorganges gegen unendlich strebte. Zuerst wurden die trockenen Versuche und anschließend die geschmierten Versuche durchgeführt. Zusätzlich wurden geschmierte Referenzversuche mit einem senkerodierten Werkzeug, mit der MMC-Oberfläche und einer Freilegungstiefe von 3 μm durchgeführt. Bei diesen Referenzversuchen wurde kein vorheriges Trockenumformen durchgeführt. Das Werkzeug hatte einen Ziehspalt von 1 mm.

Tabelle 4.13: Übersicht der verwendeten Werkzeuge für das Napftiefziehen

| Nr. | Werkzeugmaterial | Bearbeitungsverfahren | Ziehspalt w_{ZN} in mm | Freilegungstiefe h_{FT} in μm |
|-----|------------------|-----------------------|--------------------------|--|
| 1 | Kaltarbeitsstahl | gefräst | 0,7 | - |
| 2 | CuAl10Ni5Fe4 | | | |
| 3 | | | | |
| 4 | | | 1 | |
| 5 | | | | |
| 6 | CuAl10Ni5Fe4 | senkerodiert | 1 | 0 |
| 7 | MMC | | | |
| 8 | | | | 3 |
| 9 | | | | |

Die Rauheitsmessungen wurden an den geformten Blechen des Streifenziehversuchs mit doppelter Umlenkung und an den tiefgezogenen Näpfen in dem Bereich der geraden Seiten durchgeführt (**Bild 4.9**). Es wurde je eine Messung der Oberflächenrauheit S_a in einem Messfeld positioniert.

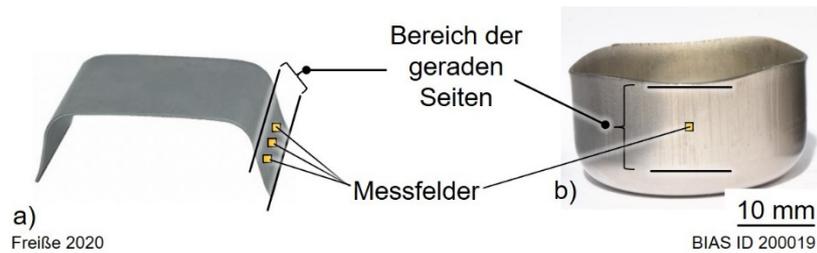


Bild 4.9: Position der Messfelder zur Messung der Rauheit bzw. Oberflächendeformation nach den Versuchen; a) auf den geformten Blechen des Streifenziehversuchs mit doppelter Umlenkung und b) auf den tiefgezogenen Näpfen

Drei Messfelder wurden auf einer Seite mittig im Bereich der geraden Seiten auf dem geformten Blech des Streifenziehversuchs mit doppelter Umlenkung positioniert. Auf dem tiefgezogenen Napf wurden vier Messungen, die jeweils mittig im Bereich der geraden Seiten positioniert waren, in einem Abstand von 90° um den Napf herum durchgeführt.

4.4.1 Vorbehandlung der Reibpartner

Für die tribologischen Untersuchungen im trockenen System bzw. für das Trockenformen wurden die Werkzeuge und die Bleche in einem Ultraschallbad für zehn Minuten mit einer 10 %-igen Tickopur R33 Lösung gereinigt. Die Materialien wurden mit deionisiertem Wasser abgespült, für fünf Sekunden in Ethanol eingetaucht und mit einem Föhn getrocknet. Für die geschmierten Versuche wurden die Bleche und die Werkzeuge mit dem Schmierstoff ZO3368 der Firma Fuchs Wisura GmbH mit einem Pinsel benetzt. Die Schmierstoffmenge wurde gravimetrisch mit der Laborwaage bestimmt und diese betrug $7 \text{ g/m}^2 \pm 3 \text{ g/m}^2$.

4.5 Analyse

4.5.1 Metallografie

Die laserumgeschmolzene Kupfer-Aluminium-Legierung und der laserdispergierte MMC-Werkstoff wurden anhand metallografischer Schlitte untersucht. Hierzu erfolgte die Trennung im Quer- oder Längsschliff mit der Trennmaschine Secotom-15 von der Firma Struers GmbH unter Verwendung einer Diamantscheibe bei einer Umdrehungsgeschwindigkeit von 3200 U/min. Die Abschnitte wurden mit dem Einbettmittel PheneoCure der Firma Buehler GmbH vier Minuten lang bei 180°C und 300 bar mit der Maschine SimpliMet von der Firma Buehler GmbH eingebettet. Das Schleifen und Polieren erfolgte mit der Maschine Saphir 250 von der Firma ATM GmbH mit Schleif- und Polierunterlagen von der Firma Struers GmbH. Das Schleifen wurde mit einer Unterlage aus Siliziumcarbid mit einer Körnung P1200 und unter Zugabe von Wasser durchgeführt. Das Feinschleifen erfolgte mit der Unterlage Largo unter Zugabe des Zusatzes Allegro/Largo aus Diamantpartikeln mit einem Durchmesser von $9 \mu\text{m}$. Zum

Polieren wurde die Unterlage Dac und der Zusatz Dac mit Diamantpartikeln mit einem Durchmesser von 3 μm verwendet. Der abschließende Polierschritt erfolgte mit der Unterlage Chem unter Zugabe von 50 ml der vorgefertigten kolloidalen Siliziumoxidsuspension mit chemischen Reagenzien (Produktname OP-S) der Firma Struers. Die polierten Flächen der Proben wurden mit Wasser für 45 s abgespült. Zum Ätzen wurde eine Kupfer-Basis-Ätzlösung verwendet, die aus 50 ml Ethanol, 50 ml Wasser, 20 ml Salzsäure und 5 g Eisenchlorid bestand.

Für die Ermittlung der Vickers-Härtewerte wurde die Maschine DuraScan 50 G5 der Firma Emco-Test Prüfmaschinen GmbH verwendet. Die Prüfungen wurden gemäß der Norm EN ISO 6507-1:2005 durchgeführt. Der Abstand der Messpunkte betrug 0,1 mm. Es wurden Härtemessreihen an laserumgeschmolzenen und laserdispergierten Einzelspuren im Querschliff von oben nach unten durchgeführt. Die Messreihen waren mittig in den Einzelspuren positioniert, wobei bei den hartpartikelverstärkten Spuren ggf. etwas seitlich abweichend positioniert werden musste, um den Mindestabstand zu den Hartpartikeln einzuhalten. Dieser muss mindestens der dreifachen Länge der durchschnittlichen Diagonale der Härteeindrücke betragen. Es wurde eine Härtelinie pro Probe durchgeführt und jeweils drei Proben vermessen, die mit demselben Parametersatz hergestellt wurden.

4.5.2 Mikroskopie

Die bildgebende Mikroskopie erfolgte durch Aufnahmen mit dem Mikroskop AX10 der Firma Carl Zeiss Vision GmbH. Darüber hinaus wurde das Laserkonfokalmikroskop VK-9710K der Firma Keyence Deutschland GmbH eingesetzt. Die Messungen wurden gemäß der Norm DIN EN ISO 25178 durchgeführt. Die Oberflächenrauheit wurde unter Verwendung des Laserkonfokalmikroskops anhand der mittleren arithmetischen Höhe der skalenbegrenzten Oberfläche S_a bestimmt. Es wurde das 50-fache Objektiv verwendet. Das Objektiv hat eine numerische Apertur von 0,55 und einen Arbeitsabstand von 8,7 mm. Die Größe des aufgenommenen Bildes betrug hierbei $284 \times 213 \mu\text{m}^2$. Innerhalb dessen wurde ein Messfeld mit einer Größe von $200 \times 200 \mu\text{m}^2$ gelegt. Der Tiefpassfilter (S-Filter) betrug 0,5 μm . Der Hochpassfilter (L-Filter) entsprach der Kantenlänge des Messfeldes von 0,2 mm. Es wurden EDX-Analysen (energiedispersive Röntgenspektroskopie) und Messungen mittels Rückstreuungselektronenkontrast (engl.: backscattered electrons, BSE) mit dem Rasterelektronenmikroskop (REM) EVO MA10 von der Firma Carl Zeiss Vision GmbH durchgeführt.

4.5.3 Messung der Laserabsorption

Die Messung der Laserabsorption erfolgte mit einer am BIAS – Bremer Institut für angewandte Strahltechnik GmbH entwickelten und kalibrierten Ulbricht-Kugel

[Küg18]. Diese hat einen Durchmesser von 100 mm und ist innen mit Bariumsulfat (BaSO_4) beschichtet. Die verwendete Laserdiode LU1030M300 von der Firma Lumics GmbH emittiert eine Wellenlänge von 1030 nm bei einer Ausgangsleistung von 300 mW. Der Einstrahlwinkel beträgt 8° . Eingesetzt wurde der Kollimator CFC-2X-B von der Firma Thorlabs GmbH. Die reflektierte Strahlung wurde mit der Si-Photodiode FDS100 von der Firma Thorlabs GmbH mit einer Anstiegszeit von 10 ns gemessen. Es wurde die Absorption der Laserstrahlung auf der gefrästen Oberfläche der Kupfer-Aluminium-Legierung und des sWSC-Pulvers gemessen.

4.6 Charakterisierung der hartpartikelverstärkten Oberfläche

4.6.1 Bestimmung des Hartpartikelgehaltes

4.6.1.1 Flächenanteile

Die gemessenen Flächenanteile stellen einen lokalen Hartpartikelgehalt in der Mitte der MMC-Spur bzw. -Schicht dar. Die Messung des Flächenanteils der Partikel FAP auf dem metallografischen Schliffbild wurde einerseits mit der Software Matlab von der Firma MathWorks und andererseits mit der Software Stream Enterprise Desktop v2.1 von der Firma Olympus Europa SE & Co. KG durchgeführt. Bei der Software Matlab erfolgte die Definition des Messbereiches (engl.: region of interest, ROI) anhand der Schnittmenge zweier Kreise in Form einer Linse. Die Positionierung erfolgte hierbei über vier Punkte (**Bild 4.10**). Bei der Software Stream Enterprise wurde die ROI mit einer Polygonlinie umrandet. Die Methode unter Anwendung der Software Matlab zeigt sich in der praktischen Durchführung der Messungen als die schnellere Variante, da das Spurvolumen relativ einfach durch die Festlegung der ROI von nur vier Punkten realisiert wird.

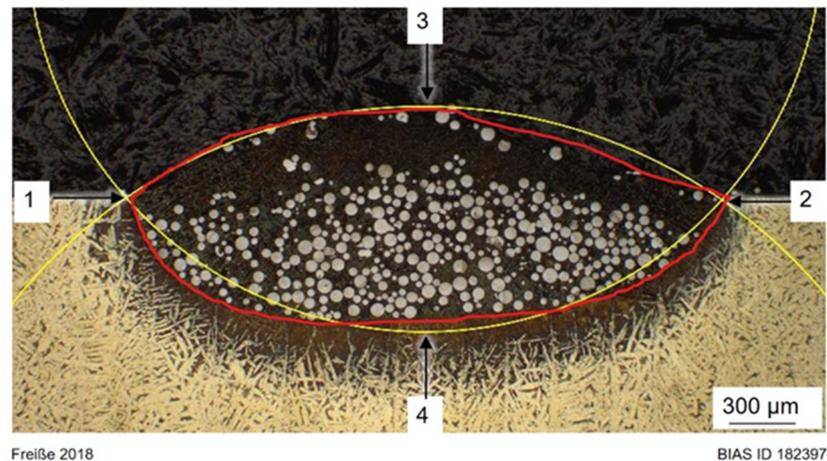


Bild 4.10: Definition des Messbereiches (ROI) für die Messung des Flächenanteils der Partikel in laserdispergierten Einzelspuren mit der Software Matlab in Form einer Linse (gelbe Linie) durch die Festlegung von vier Punkten und der Software Stream Enterprise (rote Linie) in Form eines Polygons

Die Bilder wurden in Graustufenbilder und dann in Binärbilder umgewandelt. Die Bestimmung des Flächenanteils der Hartpartikel bzw. Anzahl der entsprechenden Pixel erfolgte an den Binärbildern. Bei der Software Stream Enterprise erfolgte die Festlegung des Schwellwertes zur Umwandlung in ein Binärbild manuell an einem Histogramm. Bei der Software Matlab wurde die automatische Schwellwertfestlegung nach dem Verfahren von Otsu [Ots79] verwendet. **Bild 4.11** zeigt den additiven Farbraum sowie die einzelnen Farbkanäle eines metallografischen Schliffbildes als Graustufen- und Binärbild. Zur Bestimmung des Flächenanteils der Hartpartikel mit der Software Matlab wurde das Binärbild von dem blauen Farbkanal (B) verwendet. In dem Binärbild ist erkennbar, dass zwischen den Partikeln viele einzelne weiße Pixel vorhanden sind. Ein Pixel hat eine Kantenlänge von $2,16 \mu\text{m}$. Weiße Flächen, die aus weniger als 10 Pixel bestanden, wurden nicht als Hartpartikel gewertet.

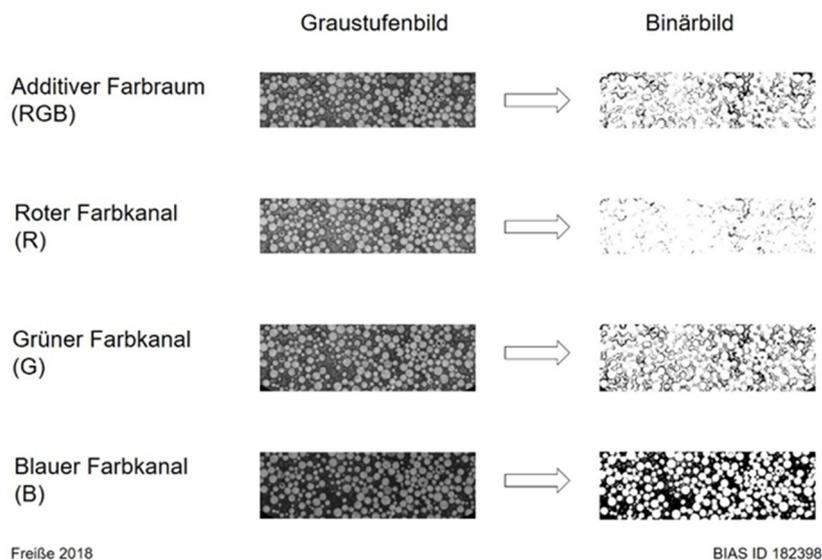


Bild 4.11: Darstellung eines metallografischen Bildes im Graustufen- und Binärbild sowohl des RGB-Farbraumes als auch der einzelnen Farbkanäle unter Verwendung der Software Matlab

Die Einflüsse auf das Messergebnis bei der bildbasierten Ermittlung der Flächenanteile können unterteilt werden in die Genauigkeit der Erfassung der Spurquerschnittsgeometrie und der eigentlichen Bildauswertung. Es wird angenommen, dass das Ergebnis der Bildauswertung u. a. durch die Qualität des metallografischen Schliffbildes beeinflusst wird. Der mechanische Poliervorgang verläuft automatisiert und erlaubt reproduzierbare Ergebnisse. Dennoch gibt es Einflussgrößen, die schwierig zu erfassen bzw. zu beeinflussen sind. So ändert sich die Säurestärke beim Ätzzvorgang mit der Anzahl der geätzten Proben und zudem ist sie eine Funktion der Lagerzeit. Beim Ätzzvorgang wird die Probe in der Säure bewegt, welches zu einer Injektion von Sauerstoff und somit zur Veränderung der Säure führt. Weiterhin wird die Aufnahme der Bilder am Mikroskop bei der individuellen Einstellung des Weißabgleichs durch den Bediener beeinflusst.

Die Messung des Flächenanteils der Hartpartikel bei überlappenden Spuren wurde mit der Software Matlab innerhalb eines Rechteckes (ROI) mit einer Länge von 6 mm und einer Höhe von 400 μm durchgeführt (**Bild 4.12**). Das Rechteck wurde in der Horizontalen mittig in der Schicht und in der Vertikalen mittig auf der Höhe der Substratoberfläche positioniert. Der Flächenanteil der Partikel wurde lokal in Höhe der Substratoberfläche bestimmt, in welcher nach dem Laser-Dispergieren die Sollgeometrie der Werkzeuge mittels Erodieren eingestellt wurde. Es wurde somit der Hartpartikelgehalt an bzw. nahe der späteren Funktionsoberfläche bestimmt.

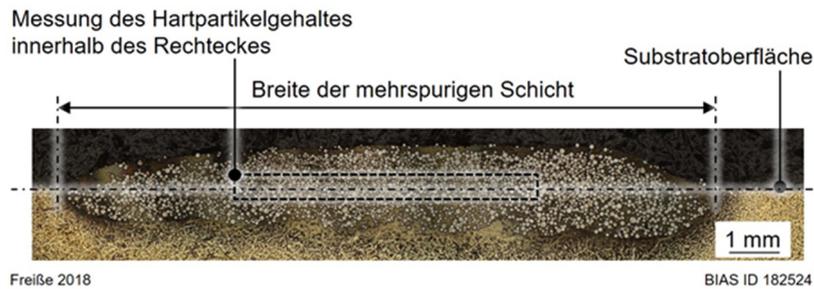


Bild 4.12: Messung des Hartpartikelgehaltes in mehrspurigen Schichten

Die Flächenanteile der Partikel in den Werkzeugen wurden mit der Software Matlab bestimmt, wobei die ROI in Form eines Rechteckes nah an die drahterodierte Oberfläche positioniert wurde. Der Probekörper des Kugel-Platte-Tests, die Ziehbacken des Streifenziehversuchs und des Streifenziehversuchs mit doppelter Umlenkung wurden nach den tribologischen Untersuchungen an jeweils zwei Positionen mittels Drahterodieren getrennt, wobei die Schnitte 5 mm Abstand zur Mitte hatten. Die hartpartikelverstärkten Ziehringe wurden mit zwei senkrecht zueinanderstehenden Schnittlinien in vier gleichgroße Teile drahterodiert. Bei den Ziehbacken des Streifenziehversuchs mit doppelter Umlenkung und bei den Ziehringen zum Tiefziehen von Näpfen wurde je eine Messung mittig im Bereich, wo der Niederhalterdruck wirkt sowie eine Messung des Hartpartikelgehaltes im Ziehkanten- bzw. Ziehringradius durchgeführt.

4.6.1.2 Volumenanteile

Der maximale mögliche Volumenanteil der Partikel VAP_{\max} ergibt sich als Quotient aus der Klopfdichte der Partikel ρ_K und der Dichte der Partikel ρ_P (Gleichung 4.20).

$$VAP_{\max} = \frac{\rho_K}{\rho_P} \cdot 100 \% \quad (4.20)$$

Der Volumenanteil der Partikel VAP ist das Verhältnis des Volumens der Partikel V_P zum Volumen der laserdispergierten Spur bzw. Spuren V_S (Gleichung 4.21).

$$VAP = \frac{V_P}{V_S} \cdot 100 \% \quad (4.21)$$

Das Volumen der Partikel V_P ergibt sich aus der Masse der eingebrachten Partikel Δm_P und der Dichte der Partikel ρ_P (Gleichung 4.22). Die Berechnungen wurden mit einer Dichte der Partikel von $16,5 \text{ g/cm}^3$ durchgeführt.

$$V_p = \frac{\Delta m_p}{\rho_p} \quad (4.22)$$

Das Volumen der laserdispergierten Spur V_s wurde durch die Multiplikation der Querschnittsfläche der Spur A_s mit der resultierenden Länge der Spur l_{res} berechnet (Gleichung 4.23).

$$V_s = A_s \cdot l_{res} \quad (4.23)$$

Somit ergibt sich für die Berechnung des Volumenanteils der Partikel VAP die Gleichung 4.24.

$$VAP = \frac{\Delta m_p}{\rho_p \cdot A_s \cdot l_{res}} \quad (4.24)$$

Die Bestimmung der Querschnittsfläche A_s der laserumgeschmolzenen (**Bild 4.13a** bzw. **Bild 4.13b**) und der laserdispergierten (**Bild 4.13c** bzw. **Bild 4.13d**) Einzelspuren erfolgte einerseits durch die Messung mit der Software Stream Enterprise, wobei der Messbereich durch ein Polygon (rote Linie) umrandet wurde. Diese Methode wird als Polygon-Spurquerschnitt bezeichnet.

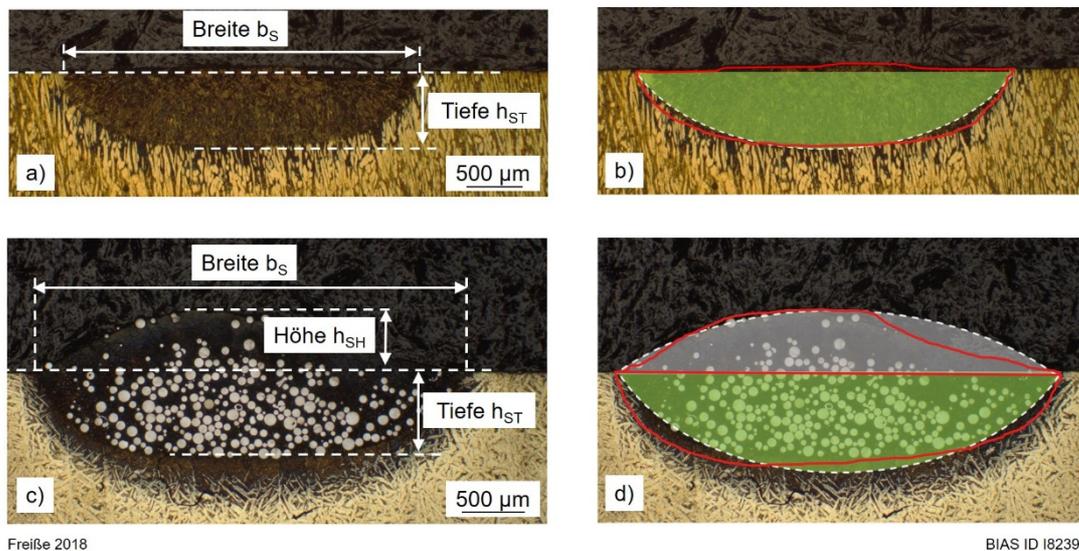


Bild 4.13: Bestimmung der Geometrie und der Querschnittsfläche an einer laserumgeschmolzenen Spur (a und b) und an einer laserdispergierten Spur (c und d)

Andererseits wurde die Querschnittsfläche der Spur A_s durch Kreisabschnitte berechnet. Diese Methode wird als Kreisabschnitt-Spurquerschnitt bezeichnet. Dies erfolgte bei den laserumgeschmolzenen Spuren durch eine Kreisabschnittsfläche (grüne Farbe) anhand der gemessenen Breite und Tiefe. Die Querschnittsfläche A_s bei den laserdispergierten Spuren ergibt sich durch die Addition von zwei Kreisabschnitten (grüne und weiße Fläche), wobei die grüne Fläche anhand der gemessenen Breite und

Tiefe und die weiße Fläche anhand der Breite und Höhe berechnet wurde. Die Skizze eines Kreisabschnittes ist in **Bild 4.14** dargestellt.

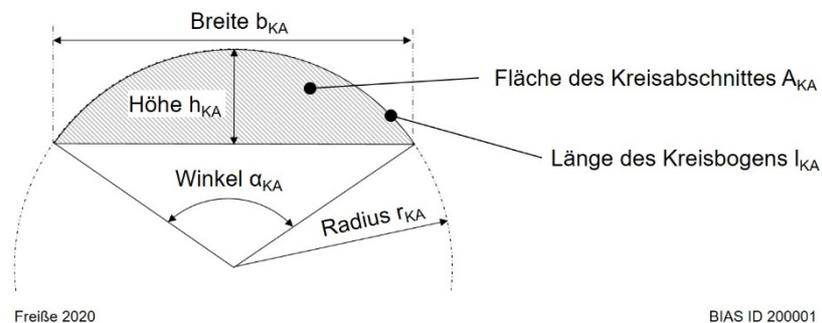


Bild 4.14: Beispielhafte Darstellung zur Berechnung der Fläche eines Kreisabschnittes

Die Fläche eines Kreisabschnittes (Gleichung 4.25) kann als Funktion des Radius r_{KA} (Gleichung 4.26), der Höhe h_{KA} (Gleichung 4.27), der Länge des Kreisbogens l_{KA} (Gleichung 4.28) und des Winkels α_{KA} berechnet werden [Poh00].

$$A_{KA} = 0,5 \cdot [r_{KA} \cdot l_{KA} - b_{KA} \cdot (r_{KA} - h_{KA})] \quad (4.25)$$

$$r_{KA} = \frac{b_{KA}^2 + 4 \cdot h_{KA}^2}{8 \cdot h_{KA}} \quad (4.26)$$

$$h_{KA} = r_{KA} \cdot \left[1 - \cos \left(\frac{\alpha_{KA}}{2} \right) \right] \quad (4.27)$$

$$l_{KA} = 0,01745 \cdot r_{KA} \cdot \alpha_{KA} \quad (4.28)$$

Durch Einsetzen der Gleichungen 4.26 bis 4.28 in die Gleichung 4.25 kann die Fläche des Kreisabschnittes als Funktion der Breite b_{KA} und der Höhe h_{KA} mit der Gleichung 4.29 berechnet werden. Der Einfluss der Höhe des Kreisabschnittes auf die Fläche des Kreisabschnittes ist größer als der Einfluss der Breite (**Anhang A2**).

$$A_{KA} = \left(\frac{b_{KA}^2 + 4 \cdot h_{KA}^2}{8 \cdot h_{KA}} \right) \cdot 0,01745 \cdot \arccos \left(1 - \frac{9 \cdot h_{KA}}{b_{KA}^2 + 4 \cdot h_{KA}^2} \right) - \frac{b_{KA}}{2} \cdot \left(\frac{b_{KA}^2 + 4 \cdot h_{KA}^2}{8 \cdot h_{KA}} - h_{KA} \right) \quad (4.29)$$

Es ist anzumerken, dass die Messung des Spurquerschnittes mit einer manuell gelegten Polygonlinie bei der Software Stream Enterprise sich als relativ umständlich und zeitintensiv erweist. Hinsichtlich der praktischen Anwendungen erscheint die Ermittlung des Spurquerschnittes bzw. Spurvolumens durch Kreisabschnitte, bei denen für laserdispergierte Einzelspuren die drei Größen der Spurbreite, -tiefe und -höhe gemessen werden müssen, als die effizientere Methode.

Die Ermittlung des Spurquerschnittes von Einzelspuren bzw. des Spurvolumens kann auch unter Verwendung einer Ellipse durchgeführt werden (**Anhang A3**). In mehr-

spurigen Schichten wurde die Querschnittsfläche A_S der sich überlappenden, laserdispergierten Spuren am metallografischen Schliff durch Umrandung dieser mit einer Polygonlinie (rote Linie) mit der Software Stream Enterprise bestimmt (**Bild 4.15**).



Bild 4.15: Messung der Querschnittsfläche A_S an mehrspurigen hartpartikelverstärkten Schichten

Die Bestimmung des Volumenanteils stellt einen globalen Hartpartikelgehalt über die gesamte MMC-Schicht dar. Bei der Ermittlung des Spurvolumens ergibt sich durch die Multiplikation des Spurquerschnittes und der resultierenden Spurlänge im Längsschnitt der Spur ein Rechteck. Dabei ist zu berücksichtigen, dass das berechnete Rechteck im Längsschnitt und somit das berechnete Spurvolumen etwas größer ausfällt, als das reale Spurvolumen ist (**Bild 4.16**). Dies hat zur Folge, dass dadurch der berechnete Volumenanteil der Partikel geringer ausfällt.

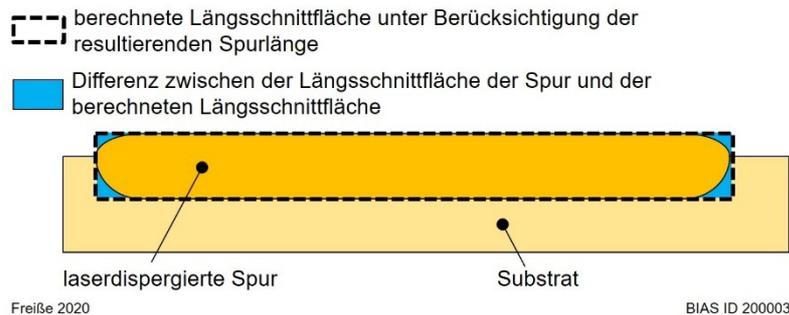


Bild 4.16: Skizze zur Darstellung der Differenz zwischen der Längsschnittfläche der laserdispergierten Spur und der berechneten Längsschnittfläche

4.6.2 Bestimmung der Hartpartikelabstände

Die Bestimmung der Hartpartikelabstände bei überlappenden Spuren wurde mit der Software Matlab innerhalb einer rechteckigen ROI mit einer Länge von 6 mm und einer Höhe von 400 μm durchgeführt, welches mittig in der Vertikalen bezogen auf die Substratoberfläche und mittig in der Horizontalen bezogen auf die Schichtbreite (**Bild 4.17a**) positioniert wurde. Innerhalb dieses Rechteckes wurden die Abstände der Partikel in der horizontalen Ebene zwischen den Partikeloberflächen bzw. den Partikelrändern der jeweilig benachbart liegenden Partikeln erfasst (**Bild 4.17b**). An jedem metallografischen Schliff wurde der Mittelwert der Partikelabstände und der maximale Hartpartikelabstand sowie die jeweiligen Standardabweichungen ermittelt.

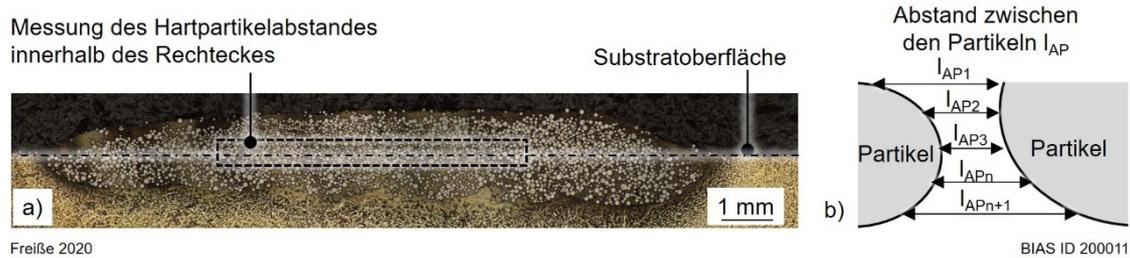


Bild 4.17: a) Darstellung des rechteckigen Messbereiches zur Bestimmung des Hartpartikelabstandes, b) schematische Skizze zur Bestimmung der Hartpartikelabstände

4.6.3 Freilegungsquotient

Die Abtragstiefe ist die Differenz zwischen der Ausgangsoberfläche und der Ebene des abgetragenen Matrixwerkstoffes (**Bild 4.18**). Die Freilegungstiefe gibt den Abstand zwischen den Hartpartikeloberflächen und der Ebene des abgetragenen Matrixwerkstoffes wieder. Die Messungen erfolgten am Laserkonfokalmikroskop. Der Freilegungsquotient FQ ist als das Verhältnis der Freilegungstiefe h_{FT} zur Abtragstiefe h_A definiert (Gleichung 4.30).

$$FQ = \frac{h_{FT}}{h_A} \tag{4.30}$$

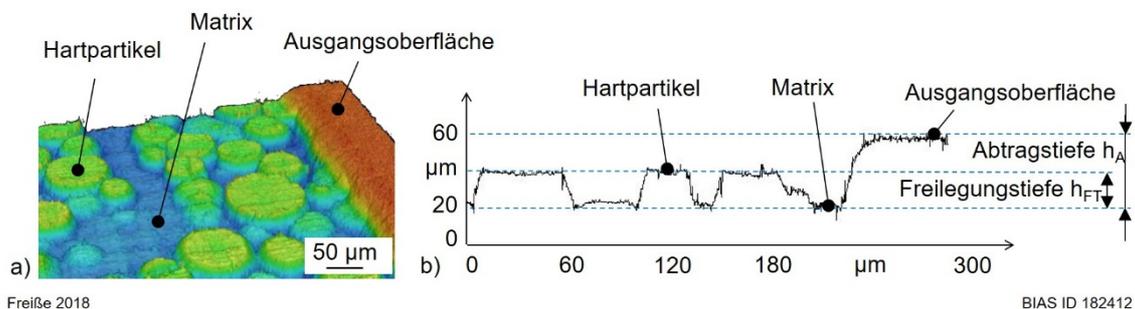


Bild 4.18: a) Laserkonfokale Aufnahme einer laserabgetragenen Oberfläche und b) einen daraus generierten Profilschnitt

4.7 Berechnung der Interaktion zwischen den Partikeln und dem Blech

4.7.1 Kraft pro Partikel

Die Kraft pro Partikel F_P wurde als Funktion der Flächenpressung p_{FP} in der betrachteten Interaktionsfläche A_{Inter} und der Anzahl der darin befindlichen Hartpartikel n_P berechnet (Gleichung 4.31).

$$F_P = \frac{p_{FP} \cdot A_{Inter}}{n_P} \quad (4.31)$$

Die Berechnung wird bzgl. des Hartpartikelgehaltes beispielhaft unter Bezugnahme des Flächenanteils der Partikel FAP aufgeführt. Die Anzahl der Partikel n_P wurde nach Gleichung 4.32 unter Berücksichtigung der betrachteten Interaktionsfläche A_{Inter} , des Flächenanteils der Partikel FAP und des Hartpartikeldurchmessers d_P ermittelt. Die Berechnung erfolgte modellhaft unter Verwendung gleich großer Partikel.

$$n_P = \frac{A_{Inter} \cdot FAP}{\frac{\pi}{4} \cdot d_P^2} \quad (4.32)$$

Durch Einfügen der Gleichung 4.32 in die Gleichung 4.31 ergibt sich die Gleichung 4.33 für die Bestimmung der Kraft pro Partikel F_P .

$$F_P = \frac{p_{FP} \cdot \frac{\pi}{4} \cdot d_P^2}{FAP} \quad (4.33)$$

4.7.2 Eindringtiefe eines Partikels in das Blechmaterial

Bild 4.19 zeigt eine Skizze hinsichtlich des Eindringens eines sphärischen Partikels und eines mittig geschnittenen Partikels in das Blechmaterial. Die Hartpartikel wurden als starre Kugel angenommen.

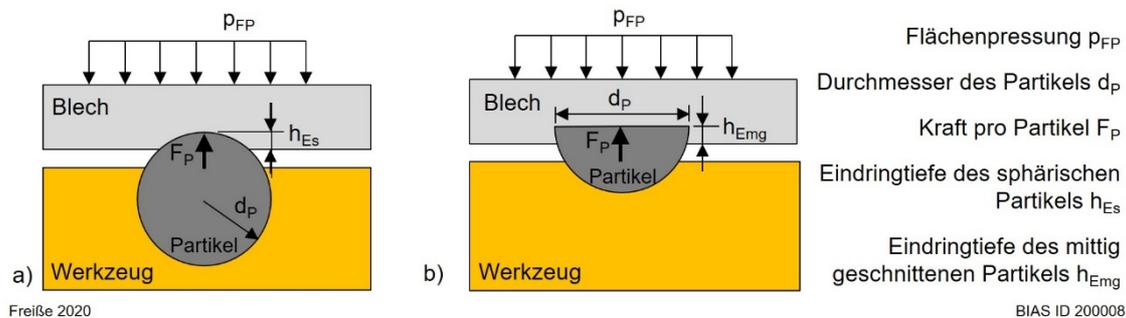


Bild 4.19: Skizze zum Eindringen a) eines sphärischen Partikels und b) eines mittig geschnittenen Partikels in das Blechmaterial

Die Kraft F_P , die benötigt wird, um ein sphärisches Partikel mit einer bestimmten Eindringtiefe h_{Es} in eine ebene Oberfläche einzudrücken, kann anhand der Gleichung 4.34 bestimmt werden [Pop10]. Diese Gleichung kann nach der Eindringtiefe umgestellt werden (Gleichung 4.35).

$$F_P = \frac{4}{3} \cdot E^* \cdot \left(\frac{d_P}{2}\right)^{\frac{1}{2}} \cdot h_{Es}^{\frac{3}{2}} \quad (4.34)$$

$$h_{Es} = 1,5 \sqrt{\frac{3 \cdot F_P}{4 \cdot E^* \cdot \sqrt{\frac{d_P}{2}}}} \quad (4.35)$$

Der effektive Elastizitätsmodul E^* ist eine Funktion des Elastizitätsmoduls E des umzuformenden Bleches und der Querkontraktionszahl ν (Gleichung 4.36).

$$E^* = \frac{E}{1 - \nu^2} \quad (4.36)$$

Durch das Einfügen der Gleichungen 4.33 und 4.36 in die Gleichung 4.35 lässt sich die Eindringtiefe eines sphärischen Partikels h_{Es} nach Gleichung 4.37 berechnen.

$$h_{Es} = \sqrt[1,5]{\frac{3 \cdot \sqrt{2} \cdot \pi \cdot p_{FP} \cdot (1 - \nu^2)}{16 \cdot E \cdot F_{AP}}} \cdot d_P \quad (4.37)$$

Die Kraft F_P , die benötigt wird, um ein mittig geschnittenes Partikel mit einer bestimmten Eindringtiefe h_{Emg} in das Blech einzudrücken, kann anhand der Gleichung 4.38 bestimmt werden [Pop18]. Diese Gleichung, umgestellt nach der Eindringtiefe h_{Emg} , ergibt die Gleichung 4.39.

$$F_P = 2 \cdot E^* \cdot \frac{d_P}{2} \cdot h_{Emg} \quad (4.38)$$

$$h_{Emg} = \frac{F_P}{E^* \cdot d_P} \quad (4.39)$$

Das Einfügen der Gleichungen 4.33 und 4.36 in die Gleichung 4.39 führt zu der Gleichung 4.40 für die Berechnung der Eindringtiefe eines mittig geschnittenen Partikels h_{Emg} .

$$h_{Emg} = \frac{\pi \cdot p_{FP} \cdot d_P \cdot (1 - \nu^2)}{4 \cdot E \cdot F_{AP}} \quad (4.40)$$

4.7.3 Biegung des Bleches zwischen den Partikeln

Die max. Durchbiegung des Bleches zwischen zwei Partikeln wurde am statisch bestimmt gelagerten Einfeldbalken ermittelt [Gro14]. Die max. Durchbiegung ω_{max} ist eine Funktion der Streckenlast q , des Abstands zweier Partikel l_{AP} , des Elastizitätsmoduls des Blechmaterials E und des Flächenträgheitsmoments I (Gleichung 4.41).

$$\omega_{max} = \frac{5}{384} \cdot \frac{q \cdot l_{AP}^4}{E \cdot I} \quad (4.41)$$

Die Streckenlast q ergibt sich aus der Multiplikation der Flächenpressung p_{FP} und der Blechbreite b_B (Gleichung 4.42). Das Trägheitsmoment I wird nach Gleichung 4.43 unter Berücksichtigung der Blechbreite b_B und der Blechdicke s_B berechnet [Gro14].

$$q = p_{FP} \cdot b_B \quad (4.42)$$

$$I = \frac{b_B \cdot s_B^3}{12} \quad (4.43)$$

Das Einsetzen der Gleichungen 4.42 und 4.43 in die Gleichung 4.41 ergibt die Gleichung 4.44 für die Berechnung der max. Durchbiegung ω_{\max} .

$$\omega_{\max} = \frac{5}{32} \cdot \frac{p_{FP} \cdot l_{AP}^4}{E \cdot s_B^3} \quad (4.44)$$

5 Ergebnisse

5.1 Laser-Dispergieren und -Umsmelzen

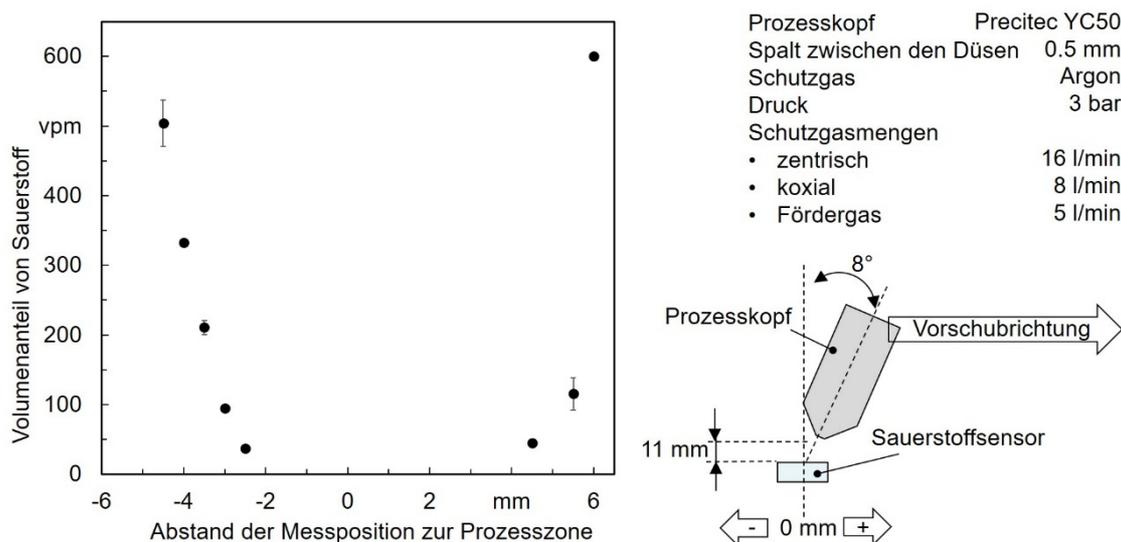
5.1.1 Prozesscharakterisierung

In der **Tabelle 5.1** sind die gemessenen Laserabsorptionen für das Wolframschmelzcarbid und die Kupfer-Aluminium-Legierung aufgelistet. Die Absorption für die Laserstrahlung ist im Wolframschmelzcarbid höher als in der Kupfer-Aluminium-Legierung.

Tabelle 5.1: Gemessene Laserabsorption

| Werkstoff | Messung 1 | Messung 2 | Messung 3 |
|----------------------------|----------------|----------------|----------------|
| Kupfer-Aluminium-Legierung | 67,6 % ± 0,3 % | 64,7 % ± 0,3 % | 67,1 % ± 0,3 % |
| Wolframschmelzcarbid | 84,6 % ± 0,2 % | 83,5 % ± 0,2 % | 83,8 % ± 0,2 % |

Bild 5.1 zeigt den Volumenanteil von Sauerstoff in der Prozesszone (Position 0 mm) bzw. entlang und entgegen der Vorschubrichtung. Die Werte in den Messpositionen von -2 mm bis 4 mm befinden sich unter der Nachweisgrenze von 10 vpm des Messgerätes und sind daher im Diagramm nicht aufgeführt. Durch die Anstellung des Kopfes in schleppender Richtung ergibt sich eine asymmetrische Schutzgasabdeckung um die Prozesszone, wobei eine geringere Schutzgasabdeckung entgegen der Vorschubrichtung beobachtet werden kann.



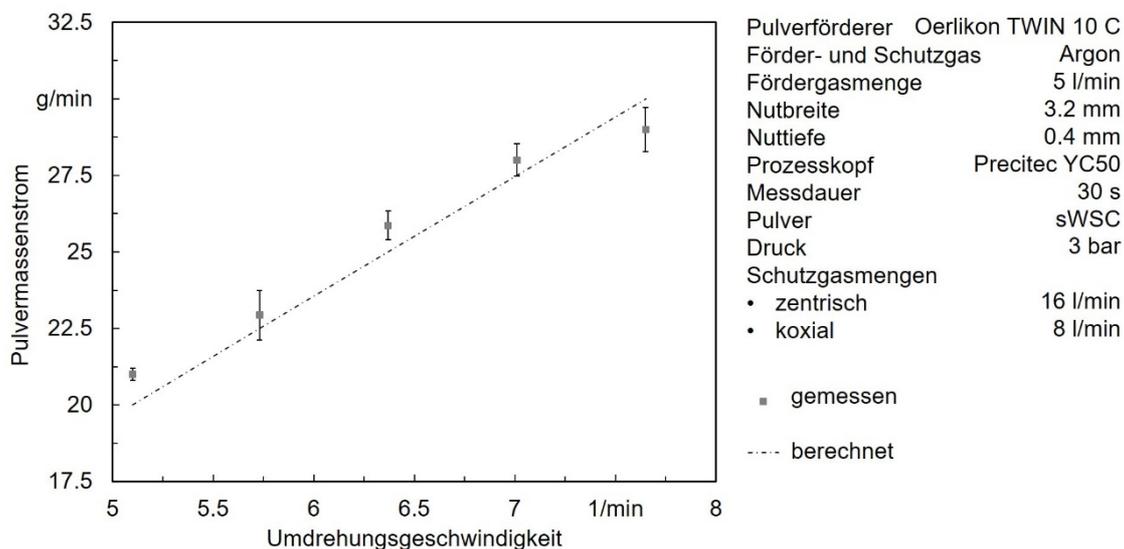
Freiße 2018

BIAS ID 182394

Bild 5.1: Bestimmung des Volumenanteils von Sauerstoff im Bereich der Prozesszone

Die Ergebnisse der Berechnung und der Messung des Pulvermassenstroms sind in **Bild 5.2** dargestellt. Die gemessenen und berechneten Werte zeigen eine gute Überein-

stimmung, wobei max. Abweichungen zwischen den gemessenen Mittelwerten und dem berechneten Pulvermassenstrom von 5 % auftreten. Die maximale relative Standardabweichung der gemessenen Werte beträgt 3,6 %.



Freiße 2019

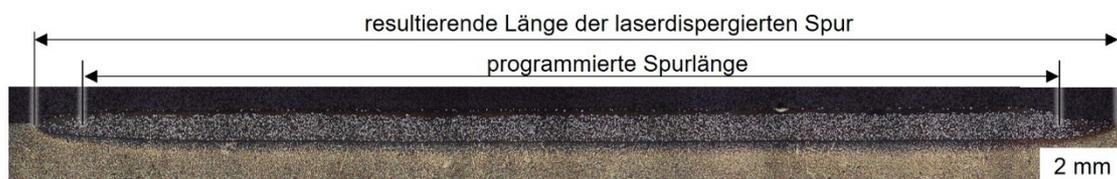
BIAS ID 182516

Bild 5.2: Gemessener und berechneter Pulvermassenstrom (nach Gleichung 4.3) als Funktion der Umdrehungsgeschwindigkeit

5.1.2 Einzelspuren

Bild 5.3 zeigt einen Längsschliff einer laserdispertierten Spur. Die resultierende Länge l_{res} der laserdispertierten Spuren beträgt 44,5 mm, wobei die programmierte Spurlänge 40 mm ist. Es wurde eine homogene Hartpartikelverteilung über die Spurlänge erzielt. Am Anfang und am Ende der Spur sowie im oberen Bereich der laserdispertierten Spur fällt der Hartpartikelgehalt geringer aus.

| | | | |
|----------------------|----------------|-------------------------|--------------|
| Laser | Trumpf HL4006D | Vorschubgeschwindigkeit | 300 mm/min |
| Laserleistung | 3 kW | Pulvermassenstrom | 25 g/min |
| Laserspotdurchmesser | 5.8 mm | Substrat | CuAl10Ni5Fe4 |
| | | Hartpartikel | sWSC |

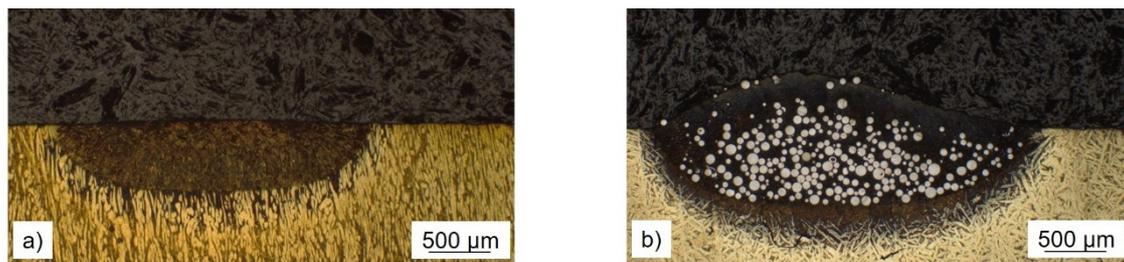


Freiße 2018

BIAS ID 182400

Bild 5.3: Längsschliff einer laserdispertierten Spur

Durch die Partikelinjektion beim Laser-Dispergieren wird gegenüber dem Laser-Umschmelzen eine sichtbare Höhe der Spur generiert (**Bild 5.4**). Weiterhin ist erkennbar, dass die Breite und die Tiefe der Spur zunehmen.

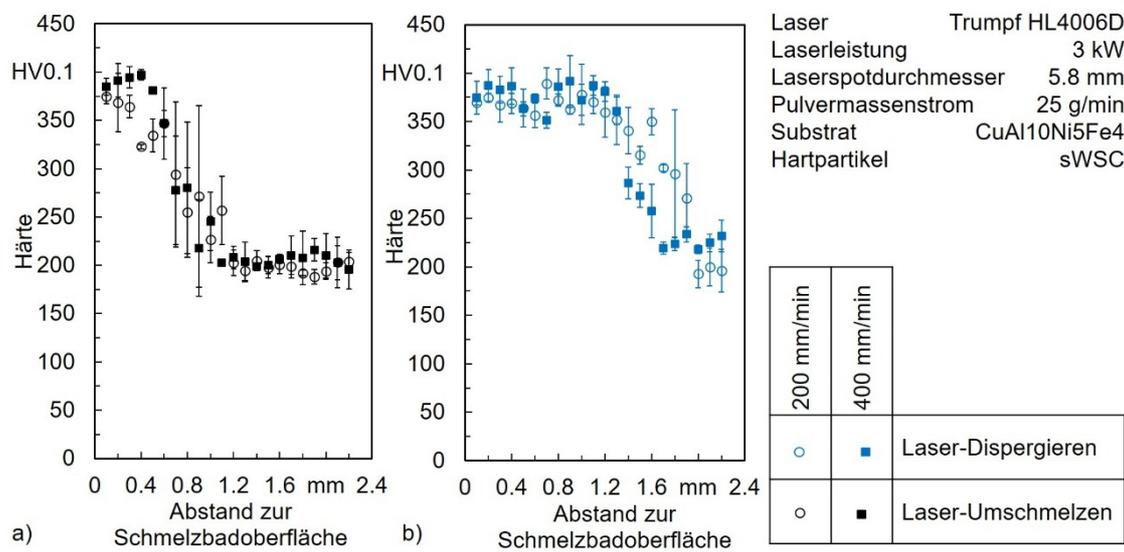


Freiße 2018

BIAS ID 180102

Bild 5.4: Metallografische Schlibfbilder bei der Anwendung einer Laserleistung von 3 kW und einer Vorschubgeschwindigkeit von 400 mm/min; a) Laser-Umschmelzen und b) Laser-Dispergieren mit einer Pulverförderrate von 25 g/min

Die Härteverläufe von der Schmelzbadoberfläche hinunter bis in den Grundwerkstoff in den laserumgeschmolzenen und laserdispergierten Einzelspuren für zwei unterschiedliche Vorschubgeschwindigkeiten sind in **Bild 5.5** dargestellt. Der Übergang von der hohen Härte in den Spuren in die niedrigere Härte des Grundwerkstoffes erfolgte bei den laserdispergierten Proben und bei Anwendung einer Vorschubgeschwindigkeit von 200 mm/min bei einem größeren Abstand zur Schmelzbadoberfläche bedingt durch den tieferen Spurquerschnitt. Ein signifikanter Einfluss der Partikelinjektion und der Vorschubgeschwindigkeit auf die Härte der metallischen Matrix zwischen den Partikeln ist nicht gegeben. Härtemessungen in den Partikeln ergaben Werte von $2884 \text{ HV0.1} \pm 177 \text{ HV0.1}$.



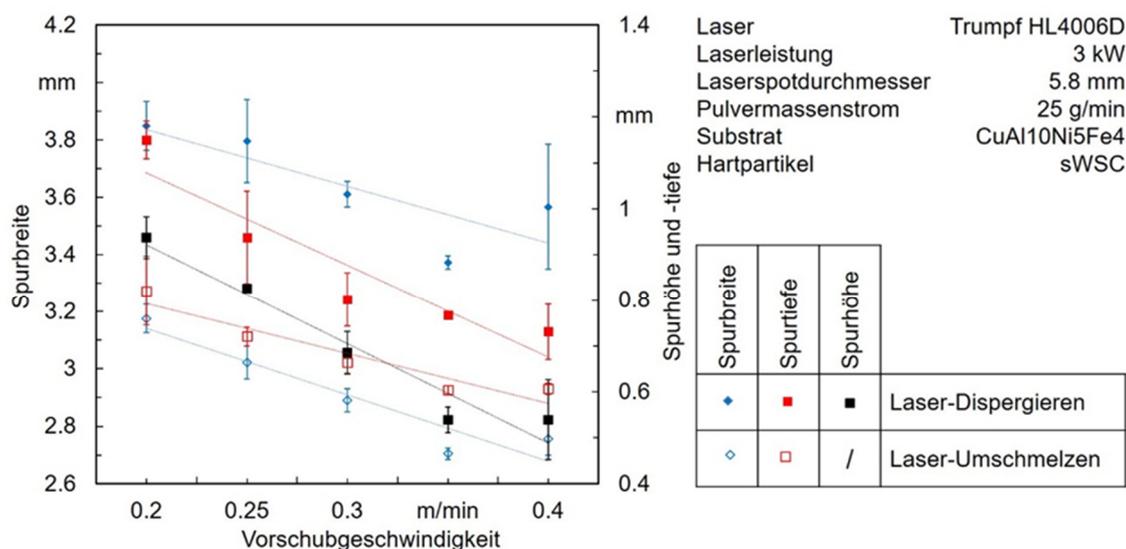
Freiße 2020

BIAS ID 200010

Bild 5.5: Härteverläufe in a) laserumgeschmolzenen und b) laserdispergierten Einzelspuren

In **Bild 5.6** ist die Breite, Höhe und Tiefe des Spurquerschnittes als Funktion der Vorschubgeschwindigkeit beim Laser-Umschmelzen und beim Laser-Dispergieren dargestellt. Die Breite, Höhe und Tiefe der Spuren sind beim Laser-Dispergieren größer als beim Laser-Umschmelzen. Höhere Vorschubgeschwindigkeiten führen zu kleineren

Spurgeometrien, wobei die Tiefe der Spur beim Laser-Umschmelzen durch die Erhöhung der Vorschubgeschwindigkeit vergleichsweise wenig reduziert wird.



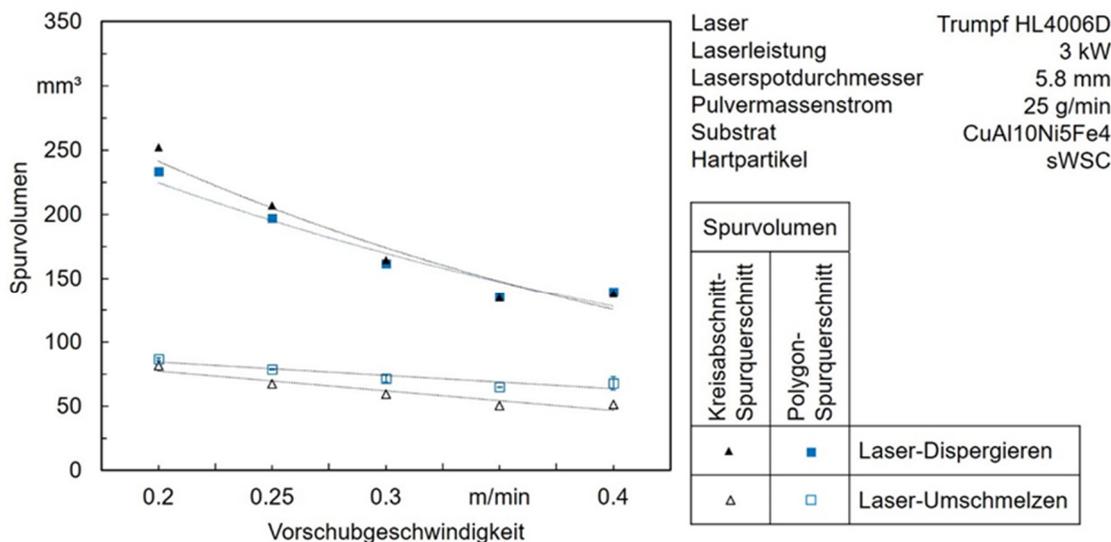
Freiße 2018

BIAS ID I82395

Bild 5.6: Spurgeometrie als Funktion der Vorschubgeschwindigkeit

Durch die Partikelinjektion entsteht beim Laser-Dispergieren ein deutlich größeres Spurvolumen als beim Laser-Umschmelzen (**Bild 5.7**). Die Spurvolumina nehmen mit erhöhter Vorschubgeschwindigkeit ab, wobei die Abnahme bei den laserdispergierten Spuren gegenüber den laserumgeschmolzenen Spuren deutlich ausgeprägter ist. Folglich ist die Volumendifferenz zwischen den laserdispergierten und laserumgeschmolzenen Spuren bei niedrigeren Vorschubgeschwindigkeiten größer als bei schnelleren Vorschüben. Die ermittelten Spurvolumina unter Verwendung der berechneten Spurquerschnitte anhand von Kreisabschnitten (Kreisabschnitt-Spurquerschnitt) sind vergleichbar groß mit den ermittelten Spurvolumina unter Verwendung der gemessenen Spurquerschnitte (Polygon-Spurquerschnitt). Bei den laserdispergierten Spuren beträgt der Unterschied $3,3 \% \pm 2,8 \%$ und bei den laserumgeschmolzenen Spuren beträgt die Differenz $18,4 \% \pm 13,3\%$.

Die Ergebnisse zur Berechnung des Spurvolumens unter Verwendung einer Ellipse zeigen signifikante Abweichungen (**Anhang A3**) zu den ermittelten Spurvolumina unter Verwendung der gemessenen Spurquerschnitte (Polygon-Spurquerschnitt).

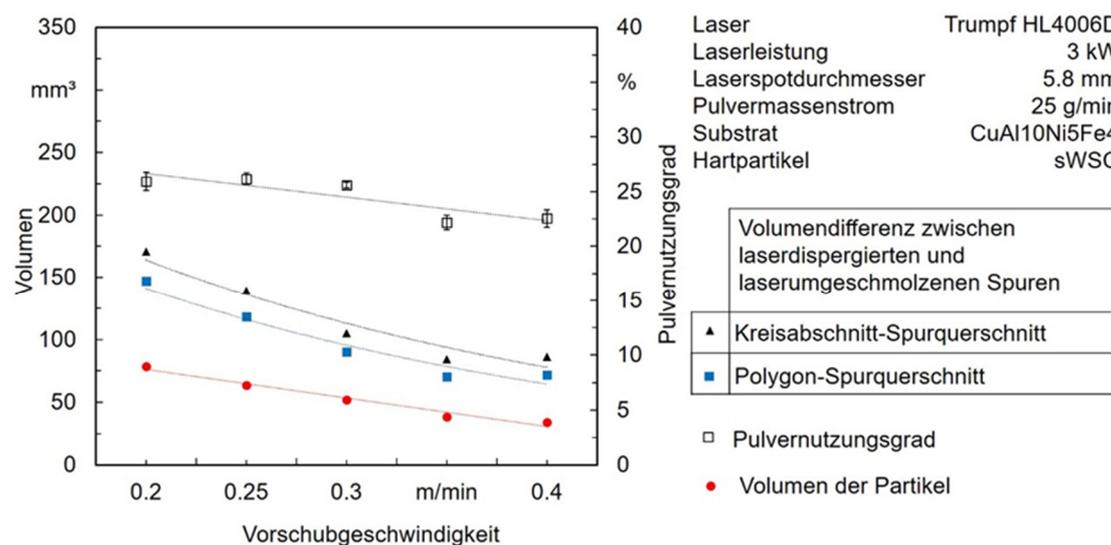


Freiße 2018

BIAS ID 182403

Bild 5.7: Spurvolumina (nach Gleichung 4.23) bei Variation der Vorschubgeschwindigkeit

Aufgrund der abnehmenden Pulverstreckenmasse und des abnehmenden Pulvernutzungsgrades bei einem konstanten Pulvermassenstrom sinkt das Volumen der Partikel mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit (**Bild 5.8**). Das Volumen der laserdispergierten Partikel ist kleiner als die Volumendifferenz zwischen den laserdispergierten und den laserumgeschmolzenen Spuren bzw. die Volumenzunahme der laserdispergierten Spuren durch das Hinzufügen der Partikel in den Werkstoff ist deutlich größer als das eigentliche Volumen der laserdispergierten Partikel.



Freiße 2018

BIAS ID 182404

Bild 5.8: Volumendifferenz zwischen laserdispergierten und laserumgeschmolzenen Spuren im Vergleich zum Volumen der laserdispergierten Partikel (Spurvolumen nach Gleichung 4.23 und Volumen der Partikel nach Gleichung 4.22)

Der überwiegende Anteil der laserdispergierten Hartpartikel ordnet sich im unteren Bereich der Spuren an. Einige wenige Partikel befinden sich auf bzw. an der Oberfläche der Spur (**Bild 5.9a**). So entsteht im oberen Bereich der laserdispergierten Spur eine partikelarme Zone. Beim Laser-Dispergieren mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 300 mm/min kommt es bei einer von drei Proben zu einem unerwünschten Agglomerieren der Partikel (**Bild 5.9b**). Es ist zu erkennen, dass unterhalb des Hartpartikelagglomerates der Hartpartikelgehalt geringer ausfällt. Die Verwendung von Vorschubgeschwindigkeiten kleiner 300 mm/min führt stets zu einem Agglomerieren der Partikel. Härtemessungen in den Hartpartikelagglomeraten ergeben Werte von $2928 \text{ HV}0.1 \pm 286 \text{ HV}0.1$.

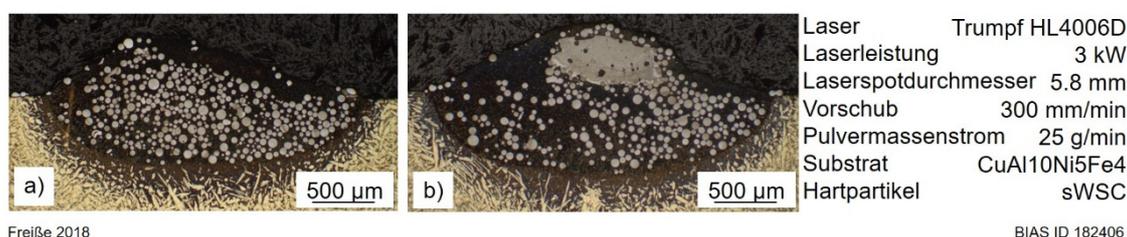
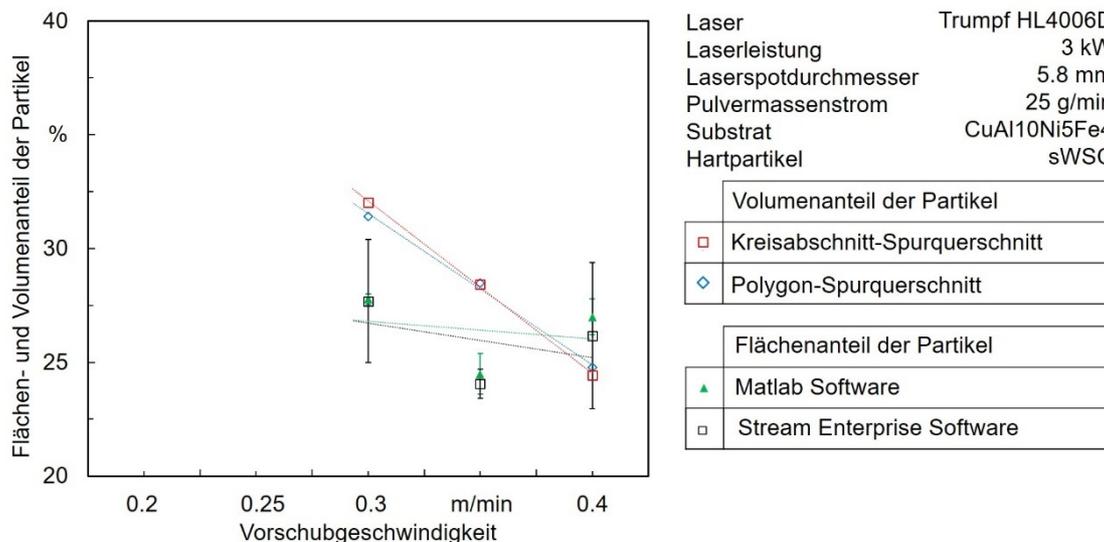


Bild 5.9: Metallografische Schliffbilder laserdispergierter Spuren; a) ohne ein Agglomerieren der Partikel und b) mit einem unerwünschten Agglomerieren der Partikel

Durch die Erhöhung der Vorschubgeschwindigkeit von 0,2 m/min auf 0,4 m/min wird die Pulverstreckenmasse von 125 g/m auf 62,5 g/m und die Streckenenergie von 900 J/mm auf 450 J/mm reduziert. **Bild 5.10** zeigt den Einfluss der Vorschubgeschwindigkeit auf den Volumen- und Flächenanteil der Partikel. An den Proben, die mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 200 mm/min und 250 mm/min laserdispergiert wurden, wurden aufgrund der aufgetretenen Hartpartikelagglomerate keine Flächen- bzw. Volumenanteile der Partikel bestimmt. Mit erhöhter Vorschubgeschwindigkeit sinken die Volumenanteile der Partikel. Die Volumenanteile der Partikel, die unter Verwendung der berechneten Spurquerschnitte anhand von Kreisabschnitten (Kreisabschnitt-Spurquerschnitt) ermittelt wurden, sind vergleichbar mit den ermittelten Volumenanteilen, die unter Verwendung der gemessenen Spurquerschnitte (Polygon-Spurquerschnitt) ermittelt wurden. Die Abweichung der Ergebnisse dieser beiden Methoden beträgt in Absolutwerten $0,3 \% \pm 0,2 \%$. Es besteht jedoch teilweise eine große Differenz zwischen den Volumenanteilen der Partikel und den Flächenanteilen der Partikel von bis zu 6 % in den Absolutwerten. Ein eindeutiger Einfluss der Vorschubgeschwindigkeit auf den Flächenanteil der Partikel ist nicht ersichtlich. Die gemessenen Mittelwerte der Flächenanteile der Partikel unter Verwendung der Software Matlab und der Software Stream Enterprise zeigen gute Übereinstimmungen. Die Ergebnisse der Messungen mit der Software Stream Enterprise zeigen größere Standardabweichungen.



Freiße 2018

BIAS ID 182405

Bild 5.10: Flächen- und Volumenanteile (nach Gleichung 4.24) der Partikel als Funktion der Vorschubgeschwindigkeit

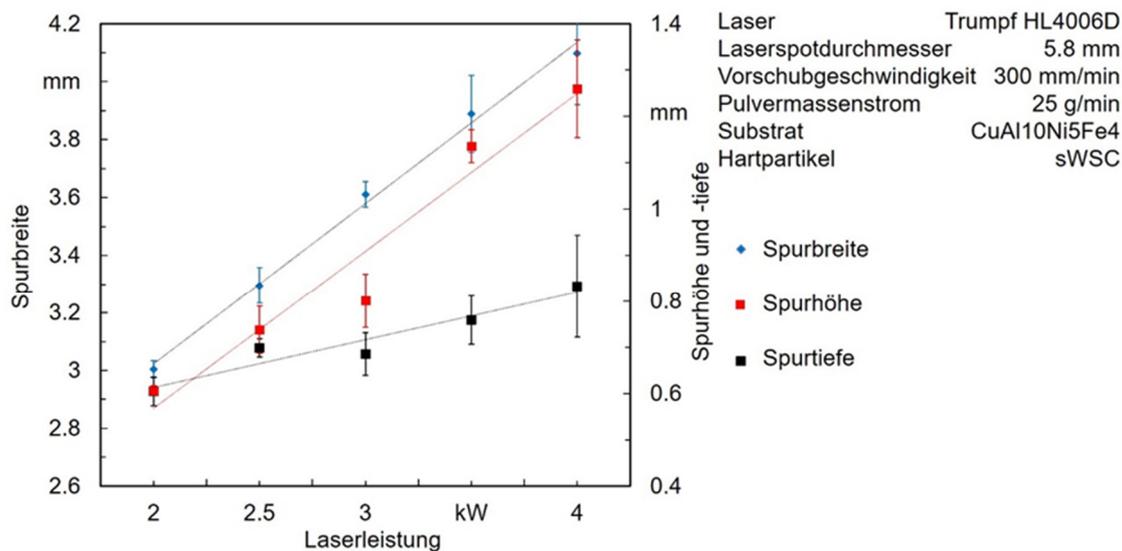
An den drei Proben, welche mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 0,4 m/min laserdispertiert wurden, wurden jeweils drei Wiederholungsmessungen der Flächenanteile der Partikel zum Aufzeigen der Reproduzierbarkeit der jeweilig verwendeten Software durchgeführt (**Tabelle 5.2**). Es ist ersichtlich, dass bei der Verwendung der Software Matlab stets niedrige Standardabweichungen der Messergebnisse von $\leq 0,5\%$ resultieren. Die Verwendung der Software Stream Enterprise hingegen kann dazu führen, dass hohe Standardabweichungen an derselben Probe von bis zu 3,2 % der Flächenanteile der Partikel resultieren.

Tabelle 5.2: Flächenanteile der Partikel bei drei Wiederholungsmessungen an jeweils drei Proben, die mit demselben Parametersatz laserdispertiert wurden

| | Probe 1 | Probe 2 | Probe 3 |
|----------------------------|--------------------|------------------|--------------------|
| Software Matlab | 28,1 % \pm 0,2 % | 26 % \pm 0,5 % | 26,4 % \pm 0,5 % |
| Software Stream Enterprise | 28,8 % \pm 3,2 % | 26 % \pm 0,4 % | 23,8 % \pm 0,6 % |

Höhere Laserleistungen führen zu einer Zunahme der Spurbreite, -höhe und -tiefe der laserdispertierten Spuren (**Bild 5.11**). Bei einer Verdopplung der Laserleistung steigt die Spurtiefe um 38 %, die Spurbreite um 36 % und die Spurbhöhe um 108 % an.

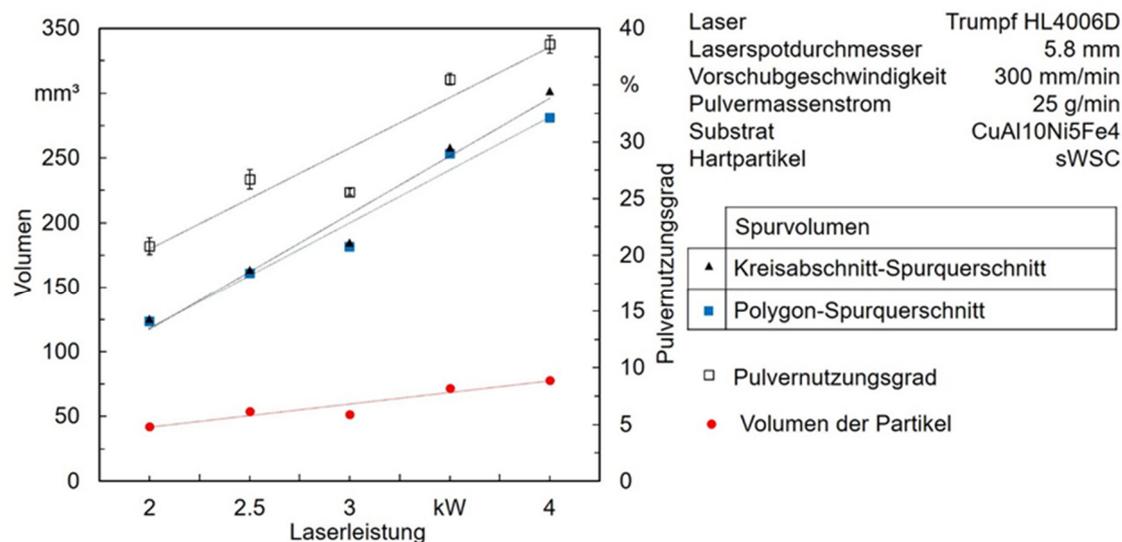
Mit zunehmender Laserleistung erhöht sich das Spurvolumen sowie der Pulvernutzungsgrad und somit das Volumen der eingebrachten Partikel (**Bild 5.12**). Das Volumen der Partikel steigt weniger stark an als das Spurvolumen. Die ermittelten Spurvolumina unter Verwendung der berechneten Spurquerschnitte anhand von Kreisabschnitten (Kreisabschnitt-Spurquerschnitt) zeigen nur geringe Abweichungen zu den ermittelten Spurvolumina unter Verwendung der gemessenen Spurquerschnitte (Polygon-Spurquerschnitt).



Freiße 2018

BIAS ID I82417

Bild 5.11: Einfluss der Laserleistung auf die Spurgeometrie laserdispersierter Einzelspuren



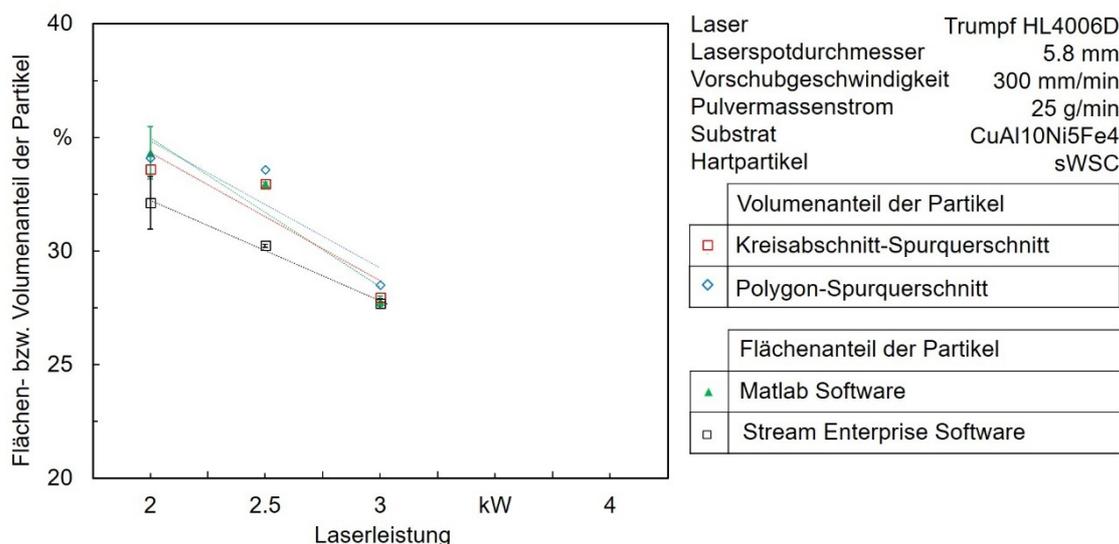
Freiße 2018

BIAS ID I82418

Bild 5.12: Spurvolumen (nach Gleichung 4.23), Pulvernutzungsgrad (nach Gleichung 4.4) und Volumen der Partikel (nach Gleichung 4.22) unter Variation der Laserleistung

Die Erhöhung der Laserleistung von 2 kW auf 4 kW führt zu einer Steigerung der Streckenenergie von 400 J/mm auf 800 J/mm. Bei der Verwendung einer Laserleistung von 3,5 kW und 4 kW kommt es beim Laser-Dispergieren zur unerwünschten Agglomeration der Hartpartikel. An diesen Proben wurden keine Flächen- bzw. Volumenanteile der Partikel bestimmt. Mit zunehmender Laserleistung von 2 kW bis 3 kW sinkt der Flächen- bzw. Volumenanteil der Partikel (**Bild 5.13**). Die Abweichung der Volumenanteile, die mit den Methoden Kreisabschnitt- und Polygon-Spurquerschnitt bestimmt wurden, beträgt in Absolutwerten 0,5 % ± 0,05 %. Die ermittelten Volumenanteile der Partikel und die Flächenanteile der Partikel, die mit der

Software Matlab ermittelt wurden, weisen eine gute Übereinstimmung auf. Die mit der Software Stream Enterprise gemessenen Flächenanteile hingegen zeigen bei den Versuchen mit 2 kW und 2,5 kW erhöhte Differenzen zu den Flächenanteilen, die mit der Software Matlab gemessen wurden. Die max. Differenz der Mittelwerte im Absolutwert beträgt 2,7 %.



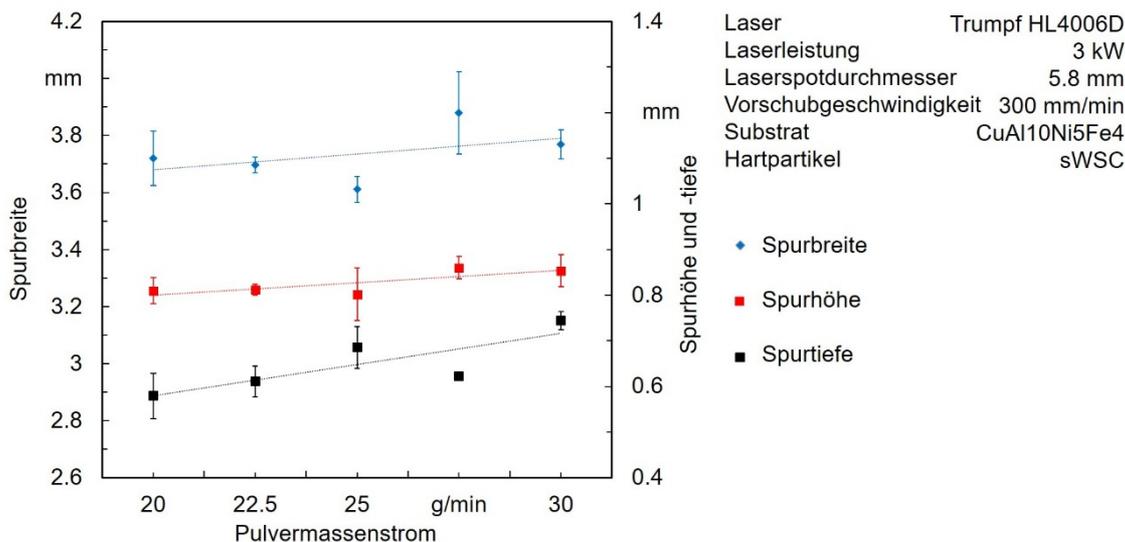
Freilöse 2018

BIAS ID 182419

Bild 5.13: Einfluss der Laserleistung auf den Flächen- und Volumenanteil der Partikel (nach Gleichung 4.24)

Die Steigerung des Pulvermassenstroms von 20 g/min auf 30 g/min hat eine Erhöhung der Pulverstreckenmasse von 66,7 g/m auf 133,3 g/m zur Folge. Die Spurbreite, -höhe und -tiefe steigen bei erhöhtem Pulvermassenstrom leicht an (**Bild 5.14**), wobei die Spurbreite und -tiefe etwas stärker beeinflusst werden als die Spurbreite. Ein Agglomerieren der Partikel tritt nicht auf.

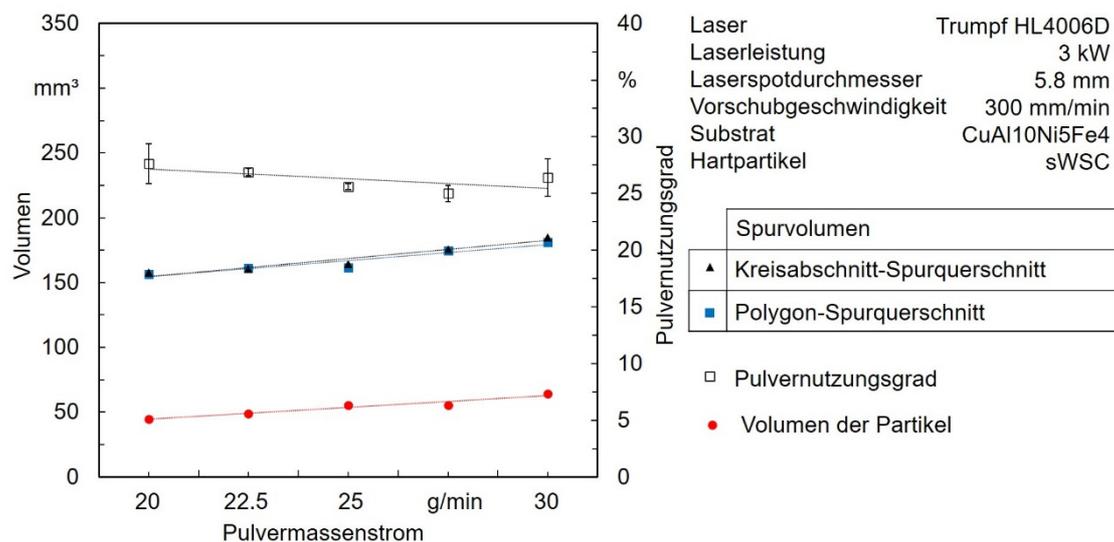
Bild 5.15 zeigt den Einfluss des Pulvermassenstroms auf das Spurvolumen, den Pulvernutzungsgrad und das Volumen der Partikel. Trotz eines abnehmenden Pulvernutzungsgrades erhöht sich das Volumen der Partikel in den laserdispergierten Spuren bei zunehmenden Pulvermassenstrom. Das Volumen der Partikel in den laserdispergierten Spuren nimmt stärker zu als das Spurvolumen. Die ermittelten Spurvolumina der beiden Methoden Kreisabschnitt-Spurquerschnitt und Polygon-Spurquerschnitt zeigen überwiegend übereinstimmende Werte.



Freiße 2018

BIAS ID 182420

Bild 5.14: Spurbreite, -höhe und -tiefe bei Variation des Pulvermassenstroms

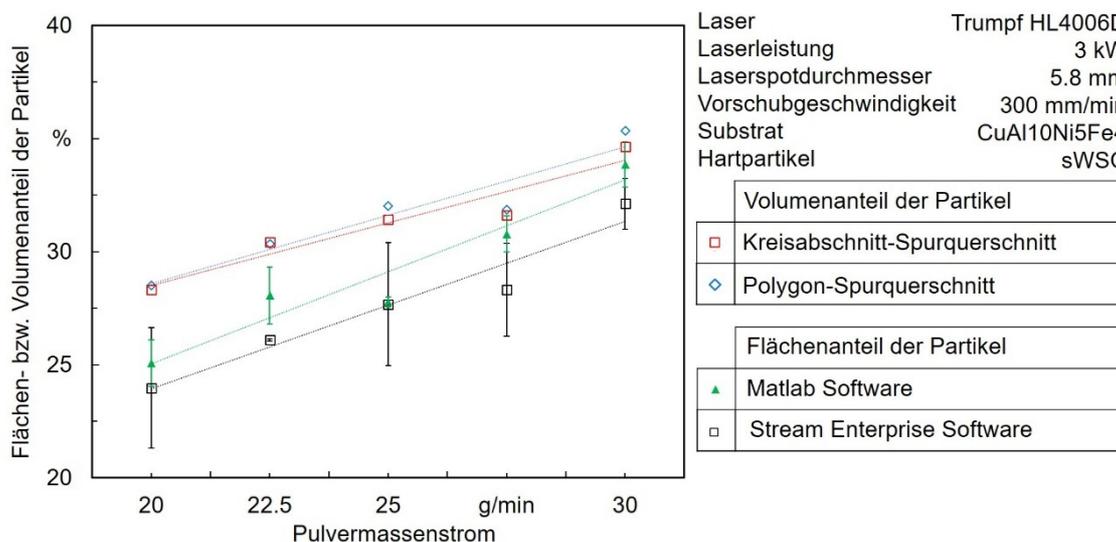


Freiße 2018

BIAS ID 182402

Bild 5.15: Spurvolumina (nach Gleichung 4.23), Pulvernutzungsgrad (nach Gleichung 4.4) und Volumen der Partikel (nach Gleichung 4.22) als Funktion des Pulvermassenstroms

Die Flächen- und Volumenanteile steigen mit höherem Pulvermassenstrom an und alle vier Datenreihen weisen einen vergleichbaren Verlauf auf (**Bild 5.16**). Die Volumenanteile der Partikel sind im Mittel um $3,1\% \pm 1,3\%$ im Absolutwert höher als die Flächenanteile, wobei die kleinste Differenz $0,8\%$ und die größte Differenz $4,5\%$ beträgt. Die mit der Software Matlab ermittelten Flächenanteile weisen höhere Werte auf als die Flächenanteile, die mit der Software Stream Enterprise bestimmt wurden. Zudem ist zu erkennen, dass die Standardabweichungen im Vergleich zu den Messwerten der Software Stream Enterprise geringer sind.



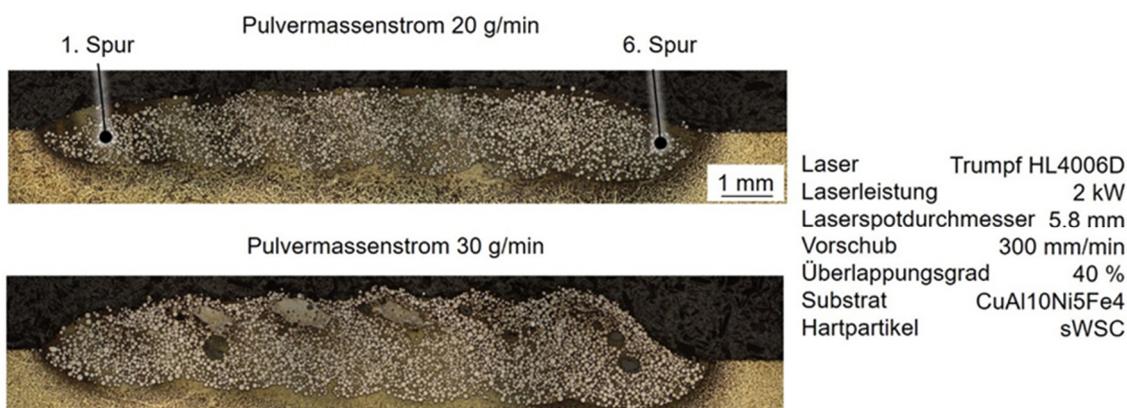
Freiße 2018

BIAS ID 182401

Bild 5.16: Einfluss des Pulvermassenstroms auf den Volumen- (nach Gleichung 4.24) und Flächenanteil der Partikel

5.1.3 Mehrspurige Schichten

Bild 5.17 zeigt zwei metallografische Schliffbilder von hartpartikelverstärkten Schichten mit jeweils sechs überlappenden Spuren, die mit einer Laserleistung von 2 kW und mit einem Pulvermassenstrom von 20 g/min bzw. mit einem Pulvermassenstrom von 30 g/min hergestellt wurden.



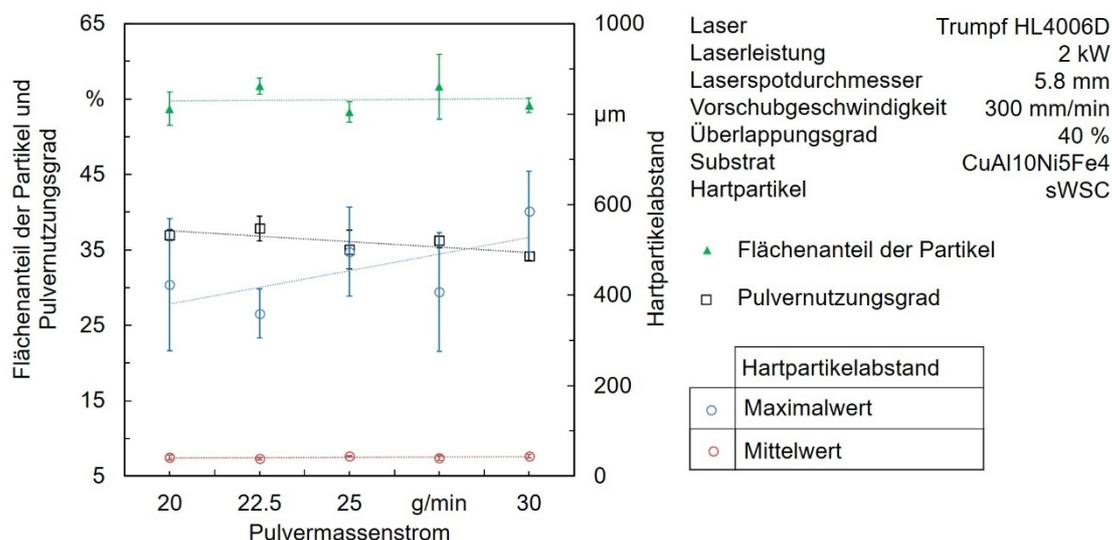
Freiße 2018

BIAS ID 182518

Bild 5.17: Metallografische Schliffbilder mehrspuriger laserdispertierter Schichten bei Verwendung verschiedener Pulvermassenströme

Trotz der Erhöhung des Pulvermassenstroms um 50 % und einem nahezu konstanten Pulvernutzungsgrad wird der Flächenanteil der Partikel nicht gesteigert (**Bild 5.18**). Der mittlere Flächenanteil der Partikel ist $54,5 \% \pm 3,2 \%$ und ein max. Flächenanteil von 59,8 % wurde gemessen. Der maximal mögliche Flächen- bzw. Volumenanteil der

Partikel beträgt 64 % (nach Gleichung 4.20). Der maximale Hartpartikelabstand beträgt 678 μm . Der mittlere Hartpartikelabstand beläuft sich auf $42,3 \mu\text{m} \pm 4,5 \mu\text{m}$.



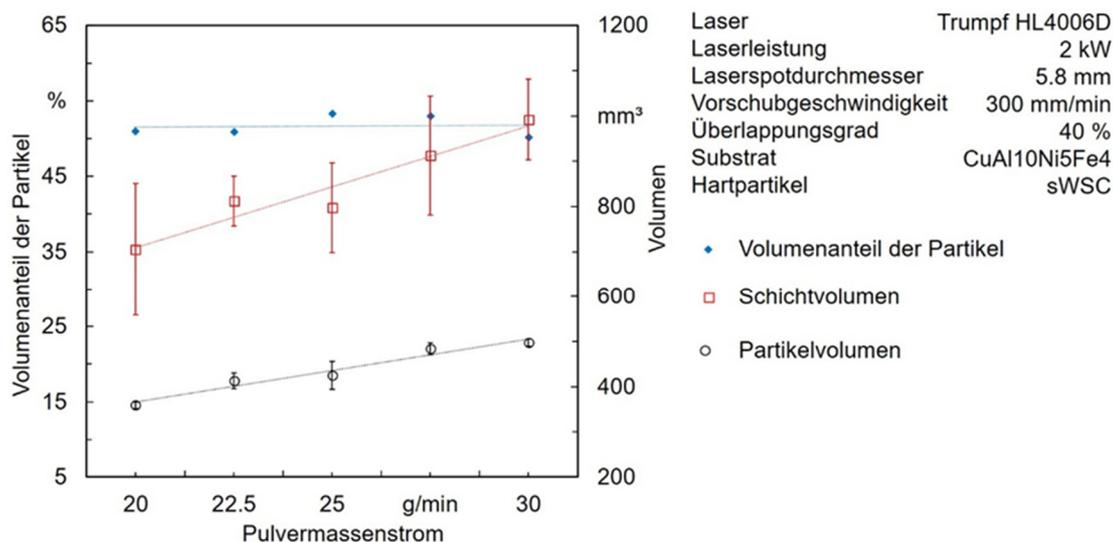
Freiße 2018

BIAS ID 182407

Bild 5.18: Einfluss des Pulvermassenstroms auf den Flächenanteil der Partikel, den Pulvernutzungsgrad (nach Gleichung 4.4) und den Hartpartikelabstand bei mehrspurigen Schichten

Das Partikel- und Schichtvolumen zeigen jeweils eine steigende Tendenz bei der Steigerung des Pulvermassenstroms, so dass der Volumenanteil der Partikel unbeeinflusst bleibt (**Bild 5.19**). Der max. Volumenanteil der Partikel beträgt 53,3 % und der mittlere Volumenanteil ist $51,6 \% \pm 1,3 \%$.

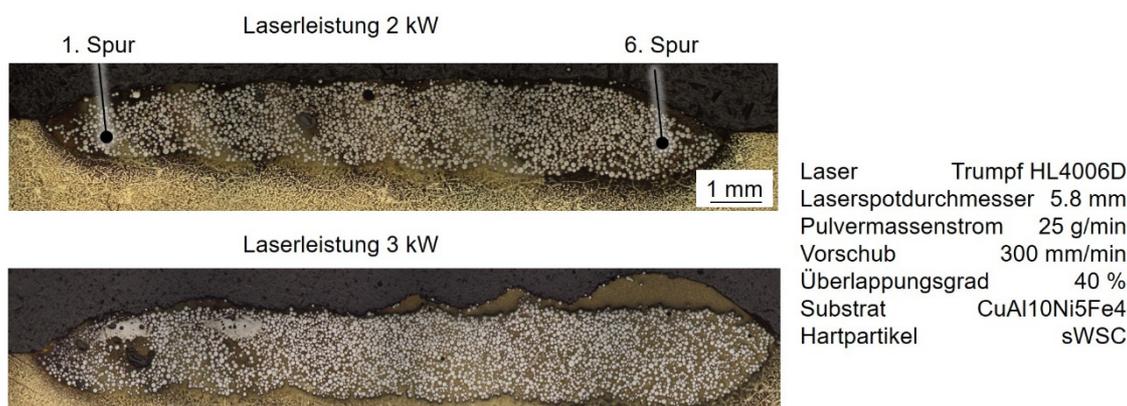
Bild 5.20 zeigt zwei metallografische Schlibfbilder von Schichten, die mittels 2 kW bzw. 3 kW Laserleistung hergestellt wurden. Bei den Schichten, die mit 3 kW Laserleistung hergestellt wurden, ist insbesondere bei der sechsten Spur eine deutliche Zunahme der Spurquerschnittsfläche ersichtlich, wobei die Hartpartikel sich am Grund der laserdispergierten Spur anordnen. Zudem sind zwischen der ersten und der zweiten sowie zwischen der zweiten und dritten Spur Hartpartikelagglomerate erkennbar, welche bei einer Laserleistung von 3,5 kW und 4 kW verstärkt auftreten. Diese Proben wurden in die Auswertung der Flächen- und Volumenanteile der Partikel nicht mit einbezogen.



Freiße 2018

BIAS ID 182517

Bild 5.19: Schicht- (nach Gleichung 4.23) und Partikelvolumen (nach Gleichung 4.22) sowie Volumenanteil der Partikel (nach Gleichung 4.24) als Funktion des Pulvermassenstroms



Freiße 2018

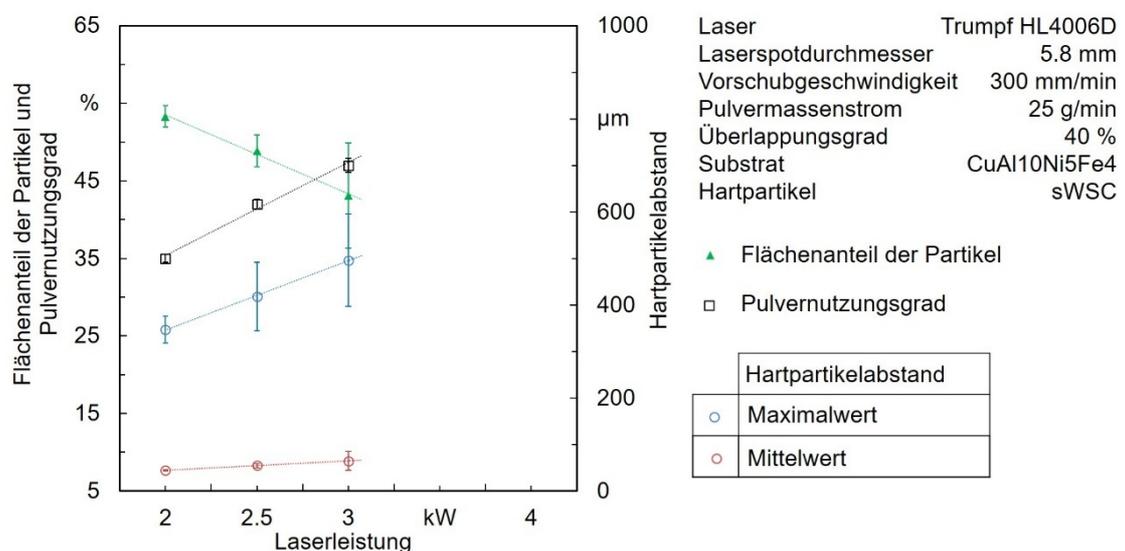
BIAS ID 182519

Bild 5.20: Metallografische Schliffbilder von mehrspurigen Schichten hergestellt mit 2 kW bzw. 3 kW Laserleistung

Bild 5.21 zeigt den Flächenanteil der Partikel, den Pulvernutzungsgrad und die Hartpartikelabstände als Funktion der Laserleistung. Höhere Laserleistungen führen zwar zu erhöhten Pulvernutzungsgraden, jedoch sinkt der Flächenanteil der Partikel. Ein maximaler Flächenanteil der Partikel von 56 % wurde gemessen. Der maximale Hartpartikelabstand in der Schicht nimmt mit erhöhter Laserleistung zu. Der maximale Hartpartikelabstand beträgt 584 μm . Ein signifikanter Einfluss auf den mittleren Hartpartikelabstand ist nicht ersichtlich. Der mittlere Hartpartikelabstand beträgt 40 $\mu\text{m} \pm 15 \mu\text{m}$.

Die höhere Energieeinbringung durch höhere Laserleistungen führt zu einer Zunahme des Schichtvolumens (**Bild 5.22**). Das Partikelvolumen steigt jedoch weniger stark an

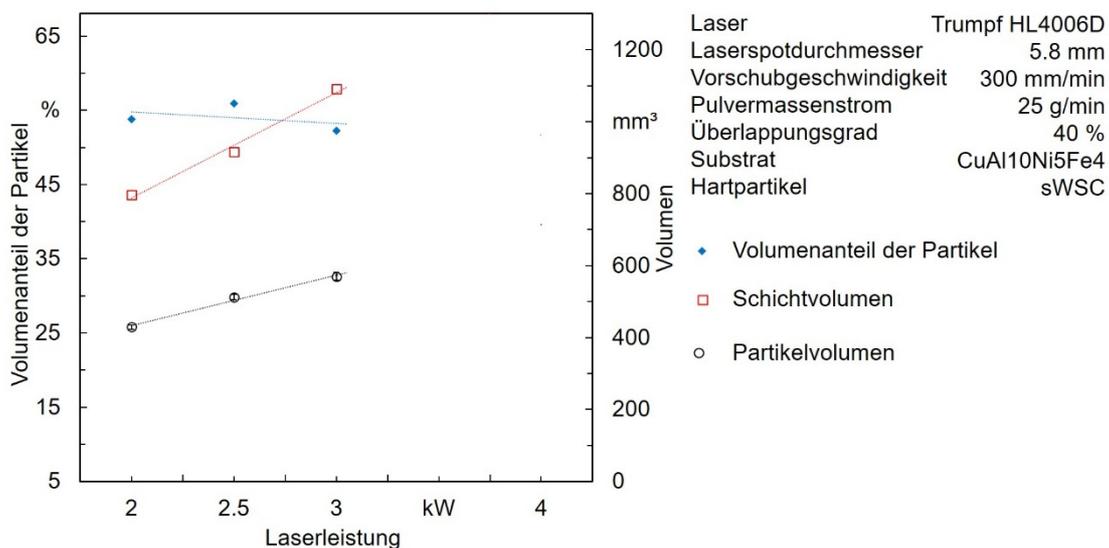
als das Schichtvolumen, so dass ein leicht geringerer Volumenanteil der Partikel in der Schicht bei höheren Laserleistungen resultiert.



Freiße 2018

BIAS ID 182409

Bild 5.21: Einfluss der Laserleistung auf die Flächenanteile der Partikel, den Pulvernutzungsgrad (nach Gleichung 4.4) und die Hartpartikelabstände in mehrspurigen laserdispertierten Schichten

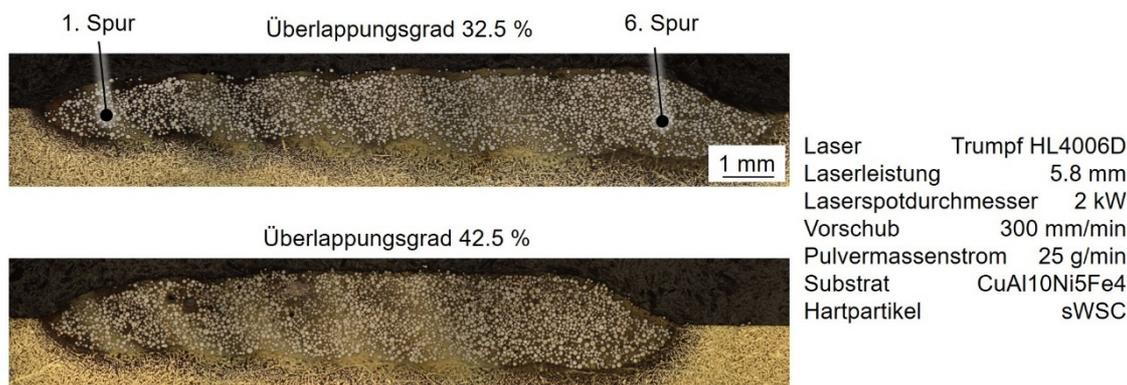


Freiße 2018

BIAS ID 182515

Bild 5.22: Volumenanteil der Partikel (nach Gleichung 4.24) sowie das Schicht- (nach Gleichung 4.23) und Partikelvolumen (nach Gleichung 4.22) als Funktion der Laserleistung

Bild 5.23 zeigt zwei metallografische Schliffbilder von mehrspurigen Schichten, die mit einem Überlappungsgrad von 32,5 % bzw. 42,5 % laserdispertiert wurden. Es ist eine homogene Hartpartikelverteilung ersichtlich. Bei einem größeren Überlappungsgrad bzw. bei einem geringeren Spurbabstand sinkt die Gesamtbreite der Schicht, wobei die Höhe und Tiefe leicht zunehmen. Bei der Verwendung eines Überlappungsgrads von 42,5 % treten einige kleine Hartpartikelagglomerate auf.

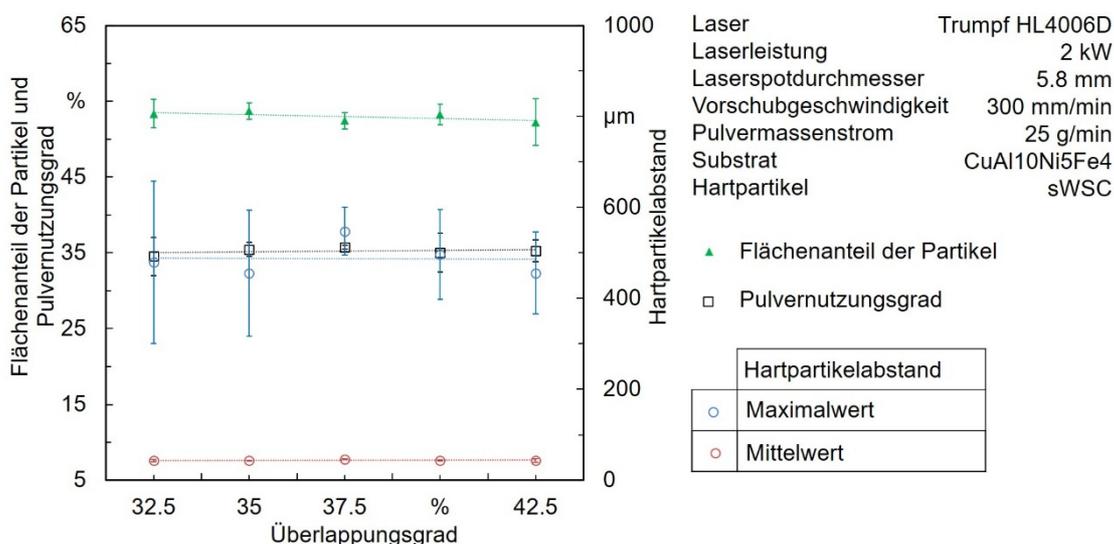


Freiße 2018

BIAS ID 182411

Bild 5.23: Metallografische Bilder von mehrspurigen Schichten im Querschliff bei Verwendung eines Überlappungsgrads von 32,5 % bzw. 42,5 %

Der Überlappungsgrad hat keinen Einfluss auf den Flächenanteil der Partikel, den Pulvernutzungsgrad oder den Hartpartikelabstand der laserdispertierten Schichten (**Bild 5.24**). Der maximale Flächenanteil der Partikel beträgt 56 % und der maximale Hartpartikelabstand ist 691 μm . Der mittlere Hartpartikelabstand ist $43,8 \mu\text{m} \pm 2,6 \mu\text{m}$.

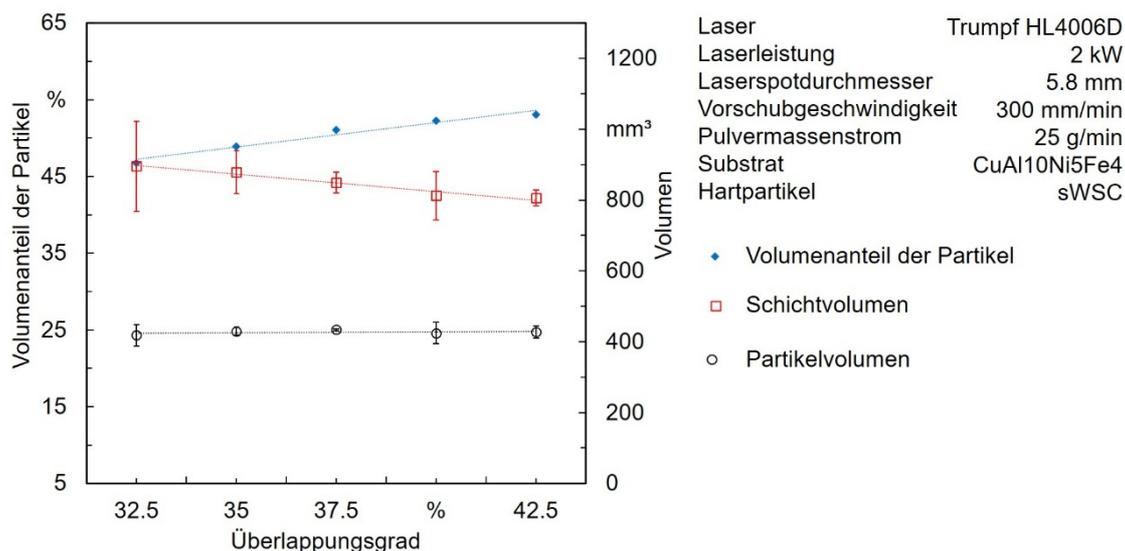


Freiße 2018

BIAS ID 182408

Bild 5.24: Experimentelle Untersuchungen zur Variation des Überlappungsgrads beim Laser-Dispergieren von mehrspurigen Schichten (Pulvernutzungsgrad nach Gleichung 4.4)

Der Volumenanteil der Partikel hingegen zeigt eine steigende Tendenz bei höheren Überlappungsgraden, wobei das Schichtvolumen sinkt und das Partikelvolumen unbeeinflusst bleibt (**Bild 5.25**).

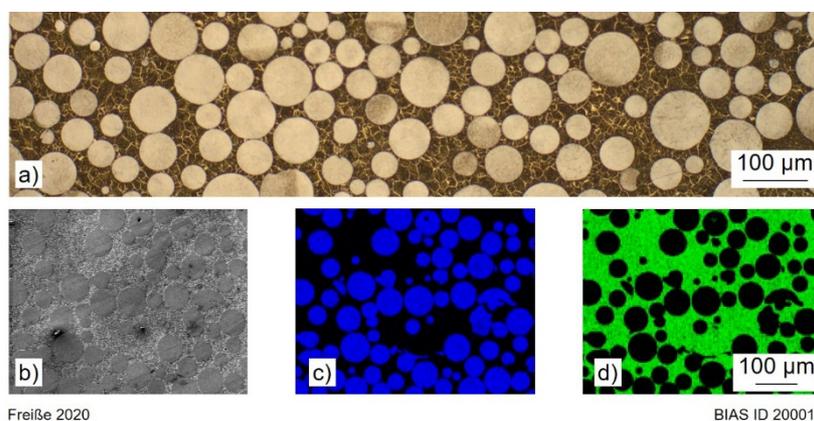


Freiße 2018

BIAS ID 182510

Bild 5.25: Volumenanteil der Partikel (nach Gleichung 4.24) sowie Schicht- (nach Gleichung 4.23) und Partikelvolumen (nach Gleichung 4.22) als Funktion des Überlappungsgrads

In der metallografischen Detailansicht zeigt sich, dass die Partikel in ihrer Form erhalten bleiben und an den Partikelrändern keine Auflösungserscheinungen aufzeigen (**Bild 5.26a**). Die, an der REM-Aufnahme (**Bild 5.26b**) ermittelten, Rückstreuerelektronenkontraste für Wolfram (**Bild 5.26c**) und Kupfer (**Bild 5.26d**) zeigen auf, dass insbesondere an den Partikelrändern keine Auflösungserscheinungen sichtbar sind.



Freiße 2020

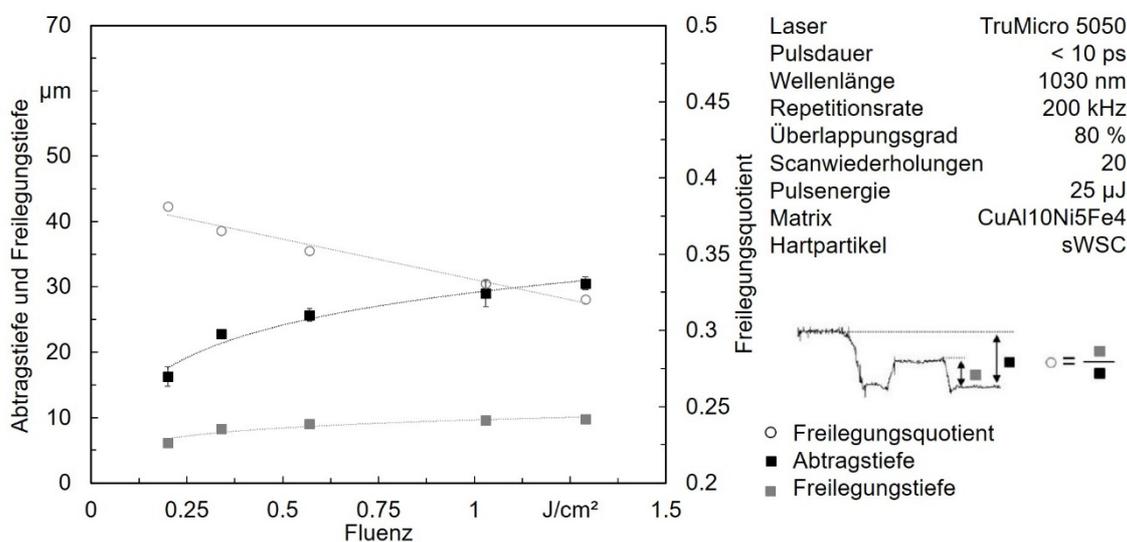
BIAS ID 200013

Bild 5.26: a) metallografische Detailansicht; b) Rückstreuerelektronenkontrast (engl.: backscattered electrons, BSE) bei einer Primärstrahlspannung von 20 kV; c) Darstellung von Wolframanteilen in blauer Farbe; d) Darstellung von Kupferanteilen in grüner Farbe

5.2 Laser-Abtragen

Beim Laser-Abtragen der hartpartikelverstärkten Schicht steigt durch die Erhöhung der Fluenz die Abtragstiefe stärker an als die Freilegungstiefe, so dass ein sinkender Freilegungsquotient resultiert (**Bild 5.27**). Das bedeutet, dass mit zunehmender Fluenz die Partikel verstärkt abgetragen werden. Der maximale Freilegungsquotient beträgt

0,38. Die Steigerung der Fluenz um den Faktor 6,45 führt zu einer Erhöhung der Abtragtiefe um 87 % und der Freilegungtiefe um 58 %.

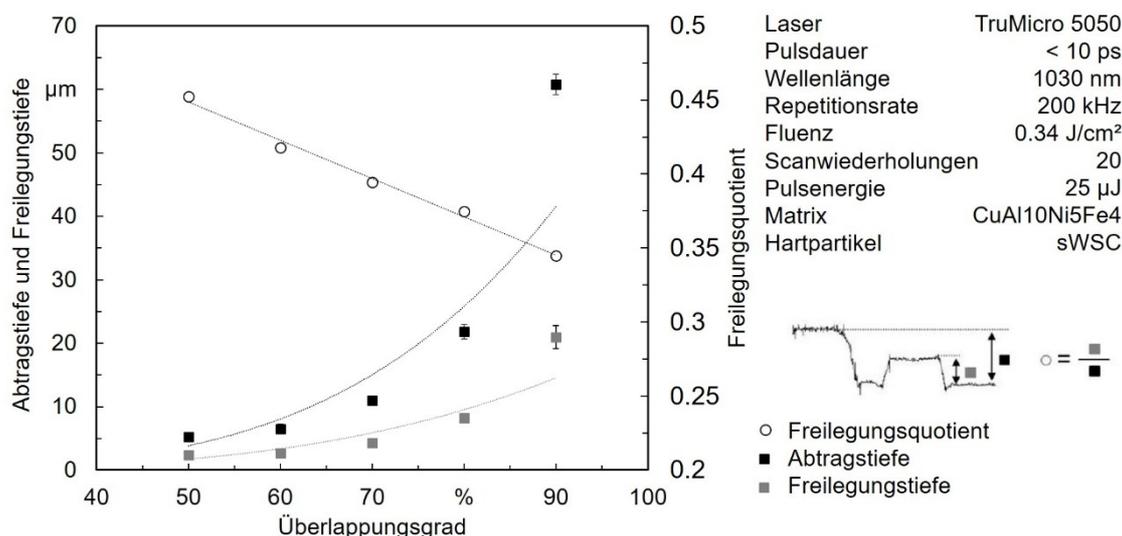


Freiße 2018

BIAS ID 182512

Bild 5.27: Einfluss der Fluenz beim Laser-Abtragen der hartpartikelverstärkten Oberfläche

Bild 5.28 zeigt den Einfluss des Überlappungsgrads beim Laser-Abtragen der hartpartikelverstärkten Schicht. Höhere Überlappungsgrade führen zu einem signifikanten Anstieg der Abtrags- und Freilegungstiefe.



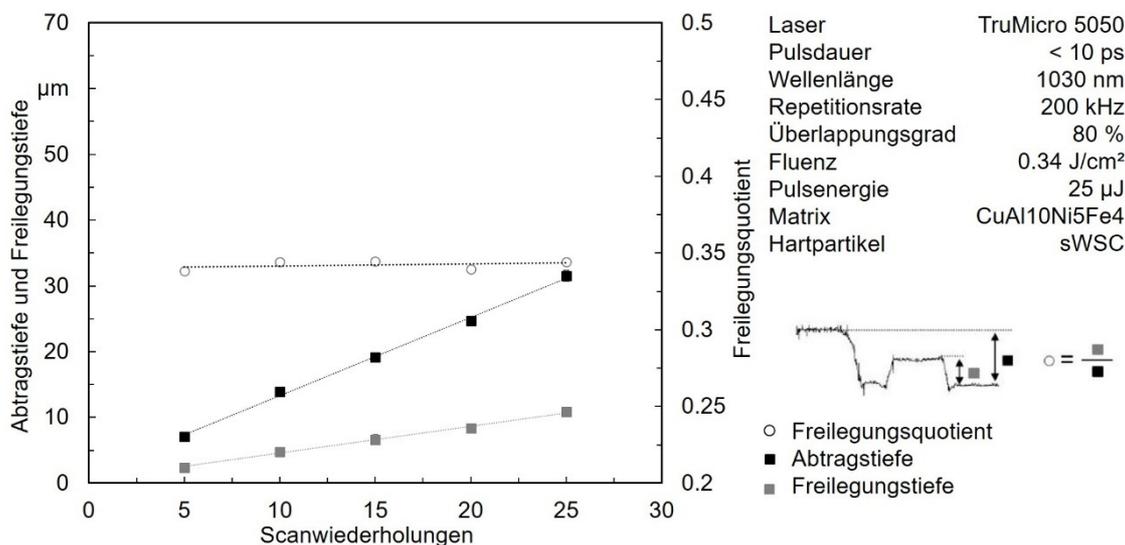
Freiße 2018

BIAS ID 182511

Bild 5.28: Abtrags- und Freilegungstiefe sowie Freilegungsquotient als Funktion des Überlappungsgrads

Die Abtragtiefe steigt stärker an als die Freilegungstiefe, so dass der Freilegungsquotient mit zunehmenden Überlappungsgrad sinkt. Es resultiert der höchste Freilegungsquotient von 0,45 bei der Anwendung eines Überlappungsgrads von 50 %.

Die Anzahl der Scanwiederholungen hat keinen Einfluss auf den Freilegungsquotient beim Laser-Abtragen der MMC-Schicht (**Bild 5.29**). Die Abtrags- und Freilegungstiefe werden durch die zunehmende Anzahl der Scanwiederholungen erhöht.



Freiße 2018

BIAS ID 182513

Bild 5.29: Einfluss der Scanwiederholungen auf den Prozess des Laser-Abtragens der MMC-Schicht

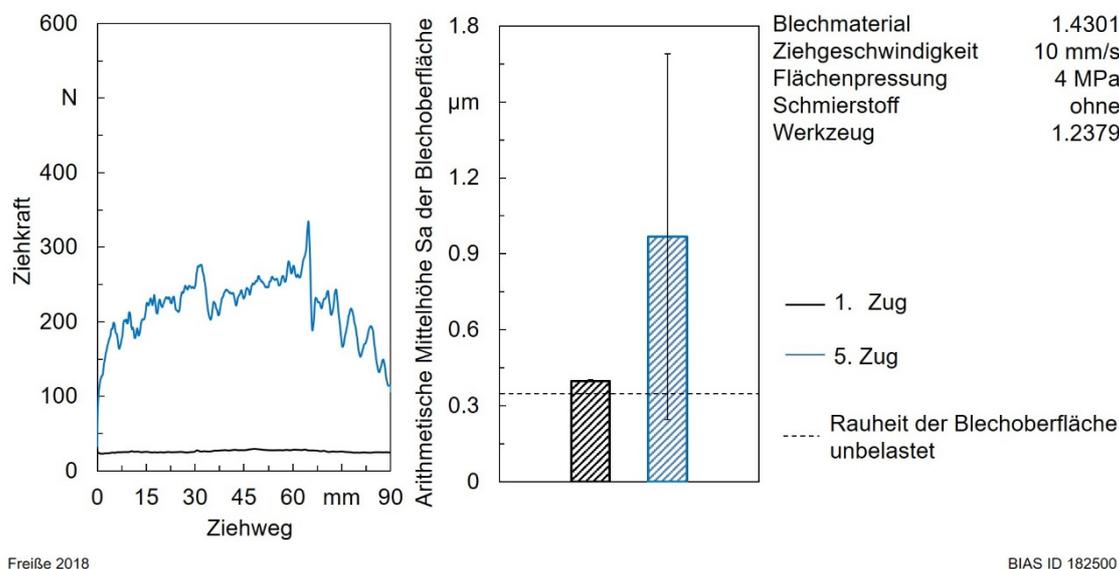
5.3 Tribologische Untersuchungen

Es wurden fünf Bleche im trockenen Zustand über das Werkzeug aus dem Kaltarbeitsstahl gezogen. **Bild 5.30** zeigt jeweils für den ersten und den fünften Zug einen Verlauf der Ziehkraft über den Ziehweg sowie die resultierende Rauheit der Blechoberflächen. Beim ersten Zug weist der Verlauf der Ziehkraft über den Ziehweg einen konstant ruhigen Verlauf auf. Die resultierenden Rauheiten der Blechoberfläche nach dem ersten Zug liegen nur leicht über der Ausgangsrauheit der Bleche. Der Verlauf der Ziehkraft über den Ziehweg beim fünften Zug zeigt hingegen einen sehr un stetigen Verlauf. Die Ziehkraft ist deutlich höher als beim ersten Zug und die Blechoberflächen weisen hohe Rauheitswerte auf.

In **Bild 5.31a** ist eine mikroskopische Aufnahme einer adhäsiven Anhaftung auf der Ziehbacke sowie Profilschnitte an der Ziehkantenrundung neben der adhäsiven Anhaftung und über die adhäsive Anhaftung dargestellt. Die adhäsive Anhaftung hat sich an der Ziehkantenrundung entgegen der Ziehrichtung aufgebaut. Eine Detailansicht von einer Riefe auf der Blechoberfläche nach dem fünften Zug im trockenen System mit dem Kaltarbeitsstahl ist in **Bild 5.31b** dargestellt. Im Profilschnitt ist ersichtlich, dass neben der Riefe plastisch deformiertes Blechmaterial in die Höhe gedrückt wurde.

Die nach dem trockenen Streifenziehversuch durchgeführten geschmierten Versuche mit dem Werkzeugstahl wurden nicht verwendet. Die Ergebnisse sind durch diese

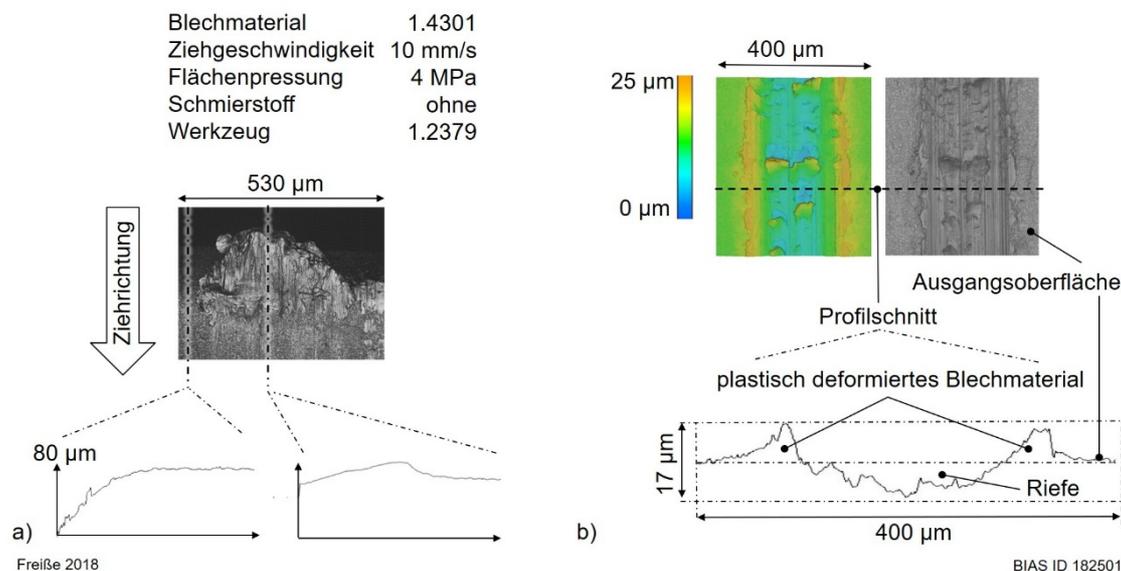
signifikante Veränderung der Ziehbackenoberfläche beeinflusst. Das Ergebnis ist im **Anhang A4** dokumentiert.



Freiße 2018

BIAS ID 182500

Bild 5.30: Ziehkraftverläufe und Rauheit der Blechoberflächen beim trockenen Streifenziehen mit Werkzeugstahl



Freiße 2018

BIAS ID 182501

Bild 5.31: a) adhäsive Anhaftung an der Ziehkantenrundung und b) Riefe auf der Blechoberfläche bei der Verwendung von Werkzeugstahl im trockenen System

Bei der Verwendung der Ziehbacken aus CuAl10Ni5Fe4 ohne eine Hartpartikelverstärkung führt die Erhöhung der Flächenpressung im geschmierten tribologischen System zu einer leichten Reduzierung der Reibzahlen und im trockenen System steigen die Reibzahlen an (**Bild 5.32**). Ein signifikanter Einfluss der Schmierung und der Flächenpressung auf die Blechrauheit ist nicht gegeben. Die arithmetische Mittelhöhe der Blechoberfläche wird durch die Belastung im Streifenziehversuch nur marginal

erhöht. Bei dem Referenzversuch, bei dem nur das geschmierte Streifenziehen durchgeführt wurde, also ohne einen vorherigen trockenen Versuch, führt unter Anwendung einer Flächenpressung von 20 MPa zu einer Reibzahl von $0,146 \pm 0,003$.

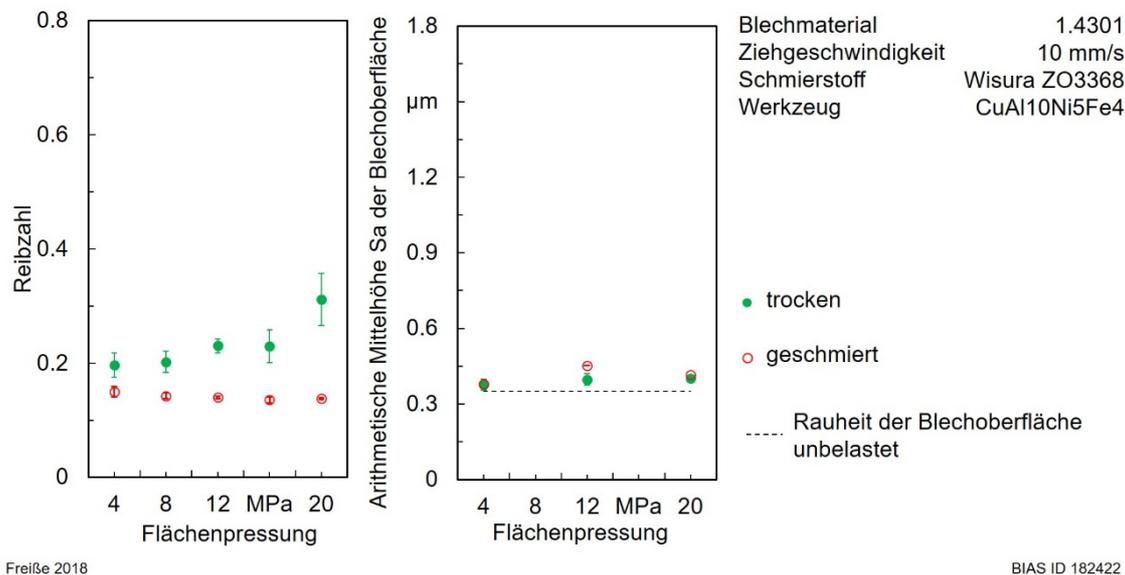


Bild 5.32: Einfluss der Flächenpressung auf die Reibzahl und die Blechrauheit bei Verwendung der Ziehbacken aus CuAl10Ni5Fe4

An der Ziehkante der Ziehbacke aus CuAl10Ni5Fe4 sind nach dem Streifenziehen von fünfzehn Blechen im trockenen System und fünfzehn Blechen im geschmierten System Verschleißerscheinungen (**Bild 5.33a**) ersichtlich, die sich u. a. in Form einer Riefe mit einer Breite und Tiefe von 8 µm darstellen (**Bild 5.33b**).

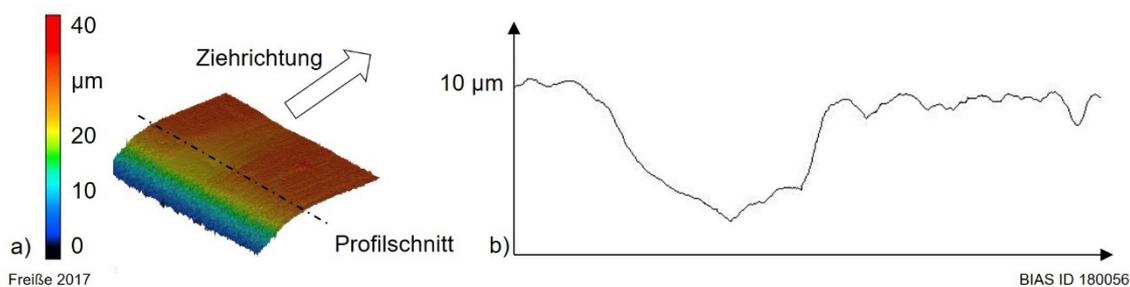
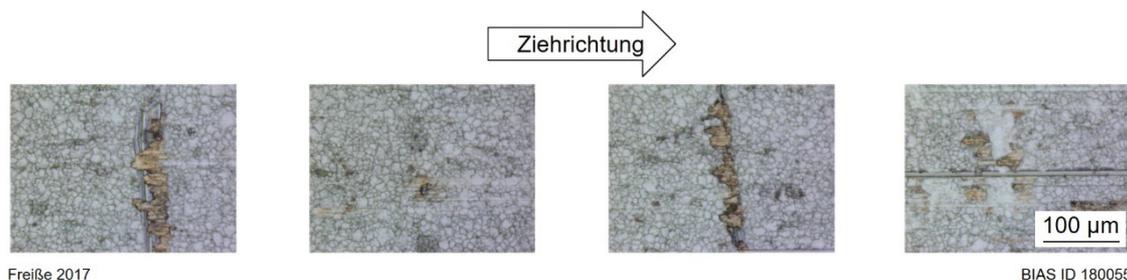


Bild 5.33: a) Detailansicht der Ziehkante an einer Ziehbacke aus CuAl10Ni5Fe4; b) Verlauf des Profilschnittes an der verschlissenen Ziehkante

An den Blechen, welche unter einer Flächenpressung von 20 MPa im trockenen System gezogen wurden, sind adhäsive Anhaftungen von dem Werkzeug aus CuAl10Ni5Fe4 auf der Blechoberfläche mittels der optischen Prüfung unter dem Mikroskop erkennbar (**Bild 5.34**). Vermehrte Anhaftungen (erstes und drittes Bild von links) haben sich insbesondere an Querriefen in der Blechoberfläche agglomeriert.

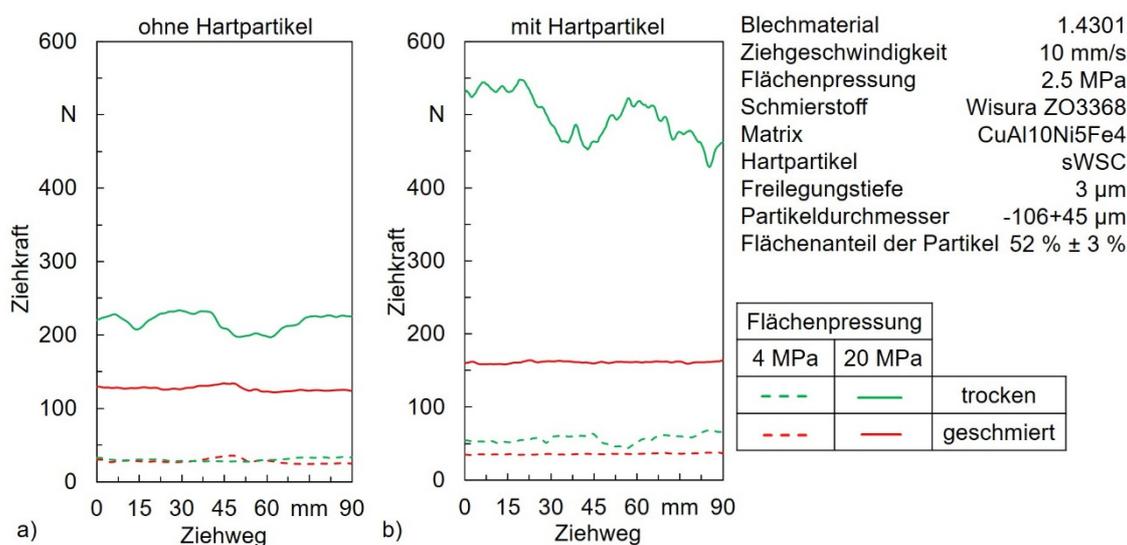


Freiße 2017

BIAS ID 180055

Bild 5.34: Vier einzelne Detailansichten der Blechoberfläche aus 1.4301 mit Anhaftungen des Werkzeugwerkstoffes CuAl10Ni5Fe4 nach dem Streifenziehversuch im trockenen System mit 20 MPa

Die Verläufe der Ziehkräfte über den Ziehweg im Streifenziehversuch unter Verwendung der Kupfer-Aluminium-Legierung sind in **Bild 5.35a** und die Verläufe unter Verwendung der hartpartikelverstärkten Oberfläche sind in **Bild 5.35b** dargestellt. Die Anwendung von höheren Flächenpressungen im trockenen System führt zu einem unstetigen Kraft-Weg-Verlauf der Ziehkräfte, wobei dies bei der hartpartikelverstärkten Oberfläche besonders ausgeprägt ist.



Freiße 2020

BIAS ID 200014

Bild 5.35: Streifenziehversuch mit Werkzeugen aus a) CuAl10Ni5Fe4 und b) hartpartikelverstärkter CuAl10Ni5Fe4 mit einer Freilegungstiefe von 3 µm

Eine exemplarische Draufsicht und ein Profilschnitt einer hartpartikelverstärkten Funktionsfläche der Ziehbacke mit einer Freilegungstiefe von 20 µm vor dem Streifenziehversuch ist in **Bild 5.36** gegeben.

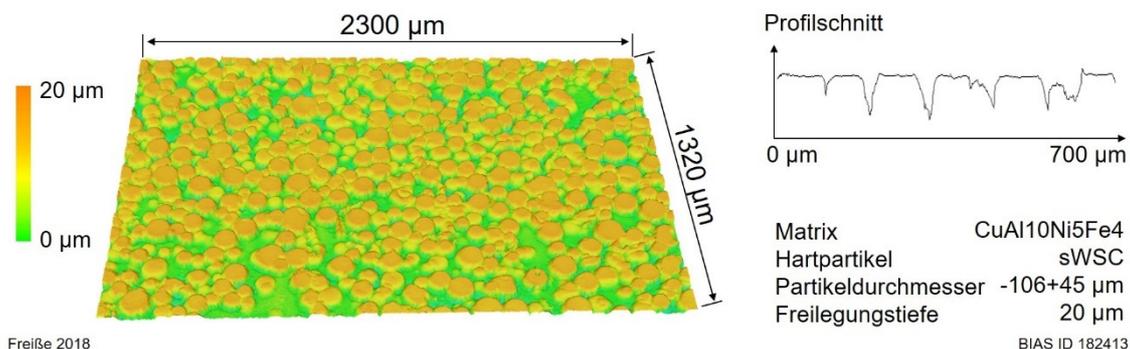


Bild 5.36: exemplarische Draufsicht auf die hartpartikelverstärkte Oberfläche einer Ziehbacke ohne eine tribologische Beanspruchung

Es besteht kein Einfluss der Freilegungstiefe einer hartpartikelverstärkten Oberfläche auf die Reibzahl oder die resultierende Blechrauheit beim Streifenziehen unter Anwendung einer Flächenpressung von 2,5 MPa (**Bild 5.37**). Signifikante Verschleißerscheinungen auf den Ziehbacken- und Blechoberflächen sind mittels Sichtprüfung unter dem Mikroskop nicht erkennbar.

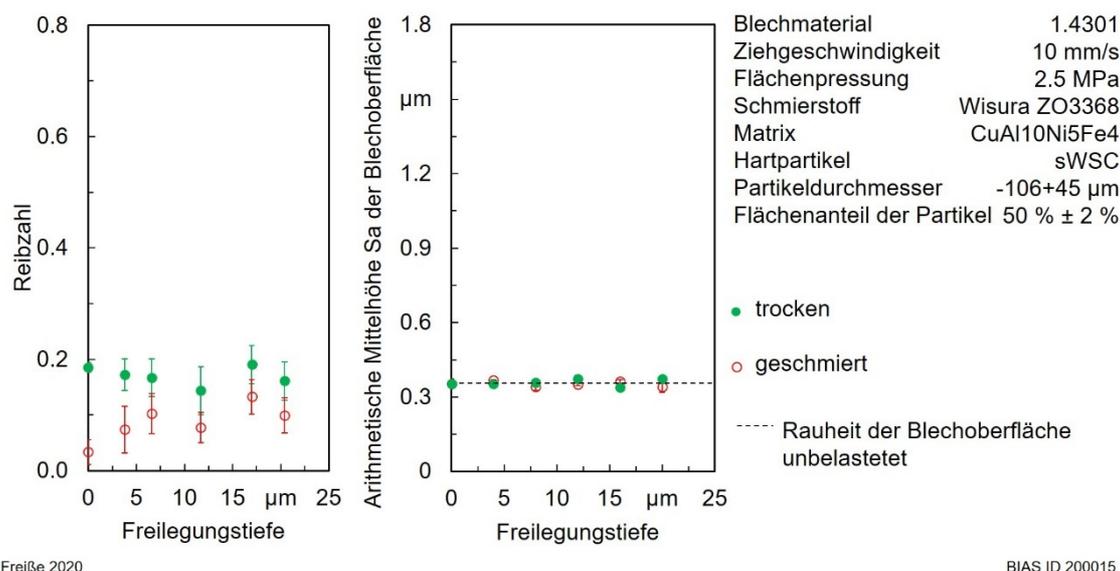
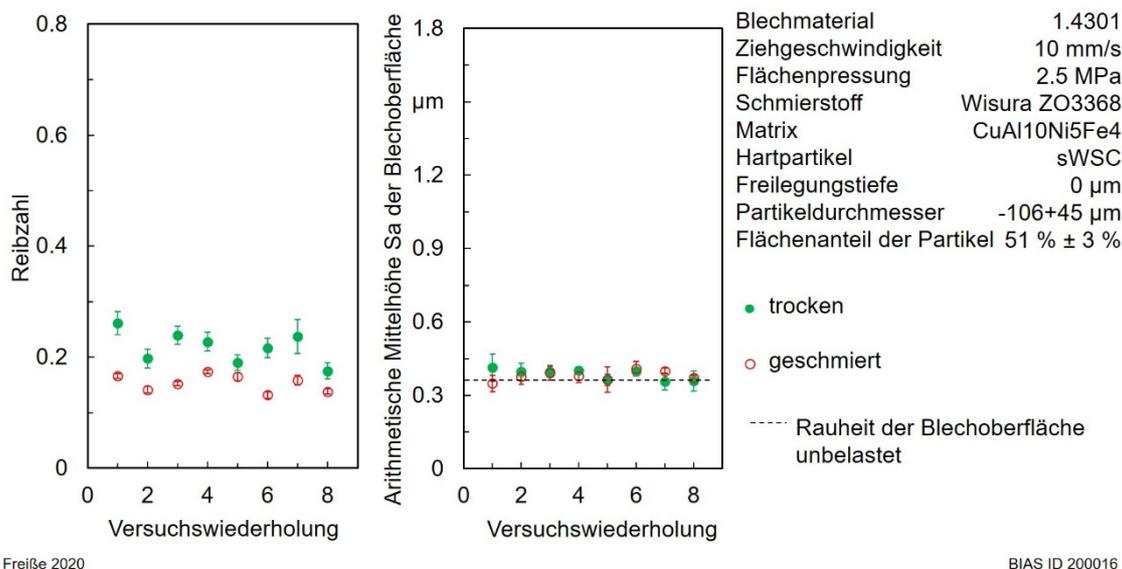


Bild 5.37: Einfluss der Freilegungstiefe beim Streifenziehen mit einer hartpartikelverstärkten Oberfläche

Die Ergebnisse der Versuchswiederholungen mit hartpartikelverstärkten Ziehbacken ohne eine Freilegungstiefe zeigen zwar, dass durch den Ein- und Ausbau der Werkzeuge Schwankungen der Reibzahlen auftreten, eine Verringerung bzw. Erhöhung der Reibzahl bzw. der Blechrauheit tritt jedoch nicht auf (**Bild 5.38**). Die Reibzahlen im geschmierten System sind geringer als im trockenen System. Mittels optischer Prüfung unter dem Mikroskop sind keine signifikanten Verschleißerscheinungen auf den Blech- und Werkzeugoberflächen detektierbar.

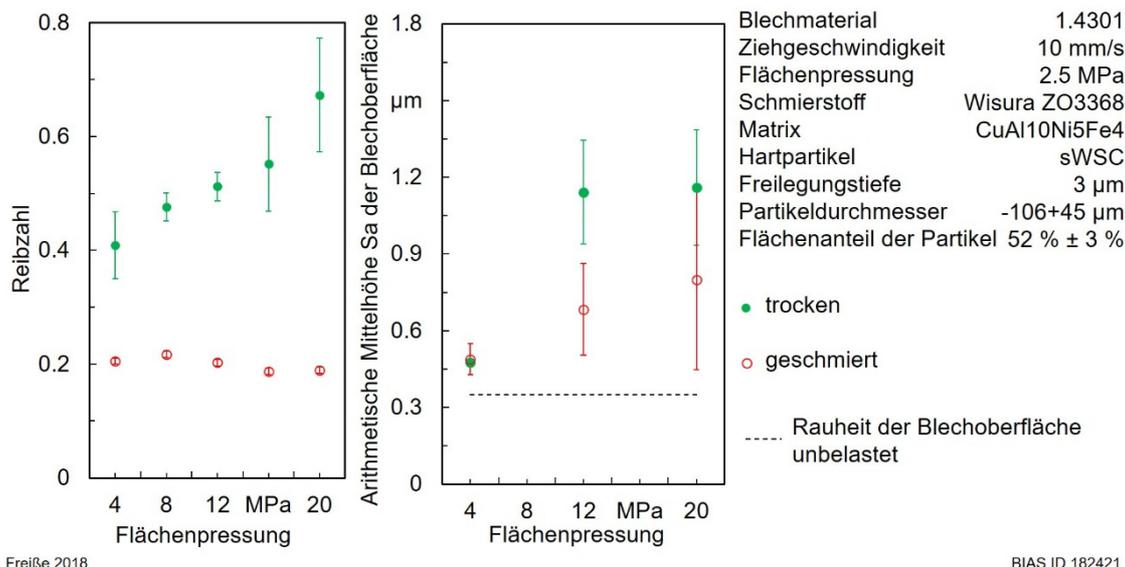


Freiße 2020

BIAS ID 200016

Bild 5.38: Einfluss der Versuchswiederholung mit einer hartpartikelverstärkten Oberfläche im Streifenziehversuch

Bei Verwendung der hartpartikelverstärkten Oberfläche unter Erhöhung der Flächenpressung sinkt die Reibzahl im geschmierten System leicht, wohingegen sie beim trockenen Streifenziehen deutlich ansteigt (**Bild 5.39**). Die gemessenen Werte im trockenen System weisen deutlich größere Standardabweichungen auf. Die unter dem Mikroskop durchgeführte Sichtprüfung ergibt keine erkenntlichen Verschleißerscheinungen auf den Ziehbacken.



Freiße 2018

BIAS ID 182421

Bild 5.39: Einfluss der Flächenpressung auf das tribologische System bei Verwendung einer MMC-Oberfläche mit einer Freilegungstiefe von 3 μm

Es ist jedoch eine Riefenbildung auf den Blechoberflächen erkennbar. Die Rauheit der Blechoberfläche weist bei einer niedrigen Flächenpressung vergleichbare Werte nach

dem geschmierten und nach dem trockenen Streifenziehen auf. Bei höheren Flächenpressungen sind jedoch die Rauheiten nach dem trockenen Streifenziehen deutlich höher als nach dem geschmierten Streifenziehen. Ein signifikanter Unterschied zwischen den Rauheitswerten nach den Versuchen mit 12 MPa und 20 MPa Flächenpressung ist nicht ersichtlich.

Der Flächenanteil der Partikel im hartpartikelverstärkten Probekörper des Kugel-Platte-Tests beträgt $52 \% \pm 2 \%$. Die Hartpartikelverstärkung führt zu einer signifikanten Erhöhung der Verschleißbeständigkeit im trockenen System (**Bild 5.40**). Der Verschleiß des Werkzeugs bzw. des Probekörpers ohne eine Hartpartikelverstärkung liegt um den Faktor 10 höher als unter Verwendung des Werkzeugs mit einer Hartpartikelverstärkung. Durch die Hartpartikelverstärkung zeigt sich im Kugel-Platte-Test aber auch eine deutliche Steigerung der Reibzahl gegenüber der Funktionsoberfläche ohne Hartpartikel. Die Reibzahl bei dem Werkzeug mit einer Hartpartikelverstärkung ist um den Faktor 2,5 höher als bei dem Werkzeug ohne eine Hartpartikelverstärkung.

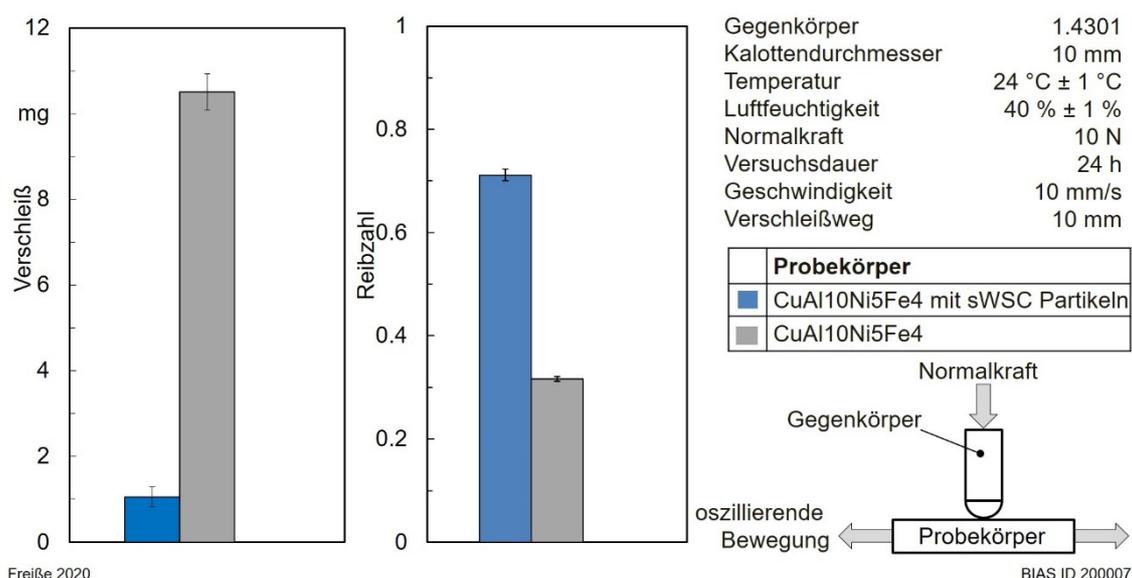


Bild 5.40: Ergebnisse der tribologischen Untersuchungen im trockenen Kugel-Platte-Test

5.4 Umformversuche

5.4.1 Streifenziehversuch mit doppelter Umlenkung

Mit größerem Ziehkantenradius sinkt die max. Umformkraft beim Streifenziehen mit doppelter Umlenkung sowohl bei der Verwendung von Werkzeugen aus CuAl10Ni5Fe4 (**Bild 5.41a**) als auch bei der Verwendung von Werkzeugen aus Kaltarbeitsstahl (**Bild 5.41b**). Der Einfluss des Ziehkantenradius wird mit höherem Niederhalterdruck verstärkt. Ein signifikanter Einfluss des Werkzeugwerkstoffes auf die max. Umformkraft beim Streifenziehversuch mit doppelter Umlenkung ist sowohl im

geschmierten als auch im trockenen System nicht gegeben. Im trockenen System sind die max. Umformkräfte bei der Verwendung von CuAl10Ni5Fe4 um $10\% \pm 4\%$ höher im Vergleich zum geschmierten System und um $5\% \pm 2\%$ höher bei der Verwendung von Kaltarbeitsstahl. Die Verdopplung des Niederhalterdruckes führt bei der Verwendung von CuAl10Ni5Fe4 zu einer Erhöhung der max. Umformkräfte um $36\% \pm 5\%$ und bei der Verwendung des Kaltarbeitsstahls um $45\% \pm 7\%$. Im **Anhang A5** sind die Ergebnisse der linearen Einfachregression aller Streifenziehversuche mit doppelter Umlenkung dokumentiert. Die Sichtprüfungen der Werkzeugoberflächen und der Blechoberflächen mittels Mikroskops zeigen keine signifikanten Verschleißerscheinungen. Der Referenzversuch, bei dem das trockene Umformen nicht zuerst durchgeführt wurde, sondern mit einem gesonderten Werkzeugsatz nur die geschmierten Versuche erfolgten, führt zu einer max. Umformkraft von $762\text{ N} \pm 14\text{ N}$. Das Werkzeug aus der Kupfer-Aluminium-Legierung hatte einen Ziehkantenradius von 4 mm und die Versuche wurden mit einem Niederhalterdruck von 3,2 MPa durchgeführt.

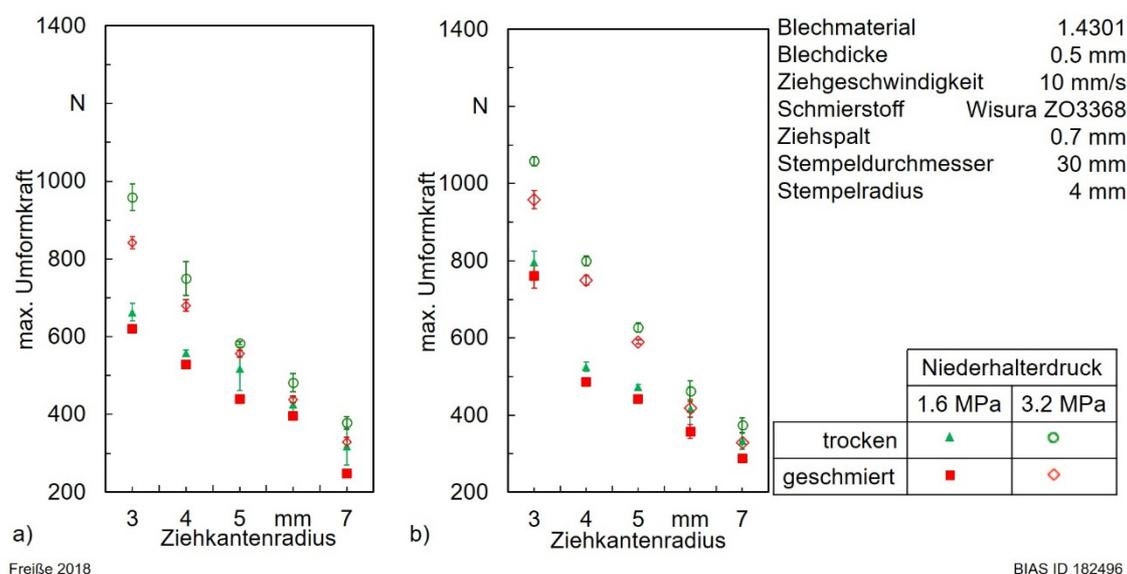


Bild 5.41: Einfluss des Ziehkantenradius auf die max. Umformkräfte bei Verwendung von Werkzeugen aus a) CuAl10Ni5Fe4 und b) Kaltarbeitsstahl

Die Ergebnisse zum Einfluss des Ziehspaltes auf die max. Umformkraft beim Streifenziehen mit doppelter Umlenkung unter Verwendung von Werkzeugen aus CuAl10Ni5Fe4 (**Bild 5.42a**) und aus Kaltarbeitsstahl (**Bild 5.42b**) zeigen, dass mit größerem Ziehspalt die Umformkräfte sinken. Ein signifikanter Einfluss des Werkzeugwerkstoffes auf die max. Umformkraft besteht nicht. Bei der Verwendung der Werkzeuge aus CuAl10Ni5Fe4 werden durch die Verdopplung des Niederhalterdruckes die max. Umformkräfte um $25\% \pm 10\%$ erhöht und bei der Verwendung der Werkzeuge aus Kaltarbeitsstahl beträgt diese Erhöhung $28\% \pm 15\%$. Die max.

Umformkräfte sind beim trockenen Umformen unter Verwendung von CuAl10Ni5Fe4 um $19\% \pm 6\%$ höher im Vergleich zum geschmierten Umformen und bei der Verwendung von Kaltarbeitsstahl steigen sie um $10\% \pm 4\%$ an. Es sind keine signifikanten Verschleißerscheinungen an den Werkzeug- und Blechoberflächen mittels optischer Prüfung unter dem Mikroskop ersichtlich.

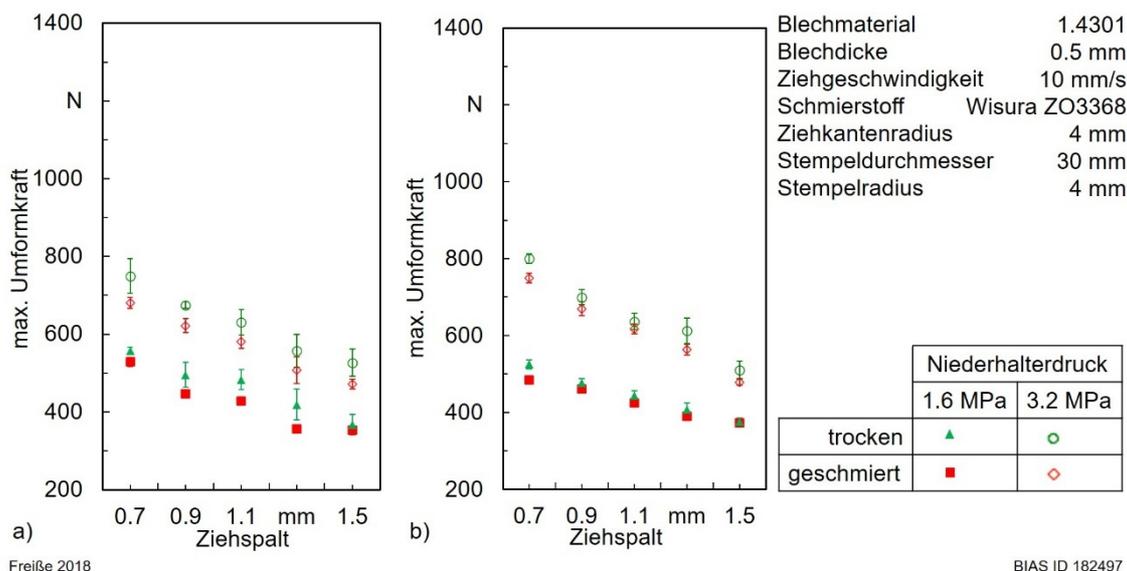
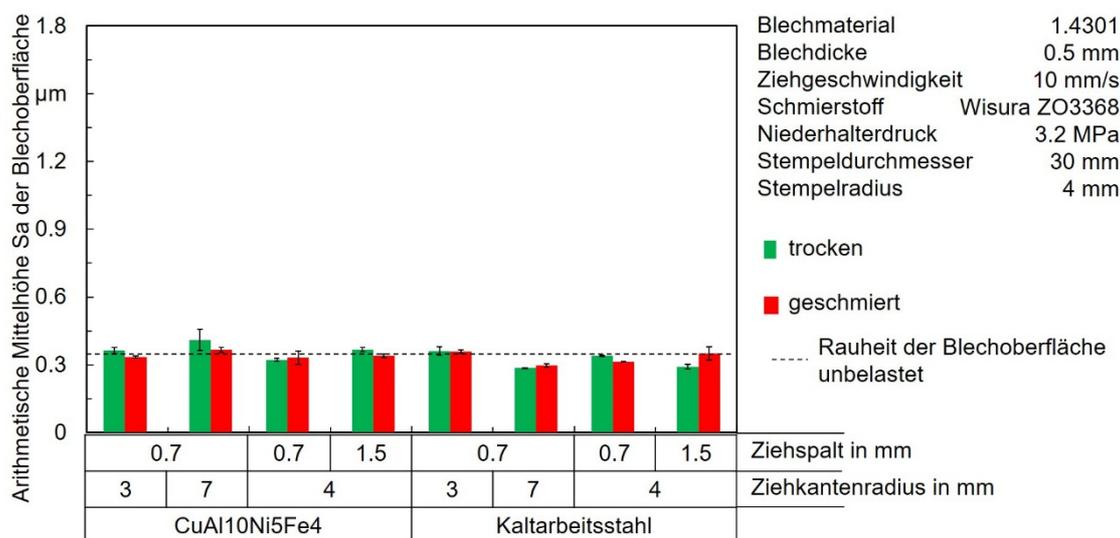


Bild 5.42: Einfluss des Ziehspaltes auf die max. Umformkräfte bei Verwendung von Werkzeugen aus a) CuAl10Ni5Fe4 und b) Kaltarbeitsstahl

Das Streifenziehen mit doppelter Umlenkung im trockenen System als auch im geschmierten System hat bei der Verwendung von Werkzeugen aus CuAl10Ni5Fe4 und aus Kaltarbeitsstahl keinen signifikanten Einfluss auf die Rauheit der gezogenen Bleche (**Bild 5.43**). Es besteht zudem kein Einfluss des Ziehspaltes und des Ziehkantenradius auf die resultierende Blechrauheit.

Bei der Verwendung der hartpartikelverstärkten Ziehbacken ohne eine Freilegungstiefe (**Bild 5.44a**) und mit einer Freilegungstiefe von $5\ \mu\text{m}$ (**Bild 5.44b**) sinken die Kräfte mit zunehmenden Ziehkantenradius. Durch die Verdopplung des Niederhalterdrucks steigen die Umformkräfte unter Verwendung der MMC-Ziehbacken ohne eine Freilegungstiefe um $17\% \pm 4\%$ und unter Verwendung der MMC-Ziehbacken mit einer Freilegungstiefe steigen die max. Umformkräfte um $9\% \pm 3\%$. Das Umformen im trockenen System führt zu höheren max. Umformkräften im Vergleich zum geschmierten System. Bei den MMC-Werkzeugen ohne eine Freilegungstiefe sind die max. Umformkräfte um $25\% \pm 8\%$ und bei den MMC-Werkzeugen mit einer Freilegungstiefe um $20\% \pm 5\%$ erhöht. Durch die Freilegung der Partikel erhöhen sich die max. Umformkräfte gegenüber einer ebenen MMC-Werkzeugoberfläche bei der Verwendung eines Niederhalterdruck von 1,6 MPa im trockenen System um

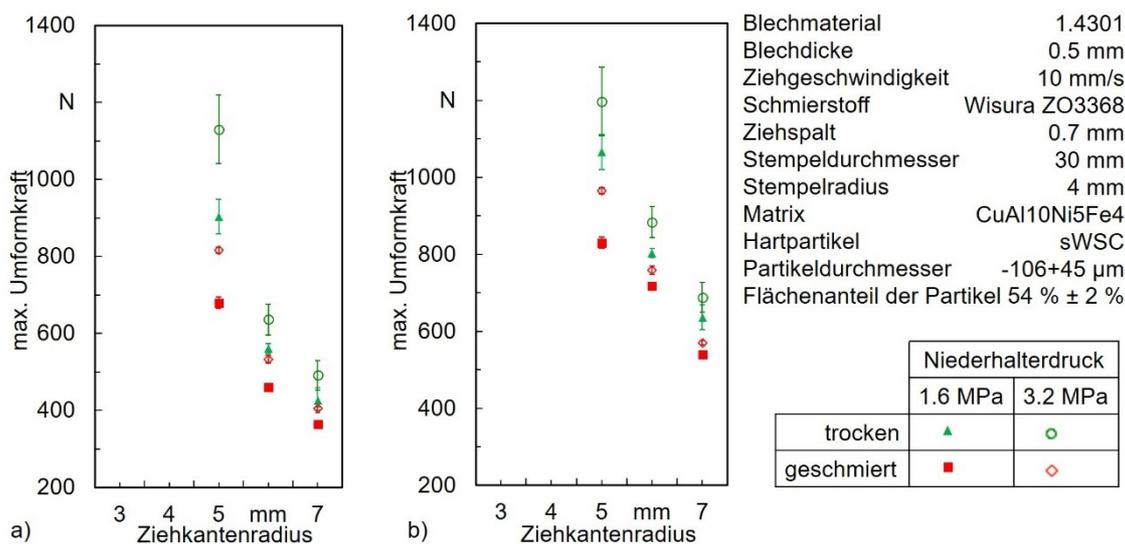
37 % \pm 14 % und im geschmierten Zustand um 42 % \pm 14 %. Die Erhöhung der Kräfte durch die Freilegung der Partikel beträgt bei der Anwendung eines Niederhalterdruckes von 3,2 MPa 28 % \pm 16 % im trockenen Zustand und 34 % \pm 11 % beim geschmierten Umformen. An den Werkzeugoberflächen sind keine signifikanten Verschleißerscheinungen mittels optischer Prüfung ersichtlich. An den Blechoberflächen hingegen sind vermehrt riefenartige Verschleißerscheinungen sichtbar.



Freiße 2018

BIAS ID 182502

Bild 5.43: Resultierende Blechrauheiten beim Streifenziehversuch mit doppelter Umlenkung bei Verwendung von Werkzeugen aus CuAl10Ni5Fe4 und Kaltarbeitsstahl



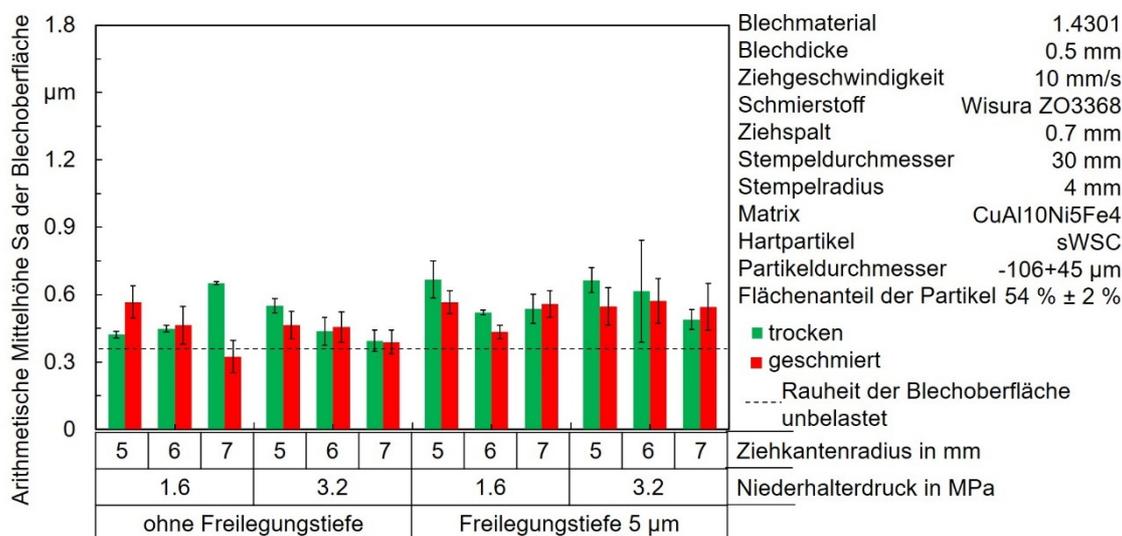
Freiße 2018

BIAS ID 182495

Bild 5.44: Max. Umformkräfte im Streifenziehversuch mit doppelter Umlenkung bei Verwendung einer MMC-Oberfläche a) ohne Freilegungstiefe und b) mit einer Freilegungstiefe von 5 μm

Die Rauheit der Blechoberflächen nach dem Streifenziehversuch mit doppelter Umlenkung unter Verwendung der hartpartikelverstärkten Werkzeuge ist in den meisten

Fällen gegenüber der Rauheit der unbelasteten Blechoberfläche deutlich erhöht (**Bild 5.45**). Es ist ersichtlich, dass die gemessenen Werte teilweise hohen Schwankungen unterliegen, wobei kein eindeutiger Einfluss des Ziehkantenradius, des Niederhalterdruckes oder der Schmierung auf die Oberflächenrauheit der geformten Bleche besteht. Die Rauheitswerte liegen bei den Blechen, die mit der hartpartikelverstärkten Oberfläche mit einer Freilegungstiefe umgeformt wurden, im trockenen System um $19\% \pm 14\%$ höher und im geschmierten System um $26\% \pm 8\%$ höher im Vergleich zu denen, die mit der MMC-Werkzeugoberfläche ohne eine Freilegungstiefe umgeformt wurden.



Freiße 2018

BIAS ID 182499

Bild 5.45: Einfluss des Ziehkantenradius, des Niederhalterdruckes und der Freilegungstiefe auf die Rauheit der Blechoberflächen unter Verwendung der MMC-Oberfläche im Streifenziehversuch mit doppelter Umlenkung

5.4.2 Napftiefziehen

Bild 5.46a zeigt einen Napf, der mit dem Werkzeug aus Kaltarbeitsstahl im geschmierten System bei einem Ziehverhältnis von 1,73 und einem Niederhalterdruck von 3,2 MPa tiefgezogen wurde. Das Trockenumformen mit demselben Werkzeug und unter Anwendung der gleichen Parameter führt zu der Bildung eines Bodenreißers. Die Senkung des Niederhalterdruckes auf einen Wert von 2,8 MPa führt zu einem gleichzeitigen Auftreten von Falten 1. Art und eines Bodenreißers (**Bild 5.46b**).

Das Trockenumformen von Näpfen aus dem Blechmaterial 1.4301 mit gefrästen Werkzeugen aus CuAl10Ni5Fe4 ist möglich (**Bild 5.47**). Das Trockentiefziehen führt zu höheren max. Tiefziehkräften als beim geschmierten Tiefziehen. Die ermittelten max. Tiefziehkräfte beim geschmierten Tiefziehen weisen geringere Standardabweichungen im Vergleich zum Trockentiefziehen auf. Bei der Verwendung eines

kleineren Ziehspaltes sind beim geschmierten Tiefziehen die max. Tiefziehkräfte um 16 % höher. Ein eindeutiger Einfluss des Ziehspaltes auf die max. Tiefziehkräfte beim Trockentiefziehen ist aufgrund der relativ hohen Schwankungen der Ergebnisse nicht ersichtlich. Die Schwankungen der max. Tiefziehkräfte beim Trockentiefziehen treten sowohl bei der Verwendung unterschiedlicher Werkzeuge mit der gleichen Geometrie als auch bei Wiederholungsversuchen mit denselben Werkzeugen auf.



Bild 5.46: Tiefziehen mit dem gefrästen Werkzeug aus Kaltarbeitsstahl (Werkzeug 1) mit einem Ziehspalt von 0,7 mm; a) tiefgezogener Napf im geschmierten System, b) Napf nach dem Trockentiefziehen mit gleichzeitig auftretender Faltenbildung und Bodenreißer

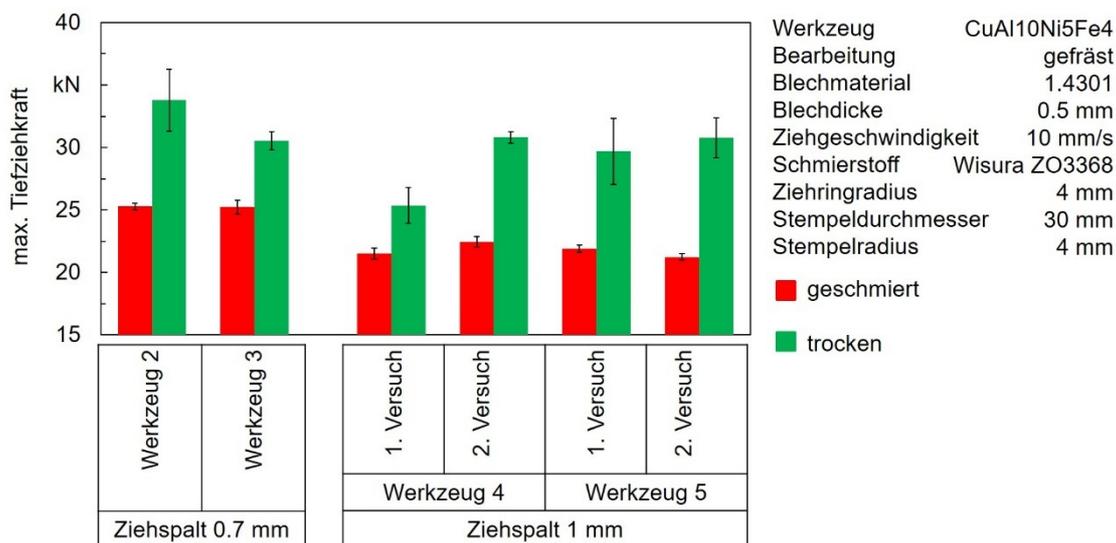
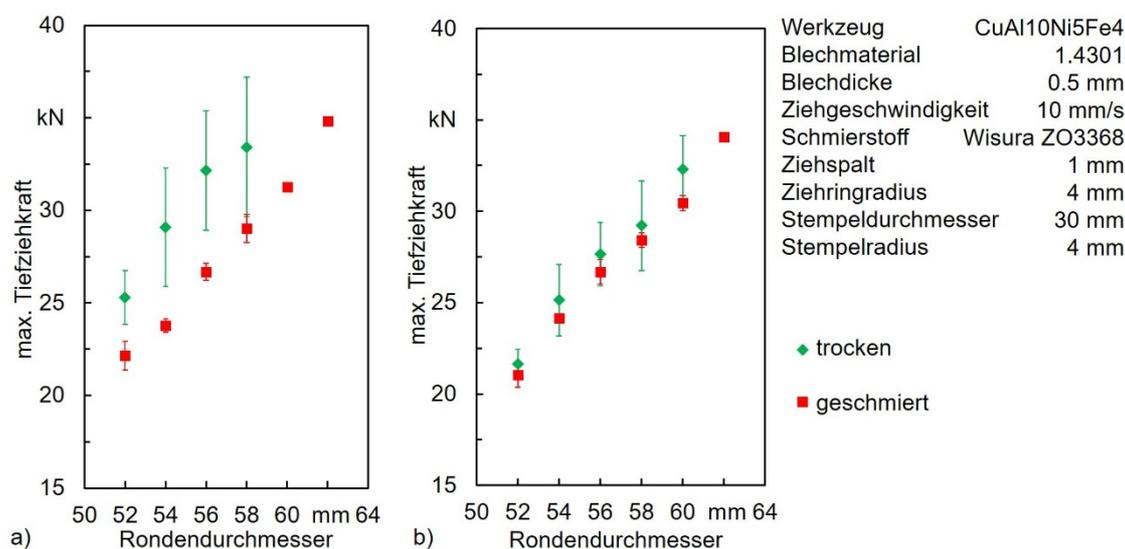


Bild 5.47: Max. Tiefziehkräfte beim Napfformen mit gefrästen Werkzeugen aus CuAl10Ni5Fe4

Bild 5.48 zeigt die max. Tiefziehkräfte bei der Variation des Rondendurchmessers mit Werkzeugen aus CuAl10Ni5Fe4. Größere Rondendurchmesser bzw. höhere Ziehverhältnisse führen sowohl beim geschmierten Tiefziehen als auch beim Trockentiefziehen zu höheren max. Tiefziehkräften. Bei den gefrästen Werkzeugen liegen die max.

Tiefziehkräfte im trockenen System um $18\% \pm 4\%$ höher als beim geschmierten Tiefziehen. Bei der Verwendung des erodierten Werkzeugs beträgt dieser Unterschied $3,8\% \pm 1,3\%$, wobei teilweise die max. Tiefziehkräfte beim Trockentiefziehen geringer sind als beim geschmierten Tiefziehen. Das Trockentiefziehen mit den gefrästen Werkzeugen führt zu max. Tiefziehkräften, die $16\% \pm 1\%$ höher sind als die Kräfte unter Verwendung des erodierten Werkzeugs. Das Prozessfenster ist beim geschmierten Tiefziehen größer als beim Trockentiefziehen. Bei zu großen Rondendurchmessern treten beim Trockentiefziehen Bodenreißer in den Näpfen auf bzw. bei der anschließenden Reduzierung des Niederhalterdruckes kommt es zum gleichzeitigen Auftreten von Falten 1. Art und Bodenreißern. Die Grenze liegt beim Trockentiefziehen mit den gefrästen Werkzeugen bei einem Rondendurchmesser von 58 mm bzw. bei einem Ziehverhältnis von 1,93 und bei den senkerodierten Werkzeugen liegt die Grenze bei einem Rondendurchmesser von 60 mm bzw. bei einem Ziehverhältnis von 2.



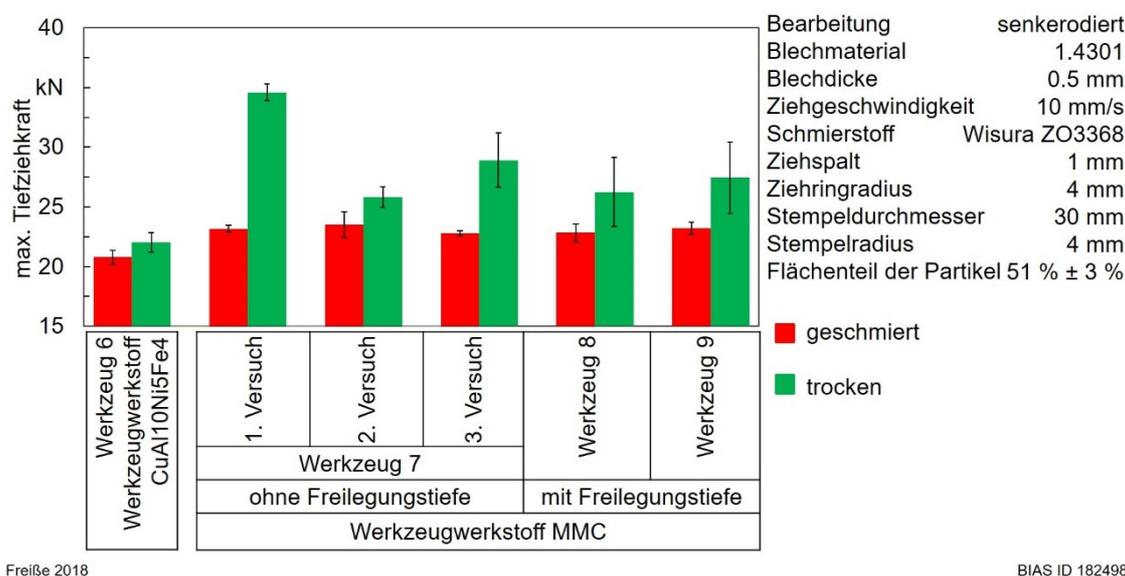
Freilse 2018

BIAS ID 182514

Bild 5.48: Einfluss des Rondendurchmesser beim Napftiefziehen mit Werkzeugen aus CuAl10Ni5Fe4; a) mit einem gefrästen Werkzeug (Werkzeug 4), b) mit einem senkerodierten Werkzeug (Werkzeug 6)

Das Trockenumformen von Näpfen aus dem Blechmaterial 1.4301 mit hartpartikelverstärkten Werkzeugen ist möglich (**Bild 5.49**). Im trockenen System unterliegen die max. Tiefziehkräfte relativ großen Schwankungen und die max. Tiefziehkräfte sind bei der Verwendung der MMC-Oberfläche um $30\% \pm 14\%$ höher als bei der Verwendung der Werkzeugoberfläche ohne Hartpartikel. Im geschmierten System hingegen liegen die max. Tiefziehkräfte bei der Verwendung der MMC-Oberfläche um $11\% \pm 1\%$ höher als im Vergleich zu den Kräften, die mit der Werkzeugoberfläche ohne Hartpartikel ermittelt wurden. Der Referenzversuch mit einem Ziehspalt von 1 mm und ohne eine Hartpartikelverstärkung, bei dem gegenüber den anderen Versuchen kein

vorheriges trockenes Umformen, sondern nur das geschmierte Umformen durchgeführt wurde, ergibt eine max. Tiefziehkraft von $20,1 \text{ kN} \pm 0,4 \text{ kN}$.



Freilöse 2018

BIAS ID 182498

Bild 5.49: Ergebnisse zum Napftiefziehen mit senkerodierten Werkzeugen ohne und mit einer Hartpartikelverstärkung

Exemplarische Bilder von Näpfen, die mit den senkerodierten Werkzeugen aus CuAl10Ni5Fe4 mit und ohne Hartpartikelverstärkung tiefgezogen wurden und die Mittelwerte der Rauheit aller Näpfe sind in **Bild 5.50** dargestellt. An allen Näpfen tritt Zipfelbildung auf. Die trocken tiefgezogenen Näpfe weisen höhere Oberflächenrauheiten auf als die Näpfe, die mit Schmierstoff tiefgezogen wurden. Die Hartpartikelverstärkung führt zu einer Erhöhung der Rauheit an den Näpfen, wobei dies durch eine Freilegung der Partikel noch verstärkt wird. In dem Bereich der geraden Seiten sind auf allen Näpfen Riefen zu erkennen. Diese sind bei den Näpfen, welche mit den MMC-Werkzeugen tiefgezogen wurden, stärker ausgeprägt.

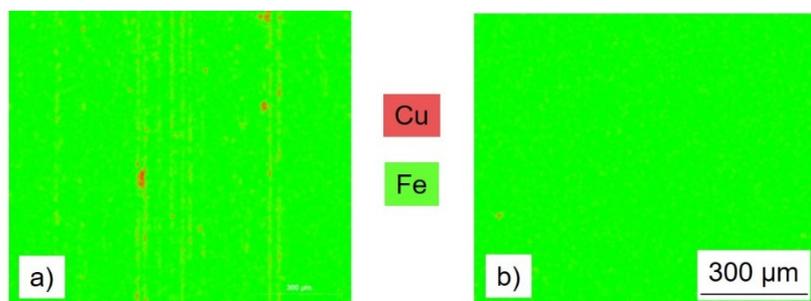
Die Ergebnisse der flächigen EDX-Analyse auf der Oberfläche der Näpfe, die mit einem senkerodierten Werkzeug ohne eine Hartpartikelverstärkung (**Bild 5.51a**) und mit einem hartpartikelverstärkten Werkzeug ohne Freilegungstiefe (**Bild 5.51b**) trocken tiefgezogen wurden, zeigen, dass vermehrt adhäsive Anhaftungen des Werkzeugwerkstoffes (Cu) auf der Blechoberfläche (Fe) vorhanden sind, wenn mit Werkzeugen ohne Hartpartikel trocken tiefgezogen wird. Bei der Verwendung der hartpartikelverstärkten Oberfläche können diese Anhaftungen signifikant reduziert werden.

| | ohne Hartpartikel | mit Hartpartikel | |
|------------|--|--|--|
| | | ohne Freilegungstiefe | mit Freilegungstiefe |
| trocken |  $S_a = 0.75 \mu\text{m} \pm 0.04 \mu\text{m}$ |  $S_a = 0.78 \mu\text{m} \pm 0.09 \mu\text{m}$ |  $S_a = 1.12 \mu\text{m} \pm 0.04 \mu\text{m}$ |
| geschmiert |  $S_a = 0.68 \mu\text{m} \pm 0.02 \mu\text{m}$ |  $S_a = 0.76 \mu\text{m} \pm 0.08 \mu\text{m}$ |  $S_a = 0.85 \mu\text{m} \pm 0.26 \mu\text{m}$ |

Freiße 2018

BIAS ID 182522

Bild 5.50: Exemplarische Darstellung tiefgezogener Näpfe bei Verwendung senkerodierter Werkzeuge aus CuAl10NiFe4 mit und ohne eine Hartpartikelverstärkung sowie die Mittelwerte und Standardabweichungen der Rauheit S_a aller tiefgezogenen Näpfe

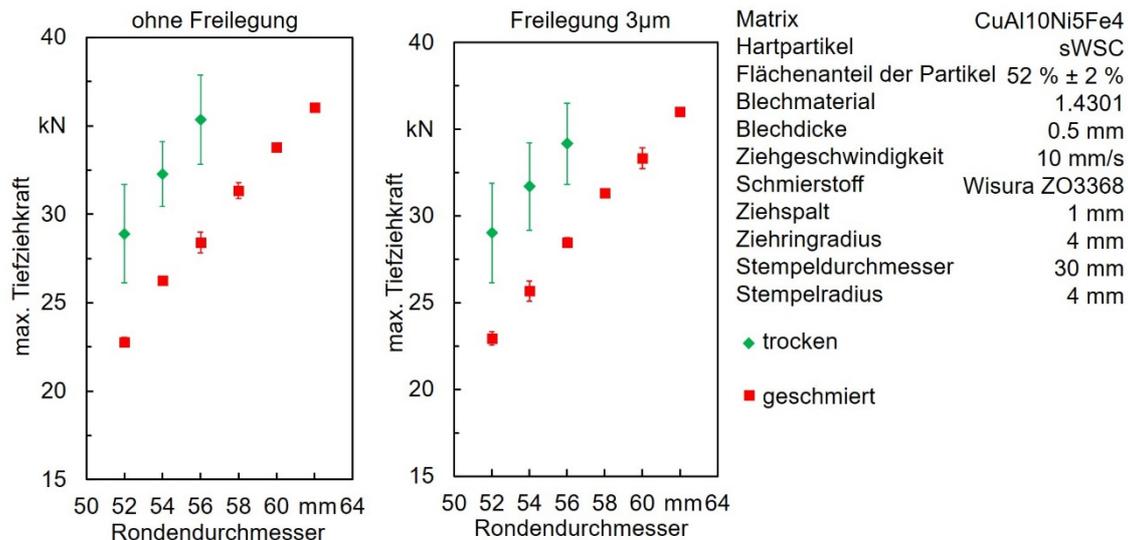


Freiße 2020

BIAS ID 200020

Bild 5.51: Flächige EDX-Analyse zur Detektion von adhäsiven Anhaftungen des Werkzeugwerkstoffes (Cu) auf der Blechoberfläche (Fe) bei der Verwendung der senkerodierten Werkzeuge beim Trockentiefziehen; a) ohne Hartpartikel (Werkzeug 6), b) mit Hartpartikel ohne eine Freilegungstiefe (Werkzeug 7)

Die Variation des Rondendurchmessers bzw. des Ziehverhältnisses bei der Verwendung der hartpartikelverstärkten Oberfläche ohne (**Bild 5.52a**) und mit einer Freilegungstiefe (**Bild 5.52b**) zeigt, dass kein Einfluss der Freilegungstiefe auf das max. Ziehverhältnis besteht. Das Prozessfenster ist beim Trockentiefziehen kleiner als beim Napftiefziehen mit Schmierstoff. Der max. tiefziehbare Rondendurchmesser beträgt beim Trockenumformen 56 mm. Dies entspricht einem max. Ziehverhältnis von 1,87. Beim Tiefziehen mit der MMC-Oberfläche ohne eine Freilegungstiefe sind die max. Tiefziehkräfte im trockenen System um $25 \% \pm 2 \%$ höher als im geschmierten Zustand. Beim Tiefziehen mit dem MMC-Werkzeug mit einer Freilegungstiefe beträgt dieser Unterschied $23 \% \pm 3 \%$. Der geschmierte Referenzversuch mit einem neuen Werkzeug, bei dem kein vorheriges Trockenumformen durchgeführt wurde, wurde mit der MMC-Oberfläche mit einer Freilegungstiefe von $3 \mu\text{m}$ und einem Rondendurchmesser von 62 mm durchgeführt. Die max. Tiefziehkraft beträgt hierbei $35,6 \text{ kN} \pm 0,3 \text{ kN}$.

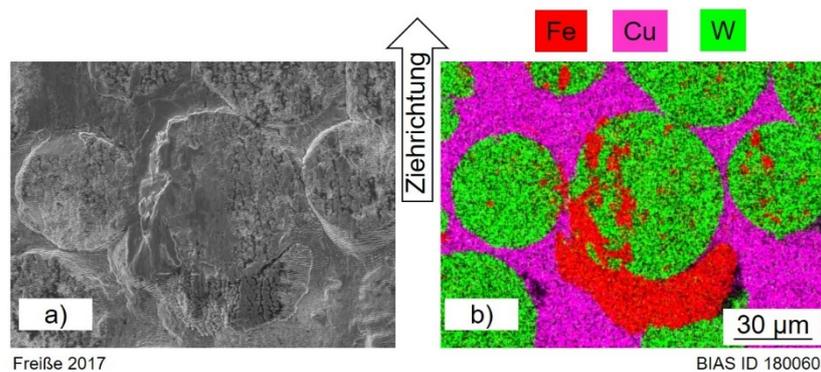


Freiße 2020

BIAS ID 200021

Bild 5.52: Variation des Rondendurchmessers beim Tiefziehen mit hartpartikelverstärkten Werkzeugoberflächen; ohne eine Freilegungstiefe (Werkzeug 7) und mit einer Freilegungstiefe von 3 µm (Werkzeug 9)

Bild 5.53 zeigt das Ergebnis der EDX-Analyse auf einer MMC-Werkzeugoberfläche mit einer Freilegungstiefe. Es sind Anhaftungen des Bleches (Fe) ersichtlich, die sowohl um die Partikel (W) herum bzw. auf der Matrix des MMC-Werkstoffes (Cu), als auch teilweise auf den Partikeln vorhanden sind. Diese adhäsiven Anhaftungen sind insbesondere bei den geschnittenen bzw. nicht sphärischen Partikeln zu beobachten. Dabei ist die Orientierung zu der Ziehrichtung stets gleich.



Freiße 2017

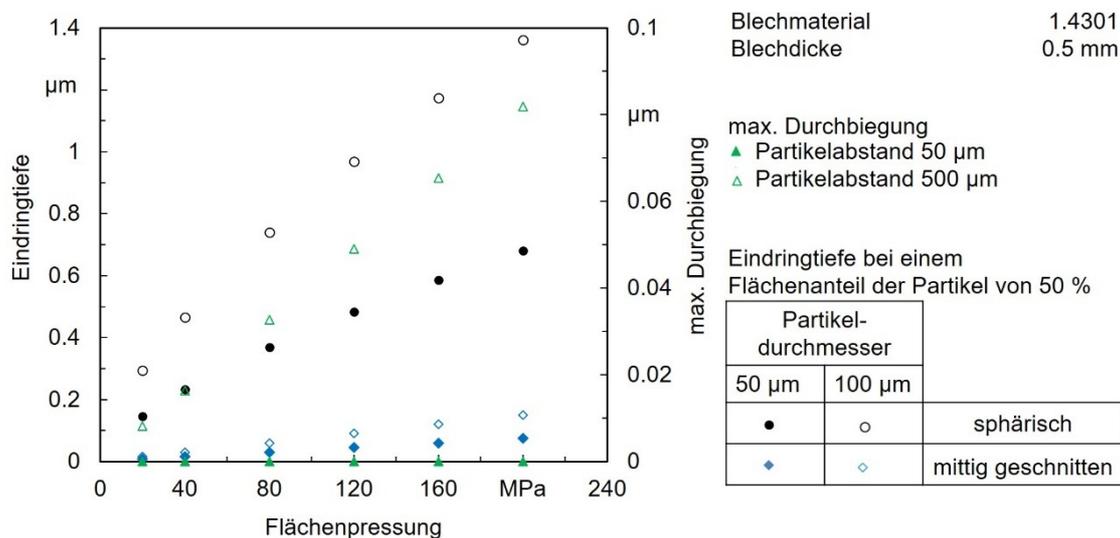
BIAS ID 180060

Bild 5.53: EDX-Analyse zu adhäsiven Anhaftungen vom Blechmaterial 1.4301 (Fe) an den sWSC-Partikel (W) bzw. der Matrix CuAl10Ni5Fe4 (Cu) der MMC-Werkzeugoberfläche

5.5 Berechnete Interaktion zwischen den Partikeln und dem Blech

Bild 5.54 zeigt die berechnete Eindringtiefe der Partikel in das Blech sowie die berechnete Durchbiegung des Bleches zwischen den Partikeln. Sphärische Partikel und Partikel mit einem größeren Durchmesser dringen tiefer in das Blech ein als mittig geschnittene Partikel und Partikel mit einem kleineren Durchmesser. Die max.

Durchbiegungen sind deutlich geringer als die Eindringtiefen. Mit steigender Flächenpressung steigt die Eindringtiefe der Partikel in das Blech und die Biegung des Bleches zwischen den Partikeln an. Bei einem geringeren Partikelabstand sinkt die Durchbiegung des Bleches zwischen den Partikeln signifikant.



Freilse 2018

BIAS ID 182506

Bild 5.54: Berechnete Eindringtiefen der Partikel in das Blech und Durchbiegung des Bleches zwischen den Partikeln als Funktion der Flächenpressung (Durchbiegung nach Gleichung 4.44; Eindringtiefe sphärischer Partikel nach Gleichung 4.37; Eindringtiefe mittig geschnittener Partikel nach Gleichung 4.40)

6 Herstellung der hartpartikelverstärkten Oberfläche

Die Einflüsse beim Laser-Dispergieren auf die Geometrie sowie auf den Hartpartikelgehalt der Einzelspuren und der mehrspurigen Schichten wurden separat betrachtet. Die Herstellung einer hartpartikelverstärkten Oberfläche mittels Laser-Dispergieren erfolgt durch die Aneinanderreihung von Einzelspuren mit einem spezifischen Überlappungsgrad. Das heißt, dass der Spurbstand in mehrspurigen Schichten in Abhängigkeit der Spurbreite der Einzelspuren eingestellt wird.

Die Spurbreite von Einzelspuren wird beim Laser-Dispergieren signifikant durch die Vorschubgeschwindigkeit (**Bild 5.6**) und die Laserleistung (**Bild 5.11**) bzw. durch die Streckenenergie (Energie pro Streckeneinheit), als Quotient aus der zugeführten Laserleistung und Vorschubgeschwindigkeit, bestimmt. Die hier eingesetzte Laserleistung pro Fläche bzw. die Intensität betrug $(0,75 \text{ bis } 1,5) \times 10^4 \text{ W/cm}^2$ und ist vergleichbar mit denen anderer Arbeiten im Bereich des Laser-Dispergierens [Ott10] oder zum Laser-Pulver-Auftragschweißen [Dvs11]. Insgesamt ist die relative Absorption der Laserstrahlung bei der Bearbeitung der Kupferlegierung in dieser Arbeit als gering zu bewerten. Bei einem Laserspotdurchmesser von 5,8 mm wurden Spurbreiten von 3 mm bis 4,1 mm erzeugt. Die geringen Spurbreiten sind auf die vergleichsweise hohe Wärmeleitfähigkeit der Kupferlegierung (**Tabelle 4.2**) und auf den geringen Absorptionsgrad der nahinfraroten Laserstrahlung für die Kupferlegierung zurückzuführen. Eine Erhöhung des Absorptionsgrads der nahinfraroten Laserstrahlung in eine Kupferlegierung kann durch die Applikation von Graphitspray auf der Substratoberfläche [Win06, S.17] oder durch Anwendung von Laserstrahlung mit kürzerer Wellenlänge [Bri19] erzielt werden.

Das Eindüsen von Pulver in den Laserstrahl führt zu einer Erhöhung der Absorption. Im Prozess des Laser-Pulver-Auftragschweißens führt die Steigerung des Pulvermassenstroms zu einer Erhöhung der Gesamtabsorption der Laserstrahlung, wobei einerseits die Absorption im Grundwerkstoff gesenkt und andererseits die Absorption im Pulver durch die erhöhte Anzahl der im Laserstrahl interagierenden Partikel signifikant gesteigert wird [Par08, S. 60]. Im Gegensatz zum Laser-Dispergieren werden beim Laser-Pulver-Auftragschweißen die eingedüsten Partikel teilweise bzw. vollständig aufgeschmolzen und somit ein Teil der Laserleistung im Pulver absorbiert. Der Effekt der erhöhten Leistungsabsorption beim Laser-Dispergieren wurde in dieser Arbeit anhand des direkten Vergleichs zwischen dem Laser-Umschmelzen und dem Laser-Dispergieren von Einzelspuren aufgezeigt. Beim Laser-Dispergieren wird allein durch die Partikeleindüsung bei einer konstanten Streckenenergie deutlich mehr Energie in

den Werkstoff eingebracht. Durch die Partikeleindüsung wird eine sichtbare Spurbreite generiert und die Spurbreite und -tiefe werden gegenüber dem Laser-Umschmelzen bei gleicher Leistungszufuhr erhöht (**Bild 5.4** und **Bild 5.6**). Es erfolgt somit eine Vergrößerung des Spurquerschnittes bzw. des Spurvolumens allein durch die Partikeleindüsung. Die Partikel weisen eine höhere Absorption der Laserstrahlung auf als die Kupfer-Aluminium-Legierung (**Tabelle 5.1**). Es wurde nachgewiesen, dass das Volumen der in die Schmelze eingedrungenen Partikel kleiner ist als die Volumendifferenz zwischen den laserumgeschmolzenen und laserdispergierten Spuren (**Bild 5.8**). Die Steigerung des Pulvermassenstroms beim Laser-Dispergieren zeigt hingegen keine signifikante Steigerung des Spurvolumens (**Bild 5.15**). Eine Erhöhung des Pulvermassenstroms um 50 % führte zu einem Anstieg des Spurvolumens um 17 %.

Das Eindringen der eingedüsten Partikel in das Schmelzbad wird u. a. durch Oxide auf der Schmelzbadoberfläche beeinflusst [Hei05]. Die Schutzgasabdeckung kann durch die Mengen der verschiedenen Gasströme bei den Laser-Pulver-Düse-Verfahren signifikant beeinflusst werden [Thi16]. Die gewählten Schutzgasmengen bei der hier verwendeten Systemtechnik führten zu einer guten Schutzgasabdeckung (**Bild 5.1**). Das Verhältnis der Menge der eingedüsten Partikel zur Menge der in das Schmelzbad eingedrungenen Partikel ergibt den Pulvernutzungsgrad. Eine deutliche Steigerung des Pulvernutzungsgrades beim Laser-Dispergieren war bei der Erhöhung der Laserleistung bzw. der Streckenenergie von 400 J/mm auf 800 J/mm zu verzeichnen (**Bild 5.12**). Dass dies auf ein breiteres Schmelzbad zurückzuführen ist, konnte nicht bestätigt werden, da die Reduzierung der Geschwindigkeit bzw. die Erhöhung der Streckenenergie von 450 J/mm auf 900 J/mm und ein damit verbundenes breiteres Schmelzbad zu keinem deutlichen Anstieg des Pulvernutzungsgrades führte (**Bild 5.8**). Der Pulvernutzungsgrad in den Einzelspuren ist mit Werten zwischen 21 % und 39 % niedriger als beim Laser-Dispergieren von mehrspurigen Schichten, bei dem Pulvernutzungsgrade zwischen 24 % und 47 % erreicht werden. Bei den Werten des Pulvernutzungsgrades der mehrspurigen Schichten handelt es sich um den Mittelwert der Pulvernutzungsgrade von sechs einzelnen Spuren. Es kann keine Aussage getroffen werden, inwiefern sich der Pulvernutzungsgrad von der ersten Spur bis zur letzten Spur unterscheidet bzw. entwickelt. Die Untersuchungen wurden auf Probekörpern von vergleichsweise kleinem Volumen durchgeführt, wobei eine Wärmeakkumulation auftrat. Diese spiegelte sich in einem Anstieg des Spurvolumens von der ersten bis zur letzten Spur bzw. in einer Erhöhung der Proben temperatur wieder. Die erhöhte Temperatur könnte eine Ursache dafür sein, dass höhere Pulvernutzungsgrade bei den mehrspurigen Schichten erzielt wurden. Die Temperatur hat einen signifikanten Einfluss auf das Eindringen der Partikel bzw. den Pulvernutzungsgrad beim Laser-Dispergieren [Vre00].

Bei den in dieser Arbeit verwendeten Parametersätzen zum Laser-Dispergieren von Einzelspuren war das Spurvolumen nur zu einem Teil mit Hartpartikeln gefüllt und die Hartpartikel sanken auf den Grund des Schmelzbades. Eine Verteilung der sWSC-Partikel durch eine Marangoni-Strömung ist somit nicht erfolgt, wie es u. a. beim Laser-Dispergieren von Nanopartikeln auftritt [Ver09]. Es bildete sich im oberen Bereich der Spur eine hartpartikelfreie Schicht (**Bild 5.9a**). In Anlehnung an die Terminologie der Gießereitechnik für die imperfektionsarme Schicht in gegossenen Halbzeugen [Rug07] wird dieser Bereich der hartpartikelfreien Zone in der laserdispergierten Schicht in dieser Arbeit als „Speckschicht“ bezeichnet. Es wird vermutet, dass das Absinken der Partikel maßgeblich unter Wirkung der Schwerkraft erfolgt ist. Die Dichte der sWSC-Partikel (**Tabelle 4.6**) ist im Vergleich zu der Dichte der Kupfer-Aluminium-Legierung (**Tabelle 4.2**) mehr als doppelt so hoch. Die Dichtewerte gelten für die Materialien in der festen Phase. Beim Laser-Dispergieren werden die Partikel nicht geschmolzen und die metallische Matrix wird in die schmelzflüssige Phase überführt. Das heißt, dass der Dichteunterschied der beiden Phasen noch größer ist. Das Absinken der Partikel im Schmelzbad wird als ein positiver Effekt angesehen, da somit ein selbstoptimierendes System vorherrscht, bei dem eine selbstständige verdichtende Partikelansammlung vonstattengeht.

Bei den experimentellen Untersuchungen trat teilweise ein unerwünschtes Agglomerieren der Hartpartikel auf. Es wird angenommen, dass die sWSC-Partikel agglomerieren, wenn die Partikel in Berührung stehen und deren Temperatur 1250 °C übersteigt, bei der eine Phasentransformation in der festen Phase auftritt (**Tabelle 4.6**). Das heißt, dass dem Pulver nicht zu viel Energie zugeführt werden darf. Es ist aber nicht die Erhöhung der Intensität, die hier maßgeblich Einfluss nimmt, da die Hartpartikelagglomeration sowohl bei der Erhöhung der Laserleistung als auch bei der Reduzierung der Vorschubgeschwindigkeit auftritt. **Bild 6.1** verdeutlicht den Einfluss der Streckenenergie und der Pulverstreckenmasse auf die Bildung der Hartpartikelagglomerate als Zusammenfassung der durchgeführten experimentellen Untersuchungen an Einzelspuren und an mehrspurigen Schichten. Beim Laser-Dispergieren von Einzelspuren kommt es zur unerwünschten Bildung von Hartpartikelagglomeraten, wenn dem Prozess mehr als 600 J/mm Streckenenergie zugeführt wird. Bei der Variation der Laserleistung ist das Prozessfenster der Einzelspuren gleich das der mehrspurigen Schichten, bei denen ebenfalls bei der Anwendung einer Pulverstreckenmasse von 83,3 g/m agglomeratfreie Schichten unter der Verwendung von Streckenenergien von 400 J/mm bis 600 J/mm realisiert werden. Beim Laser-Dispergieren von Einzelspuren mit einer Streckenenergie von 600 J/mm und hohen Pulverstreckenmassen von bis zu 140 g/m können agglomeratfreie MMC-Spuren generiert werden. Bei mehrspurigen Schichten hingegen führen unter

Anwendung einer Streckenenergie von 400 J/mm zu hohe Pulverstreckenmassen von 120 g/m und 140 g/m zu Hartpartikelagglomeraten (**Bild 5.17**). Berechnungen und experimentelle Untersuchungen haben gezeigt, dass höhere Pulvermassenströme das Schmelzbad abkühlen und das Eindringen bzw. das Absinken der Partikel in die Schmelze aufgrund der höheren Viskosität dadurch erschwert wird [Kap99]. Es besteht die Vermutung, dass, wenn die Partikel nicht ausreichend in die Schmelze eindringen bzw. absinken, diese an der Schmelzbadoberfläche zeitweise verharren und aufgrund einer zu langen Einwirkzeit der Laserstrahlung die Partikel zu stark erwärmt werden. Die sWSC-Partikel weisen eine höhere Absorption der Laserstrahlung auf als die Kupfer-Aluminium-Legierung.

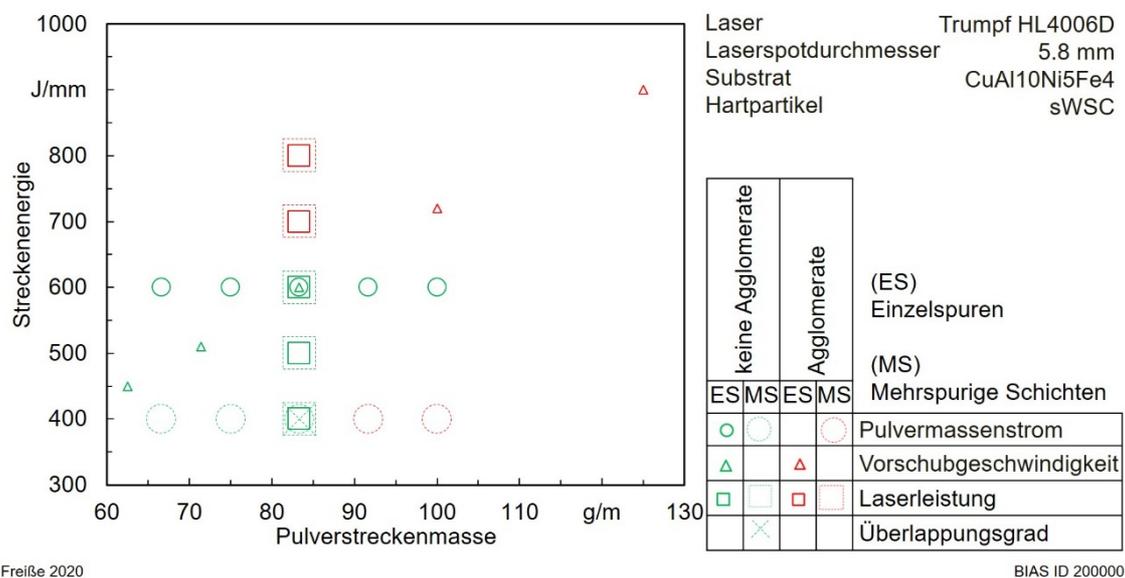


Bild 6.1: Darstellung des Prozessfensters bezüglich der Bildung von Hartpartikelagglomeraten beim Laser-Dispergieren von Einzelspuren

Das Volumen bzw. die Menge der in die Schmelze eingedrungenen Partikel ist maßgeblich durch den eingestellten Pulvermassenstrom sowie den Pulvernutzungsgrad, welcher wiederum durch die Prozessparameter beeinflusst wird, bestimmt. Der Pulvermassenstrom entspricht der zugeführten Menge Pulver je Zeit und kann durch eine Berechnung abgeschätzt werden (**Gleichung 4.3**). Der reale Pulvermassenstrom unterliegt gewissen Schwankungen (**Bild 5.2**), welche sich direkt auf den resultierenden Hartpartikelgehalt auswirken können. Weiterhin ist zu berücksichtigen, dass bei der verwendeten Messmethoden ein Mittelwert über die Messdauer ermittelt wird. Bei der Messmethode wird die nach 30 Sekunden in eine Box eingedüστε Pulvermasse gewogen und hieraus der Pulvermassenstrom berechnet. Der Pulvermassenstrom über der Zeit unterliegt jedoch gewissen Schwankungen [Whi18], die mit dieser Methode nicht erfasst werden. Für das Laser-Dispergieren von mehrspurigen Schichten kann aber

festgehalten werden, dass der Einfluss von solchen Schwankungen in der Pulverförderung auf den Hartpartikelgehalt vernachlässigbar ist (**Bild 5.18** und **Bild 5.19**).

Die Beeinflussung des Hartpartikelgehaltes in laserdispergierten Einzelspuren kann durch die Prozessparameter Vorschubgeschwindigkeit, Laserleistung und Pulvermassenstrom erzielt werden (**Abschnitt 5.1.2**). Der Hartpartikelgehalt ist das Verhältnis aus dem Volumen der in die Schmelze eingedrungenen Partikel und dem Spurvolumen. Anhand der Berechnungen des Schmelzbadvolumens mittels Kreisabschnitten (**Abschnitt 4.6.1.2**) kann aufgezeigt werden, dass die Erhöhung der Spurtiefe bzw. Spurbreite einen deutlicheren Einfluss auf das Spurvolumen nimmt als die Spurbreite (**Anhang A2**). Daraus kann abgeleitet werden, dass bei einer konstanten Menge von Partikeln, die beim Laser-Dispergieren in das Schmelzbad eingedrungen sind, die Erhöhung der Spurtiefe bzw. Spurbreite den Hartpartikelgehalt deutlicher senken würde als die Erhöhung der Spurbreite. Die Steigerung des Hartpartikelgehaltes in laserdispergierten Einzelspuren wird durch die Senkung der Laserleistung, der Reduzierung der Vorschubgeschwindigkeit oder der Erhöhung des Pulvermassenstroms erzielt. Die Senkung der Laserleistung führt zu einem geringeren Spurvolumen und einem reduzierten Pulvernutzungsgrad bzw. Volumen der Partikel innerhalb der dispergierten Spur. Da die Abnahme des Partikelvolumens durch den reduzierten Pulvernutzungsgrad jedoch geringer ausfällt als die Abnahme des Spurvolumens, wird der Hartpartikelgehalt erhöht. Bei der Reduzierung der Vorschubgeschwindigkeit steigt sowohl der Pulvernutzungsgrad bzw. der Volumenanteil der Partikel im Schmelzbad als auch das Schmelzbadvolumen. Die Zunahme des Schmelzbadvolumens fällt hierbei geringer aus als die Zunahme des Volumenanteils der Partikel, wodurch ein gesteigerter Hartpartikelgehalt resultiert. Die Erhöhung des Pulvermassenstroms hat zwar einen sinkenden Pulvernutzungsgrad zur Folge, aber der zunehmende Verlust an Partikeln fällt geringer aus als die erhöhte Pulvermenge, die der Prozesszone zugeführt wird, so dass der Volumenanteil der in das Schmelzbad eingedrungenen Partikel zunimmt. Die Zunahme der eingedrungenen Partikel ist höher als die Zunahme des Spurvolumens, wodurch der Hartpartikelgehalt in den Einzelspuren durch die Erhöhung des Pulvermassenstroms steigt.

Der Hartpartikelgehalt weist in mehrspurigen Schichten ebenfalls eine steigende Tendenz bei sinkender Laserleistung auf (**Bild 5.21** und **Bild 5.22**). Bei höheren Laserleistungen steigt das Schichtvolumen deutlich an. Aufgrund der Wärmeakkumulation ist die Volumenzunahme insbesondere in den letzten Spuren ersichtlich. Es bildet sich in den letzten Spuren eine größere partikelfreie Speckschicht. Diese partikelfreie Speckschicht erlaubt zwar eine wirtschaftliche Endbearbeitung mit geometrisch bestimmter Schneide [Häß16], aber das größere Spurvolumen bietet den

Partikeln mehr Platz sich zu verteilen, so dass die lokale Konzentration der Partikel in Form des lokal gemessenen Flächenanteils abnimmt und der Hartpartikelabstand zunimmt. Wie beim Laser-Dispergieren von Einzelspuren führt die Erhöhung des Pulvermassenstroms beim Laser-Dispergieren von mehrspurigen Schichten zu einer Abnahme des Pulvernutzungsgrads. Die Zufuhr von Pulver ist jedoch höher als der Pulververlust, so dass das Volumen der Partikel in der MMC-Schicht steigt. Zugleich ist eine Vergrößerung des Gesamtvolumens der mehrspurigen Schichten im gleichen Maß wie die Zunahme des Partikelvolumens zu verzeichnen, so dass im Gegensatz zum Laser-Dispergieren von Einzelspuren die Erhöhung des Pulvermassenstroms nicht zu einer Steigerung des Hartpartikelgehaltes führt (**Bild 5.25** und **Bild 5.25**). Beim Laser-Dispergieren von mehrspurigen Schichten sinkt mit zunehmenden Überlappungsgrad das Schichtvolumen, wobei das Partikelvolumen konstant bleibt, wodurch ein steigender Volumenanteil der Partikel zu verzeichnen ist (**Bild 5.25**). Dies wird aber nicht bei der Messung des Flächenanteils ersichtlich. Der Flächenanteil der Partikel bleibt von der Variation des Überlappungsgrads unbeeinflusst. Die Verwendung eines hohen Überlappungsgrads von 42,5 % führt zur Bildung erster kleiner Hartpartikelagglomerate. Es erscheint zielführender, einen geringeren Überlappungsgrad zu verwenden, da der Bildung von Partikelagglomeraten entgegengewirkt wird und die Geschwindigkeit zum flächigen Laser-Dispergieren erhöht wird. Bei den hier verwendeten Parametersätzen führte ein Überlappungsgrad von 32,5 % zu einer Geschwindigkeit zum flächigen Laser-Dispergieren von 729 mm²/min und die Verwendung eines Überlappungsgrads von 42,5 % ergab eine Geschwindigkeit von 621 mm²/min. Diese Geschwindigkeiten zum flächigen Laser-Dispergieren sind im mittleren Bereich der Geschwindigkeiten einzuordnen, wie sie im Stand der Technik zum Beschichten mittels Laser-Auftragschweißen verwendet werden [Dvs11]. Wobei bei rotationssymmetrischen Bauteilen deutlich höhere Geschwindigkeiten beim Laser-Auftragschweißen [Sch²17] als auch beim Laser-Dispergieren [War19] realisiert werden können.

In dieser Arbeit wurde der Hartpartikelgehalt über den Flächenanteil sowie über den Volumenanteil bestimmt. Ein internationaler Standard für die Bestimmung des Hartpartikelgehaltes in laserdispergierten Einzelspuren und in mehrspurigen Schichten für die Erzielung vergleichbarer Ergebnisse steht bis dato nicht zur Verfügung. Die in dieser Arbeit gemessenen Flächenanteile der Partikel an Einzelspuren betragen 24 % bis 33,9 % und die ermittelten Volumenanteile der Partikel schwanken zwischen 24,4 % und 35,3 %. Der Mittelwert der Differenzen zwischen dem Volumenanteil der Partikel und dem Flächenanteil der Partikel beträgt in Absolutwerten 3,6 % ± 1,4 %, wobei der Volumenanteil in der Regel größer ist als der Flächenanteil. In der theoretischen Betrachtung ist gemäß der Stereologie der Flächenanteil gleich groß dem Volumen-

anteilen der Hartpartikel [Hei15]. Der Hartpartikelgehalt kann jedoch in laser-dispergierten Spuren sowohl an einer Stelle bzw. an einem Querschliff als auch entlang, z. B. am Ende und am Anfang, der Spur bzw. der Schicht lokal unterschiedlich ausfallen. Der Flächenanteil wurde in dieser Arbeit stets lokal an einem Querschliff und zwar in der Mitte der Einzelspuren bzw. der mehrspurigen Schichten ermittelt. Der Volumenanteil der Hartpartikel wurde hingegen über das gesamte Volumen anhand der Informationen aus einem Längsschliff und der jeweiligen Spurgeometrie im Querschliff ermittelt (**Abschnitt 4.6.1.2**), wobei am Anfang und am Ende der Spuren Ungenauigkeiten auftreten (**Bild 4.16**). Wenn also der Hartpartikelgehalt über die Länge der Spur variiert, dann könnte dies eine Ursache für unterschiedliche Werte im Flächen- und Volumenanteil der Partikel darstellen. Bei den mehrspurigen Schichten muss bei der Bewertung bzw. Unterscheidung der Ergebnisse der Flächen- und Volumenanteile zudem berücksichtigt werden, dass der Flächenanteil nicht über den gesamten Querschnitt, sondern anwendungsnah nur lokal begrenzt in der Höhe der Funktionsoberfläche nach dem Erodiervorgang bestimmt wurde (**Bild 4.17**). Zudem unterliegen beide Messverfahren unterschiedlichen Einflussgrößen. Es kann nicht abschließend geklärt werden, welche Messmethode die genaueren Daten liefert. Solch eine Feststellung wurde auch bei vergleichenden Untersuchungen zur Ermittlung des Porenanteils mit verschiedenen Messmethoden in additiv gefertigten Bauteilen getroffen [Slo14].

Die Bestimmung des Flächenanteils der Hartpartikel unterliegt u. a. Einflussgrößen in der metallografischen Präparation, bei der Festlegung der ROI sowie bei der Bildanalyse (**Abschnitt 4.6.1.1**). Die ermittelten Flächenanteile der Partikel der beiden Methoden zur Bildanalyse zeigen relativ gut übereinstimmende Ergebnisse (**Bild 5.10**, **Bild 5.13** und **Bild 5.16**). Die Ergebnisse mit der Software Matlab weisen im Durchschnitt $0,9 \% \pm 0,5 \%$ höhere Absolutwerte auf, wobei die max. Differenz $2,7 \%$ im Absolutwert beträgt. Es wird ersichtlich, dass die Werte, die mit der Software Stream Enterprise ermittelt werden, höhere Standardabweichungen aufweisen. Die max. Standardabweichung der Flächenanteile der Partikel in Absolutwerten betrug $3,2 \%$ bei der Verwendung der Software Stream Enterprise und bei der Software Matlab betrug die max. Standardabweichung $1,25 \%$. Es wird vermutet, dass die höheren Standardabweichungen u. a. auf die manuelle Schwellwertfestlegung bei der Software Stream Enterprise zurückzuführen sind.

Bei der Bestimmung der Volumenanteile der Partikel zeigt sich, dass die Ergebnisse der Methode Polygon-Spurquerschnitt und Kreisabschnitt-Spurquerschnitt nur eine Differenz von $0,4 \% \pm 0,23 \%$ in den Absolutwerten der Volumenanteile der Partikel aufweisen (**Bild 5.7**, **Bild 5.12** und **Bild 5.15**). Bei der Ermittlung des Volumenanteils

der Partikel geht auch die Dichte der Partikel in die Berechnung mit ein (**Gleichung 4.24**). Diese unterliegt gewissen Ungenauigkeiten und wird vom Hersteller nur mit einer Spanne angegeben (**Tabelle 4.6**). Die Schwankungen der Partikeldichte resultieren vermutlich aus der Variation des Gehaltes der W_2C -Phase in den Hartpartikeln.

Bei der Prozessentwicklung des Laser-Dispergierens sollte bei den Einzelspuren ein vergleichsweise geringer Hartpartikelgehalt eingestellt werden. Bei der Anwendung eines Pulvermassenstroms von 25 g/min, einer Vorschubgeschwindigkeit von 300 mm/min und einer Laserleistung von 2 kW wurde in den laserdispergierten Einzelspuren ein Flächenanteil der Partikel von bis zu 34 % gemessen. Die Übertragung des Parametersatzes auf mehrspurige Schichten mit einem Überlappungsgrad von 40 % führte zu einem Flächenanteil von 53,3 %. Das hier eingesetzte Pulver ermöglicht, bedingt durch die gegebene Partikeldichte und Klopfdichte, einen theoretischen max. Flächen- bzw. Volumenanteil der Partikel von 64 %. Bei den mehrspurigen Schichten wurde ein max. Flächenanteil der Partikel von 59,8 % und ein max. Volumenanteil von 53,3 % gemessen.

Mittels Laser-Abtragen wurde die hartpartikelverstärkte Oberfläche nach dem Erodieren dergestalt modifiziert, dass die metallische Matrix stärker abgetragen wurde als die Hartpartikel, so dass diese in der Konsequenz mit einer spezifischen Freilegungstiefe aus der Oberfläche herausstanden. Zur Bewertung dieses Prozesses wurde der Freilegungsquotient als Größe eingeführt (**Bild 4.18**), wobei es zielführend ist, dass dieser gegen eins bzw. der Abtrag der Partikel gegen null strebt.

Die Kupfer-Aluminium-Legierung (**Tabelle 4.2**) weist im Vergleich zum sWSC (**Tabelle 4.6**) eine deutlich höhere Wärmeleitfähigkeit und eine geringere Solidustemperatur auf. Beim Laser-Abtragen ist die Abtragsrate bzw. die Abtragstiefe pro Laserpuls materialabhängig [Rud01, S.8]. Die Kupfer-Aluminium-Legierung wird beim flächigen Laser-Abtragen stärker abgetragen als das sWSC (**Abschnitt 5.2**). Die Anwendung einer geringeren Fluenz bzw. geringeren Energie pro Fläche führt zu einem steigenden Freilegungsquotienten bzw. zu einem geringeren Abtrag der Partikel. Dabei bezieht sich diese Angabe der Fluenz auf die einzelne Laserspotfläche. Der flächige Abtrag der Oberfläche erfolgt durch die Aneinanderreihung der einzelnen Laserpulse mit einem spezifischen Überlappungsgrad. Die Variation des Überlappungsgrads hat einen Einfluss auf die gesamte applizierte Energie pro Fläche. Die Reduzierung des Überlappungsgrads und somit die Senkung der zugeführten Energie pro Fläche führt ebenfalls zu einer Steigerung des Freilegungsquotienten. Die Senkung des Überlappungsgrads hat neben der Erhöhung des Freilegungsquotienten auch den positiven Effekt, dass dabei unter Anwendung einer konstanten Repetitionsrate

gleichzeitig die Geschwindigkeit des flächigen Abtrags zunimmt. Beim flächigen Abtrag mit überlappenden Pulsen tritt der Inkubationseffekt ein [Sch²14, S.32]. Nach dem Auftreffen des ersten Pulses treten Materialveränderungen auf, die den Abtragsprozess für die darauffolgenden Laserpulse beeinflusst. Ein möglicher Einflussfaktor ist die Akkumulation von Wärme. Es wird vermutet, dass die geringere Wärmeleitfähigkeit der sWSC-Partikel hier Einfluss nimmt. Die größere Überlappung der Pulse bzw. die Applikation einer höheren Fluenz führt dazu, dass beim Auftreffen des zweiten Pulses eine größere Temperatur vorliegt, wodurch die Abtragschwelle gesenkt wird.

7 Tribologisches Verhalten der hartpartikelverstärkten Schicht

Um die Ergebnisse mit der hartpartikelverstärkten Werkzeugoberfläche für das Trockentiefziehen einordnen zu können, wurden einerseits vergleichende Untersuchungen mit konventionellen Werkzeugwerkstoffen und andererseits Experimente mit Schmierstoff durchgeführt. Die Verwendung des Werkzeugstahls führt im trockenen Streifenziehversuch schon bei der Anwendung vergleichsweise niedriger Flächenpressungen zu adhäsivem Materialübertrag des Blechmaterials auf der Werkzeugoberfläche, die dann während der weiteren Versuchsdurchführung die Blechoberflächen stark deformieren und zu einem Anstieg der Ziehkraft führen. Das gleichzeitige Auftreten der Faltenbildung 1. Art und des Bodenreißers zeigt die Prozessgrenze beim trockenen Tiefziehen von Näpfen auf. Es kann somit geschlussfolgert werden, dass ein Trockenumformen mit dem Kaltarbeitsstahl bei den hier verwendeten Randbedingungen des Prozesses nicht möglich ist. Im Streifenziehversuch mit doppelter Umlenkung hingegen wurden mit dem Werkzeugstahl vergleichbare Ergebnisse erzielt wie bei der Verwendung der Kupfer-Aluminium-Legierung als Werkzeugwerkstoff. Die Ergebnisse zum Streifenziehversuch mit doppelter Umlenkung sind daher für das trockene Tiefziehen nicht aussagekräftig genug, um die Anwendbarkeit eines Werkzeugwerkstoffes für das trockene Blechumformen einordnen zu können. Im trockenen Streifenziehen mit doppelter Umlenkung liegen die Umformkräfte bei den beiden Referenzwerkstoffen um 5 % bis 19 % höher als im geschmierten Zustand.

Die tribologischen Versuche im Streifenziehversuch mit der Kupfer-Aluminium-Legierung zeigen, dass im Gegensatz zum geschmierten System im trockenen System ein Anstieg der Reibzahl mit zunehmender Flächenpressung zu verzeichnen ist. Die gezogenen Bleche weisen sowohl im Streifenziehversuch als auch im Streifenziehversuch mit doppelter Umlenkung nur sehr geringe Veränderungen der Oberflächenrauheit auf, wohingegen eine signifikante Zunahme der Rauheit bei tiefgezogenen Näpfen ersichtlich ist. Die Messung der Oberflächenrauheit der Bleche als Indikator zur Bewertung des Prozesses ist jedoch nicht ausreichend, da diese nicht immer einen Aufschluss über einen adhäsiven Verschleiß gibt. Auf den Blechen im Streifenziehversuch (**Bild 5.34**) und auf den Näpfen (**Bild 5.51**) sind adhäsive Anhaftungen des Werkzeugwerkstoffes nachgewiesen. Dabei ist zu berücksichtigen, dass im Vergleich zur industriellen Massenproduktion eine nur sehr geringe Anzahl von Blechen geprüft wurde. Es kann davon ausgegangen werden, dass beim Trockenumformen einer hohen Stückzahl ein erhöhter Verschleiß des Werkzeuges zu verzeichnen wäre. Die adhäsiven Kupfer-Aluminium-Anhaftungen auf der Blechober-

fläche könnten zu Bi-Metallkorrosion führen, wobei sich das Stahlblech als Opferanode auflösen würde [Wei15].

Bei der Verwendung der MMC-Oberfläche unter Einsatz von Schmierstoff resultieren im Vergleich zu den Ergebnissen unter Einsatz der Kupfer-Aluminium-Legierung ohne Hartpartikel im Streifenziehversuch höhere Reibzahlen (**Bild 5.39**) und im Streifenziehversuch mit doppelter Umlenkung (**Bild 5.44**) sowie beim Napftiefziehen (**Bild 5.49**) höhere Umformkräfte. Das Prozessfenster zum geschmierten Napftiefziehen mit der hartpartikelverstärkten Oberfläche (**Bild 5.52**) ist jedoch genauso groß wie das bei der Anwendung der Oberfläche ohne eine Hartpartikelverstärkung. Ein Einfluss der Freilegungstiefe besteht nicht. Die MMC-Werkzeugoberfläche mit einer Freilegung der Partikel weist ein vergleichsweise hohes Leervolumen auf, das für das geschmierte Tiefziehen den Vorteil hat, dass der Schmierstoff lokal gehalten werden kann. Das Leervolumen stellt jedoch keine Schmierstofftaschen dar, die eine hydrostatische Wirkung erzielen könnten, da das Leervolumen in sich nicht abgeschlossen ist [Sta98, S.63 ff.].

Beim Trockentiefziehen von Näpfen unterliegen die max. Tiefziehkräfte im Vergleich zum geschmierten Tiefziehen signifikanten Schwankungen. Dies wird bei Werkzeugen sowohl ohne als auch mit einer Hartpartikelverstärkung beobachtet (**Bild 5.47** und **Bild 5.49**). Es kann festgehalten werden, dass zur Bewertung und Einordnung der notwendigen Umformkräfte beim Trockentiefziehen mindestens ein Wiederholungsversuch durchgeführt werden sollte. Bei einem Wiederholungsversuch muss das Werkzeug aus- und wieder eingebaut werden. Generell unterliegt das Ergebnis des Umformprozesses einerseits dem Einfluss der fertigungsbedingten Toleranzen der Werkzeuggeometrien und andererseits dem Einfluss der montagebedingten Ungenauigkeiten bei der Positionierung des Stempels, des Niederhalters und des Ziehringes. Bei der wiederholten Durchführung eines Versuchs mit demselben Werkzeug, unterliegt das Ergebnis, sofern kein signifikanter Verschleiß des Werkzeugs durch den ersten Versuch aufgetreten ist, nur den montagebedingten Einflüssen. Bei der Verwendung eines neuen Werkzeugs mit der gleichen Sollgeometrie wird der Versuch sowohl durch die montagebedingten als auch durch die fertigungsbedingten Ungenauigkeiten beeinflusst.

Im Gegensatz zu anderweitig untersuchten Werkzeugoberflächen mit Vertiefungen in der Oberfläche, bei denen der tragende bzw. der aus der Oberfläche herausstehende Anteil zusammenhängend ist [Shi19], stehen die bei der hier verwendeten MMC-Oberfläche herausstehenden Partikel (**Bild 5.36**) untereinander nicht im Kontakt bzw. sie bilden keine zusammenhängende Struktur. Unter Einwirkung der Flächenpressung bei einer tribologischen Beanspruchung bzw. beim Umformen dringen die Partikel in

die Oberfläche ein oder das Blech biegt sich zwischen den Partikeln durch. Die Größe des Einflusses der mikrogeometrischen Ausprägungen der Oberfläche kann hierzu durch analytische Berechnungen abgeschätzt werden (**Abschnitt 4.7**). Höhere Flächenpressungen führen zu einem verstärkten Eindringen der Partikel bzw. einem erhöhten Durchbiegen des Bleches zwischen den Partikeln. Unter Berücksichtigung der gemessenen Hartpartikelabstände (**Bild 5.18**, **Bild 5.21** und **Bild 5.24**) und der hier verwendeten Blechdicke kann festgehalten werden, dass die Durchbiegung des Bleches zwischen den Partikeln im Vergleich zum Eindringen der Partikel in das Blech vernachlässigbar klein ist. Nach den Berechnungen dringen größere und sphärische Partikel stärker ein als kleinere und mittig geschnittene Partikel (**Bild 5.54**). Der Einfluss der Partikelgröße auf das Eindringen der Partikel in das Blech gilt jedoch nur bei der Betrachtung von Oberflächen mit Partikeln mit nahezu gleicher Größe, da ein lokal unterschiedlich tiefes Eindringen des Bleches bei einer Oberfläche mit kleinen und großen Partikeln ein Durchbiegen des Bleches voraussetzen würde. Anhand der experimentellen Ergebnisse kann festgehalten werden, dass das Eindringen der geschnittenen Partikel, auch wenn die Eindringtiefe bei diesen womöglich geringer ausfällt als die Eindringtiefe von sphärischen Partikeln, als kritischer betrachtet wird, da an den geschnittenen Partikeln ein verstärkter Verschleiß des Bleches beobachtet wird (**Bild 5.53**). Die Ergebnisse vom Streifenziehversuch mit doppelter Umlenkung und vom Napftiefziehen zeigen, dass bei einer Freilegung der Partikel eine verstärkte Oberflächendeformation der Bleche zu verzeichnen ist. Es wird vermutet, dass durch die Freilegung der Partikel ein Eindringen ermöglicht bzw. verstärkt wird, was dann zu einer erhöhten Deformation der Blechoberfläche führen kann. Die Erhöhung der Flächenpressung von 4 MPa auf 12 MPa im Streifenziehversuch unter Verwendung einer MMC-Oberfläche mit freigelegten Partikeln führt zu einer signifikanten Deformation der Blechoberfläche, was auf ein stärkeres Eindringen der Partikel zurückzuführen ist. Bei einer weiteren Steigerung der Flächenpressung auf 20 MPa konnte kein signifikanter Anstieg der Oberflächenrauheit an den Blechen verzeichnet werden (**Bild 5.39**). Es wird vermutet, dass die Bleche bei der Anwendung einer Flächenpressung von 12 MPa schon mit der Matrix in Berührung standen und somit ein tieferes Eindringen der Partikel nicht möglich war. Die berechneten Werte der Eindringtiefe (**Bild 5.54**) zeigen aufgrund der Vereinfachungen in der Berechnung nur Tendenzen auf und geben nicht die Absolutwerte wieder, da die berechneten Werte der Eindringtiefe für eine Flächenpressung von 20 MPa unter dem Rauheitswert der Ausgangsoberfläche der Bleche liegen.

Generell verursacht der Einsatz der Hartpartikelverstärkung im trockenen System eine höhere Reibung, auch wenn die MMC-Werkzeugoberfläche ohne eine Freilegungstiefe der Partikel eingesetzt wird. Die Reibzahlen im Streifenziehversuch und im Kugel-

Platte-Test sind durch die Hartpartikelverstärkung erhöht und es werden im Streifenziehversuch mit doppelter Umlenkung und beim Napftiefziehen höhere Umformkräfte benötigt. Zudem sind auf allen Blechen bzw. Näpfen höhere Rauheitswerte zu verzeichnen, wenn die MMC-Oberfläche verwendet wird. Durch die Hartpartikelverstärkung wird jedoch der Verschleiß des Werkzeugs im trockenen System signifikant um den Faktor 10 gesenkt (**Bild 5.40**) und der adhäsive Materialübertrag des Werkzeugwerkstoffes auf dem Blechmaterial (**Bild 5.51**) wird reduziert. Die Freilegung der Partikel in der MMC-Werkzeugoberfläche hat keine Verkleinerung des Prozessfensters zum Trockentiefziehen von Näpfen zur Folge.

8 Zusammenfassung

Das Trockenumformen verursacht aufgrund des fehlenden Zwischenmediums einen intensiveren Kontakt zwischen dem Blech und dem Werkzeug. Dies führt zu einem erhöhten Verschleiß. Gegenwärtig kann das Trockenumformen nicht für die industrielle Massenproduktion eingesetzt werden. In der vorliegenden Arbeit wurde eine Methodik zur Herstellung einer Werkzeugoberfläche zum trockenen Tiefziehen eines hochlegierten Stahls vorgestellt, bei der eine Kupfer-Aluminium-Legierung mit Wolframschmelzcarbiden verstärkt wurde, um den Verschleiß der Werkzeugoberfläche zu reduzieren. Die Herstellung erfolgte mittels Laser-Dispergieren. Zudem wurde die Oberfläche mittels Laser-Abtragen dergestalt modifiziert, dass die metallische Matrix stärker abgetragen wurde als die Hartpartikel, so dass diese mit einer spezifischen Freilegungstiefe aus der Oberfläche herausstanden. Das tribologische Verhalten dieser MMC-Werkzeugoberfläche ohne als auch mit einer Freilegung der Partikel wurde charakterisiert und das trockene Tiefziehen erprobt.

Bei der Hartpartikelverstärkung mittels Laser-Dispergieren wurde ein hoher Hartpartikelgehalt angestrebt, wobei es galt, Schädigungen bzw. Agglomerationen der Partikel zu unterbinden. Es wurde hierzu erstmals eine Methodik zur Ermittlung des Volumenanteils der Partikel als Funktion des Schicht- und Partikelvolumens in laserdispergierten Spuren bzw. Schichten vorgestellt und angewendet. Dabei konnte aufgezeigt werden, dass durch die Partikeleindüsung beim Laser-Dispergieren gegenüber dem Laser-Umschmelzen eine Volumenzunahme der Spur auftritt. Die Volumenzunahme beruht einerseits auf dem zugeführten Partikelvolumen, wobei dargelegt werden konnte, dass das eingebrachte Partikelvolumen kleiner ist als die Volumenzunahme der Spur. Andererseits ist die Volumenzunahme daher zusätzlich durch den erhöhten Energieeintrag, aufgrund der erhöhten Absorption der Laserstrahlung durch die Partikeleindüsung, zu erklären. Durch die Betrachtung des Volumens wurden die Wirkmechanismen zwischen dem generierten Spur- bzw. Schichtvolumen, dem Pulvermassenstrom und den Pulvernutzungsgrad bzw. den Partikelvolumen aufgeschlüsselt und die Einflüsse auf den Hartpartikelgehalt analysiert. Der Partikelgehalt muss in den Einzelspuren stets geringer eingestellt werden als in den mehrspurigen Schichten beabsichtigt. So resultierte z. B. ein spezifischer Parametersatz in den Einzelspuren in einem Flächenanteil der Partikel von bis zu 34 %, der bei der Übertragung auf eine mehrspurige Schicht mit einem Überlappungsgrad von 40 % zu einem Flächenanteil von 53,3 % führt. Der max. Flächenanteil der Partikel, der in diesen Untersuchungen erzielt wurde, beträgt 59,8 %. Hinsichtlich des Prozessfensters zum Laser-Dispergieren kann bezüglich der unerwünschten Schädigung der Partikel

festgehalten werden, dass nicht die Intensität, sondern das Zusammenwirken der Streckenenergie und der Pulverstreckenmasse in Betracht gezogen werden muss, wobei dies für Einzelspuren und mehrspurige Schichten differenziert erfolgen muss. Für einen ausreichend hohen Hartpartikelgehalt und ein geringes Risiko zum Auftreten von Hartpartikelagglomeraten ist, für die in dieser Arbeit verwendete Werkstoffkombination, die Applikation einer Pulverstreckenmasse von 67 g/m und einer Streckenenergie von 400 J/mm für mehrspurige Schichten zielführend, wobei eine Geschwindigkeit zum flächigen Laser-Dispergieren von 729 mm²/min erzielt wurde. Mögliche Schwankungen in der Pulverförderung sind beim Laser-Dispergieren von mehrspurigen Schichten vernachlässigbar, da sie keinen Einfluss auf den Hartpartikelgehalt nehmen.

Es wurde aufgezeigt, dass mittels Laser-Abtragen die hartpartikelverstärkte Schicht dergestalt modifiziert werden kann, dass infolge eines stärkeren Abtrages der metallischen Matrix die Hartpartikel mit einer spezifischen Freilegungstiefe aus der Oberfläche herausstehen. Um die Effizienz des Vorganges zu quantifizieren, wurde der Freilegungsquotient, als Quotient aus der Freilegungstiefe und der Abtragtiefe der metallischen Matrix, eingeführt. Die Applikation eines geringeren Energieeintrages pro Fläche durch die Anwendung einer niedrigeren Fluenz oder eines geringeren Überlappungsgrades führt zu einem steigenden Freilegungsquotienten bzw. einer erhöhten Prozesseffizienz, der sich in einem geringeren Abtrag der Partikel äußert.

Die Interaktion zwischen dem Blech und den freigelegten, aus der Oberfläche herausstehenden, Partikeln wurde anhand eines Modells beschrieben. Es wurde aufgezeigt, dass mittig geschnittene und kleinere Partikel weniger stark in das Blech eindringen als sphärische und große Partikel, wobei zudem ein mögliches Durchbiegen des Bleches demgegenüber vernachlässigbar ist. Auf Basis der experimentellen Ergebnisse kann festgehalten werden, dass durch eine Hartpartikelverstärkung der Werkzeugoberfläche zwar höhere Reibkräfte, eine stärkere Deformation der Blechoberflächen und ein kleineres Prozessfenster beim Trockentiefziehen des hochlegierten Stahls resultieren, aber die Verschleißbeständigkeit der Werkzeugoberfläche um den Faktor 10 gesteigert wird und die adhäsiven Materialübertragungen des Werkzeugwerkstoffes auf den gezogenen Blechen signifikant reduziert werden können. Es kann festgehalten werden, dass bei einem Einsatz dieser MMC-Werkzeugoberfläche für die industrielle Massenproduktion zum Trockentiefziehen ein möglicher Verschleiß der metallischen Matrix zwischen den Partikeln und somit ein verschleißbedingtes Freilegen der Partikel den Prozess des Trockentiefziehen nicht signifikant negativ beeinflussen würde.

Das Trockenumformen bietet durch den Verzicht auf den Einsatz von Schmierstoffen zukünftig das Potenzial ökologische und ökonomische Vorteile in der Umformtechnik und somit eine Steigerung der Nachhaltigkeit in der Produktionstechnik zu erzielen.

Literaturverzeichnis

- [Abb91] Abboud, J. H.; West, D. R. F.: Microstructure of titanium injected with SiC particles by laser processing. *J. Mater. Sci. Lett.*, Vol. 10, (1991), 1149-1152.
- [Abb94] Abboud, J. H.; West, D. R. F.: Microstructure of Ti-TiB₂ surface layers produced by laser particle injection. *J. Mater. Sci. Lett.*, Vol. 13, (1994), 457-61.
- [Ack05] Acker, K. Van; Vanhoyweghen, D.; Persoons, R.; Vangrunderbeek, J.: Influence of tungsten carbide particle size and distribution on the wear resistance of laser clad WC/Ni coatings. *Wear*, Vol. 258, Issues 1–4, (2005), 194-202.
- [Ahn12] Ahn, D.; Jang, D.; Park, T.; Kim, D.: Laser removal of lubricating oils from metal surfaces. *Surface & Coatings Technology*, 206, (2012), 3751-3757.
- [Aig08] Aiguo, L.; Mianhuan, G.; Hailong, H.; Zhijie, L.: Microstructure of Cr₃C₂-reinforced surface metal matrix composite produced by gas tungsten arc melt injection. *Scr. Mater.*, Vol. 59, (2008), 231-234.
- [Ald05] Aldas, K.; Mat, M. D.: Experimental and theoretical analysis of particle distribution in particulate metal matrix composites. *J. Mater. Process. Technol.*, Vol. 160, (2005), 289-295.
- [Ali16] Ali, Y.; Steinerstauch, D.; Günther, K.; Henckell, P.; Bergmann, J. P.: Additive Fertigung von 3D-Verbundstrukturen mittels MSG-Schweißen. *DVS Congress 2016 – Große Schweißtechnische Tagung*, (2016), 75-79.
- [Alm17] Almohallami, A.; Arghavani, M.; Böhmermann, F.; Freiße, H.; Herrmann, M.; Mousavi, S.A.; Schöler, S.; Scholz, P.; Tenner, J.; Teller, M.; Umlauf, G.; Wulff, D.; Yilkiran, D.; Maier, H.J.: How dry is dry? A critical analysis of surface conditions used in dry metal forming. *Dry Met. Forming OAJ FMT*, 3, (2017), 90-94.
- [Ama09] Amado, J. M.; Tobar, M. J.; Alvarez, J. C.; Lamas, J.; Yanez, A.: Laser cladding of tungsten carbides (Spherotene) hardfacing alloys for the mining and mineral industry. *Applied Surface Science*, Vol. 255, (2009), 5553-5556.

- [Ama11] Amado, J. M.; Tobar, M. J.; Yanez, A.; Amigo, V.; Candel, J. J.: Crack Free Tungsten Carbide Reinforced Ni(Cr) Layers obtained by Laser Cladding. *Physics Procedia*, Vol. 12, (2011), 338-344.
- [And87] Andrejewski, W.; Honke, M.; Masch, K.: Verfahren zur Herstellung von Wolframschmelzkarbid. Patentnummer DE3608693A1, (1987).
- [Ash04] Ashfold, M. N. R.; Claeysens, F.; Fuge, G. M.; Henley, S. J.: Pulsed laser ablation and deposition of thin films. *Chemical Society Reviews*, Vol. 33, No. 1, (2004), 23-31.
- [Ast16] ASTM F3187-16: Standard guide for Directed Energy Deposition of Metals, (2016).
- [Art12] Arth, G.; Samoilov, A.: Metall-Matrix-Verbundwerkstoffe auf Eisenbasis. *Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*, Vol. 157, (2012), 306-312.
- [Aus14] Aussavy, D.; Costil, S.; El Kedim, O.; Montavon, G.; Bonnot, A.F.: Metal Matrix Composite Coatings Manufactured by Thermal Spraying: Influence of the Powder Preparation on the Coating Properties, *J. Therm. Spray Technol.* 23, (2014), 190-196.
- [Aye80] Ayers, J. D.; Tucker, T. R.: Particulate-TiC-hardened steel surfaces by laser melt injection. *Thin Solid Films*, Vol. 73, (1980), 201-207.
- [Aye81] Ayers, J. D.: Modification of metal surfaces by the laser melt-particle injection process. *Thin Solid Films*, Vol. 84, (1981), 323-331.
- [Bab02] Babu, S.S.; Martukanitz, R.P.; Parks, K.D.; David, S.A.: Toward Prediction of Microstructural Evolution during Laser Surface Alloying. *Metall. Mater. Trans. A33A*, (2002), 1189-1200.
- [Bac05] Bach, F.-W.; Möhwald, K.; Laarman, A.; Wenz, T.: *Moderne Beschichtungsverfahren*. WILEY-VCH Verlag, Weinheim, (2005), ISBN 3-527-30977-2, S. 1.
- [Bar11] Barletta, M.; Rubino, G., Gisario, A.: Adhesion and wear resistance of CVD diamond coatings on laser treated WC-Co substrates. *Wear*, 271, (2011), 2016-2024.
- [Bar15] Bartkowski, D.; Młynarczak, A.; Piasecki, A.; Dudziak, B.; Gosciński, M.; Bartkowska, A.: Microstructure, microhardness and corrosion resistance of Stellite-6 coatings reinforced with WC particles using laser cladding. *Optics & Laser Technology*, Vol. 68, (2015), 191-201.

- [Ben03] Benkäßler, G.; Ladewig, C.; Rühl, I.: Die γ_2 -Phase und ihre Effekte auf die Eigenschaften heterogener Mehrstoff-Kupfer-Aluminium-Legierungen. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik.*, Vol. 34, (2003), 444-452.
- [Ber98] Berns, H.: *Hartlegierungen und Hartverbundwerkstoffe: Gefüge, Eigenschaften, Bearbeitung, Anwendungen.* Springer-Verlag, Berlin, (1998), ISBN 978-3-642-51506-4.
- [Ber03] Berns, H.: Comparison of wear resistant MMC and white cast iron. *Wear*, Vol. 254, (2003), 47-54.
- [Ber15] Bergmann, J. P.; Regensburg, A.; Fleischhauer, K.: Prozessentwicklung zur quantitativen Bewertung der Materialverteilung mit Friction Stir Processing-hergestellten Surface Composites. *DVS Congress 2015 – Große Schweißtechnische Tagung*, (2015), 645-649.
- [Bli13] Bliedtner, J.; Müller, H.; Barz, A.: *Lasermaterialbearbeitung - Grundlagen, Verfahren, Anwendungen, Beispiele.* 1. Auflage, Carl Hanser Verlag, München, (2013), ISBN 978-3-446-42168-4.
- [Bri10] Brinksmeier, E.; Riemer, O.; Twardy, S.: Tribological behavior of micro structured surfaces for micro forming tools. *Design of Ultraprecision and Micro Machine Tools and their Key Enabling Technologies*, Vol. 50, No. 4, (2010), 425-430.
- [Bri18] Britz, D.: *Stahlgefüge besser verstehen – Kontrastierung, Bildanalyse und Klassifizierung niedriglegierter Stähle.* Dissertation, Universität des Saarlandes, (2018), S. 87-89.
- [Bri19] Britten, S.; Krause, V.: Industrial Blue Diode Laser Breaks 1 kW Barrier: New cw high power blue diode laser allows controlled heat conduction welding of copper. *PhotonicsViews*, 2, (2019), 30-33.
- [Bro14] Broitman, E.: The nature of the frictional force at the macro-, micro-, and nano-scales. *Friction*, Vol. 2, No. 1, (2014), 40-46.
- [Bro16] Brosius, A.; Mousavi, A.: Lubricant free deep drawing process by macro structured tools. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 65, (2016), 253-256.
- [Bro89] Broszeit, E.; Fodor, A.; Popp, W.; Schröder, H. J.: Tribologisches Verhalten von Gleitwerkstoffen auf Kupferbasis. *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.*, Vol. 20, (1989), 37-42.

- [Cal13] Calderon Urbina, J. P.; Daniel, C.; Emmelmann, C.: Experimental and analytical investigation of cemented tungsten carbide ultra-short pulse laser ablation. *Physics Procedia*, Vol. 41, (2013), 752-758.
- [Cab14] Cabeza, M.; Castro, G.; Merino, P.; Penaa, G.; Romana, M.: A study of laser melt injection of TiN particles to repair maraging tool steels. *Surface Interface Analysis*, 46, (2014), 861-864.
- [Can10] Candel, J. J.; Amigó, V.; Ramos, J. A.; Busquets, D.: Sliding wear resistance of TiC reinforced titanium composite coating produced by laser cladding. *Surface and Coatings Technology*, Vol. 204, No. 20, (2010), 3161-3166.
- [Cel16] Çelikyürek, I.; Aytaç, B.: Dry sliding friction and wear behavior of bronze matrix composites reinforced with Ni₃Al particles: Comparison with conventional brake lining. *Int. J. Mater. Res. (formerly Z. Metallkd.)*, 107, 9, (2016), 836-841.
- [Cha06] Chawla, N.; Chawla, K. K.: *Metal Matrix Composites*. Springer Science+Business Media, New York, (2006), ISBN 0-387-28567-9, S.152.
- [Che08] Chen, Y.; Liu, D.; Li, F.; Li, L.: WC/Ti-6Al-4V graded metal matrix composites layer produced by laser melt injection. *Surf. Coat. Technol.*, Vol. 202, (2008), 4780-4787.
- [Che09] Chen, Y.; Liu, D.; Li, L.; Li, F.: Microstructure evolution of single crystal WCp reinforced Ti-6Al-4V metal matrix composites produced at different cooling rates. *J. Alloys Compd.*, Vol. 484, (2009), 108-112.
- [Cho01] Chong, P.H.; Man, H.C.; Yue, T.M.: Microstructure and wear properties of laser surface-cladded Mo-WC MMC on AA6061 aluminum alloy. *Surface and Coatings Technology*, 14, (2001), 51-59.
- [Cla08] Claußen, S.; Weidlich, N.; Herzog, D.; Haferkamp, H.: Lasterstrahlaufragschweißen von Nanocomposite-Schichten zur Erzeugung verschleißbeständiger Schneidflächen. *Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e. V., 7. Fachtagung*, (2008), 51-55.
- [Dah89] Dahotre, N. B.; McCay, T. D.; McCay, M. H.: Laser processing of a SiC/Al-alloy metal matrix composite. *J. Appl. Phys.*, Vol. 65, (1989), 5072-5077.

- [Dai14] Dai, D.; Gu, D.: Thermal behavior and densification mechanism during selective laser melting of copper matrix composites: Simulation and experiments. *Materials and Design*, Vol. 55, (2014), 482-491.
- [Dan19] Daniel, C.: Laserstrahlabtragen von kubischem Bornitrid zur Endbearbeitung von Zerspanwerkzeugen. Dissertation, Technische Universität Hamburg, (2019), ISBN 978-3-662-59273-1, S. 19.
- [Del87] Delannay, F.; Froyen, L.; Deruyttere, A.: The wetting of solids by molten metals and its relation to the preparation of metal-matrix composites. *Journal of Materials Science*, Vol. 22, No. 1, (1987), 1-16.
- [Des17] Deschuyteneer, D.; Petit, F.; Gonon, M.; Cambier, F.: Influence of large particle size – up to 1.2mm– and morphology on wear resistance in NiCrBSi/WC laser cladded composite coatings, *Surf. Coat. Technol.* 311, (2017), 365-373.
- [Deu97] Deuis, R. L.; Yellup, J. M.; Subramanian, C.: Metal-matrix composite coatings by PTA surfacing. *Compos. Sci. Technol.*, Vol. 58, (1997), 299-309.
- [Deu07] Deutschmann, M.: Lasergestützte Herstellung von Keramik-Stahl-Werkstoffverbundschichten für Werkzeuge der Blechumformung. Dissertation, Gottfried Wilhelm Leibniz Universität Hannover, (2007), ISBN 978-3-939026-47-1.
- [Deu10] Deutsches Kupferinstitut: Auskunft- und Beratungsstelle für die Verwendung von Kupfer und Kupferlegierungen: Kupfer-Aluminium-Legierungen. Informationsdruck i.6., Düsseldorf, Auflage 03, (2010).
- [Din84] DIN 1310:1984-02: Zusammensetzung von Mischphasen (Gasgemische, Lösungen, Mischkristalle); Begriffe, Formelzeichen, (1984).
- [Din14] DIN EN 12420: Kupfer- und Kupferlegierungen - Schmiedestücke; Deutsche Fassung, (2014).
- [Din14a] DIN EN 10088-3: Nichtrostende Stähle - Teil 3: Technische Lieferbedingungen für Halbzeug, Stäbe, Walzdraht, gezogenen Draht, Profile und Blankstahlerzeugnisse aus korrosionsbeständigen Stählen für allgemeine Verwendung, (2014).
- [Din18] DIN EN ISO 4957: Werkzeugstähle, (2018).

- [Dit19] Ditsche, A.; Seefeld, T.: Agglomerated Tungsten Carbide: A New Approach for Tool Surface Reinforcement. *Key Engineering Materials*, Vol. 809, (2019), 121-127.
- [Doe10] Doege, E.; Behrens, B. A.: *Handbuch Umformtechnik – Grundlagen, Technologien, Maschinen*. 2. Auflage, Springer, Berlin, (2010), ISBN 978-3-642-04249-2.
- [Dub06] Dubourg, L.; St-Georges, L.: Optimization of laser cladding process using taguchi and EM methods for MMC coating production, *J. Therm. Spray Technol.* Volume 15, (2006), 790-795.
- [Dum05] Dumitru, G.; Lüscher, B.; Krack, M.; Bruneau, S.; Hermann, J.; Gerbig, Y.: Laser processing of hardmetals: Physical basics and applications. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 23, (2005), 278-286.
- [Dun14] Dunn, A.; Wlodarczyk, K.L.; Carstensen, J.V.; Hansen, E.B.; Gabzdyl, J.; Harrison, P.M.; Shephard, J.D.; Hand, D.P.: Laser Texturing for High Friction Applications. *Optics and Lasers in Engineering*, Vol. 62, (2014), 9-16.
- [Dur13] Durum Verschleiss-Schutz GmbH: Materials and Services for wear protection. Willich (Germany), (2013), S. 1-52.
- [Dvs11] DVS – Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.: Merkblatt DVS 3215 Laserstrahl-Auftragsschweißen. (2011).
- [Dvs18] DVS – Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.: DVS-Technikreport 2018.
- [Ebe14] Eberle, G.; Wegener, K.: Ablation study of WC and PCD composites using 10 picosecond and 1 nanosecond pulse durations at green and infrared wavelengths. *Physics Procedia*, 56, (2014), 951-962.
- [Eng07] Engelhart, P.: Lasermaterialbearbeitung als Schlüsseltechnologie zum Herstellen rückseitenkontaktierter Siliziumsolarzellen. Dissertation, Gottfried Wilhelm Leibniz Universität Hannover, (2007), S. 49.
- [Eng12] Engelhardt, U.; Hildenhagen, J.; Dickmann, K.: Abtragsverhalten verschiedener Werkstoffe beim Mikrostrukturieren mit Pikosekundenlasern in Kombination mit einer Scanoptik. *Laser Magazin*, Nr. 2, (2012), 8-11.

- [Eva03] Evans, A.; San Marchi, C.; Mortensen, A.: Metal Matrix Composites in Industry: An Introduction and a Survey. Springer, Berlin, (2014), ISBN 978-1-4615-0405-4, S. 40.
- [Exn86] Exner, H.E.; Hourgardy, H.P.: Einführung in die quantitative Gefügeanalyse. Deutsche Gesellschaft für Materialkunde (DGM), Oberursel, (1986), ISBN 3883551082.
- [Fah14] Fahrenwaldt, H. J.; Schuler, V., Twrdek, J.: Praxiswissen Schweißtechnik – Werkstoffe, Prozesse, Fertigung. 5. Auflage, Springer, Berlin, (2014), ISBN 978-3-658-03140-4, S. 214.
- [Fai12] Faißt, B.: Anwendungen mit Pikosekundenlasern. Präsentation vom 22.11.2012, Trumpf, Ditzingen, (2012).
- [Far02] Farr, M. T.: Zieh- und Stempelkantenradien beim Tiefziehen. Dissertation, Universität Stuttgart, (2002), ISBN 3-88355-309-3, S. 66-73.
- [Fer15] Fernández, M.R.; García, A.; Cuetos, J.M.; González, R.; Noriega, A.; Cadenas, M.: Effect of actual WC content on the reciprocating wear of a laser cladding NiCrBSi alloy reinforced with WC, Wear 324-325, (2015), 80–89.
- [Fil04] Filzek, J.: Kombinierte Prüfmethode für das Reib-, Verschleiß- und Abriebverhalten beim Tief- und Streckziehen. Dissertation, RWTH Aachen, (2004), ISBN 3-8322-3523-X, S. 16.
- [Fin15] Finger, J.; Calupka, C.; Reininghaus, M.: High power ultra-short pulse laser ablation of IN718 using high repetition rates. Journal of Materials Processing Technology, Vol. 226, (2015), 221-227.
- [Fis05] Fischer, U.; Gomeringer, R.; Heinzler, M.; Kilgus, R.; Näher, F.; Oesterle, S.; Paetzold, H.; Stephan, A.: Tabellenbuch Metall. Haan-Gruiten: Europa-Lehrmittel, (2005), S. 320-321.
- [Flo14] Flores, G.: Tribologisch gestaltete Oberflächen durch Laserstrukturieren. MikroLas 2, Innovationsforum, Gehring Technologies GmbH & Co. KG. (2014).
- [Föh11] Föhl, C.: Einsatz ultrakurz gepulster Laserstrahlung zum Präzisionsbohren von Metallen. Dissertation, Universität Stuttgart, (2011), ISBN 978-3-8316-4120-8.

- [Fra10] Franzen, V.; Witulski, J.; Brosius, A.; Trompeter, M.; Tekkaya, A. E.: Textured Surfaces for Deep Drawing Tools by Rolling. *Int. J. of Machine Tools & Manufacture*, Vol. 50, (2010), 969-976.
- [Fri15] Fritz, A. H.; Schulze, G.: *Fertigungstechnik*. 11. Auflage, Springer, Berlin, (2015), ISBN 978-3-662-46554-7, S. 474.
- [Gas96] Gassmann, R.C.: Laser cladding with (WC+W₂C)/Co–Cr–C and (WC+W₂C)/Ni–B–Si composites for enhanced abrasive wear resistance. *Materials Science and Technology*, Vol. 12, (1996), 691-696.
- [Geb99] Gebert, A.; Duitsch, U.; Semmler, U.; Bouaifi, B.; Ait-Mekideche, A.: Erhöhung der Verschleißfestigkeit von Kupfer durch Legieren und Dispergieren mittels Plasma und Wolfram-Inertgasschweißen. *Schweißen & Schneiden*, Vol. 51, No. 10, (1999), 626-635.
- [Gft02] GfT-Arbeitsblatt 7: Tribologie. Gesellschaft für Tribologie e.V., (2002).
- [Gra18] Graf, B.: Laser-Pulver-Auftragschweißen in der additiven Prozesskette für Legierungen aus dem Turbomaschinenbau. Dissertation, TU Berlin, (2018), ISBN 978-3-8396-1387-0.
- [Gro14] Gross, D.; Hauger, W.; Schröder, J.; Wall, W. A.: *Technische Mechanik 2: Elastostatik*. 12. Auflage, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, (2014), S. 119-122, ISBN 978-3-642-40965-3
- [Grü96] Grünenwald, B.: Verfahrensoptimierung und Schichtcharakterisierung beim einstufigen Cermet-Beschichten mittels CO₂-Hochleistungslaser. Dissertation, Universität Stuttgart, (1996), ISBN 3-519-06229-1, S.123
- [Gru10] Grueninger, A.; Weidlich, N.; Meier, O.; Deutschmann, M.: Tools with laser particle injected surfaces for high strength steel and aluminium processing, *Int. J. Microstructure and Materials Properties* 5, (2010), 178-192.
- [Gün16] Günther, K.; Henckell, P.; Bergmann, J. P.; Häßler, M.; Hertel, M.; Füssel, U.: Effizientes MSG-Auftragschweißen hartstoffverstärkter Verschleißschutzlegierungen unter Berücksichtigung des Nachbearbeitungsaufwandes. 11. Fachtagung Verschleißschutz von Bauteilen durch Auftragschweißen in Halle, (2016), 82-86.
- [Gün18] Günther, K.: Werkstofftechnische Betrachtungen zum Heißdraht unterstützten MSG-Auftragschweißen hartstoffverstärkter Verschleißschutzlegierungen. Dissertation, Universität Ilmenau, (2018), ISBN 978-3-86360-174-4.

- [Haf94] Haferkamp, H.; Marquering, M.; Schmidt, H.; Bach, F.-W.: Laserstrahl-Pulver-Auftragschweißen von Aluminiumbronze. *Blech Rohre Profile*, 41, (1994), 459-464.
- [Haf00] Haferkamp, H.; Ostendorf, A.; Becker, H.: Laserstrahl-Dispergieren zum Verschleißschutz von Präzisionsklingen aus Bandstahlwerkstoffen. Forschungsbericht P353, AiF-Nr. 11231 N, ISBN 3-934238-35-1, (2000).
- [Häf17] Häfner, T., Herberle, J.; Hautmann, H.; Zhao, R.; Tenner, J.; Tremmel, S.; Merklein, M.; Schmidt, M.: Effect of Picosecond Laser Based Modifications of Amorphous Carbon Coatings on Lubricant-free Tribological Systems. *JLMN-Journal of Laser Micro/Nanoengineering* Vol. 12, No. 2, (2017), 132-140.
- [Har05] Harzic, R.; Breitling, D.; Weikert, M.; Sommer, S.; Föhl, C.; Valette, S.; Donnet, C.; Audouard, E.; Dausinger, F.: Pulse width and energy influence on laser micromachining of metals in a range of 100 fs to 5 ps. *Applied Surface Science*, Vol. 249, (2005), 322-331.
- [Har14] Hartmann, C.: Laserabtrag mit zeitlicher Modulation der Energiedeposition. Dissertation, RWTH Aachen, (2014), ISBN 978-3-86359-255-4, S. 5-6.
- [Has02] Haschida, M.; Semerok, A.F.; Gobert, O.; Petite, G.; Izawa, Y.; Wagner, J.F.: Ablation threshold dependence on pulse duration for copper. *Applied Surface Science*, Vol. 197 - 198, (2002), 862-867.
- [Häß15] Häbeler, M.; Rose, S.; Füssel, U.; Dresden, K.; Günther, K.; Eiber, M.; Bergmann, J. P.: Herstellen gradiertes Verschleißschutzschichten durch MSG-Tandemschweißen mit zusätzlicher Hartstoffeinbringung. *DVS Congress 2015 – Große Schweißtechnische Tagung*, (2015), 762-770.
- [Häß16] Häbeler, M.; Füssel, U.; Hertel, M.; Dresden, K.; Günther, K.; Bergmann, J. P.: Effizientes MSG-Auftragschweißen und Nacharbeit von Verschleißschutzschichten. *DVS Congress 2016 – Große Schweißtechnische Tagung*, (2016), 365-370.
- [Heb18] Heberle, J.; Häfner, T.; Schmidt, M.: Efficient and damage-free ultrashort pulsed laser cutting of polymer intraocular lens implants. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 67, (2018), 197-200.
- [Hec18] Hecht, M.: Qualifizierung und technisch-wirtschaftliche Bewertung von Hochleistungsverschleißschutzsystemen zum Einsatz unter feinabrasiv-

- erosiver Beanspruchung. Dissertation, Technische Universität Clausthal, (2018), ISBN: 978-3668831513, S. 93.
- [Hei05] Heigl, R.: Herstellung von Randschichten auf Aluminiumgusslegierungen mittels Laserstrahlung. Dissertation. Universität Stuttgart, (2004), ISBN 3-8316-0460-6, S. 144.
- [Hei15] Heine, B.: Werkstoffprüfung: Ermittlung der Eigenschaften metallischer Werkstoffe. 3. Auflage, Carl Hanser Verlag, München, (2015), ISBN 978-3-446-44455-3, S. 107.
- [Hel14] Helmer, H. E.; Körner, C.; Singer, R. F.: Additive manufacturing of nickel-based superalloy Inconel 718 by selective electron beam melting: Process window and microstructure. *Journal of Material Research*, 29, 17, (2014), 1987-1996.
- [Her08] Herrmann, T.: Pikosekunden-Laser: Strahlquellen für die moderne Fertigung - Leistungsstarke Systeme eröffnen neue Perspektiven. *Laser Journal*, Nr. 2, (2008), 40-43.
- [Hil14] Hilgenberg, K.: Investigation of the Self-Organising Behaviour of the Laser Implanted Tool Surfaces. Dissertation, Universität Kassel, (2014), ISBN 978-3-86219-788-0.
- [Hir01] Hiraga, H.; Inoue, T.; Kamado, S.; Kojima, Y.: Improving the wear resistance of a magnesium alloy by laser melt injection. *Mater. Trans.*, 42, (2001), 1322-1325.
- [Hor01] Hortig, D.: Werkzeugbeschichtung mit Trockenschmierstoffeigenschaften für das Tiefziehen. Dissertation, Technische Universität Darmstadt, (2001), ISBN 3-8265-8517-2, S. 20-32.
- [Hor08] Hornbogen, E.; Eggeler, G.; Werner, E.: Werkstoffe – Aufbau und Eigenschaften von Keramik-, Metall-, Polymer- und Verbundwerkstoffen. 9. Auflage, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, (2008), ISBN 978-3-540-71857-4, S. 465.
- [Hu95] Hu, C.; Xin, H.; Baker, T. N.: Laser processing of an aluminium AA6061 alloy involving injection of SiC particulate. *J. Mater. Sci.*, Vol. 30, (1995), 5985-5990.
- [Hua04] Huang, S. W.; Samandi, M.; Brandt, M.: Abrasive wear performance and microstructure of laser clad WC/Ni layers. *Wear*, Vol. 256, (2004), 1095-1105.

- [Hüg09] Hügel, H.: Laser in der Fertigung. 2. Auflage, Vieweg+Teubner, Wiesbaden, (2009), ISBN 978-3-83510-005-3, S. 274-277.
- [Hus05] Hussainova, I.: Microstructure and Erosive Wear in Ceramic-based Composites. *Wear*, Vol. 258, (2005), 357-365.
- [Hut94] Hutchings, I. M.: Tribological properties of metal matrix composites. *Materials Science and Technology*, Vol. 10, No. 6, (1994).
- [Iso19] ISO/ASTM 52911-1:2019: Additive manufacturing — Design — Part 1: Laser-based powder bed fusion of metals, (2019).
- [Jam12] Jambor, T.: Funktionalisierung von Bauteiloberflächen durch Mikro-Laserauftragschweißen. Dissertation, RWTH Aachen, (2012), S. 3-14.
- [Jen09] Jendrzewski, R.; Van Acker, K.; Vanhoyweghen, D.; Śliwiński, G.: Metal matrix composite production by means of laser dispersing of SiC and WC powder in Al alloy. *Applied Surface Science*, Vol. 255, (2009).
- [Ji15] Ji, B.; Yao, J.; Zhang, Q.; Li, Z.; Yang, L.: Microstructure and tribological performance of tungsten carbide reinforced stainless steel composite coatings by supersonic laser deposition, *Surf. Coat. Technol.* 275, (2015), 58-68.
- [Kai06] Kainer, K. U.: Metal Matrix Composites – Custom-made Materials for Automotive and Aerospace Engineering. Wiley-Vch Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, (2006), ISBN 3-527-31360-5, S. 22-24.
- [Kap96] Kaptay, G.: Interfacial phenomena during melt processing of ceramic particle-reinforced metal matrix composites, part I. introduction (incorporation) of solid particles into melts. *Mater. Sci. Forum*, Vol. 215-216, (1996), 459-466.
- [Kap99] Kaplan, A.; Bögl, M.; Liedl, G.; Schuöcker, D.: TiC/Al-metal-matrix-composites produced by laser surface treatment. *International Symposium on Automotive Technology and Automation (ISATA)*, (1999), 305.
- [Kel10] Kellner, F.: Korrosionsverhalten und -mechanismen von Hartmetallen mit unterschiedlicher mikrostruktureller Längenskala. Dissertation, Universität Erlangen-Nürnberg, (2010), S. 17-25.
- [Khm16] Khmyrov, R.S.; Safronov, V.A.; Gusarov, A.V.: Obtaining crack-free WC-Co alloys by selective laser melting, *Phys. Procedia* 83, (2016), 874-881.

- [Kli09] Klimt, B.: Picosecond lasers: the power of cold ablation. *Optics & Laser Europe*, (2009), 19-21.
- [Klo98] Kloostermann, A. B.; Kooi, B. J.; De Hosson, J. Th. M.: Electron Microscopy of reaction layers between SiC and Ti-6Al-4V after laser embedding. *Acta mater*, Vol. 46, (1998), 6205-6217.
- [Klo07] Klocke, Fritz; König, W.: *Fertigungsverfahren 3 - Abtragen, Generieren und Lasermaterialbearbeitung*. Springer, Berlin, (2007), S. 2, ISBN 78-3-54048-954-2.
- [Kno11] Knotte, A.; Klotz, J.; Hassel, T.; Bach, Fr.-W.: Metal Matrix Composites als Schneidwerkstoff für Metallverbundstrukturen beim Rückbau von kerntechnischen Anlagen. Abschlussbericht BMBF-Verbundprojekt, Förderkennzeichen 02S8447, 2011, S. 15 ff.
- [Koc11] Koch, J.: *Laserendbearbeitung metallischer Werkstoffe*. Dissertation, Technische Universität Ilmenau, (2011), ISBN 978-3-939473-95-4, S. 166-167.
- [Köh17] Köhler, H.: *Schwingfestigkeit laserauftraggeschweißter legierter Stähle*. Dissertation, Universität Bremen, ISBN 978-3-933762-58-0, (2017).
- [Kol04] Kolbe, G.: *Beitrag zur Erhöhung der Verschleißbeständigkeit von Bauteilen aus TiAl6V4 durch Dispergieren/ Legieren mit Diboriden*. Dissertation, Technische Universität Chemnitz, (2004), S. 66-68.
- [Kön05] König, J.; Nolte, S.; Tünnermann, A.: Plasma evolution during metal Ablation with ultrashort laser pulses. *Optics Express*, Vol. 13, No. 26, (2005), 10597-10607.
- [Koo99] Kooi, B. J.; Kabel, M.; Kloosterman, A. B.; De Hooson, J. Th. M.: Reaction layers around SiC particles in Ti: an electron microscopy study. *Acta mater*, Vol. 47, (1999), 3105-3116.
- [Kru08] Krug, P.: *Sprühkompaktierte Aluminiumlegierungen – Ungewöhnliche Werkstoffe für anspruchsvolle Leichtbaukonzepte*. *Schmiede-Journal*, September (2008), 34-36.
- [Küg18] Kügler, H; Vollertsen, F.: Determining Absorptivity Variations of Multiple Laser Beam Treatments of Stainless Steel Sheets. *J. Manuf. Mater. Process.* 2018, 2, 84, 1-12.
- [Kur06] Kurlov, A. S.; Gusev, A. I.: Tungsten carbides and W-C phase diagram. *Inorganic Materials*, Vol. 42, No. 2, (2006), 121-127.

- [Kuw07] Kuwer, C. J.: Verschleißreduktion beim Tiefziehen von X5CrNi 18-10. Dissertation, RWTH Aachen, (2007), ISBN 978-3-83226-474-1, S. 6-10.
- [Kuz12] Kuzmanovic, J.; Danninger, H.; Gierl, Ch.; Zbiral, J.; Halwax, E.; Zikin, A.: Preparation and properties of sintered Fe and Ni based MMCs reinforced with fused tungsten carbide particles. Powder Metallurgy Progress, Vol.12, , No 2, (2012), 84-94.
- [Lan95] Lang, A.: Laserstrahlspritzen von Schneidbelägen. Dissertation, Universität Erlangen-Nürnberg, (1995), S. 85 ff.
- [Lau15] L. Lau: Einsatz eines randzonenaufgekohlten Wolframschmelzkarbid in Nickel- und Eisenbasishartlegierungen zum schweißtechnischen Panzern hochverschleißbeanspruchter Oberflächen. Dissertation, TU Clausthal, (2015), ISBN 978-3-86948-457-0.
- [Lei11] Leitz, K. H.; Redlingshöfer, B.; Reg, Y.; Otto, A.; Schmidt, M.: Metal Ablation with Short and Ultrashort Laser Pulses. Physics Procedia, Vol. 12, (2011), 230- 238.
- [Leu15] Leunda, J.; Soriano, C.; Sanz, C.: Inner walls laser cladding of WC reinforced Ni coatings. Proceeding of Laser in Manufacturing, (2015).
- [Li01] Li, T.; Lou, Q.; Dong, J.; Wei, Y.; Liu, J.: Modi®ed surface morphology in surface ablation of cobalt-cemented tungsten carbide with pulsed UV laser radiation. Applied Surface Science, 172, (2001), 331-344.
- [Li01a] Li, T.; Lou, Q.; Wei, Y.; Dong, J.; Liu, J.: Laser-induced breakdown spectroscopy for on-line control of selective removal of cobalt binder from tungsten carbide hardmetal by pulsed UV laser surface ablation. Applied Surface Science, 181, (2001), 225-233.
- [Li09] Li, F. Q.; Chen, Y. B.; Li, L. Q.: Microstructures of surface modification layer on Q235 steel produced by laser melt injection of WC. Trans. Nonferrous Met. Soc. China, Vol. 19, (2009), 558-562.
- [Li11] Li, L.; Gui, C.: Effect of Dissolving of WC/W₂C on the Interface Microstructure of Iron Matrix Hardfacing Alloys. Advanced Materials Research, Vol. 306-307, (2011), 819-822.
- [Li12] Li, F.Q.; Li, L.Q.; Chen, Y.B.: Arc enhanced laser melt injection WC particles on Al surface. Surf. Eng. 29, (2012), 296-299.

- [Li16] Li, X.-G.; Heisterüber, L.; Achelis, L.; Fritsching, U.: Multiscale descriptions of particle-droplet interactions in multiphase. *International Journal of Multiphase Flow*, 80, (2016), 15-28.
- [Lin03] Linke, P.; Weiss, K. H.; Nutsch, G.: Neue Technologie zur Herstellung von Wolframschmelzkarbid. *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.*, Vol. 34, (2003), 613-617.
- [Liu07] Liu, A.; Guo, M.; Zhao, M.; Wang, C.: Microstructures and wear resistance of large WC particles reinforced surface metal matrix composites produced by plasma melt injection. *Surf. Coat. Technol.*, Vol. 201, (2007), 7978- 7982.
- [Liu15] Liu, D.; Hu, P.; Min, G.: Interfacial reaction in cast WC particulate reinforced titanium metal matrix composites coating produced by laser processing. *Opt Las Technol.*, Vol. 69, (2015), 180- 186.
- [Maj06] Majumdar, J. D.; Chandra, B. R.; Nath, A. K.; Manna, I.: Compositionally graded SiC dispersed metal matrix composite coating on Al by laser surface engineering. *Mater. Sci. Eng.*, Vol. 433, (2006), 241-250.
- [Mar96] Marquering, M.: Beitrag zum Laserstrahl-Pulver-Auftragschweißen von Aluminiummehrstoffbronzen. Dissertation, Universität Hannover, (1996), ISBN 3-18-346705-4, S. 3-11.
- [Meh90] Mehlmann, A.; Dirnfeld, S. F.; Minkhoff, I.: Laser-melt injection of B4C on titanium. *Surf. Coat. Technol.*, Vol. 42, (1990), 275-281.
- [Mei00] Meigh, C. H.: Cast and wrought aluminium bronzes - properties, processes and structure. IOM Communications, (2000), ISBN 978-1-861-25062-9, S. 220-227.
- [Mei99] Meiners, W.: Direktes selektives Laser-Sintern einkomponentiger metallischer Werkstoffe. Dissertation, Shaker Verlag, RWTH Aachen, (1999), ISBN 3-8265-6571-1.
- [Mel13] Melendez, N.M.; McDonald, A.G.: Development of WC-based metal matrix composite coatings using low-pressure cold gas dynamic spraying, *Surf. Coat. Technol.* 214, (2013), 101-109.
- [Mer15] Merklein, M.; Andreas, K.; Steiner, J.: Influence of Tool Surface on Tribological Conditions in Conventional and Dry Sheet Metal Forming. *Int. J. of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology*, Vol. 2, No. 2, (2015), 131-137.

- [Mer16] Merklein, M.; Schmidt, M.; Tremmel, S.; Wartzack, S.; Andreas, K.; Häfner, T.; Zhao, R.; Steiner, J.: Tailored modifications of amorphous carbon based coatings for dry deep drawing. *Dry Metal Forming Open Access Journal*, Vol. 2, (2016), 25-39.
- [Mic14] Michalowski, A.: Untersuchungen zur Mikrobearbeitung von Stahl mit ultrakurzen Laserpulsen. Dissertation, Universität Stuttgart, (2014), ISBN 978-3-8316-4424-7, S. 67-78.
- [Mir05] Miracle, D.B.: Metal matrix composites – From science to technological significance, *Compos. Sci. Technol.* 65 (2005), 2526-2540.
- [Mis03] Mishra, R. S.; Ma, Z. Y.; Charit, I.: Friction stir processing: a novel technique for fabrication of surface composite. *Mater. Sci. Eng.*, Vol. 341, (2003), 307-310.
- [Mol09] Moll, H.: Werkstofftechnische Betrachtung des Pulverbeschichtens durch Walzen. Dissertation, Ruhr-Universität Bochum, (2009), ISBN 978-3-943063-01-1, S. 43.
- [Mou15] Mousavi, A.; Brosius, A.: Tool concepts for dry forming. *Dry Metal Forming Open Access Journal*, Fast Manuscript Track, Nr. 1, (2015), 79-82.
- [Mou18] Mousavi, A.; Sperk, T.; Gietzelt, T.; Kunze, T.; Lasagni, A.F.; Brosius, A.: Effect of Contact Area on Friction Force in Sheet Metal Forming Operation. *Key Engineering Materials*, Vol. 767, (2018), 77-84.
- [Mri97] Mridha, S.; Baker, T. N.: Metal matrix composite layer formation with 3 μm SiC_p powder on IMI318 titanium alloy surfaces through laser treatment. *J. Mater. Process. Technol.*, Vol. 63, (1997), 432- 437.
- [Mül02] Müller, J.: Keramische Wirkflächen in Werkzeugen für die Blechumformung. Dissertation, Universität Stuttgart, (2002), ISBN 3-88355-315-8.
- [Nas08] Nascimento, A. M. D.; Ocelik, V.; Ierardi, M. C. F.; De Hosson, J. Th. M.: Microstructure of reaction zone in WCp/duplex stainless steels matrix composites processing by laser melt injection. *Surf. Coat. Technol.*, Vol. 202, (2008), 2113- 2120.
- [Neg17] Negel, J.-P.: Scheibenlaser-Multipassverstärker für ultrakurze Laserpulse mit Ausgangsleistungen im kW-Bereich. Dissertation, Universität Stuttgart, (2017), ISBN 978-3-8316-4632-6.

- [Nei04] Neidhardt, J.; Hultmann, L.; Broitmann, E.; Scharf, T.W.; Singer, I.L.: Structural, mechanical and tribological behavior of fullerene-like and amorphous carbon nitride coatings. *Diamond & Related Materials*, 13, (2004), 1882- 1888.
- [Nes13] Nestler, J.: *Verbundwerkstoffe - Werkstoffverbunde - Status quo und Forschungsansätze*. Habilitation, Technische Universität Chemnitz, (2013), S.23.
- [Net95] Netsch, T.: *Methode zur Ermittlung von Reibmodellen für die Blechumformung*. Dissertation, Shaker Verlag, RWTH Aachen, (1995), S. 24-29, ISBN 3-8265-1081-X, S.25.
- [Neu04] Neudecker, T.: *Tribologische Eigenschaften keramischer Blechumformwerkzeuge – Einfluss einer Oberflächenendbearbeitung mittels Excimerlaserstrahlung*. Dissertation, Universität Erlangen-Nürnberg, (2004), ISBN 3-87525-200-4, S. 74-77.
- [Nov10] Novichenko, D.; Thivillon, L.; Bertrand, P.; Smurov, I.: Carbide-Reinforced Metal Matrix Composite by Direct Metal Deposition. *Physics Procedia*, Vol. 5, (2010), 369- 377.
- [Nur09] Nurminen, J.; Näkki, J.; Vuoristo, P.: Microstructure and Properties of Hard and Wear Resistant MMC Coatings Deposited by Laser Cladding. *Int. Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, Vol. 27, (2009), 472-478.
- [Oce03] Ocelík, V.; Nijman, S.; van Ingen, R.; Oliveira, U.: Laser melt injection of hard ceramic particles into Al and Ti alloys – processing, microstructure and mechanical behaviour, *WIT Transactions on Engineering Sciences*, 39, (2003), 141-154.
- [Oce05] Ocelík, V.; Matthews, D.; DeHosson, J. Th. M.: Sliding wear resistance of metal matrix composite layers prepared by high power laser. *Surface and Coatings Technology*, Vol. 197, No. 1-2, (2004), 303- 315.
- [Oce10] Ocelík, V.; Hosson, J.Th.M.: Laser melt injection of ceramic particles in metals: processing, microstructure and properties. *IJMMP* 5, (2010), 116-162.
- [Ocy16] Ocylok, S.: *Herstellung und Eigenschaften nanopartikulär verstärkter Beschichtungen durch Laserauftragschweißen zum Verschleißschutz von Schmiedegesenken*. Dissertation, RWTH Aachen, (2016), ISBN 978-3-86359-417-6.

- [Oer14] Oerlikon Metco WOKA GmbH: Inspection Certificate EN 10204 – 3.1 MetcoClad 52001. Barchfeld-Immelborn (Germany), (2014).
- [Oer16] Oerlikon Metco Material Product Data Sheet: Spherical Cast, Two-Phase Tungsten Carbide Blend Materials for Hard Face Applications, WOKA 50051, (2016).
- [Ohn07] Ohnesorge, A.: Bestimmung des Aufmischungsgrades beim Laser-Pulver-Auftragschweißen mittels laserinduzierter Plasmaspektroskopie (LIPS). Dissertation, Technische Universität Dresden, (2007), ISBN 978-3-8167-7929-2, S. 47-50.
- [Oli17] Oliveira, V.; Sharma, S.P., de Moura, M.F.S.F.; Moreira, R.D.F.; Vilar, R.: Surface treatment of CFRP composites using femtosecond laser radiation. *Optics and Lasers in Engineering*, 94, (2017), 37-43.
- [Ort17] Ortiz, A.; García, A.; Cadenas, M.; Fernández, M.R.; Cuetos, J.M.: WC particles distribution model in the cross-section of laser cladded NiCrBSi +WC coatings, for different wt% WC. *Surf. Coat. Technol.* 324, (2017), 298-306.
- [Osa00] Osakada, K.; Matsumoto, R.: Fundamental Study of Dry Metal Forming with Coated Tools. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, Vol. 49, No. 1, (2000), 161- 164.
- [Ots79] Otsu, N.: A Threshold Selection Method from Gray-Level Histograms. *IEEE Transactions on Systems, Man, and Cybernetics*. Vol SMC-9, No. 1, (1979).
- [Ott10] Ott, A.: Oberflächenmodifikation von Aluminiumlegierungen mit Laserstrahlung: Prozessverständnis und Schichtcharakterisierung. Dissertation, Universität Stuttgart, (2010), ISBN 978-3-8316-0959-8, S. 102 ff.
- [Ott12] Ott, M.: Multimaterialverarbeitung bei der additiven strahl- und pulverbettbasierten Fertigung. Dissertation, Technische Universität München (2012), ISBN-13: 978-3831642014, S. 44.
- [Pap06] Papula, L.: Mathematische Formelsammlung für Ingenieure und Naturwissenschaftler. Auflage 9, Friedr. Vieweg & Sohn Verlag, Wiesbaden, (2006), S. 38, ISBN 978-3-8348-0156-2.
- [Par08] Partes, K.: Hochgeschwindigkeitsbeschichten mit dem Laserstrahl. Dissertation, Universität Bremen, (2008), ISBN 978-3-93376-226-9.

- [Pau07] Paul, C.P.; Alemohammad, H.; Toyserkani, E.; Khajepour, A.; Corbin, S.: Cladding of WC–12 Co on low carbon steel using a pulsed Nd:YAG laser. *Materials Science and Engineering, A* 464, (2007), 170-176.
- [Pei02] Pei, Y. T.; Ocelik, V.; De Hosson, J. Th. M.: SiCp/Ti6Al4V functionally graded materials produced by laser melt injection. *Acta Mater.*, Vol. 50, (2002), 2035- 2051.
- [Pet06] Petersen, M.: Lasergenerieren von Metall-Keramik-Verbundwerkstoffen. Dissertation, TU Hamburg-Harburg, (2006), S. 4, ISBN 978-3-86727-146-2.
- [Poh00] Pohanish, R. P.; McCauley, C. J.: *Machinery's Handbook Pocket Companion: A Reference Book for the Mechanical Engineer, Designer, Manufacturing Engineer, Draftsman, Toolmaker, and Machinist*, first ed. Industrial Press Inc., New York City, (2000).
- [Pop05] Poprawe, R.: *Lasertechnik für die Fertigung - Grundlagen, Perspektiven und Beispiele für den innovativen Ingenieur*. Springer, Berlin, (2005), ISBN 3-540-21406-2, S. 198-205.
- [Pop10] Popov, V. L.: *Kontaktmechanik und Reibung. Von der Nanotribologie bis zur Erdbebendynamik*, Springer Verlag, Berlin, (2010), ISBN 978-3-642-13301-5, S. 18-19.
- [Pop18] Popov, V. L.; Heß, M.; Willert, E.: *Handbuch der Kontaktmechanik*. Springer Verlag, Berlin, (2018), ISBN 978-3-662-53010-8, S. 13.
- [Pra04] Prasad, B.K.: Sliding wear behaviour of bronzes under varying material composition, microstructure and test condition. *Wear*, 257, (2004), 110-123.
- [Ram09] Ramesh, C.S.; Skrinivas, C.K.: Friction and wear behavior of lasersintered iron–silicon carbide composites. *Journal of Materials Processing Technology* 209, (2009), 5429-5436.
- [Ron16] Rong, T.; Gu, D.; Shi, Q.; Cao, S.; Xia, M.: Effects of tailored gradient interface on wear properties of WC/Inconel 718 composites using selective laser melting. *Surface & Coatings Technology*, Vol. 307, (2016), 418- 427.
- [Roo15] Roos, E.; Maile, K.: *Werkstoffkunde für Ingenieure: Grundlagen, Anwendungen, Prüfung*. 5. Auflage, Springer, Berlin, (2015), ISBN 978-3-642-54989-2, S. 229.

- [Ros17] Rosenberger, M.; Zhang, C.; Günther, K.; Bergmann, J. P.; Notni, G.: Automatic fused tungsten carbide detection in weld pool. 3rd International Conference on Optical Characterization of Materials, (2017), Karlsruhe, 99-107.
- [Rud01] Rudolph, P.: Physikalische Chemie der Laser-Material-Wechselwirkung mit Ba-Al-Borosilikatglas, AlN, SiC, SiC-TiC-TiB₂. Dissertation, Freie Universität Berlin, (2001).
- [Ruf04] Ruf, A.: Modellierung des Perkussionsbohrens von Metallen mit kurz- und ultrakurz- gepulsten Lasern. Dissertation, Universität Stuttgart, (2004), ISBN 3-8316-0372-3, S. 109-111.
- [Rug07] Ruge, J.; Wohlfahrt, H.: Technologie der Werkstoffe. Vieweg & Sohn Verlag, (2007), ISBN 978-3-8348-0286-6, S. 212.
- [San12] Sanaty-Zadeh, A.: Comparison between current models for the strength of particulate-reinforced metal matrix nanocomposites with emphasis on consideration of Hall–Petch effect. Mater. Sci. Eng., Vol. 531, (2012), 112-118.
- [Sch80] Schaefer, R. J.; Tucker, T. R.; Ayers, J. D.: Laser surface melting with carbide particle injection. Laser and Electron Beam Processing of Materials, (1980), 754- 759.
- [Sch81] Schaefer, R. J.; Ayers, J. D.; Tucker, T. R.: Surface Hardening by Particle Injection into Laser Melted Surface. United States Patent US4299860 A, (1981).
- [Sch02] Schnick, T. M.: Thermisches Spritzen von inkongruent schmelzenden Werkstoffsystemen auf der Basis von Silizium. Dissertation, Technische Universität Chemnitz, (2002), ISSN: 1439-1597, S. 31.
- [Sch07] Schatt, W.; Wieters, K.-P.; Kieback, B.: Pulvermetallurgie. Springer Verlag, Berlin, 2. Auflage, (2007), ISBN 978-3-540-23652-8, S.505.
- [Sch10] Schmidt, M.; Kolley, R.; Grimm, A.; Veit, R.; Bartkowiak, K.: Direct laser deposition of Cu alloy on forming tool surfaces - Process window and mechanical properties. CIRP Annals - Manufacturing Technology, Vol. 59, (2010), 211- 214.
- [Sch12] Schille, J.; Schneider, L.; Hartwig, L.; Löschner, U.; Ebert, R.; Scully, P.; Goddard, N.; Exner, H.: Characterisation of interaction phenomena in high repetition rate femtosecond laser ablation of metals. Proceedings of

- the International Congress on Applications of Lasers & Elektro-Optics (ICALEO), Paper M, Vol. 1003, (2012).
- [Sch14] Schwander, M.; Füller, D.; Köhler, H.; Feuerhahn, F.; Dias da Silva, M.; Prieske, M.; Vollertsen, F.: Pre-selection of laser-processed materials for dry forming tools by means of a dry oscillating ball-on-disc test. *Prod. Eng. Res. Devel.* 8, (2014), 603–611.
- [Sch²14] Schöps, B.: Untersuchung des Abtrags dünner Metallschichten mit ultrakurzen Laserpulsen. Dissertation, Ruhr Universität Bochum, (2014).
- [Sch15] Scholz, P.; Börner, R.; Landgrebe, D.; Müller, R.; Schubert, A.: Trockenumformen von Aluminiumblech: Einfluss von Mikrostrukturierungen der Werkzeugaktivteilfläche auf den Gleitreibwert. *Dry Metal Forming Open Access Journal, Fast Manuscript Track*, Nr. 1, (2015), 159-164.
- [Sch16] Schreiber, F.; Wilden, J.: Laser-Like-Plasma-Pulver-Auftragschweißen LLP – Eine Alternative zum Laser-Pulver-Auftragschweißen. 11. Fachtagung Verschleißschutz von Bauteilen durch Auftragsschweißen in Halle, (2016), 14-17.
- [Sch²16] Schulz, C.; Kriftel; Katsich, C.: Steigern der Produktivität von karbidverstärkten Hartauftragungen durch modifizierte Matrix mit verbesserten Fließeigenschaften. *DVS Congress 2016 - Große Schweißtechnische Tagung*, (2016), 254-258.
- [Sch17] Schüddekopf, S.; Mienert, G.; Böhm, S.: Standzeitverlängerung von Rührreißschweißwerkzeugen mittels Laserimplantation von Hartstoffen. *DVS Congress 2017 – Große Schweißtechnische Tagung*, (2017), 488-494.
- [Sch²17] Schopphoven, T.; Gasser, A.; Backes, G.: EHLA: Extreme High-Speed Laser Material Deposition: Economical and effective protection against corrosion and wear. *Laser Technik Journal*, 14, 4, (2017), 26-29.
- [Sch18] Scheibe, K.; Pokhmursky, A.; Winkelmann, R.: Beurteilung von MMCs durch Metallografie und quantitativer Gefügeanalyse (QGA). 12. Fachtagung Verschleißschutz von Bauteilen durch Auftragsschweißen in Halle, (2018), 36-42.
- [Sch²18] Schmidt, M.; Merklein, M.; Bourell, D.; Dimitrov, D.; Hausotte, T.; Wegener, K.; Overmeyer, L.; Vollertsen, F.; Levy, G.N.: Laser based

- additive manufacturing in industry and academia, *CIRP Annals* 66, (2017), 561-583.
- [Sei14] Seidel, W.; Hahn, F.: *Werkstofftechnik: Werkstoffe – Eigenschaften, Prüfung – Anwendung*. 10. aktualisierte Auflage, Carl Hanser Verlag, München, (2014), ISBN 978-3-446-44142-2, S. 276.
- [Ser16] Serafinski, D.; Winkelmann, R.: *Thermische – und metallurgische Beständigkeit von WxCy-Hartstoffen*. 11. Fachtagung Verschleißschutz von Bauteilen durch Auftragsschweißen in Halle, (2016), 45-51.
- [She94] Shen, J.: *Optimierung von Verfahren der Laseroberflächenbehandlung bei gleichzeitiger Pulverzufuhr*. Dissertation, Universität Stuttgart, (1994), ISBN 3-519-06214-3, S. 129.
- [She15] Shen, H.; Qi, H.: *Laser powder Deposition of WC Particle Reinforced Metal Matrix Composites*. Proc. 34th ICALEO, Atlanta, paper 911 (2015), 913-920.
- [Shi15] Shimizu, T.; Yang, M.; Manabe, K.: *Classification of mesoscopic tribological properties under dry sliding friction for micorforming operation*. *Wear*, 330-331, (2015), 49-58.
- [Shi18] Shih, C.-Y.; Streubel, R.; Heberle, J.; Letzel, A.; Shugaev, M.V.; Chengping, W.; Schmidt, M.; Gökce, B.; Barcikowski, S.; Zhigilei, L.V.: *Two mechanisms of nanoparticle generation in picosecond laser ablation in liquids: the origin of the bimodal size distribution*. *Nanoscale*, 10, (2018), 6900-6910.
- [Shi19] Shimizu, T.; Kan, H.; Messaoudi, H.; Vollertsen, F.; Yang, M.: *Impact of geometrical parameters of micro-textured DLC on tribological properties under dry sliding friction*. *Manufacturing Review*, 6, (2019), 1-9.
- [Shu17] Shu, D.; Li, Z.; Zhang, K.; Yao, C.; Li, D.; Dai, Z.: *In situ synthesized high volume fraction WC reinforced Ni-based coating by laser cladding*, *Mater. Lett.* 195, (2017), 178-181.
- [Slo14] Slotwinski, J.A.; Garboczi, J.E.; Hebenstreit, K.M.: *Porosity Measurements and Analysis for Metal Additive Manufacturing Process Control*. *Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology*, 119, (2014), 494-528.
- [Som14] Sommer, K.; Heinz, R.; Schofer, J.: *Verschleiß metallischer Werkstoffe – Erscheinungsformen sicher beurteilen*. 2. Auflage, Springer Fachmedien, Wiesbaden, (2014), ISBN 978-3-8348-2464-6, S. 90-91.

- [Sta98] Staeves, J.: Beurteilung der Topographie von Blechen im Hinblick auf die Reibung bei der Umformung. Dissertation, RWTH Aachen, (1998), ISBN 3-8265-4379-3.
- [Sta00] Staia, M. H.; Cruz, M.; Dahotre, N. B.: Microstructural and tribological characterization of an A-356 aluminum alloy superficially modified by laser alloying. *Thin Solid Films*, Vol. 377- 378, (2000), 665- 674.
- [Ste00] Steinhoff, K., Schuleit, N., Fletcher, D. I., Kapoor, A.: Thermal Implantation of Metal Carbide Particles - A new surface treatment for Cold Forging Tools. *VDI-Berichte*, 1555 (2000), 243-259.
- [Ste10] Steen, W.; Mazumder, J.: *Laser Material Processing*, fourth ed., Springer, Cham, (2010), ISBN 978-1-84996-061-8.
- [Sto68] Storoschew, M.W.; Popow, E. A.: *Grundlagen der Umformtechnik*, VEB Verlag Technik Berlin, 1968.
- [Tha01] Tham, L. M.; Gupta, M.; Cheng, L.: Effect of limited matrix-reinforcement interfacial reaction on enhancing the mechanical properties of aluminium-silicon carbide composite. *Acta mater*, Vol. 49, (2001), 3243- 3253.
- [Tah15] Thandalam, S. K.; Ramanathan, S.; Sundarajan, S.: Synthesis, microstructural and mechanical properties of ex situ zircon particles (ZrSiO₄) reinforced Metal Matrix Composites (MMCs): a review. *J. Mater. Res. Technol.*, Vol. 4, (2015), 333- 347.
- [Ten19] Tenner, J.: Realisierung schmierstofffreier Tiefziehprozesse durch maßgeschneiderte Werkzeugoberflächen. *FAU Studien aus dem Maschinenbau Band 323*. Erlangen: FAU University Press., (2019), ISBN 978-3-96147-197-3, S. 157-159.
- [The03] Theiler, C.: Aufbau gradiertes Nickelbasis-Chromkarbid-Verbundwerkstoffe durch Laserstrahl-Pulverbeschichten. Dissertation, Universität Bremen, (2003).
- [The08] Theisen, W.; Winkelmann, R.; Pelz, A.; Reichmann, B.: Auftragsschweißen von Wolframkarbid in Fe-Basis-Legierungen. 7. Fachtagung Verschleißschutz von Bauteilen durch Auftragsschweißen in Halle, (2008), 65-70.
- [Thi16] Thiele, W.: Laserauftragsschweißen mit der Legierung AlSi10Mg. Dissertation, RWTH Aachen, (2016), ISBN 978-3-8440-4167-5, S. 29.

- [Tuo09] Tuominen, J.: Engineering Coatings by Laser Cladding – The Study of Wear and Corrosion Properties. Dissertation, Tampere University of Technology, (2009).
- [Uhl15] Uhlmann, E.; Bergmann, A.; Gridin, W.: Investigation on Additive Manufacturing of tungsten carbide-cobalt by Selective Laser Melting, *Procedia CIRP* 35, (2015), 8-15.
- [Vdi14] VDI 3405:2014-12, Additive Fertigungsverfahren - Grundlagen, Begriffe, Verfahrensbeschreibungen. Beuth Verlag GmbH, Berlin, 2014.
- [Vee13] Veenas, S.; Wielage, H.; Vollertsen, F.: Joining by laser shock forming: realization and acting pressures. *Prod. Eng. Res. Devel.*, 8, (2014), 283-290.
- [Vel15] Veld, B.H.; Overmeyer, L.; Schmidt, M.; Wegener, K.; Malshe, A.; Bartolo, P.: Micro additive manufacturing using ultra short laser pulses. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 64, (2015), 701-724.
- [Ver09] Verezub, O.; Kalazi, Z.; Buza, G.; Verezub, N.V.; Kaptay, G.: In-situ synthesis of a carbide reinforced steel matrix surface nanocomposite by laser melt injection technology and subsequent heat treatment. *Surface & Coatings Technology*, 203, (2009), 3049-3057.
- [Vol14] Vollertsen, F.; Schmidt, F.: Dry Metal Forming: Definition, Chances and Challenges. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology*, Vol. 1, No. 1, (2014), 59-62.
- [Vol²14] Volpp, J.: Verschleißfeste Randschichtbereiche mittels Tieflegieren. *Schweißen und Schneiden* 66, 7, (2014), 383-384.
- [Vol²14a] Volpp, J.; Dietz, T.; Vollertsen, F.: Particle property impact on its distribution during laser deep alloying processes. *Physics Procedia*, Vol. 56, (2014), 1094-1101.
- [Vre00] Vreeling, J.A.; Ocelik, V.; Pei, Y.T.; Van Agterveld, D.T.L.; De Hosson, J. T. M.: Laser melt injection in aluminium alloys: on the role of the oxide skin. *Acta mater.* 48, (2000), 4225-4233.
- [Vre01] Vreeling, J.A.: Laser Melt Injection of Ceramic Particles in Metals. Dissertation, University of Groningen, (2001), ISBN 90-367-1534-2, S. 42.

- [Vre02] Vreeling, J.A.; Ocelik, V.; De Hosson, J.T.M.: Ti-6Al-4V strengthened by laser melt injection of WCp particles. *Acta Materialia*, Vol. 50, (2002), 4913-4924.
- [Wag11] Wagner, K.: Beanspruchungsangepasste Kaltmassivumformwerkzeuge durch lokal optimierte Werkzeugoberflächen. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, (2011), ISBN 978-3-87525-325-2, S. 24-29.
- [Wal14] Walter, C.; Komischke, T.; Weingärtner, E.; Wegener, K.: Structuring of CBN grinding tools by ultrashort pulse laser ablation. *Procedia CIRP*, 14, (2014), 31-36.
- [Wan05] Wank, A.; Wielage, B.; Podlesak, H.; Matthes, K.-J.; Kolbe, G.: Protection of Ti6Al4V surfaces by laser dispersion of diborides. *J. of Therm. Spray Technol.* 14, (2005), 134-140.
- [Wan16] Wang, J.; Lo, L.; Tao, W.: Crack initiation and propagation of WC particles reinforced Fe-based metal matrix composite produced by laser melting deposition. *Optics & Laser Technology*, Vol. 82, (2016), 170-182.
- [Wan17] Wang, L.; Yao, J.; Hu, Y.; Zhang, Q.; Sun, Z.; Liu, R.: Influence of electric-magnetic compound field on the WC particles distribution in laser melt injection. *Surf. Coat. Technol.* 315, (2017), 32-43.
- [Wan²17] Wang, X.; Zhou, S.; Dai, X.; Lei, J.; Guo, J.; Gao, Z.; Wang, T.: Evaluation and mechanisms on heat damage of WC particles in Ni60/WC composite coatings by laser induction hybrid cladding, *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 64, (2017), 234-241.
- [War19] Warneke, P., Seefeld, T.: High-Speed Laser Melt Injection of Tungsten Carbide in Highly Conductive Copper Alloys. *Key Engineering Materials*, Vol. 809, (2019), 94-99.
- [Web14] Weber, R.; Graf, T.; Berger, P.; Onusheit, V.; Wiedemann, M.; Freitag, C.; Feuer, A.: Heat accumulation during pulsed laser materials processing. *Optics Express*, Vol. 22, No. 9, (2014), 11312-11324.
- [Wei06] Weikert, M.: Oberflächenstrukturieren mit ultrakurzen Laserpulsen. Dissertation, Universität Stuttgart, (2006), ISBN 3-8316-0573-4, S.77 ff.
- [Wei08] Weihnacht, V.; Brückner, A.; Bräunling, S.: ta-C beschichtete Werkzeuge für die Trockenumformung von Aluminiumblechen. *Vakuum in Forschung und Praxis*, Nr. 20, (2008), 6-10.

- [Wei15] Weißbach, W.; Dahms, M.; Jaroschek, C.: Werkstoffkunde: Strukturen, Eigenschaften, Prüfung. 19. Auflage, Springer Vieweg, Wiesbaden, (2015), ISBN 978-3-658-03918-9, S. 465-468.
- [Wel19] Welm, M.; Tröber, P.; Weiss, H.A.; Golle, R.; Volk, W.: Adhesive Wear Initiation during Blanking of Austenitic Stainless Steel, with regard to Thermoelectricity. Dry Met. Forming OAJ FMT, 5, (2019), 050–054.
- [Wes18] Wesling, V.; Reiter, R.; Müller, T.: Hochtemperaturstrahl-Verschleißuntersuchungen an schweißtechnisch generierten, mehrphasigen Verschleißschutzschichten auf Basis von Sondermetallen. 12. Fachtagung Verschleißschutz von Bauteilen durch Auftragsschweißen in Halle, (2018), 22-29.
- [Whi18] Whiting, J.; Springer, A.; Sciammarella, F.: Real-time acoustic emission monitoring of powder mass flow rate for directed energy deposition. Additive Manufacturing, 23, (2018), 312-318.
- [Win06] Winkel, G.: Laseroberflächenbearbeitung von Schiffspropellern. Teilprojekt 1, Abschlussbericht InnoRegio-Projekt: Maritime Ostsee Allianz, Rostock, (2006).
- [Wu95] Wu, P.; Zhou, C.Z.; Tang, X.N.: Laser alloying of gradient metal-ceramic layer to enhance wear properties. Surf. Coat. Technol. 73, (1995), 111-114.
- [Wu04] Wu, P.; Du, H.M.; Chen, Z.Q.L.; Bai, H.L.; Jiang, E.Y.: Influence of WC particle behavior on the wear resistance properties of Ni-WC composite coatings. Wear, 257, (2004), 142-147.
- [Yak04] Yakovlev, A.; Bertrand, P.; Smurov, I.: Laser cladding of wear resistant metal matrix composite coatings. Thin Solid Films, Vol. 453–454, (2004), 133-138.
- [Yil12] Yilbas, B. S.; Akhtar, S. S.; Karatas, C.; Chatwin, C.: Laser embedding of TiC particles into the surface of phosphor bronze-bearing material. Surf. Interface Anal., Vol. 44, (2012), 831-836.
- [Yil17] Yilkiran, D.; Wulff, D.; Özkaya, F.; Hübner, S.; Holländer, U.; Maier, H.J.; Behrens, B.-A.: Wear Testing of Thermally Oxidised Tool Steel Specimens with α -Fe₂O₃ Layers. Dry Met. Forming OAJ FMT, 3, (2017), 045–049.
- [Zha17] Zhang, Z.; Chen, Y.; Zhang, Y.; Gao, K.; Zuo, L.; Qi, Y.; Wie, Y.: Tribology characteristics of ex-situ and in-situ tungsten carbide particles

- reinforced iron matrix composites produced by spark plasma sintering, J. Alloys Compd. 704, (2017), 260-268.
- [Zik12] Zikin, A.; Hussainova, I.; Katsich, C.; Badisch, E.; Tomastik, C.: Advanced chromium carbide-based hardfacings. Surface & Coatings Technology, 206, (2012), 4270-4278.
- [Zik12a] Zikin, A.; Ilo, S.; Kulu, P.; Hussainova, I.: Plasma Transferred ARC (PTA) Hardfacing of Recycled Hardmetal Reinforced Nickel-matrix Surface Composites. Materials Science, Vol. 18, 1, (2012), 12-17.,
- [Zik13] Zikin, A.: Advanced Multiphase Tribo-Functional PTA Hardfacing. Dissertation, University of Technology Tallinn, (2013), ISBN 978-9949-23-466-0.
- [Zik13a] Zikin, A.; Antonov, M.; Hussainova, I.; Katona, L.; Gavrilovic: High temperature wear of cermet particle reinforced NiCrBSi hardfacings. Tribology International, 68, (2013), 45-55.
- [Zik16] Zikin, A.; Hepp, R.; Fiala, P.: Herstellung von verschleißfesten und karbidhaltigen Auftragschichten mittels verwandten Verschleißschutztechnologien. 11. Fachtagung Verschleißschutz von Bauteilen durch Auftragschweißen in Halle, (2016), 64-70.

Anhang

A1 Spannungs-Dehnungs-Diagramm

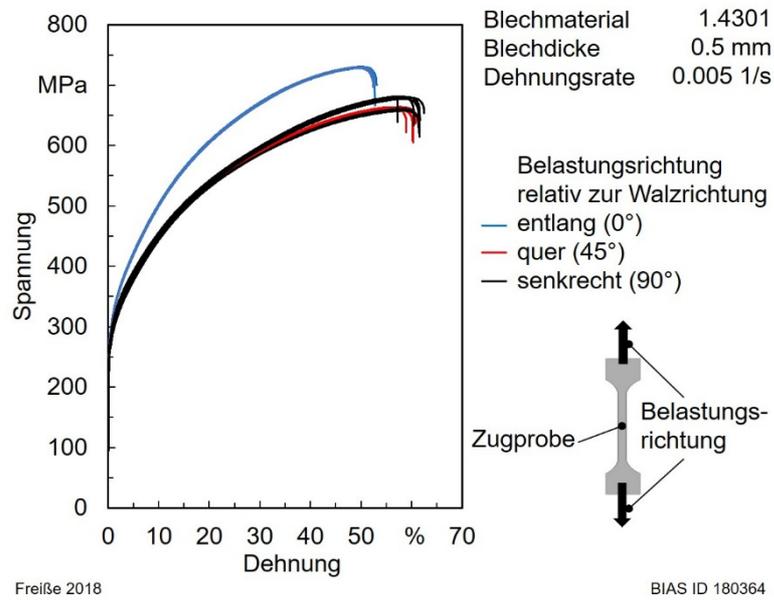
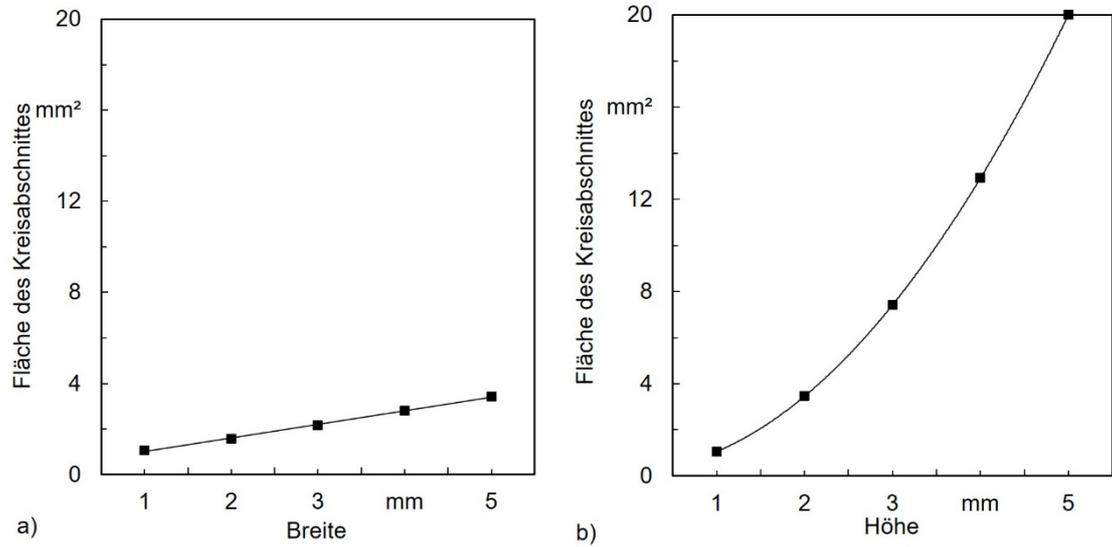


Bild A1.1: Spannungs-Dehnungs-Diagramm aus dem Zugversuch mit dem Blechmaterial 1.4301

A2 Fläche des Kreisabschnittes als Funktion der Breite und Höhe

Die Spurquerschnittsfläche wird signifikant durch die Höhe bzw. die Tiefe der Spur beeinflusst wird (**Bild A2.1**).



Freilöse 2018

BIAS ID I82396

Bild A2.1: Ergebnisse einer beispielhaften Berechnung der Fläche eines Kreisabschnittes zur Verdeutlichung des Einflusses von der Breite bzw. der Höhe eines Kreisabschnittes; a) Fläche des Kreisabschnittes unter Variation der Breite bei einer konstanten Höhe von 1 mm, b) Fläche des Kreisabschnittes unter Variation der Höhe bei einer konstanten Breite von 1 mm

A3 Bestimmung der Spurquerschnittsfläche mittels einer Ellipse

Das Volumen der laserdispergierten Spuren V_s wurde durch Multiplikation der Querschnittsfläche der Spur A_s mit der resultierenden Länge der Spuren l_{res} berechnet (Gleichung A3.1).

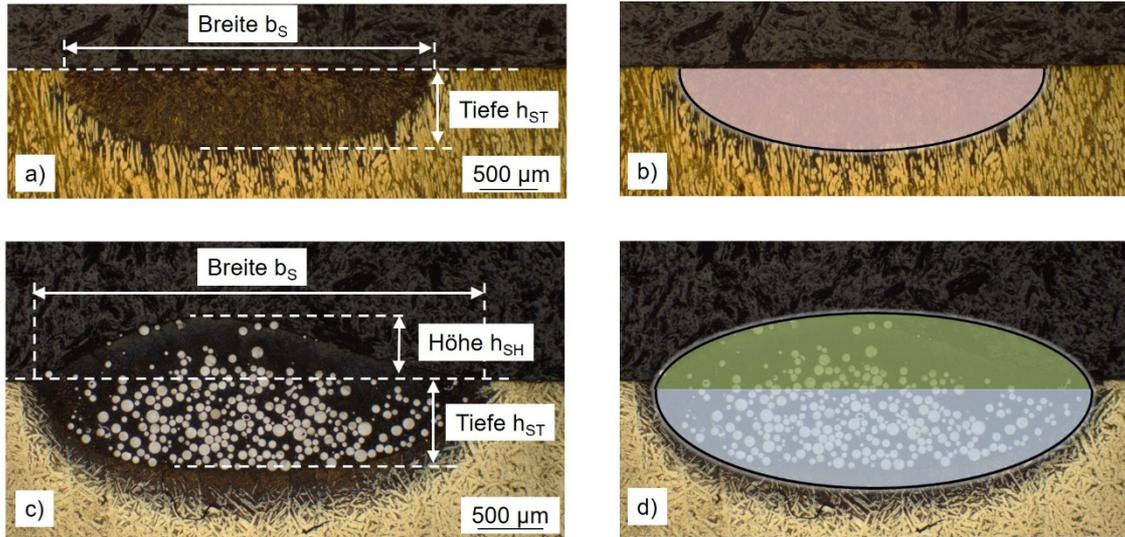
$$V_s = A_s \cdot l_{res} \quad (A3.1)$$

Die Querschnittsfläche der Spuren A_s wurde mittels einer Ellipse ermittelt. Die Fläche einer Ellipse wird durch die Multiplikation der beiden Halbachsen mit der Kreiszahl Pi berechnet. Für die Abschätzung der Fläche der laserumgeschmolzenen Spur A_{EU} wurde die Fläche einer halben Ellipse verwendet (**Bild A3.1a** und **Bild A3.1b**), die nach Gleichung A3.2 unter Verwendung der Spurbreite b_s und der Spurtiefe h_{ST} berechnet wurde.

$$A_{EU} = \pi \cdot b_s \cdot h_{ST} \quad (A3.2)$$

Für die Abschätzung der Fläche der laserdispergierten Spur A_{ED} wurden zwei halbe Flächen einer Ellipse verwendet (**Bild A3.1c** und **Bild A3.1d**), die nach Gleichung A3.3 unter Verwendung der Spurbreite b_s , der Spurbhöhe h_{SH} und der Spurtiefe h_{ST} berechnet wurde.

$$A_{ED} = \pi \cdot b_s \cdot (h_{SH} + h_{ST}) \quad (A3.3)$$

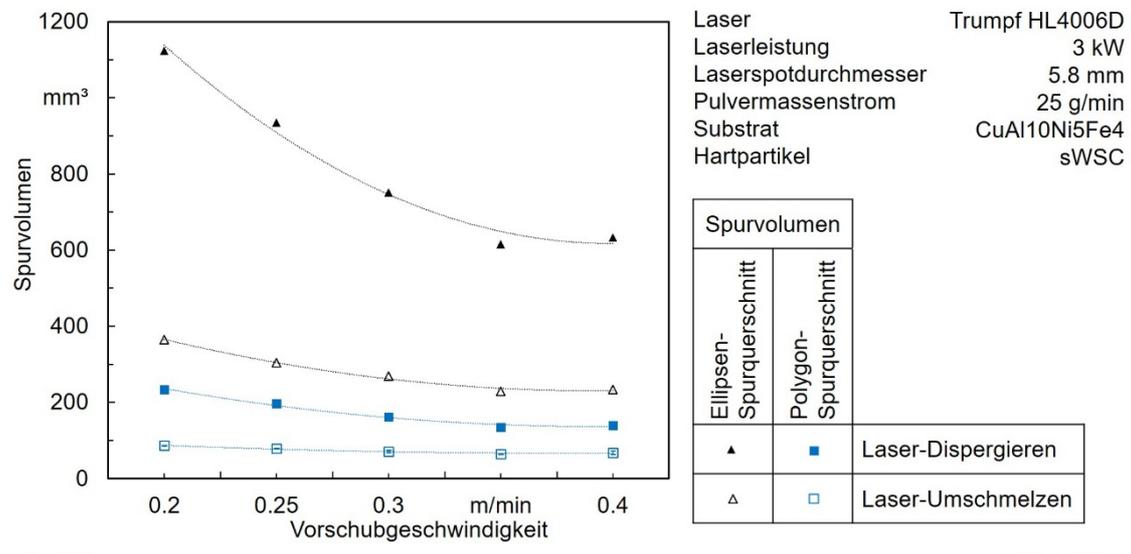


Freiße 2020

BIAS ID 200018

Bild A3.1: Bestimmung der Querschnittsfläche mittels einer halben Ellipse an einer laserumgeschmolzenen Spur (a und b) und mittels zwei halber Ellipsen an einer laserdispertierten Spur (c und d)

Die berechneten Spurvolumina unter Verwendung der Ellipsenform (Ellipsen-Spurquerschnitt) sind signifikant größer als die Spurvolumina unter Verwendung der gemessenen Spurquerschnitte mittels einer Polygonlinie (Polygon-Spurquerschnitt) (**Bild A3.2**).



Freiße 2020

BIAS ID 200017

Bild A3.2: Spurvolumina als Funktion der Vorschubgeschwindigkeit unter Verwendung des Ellipsen-Spurquerschnittes und des Polygon-Spurquerschnittes

A4 Geschmierter Streifenziehversuch mit Werkzeugstahl

In **Bild A4.1** ist das Ergebnis des geschmierten Streifenziehversuchs mit dem Werkzeugstahl dargestellt. Die Oberfläche der Ziehbacke war durch die vorangegangenen trockenen Streifenziehversuche signifikant verschlissen (**Bild 5.31**), so dass davon auszugehen ist, dass dieses Ergebnis durch die adhäsive Anhaftung an der Ziehbacke beeinflusst wurde.

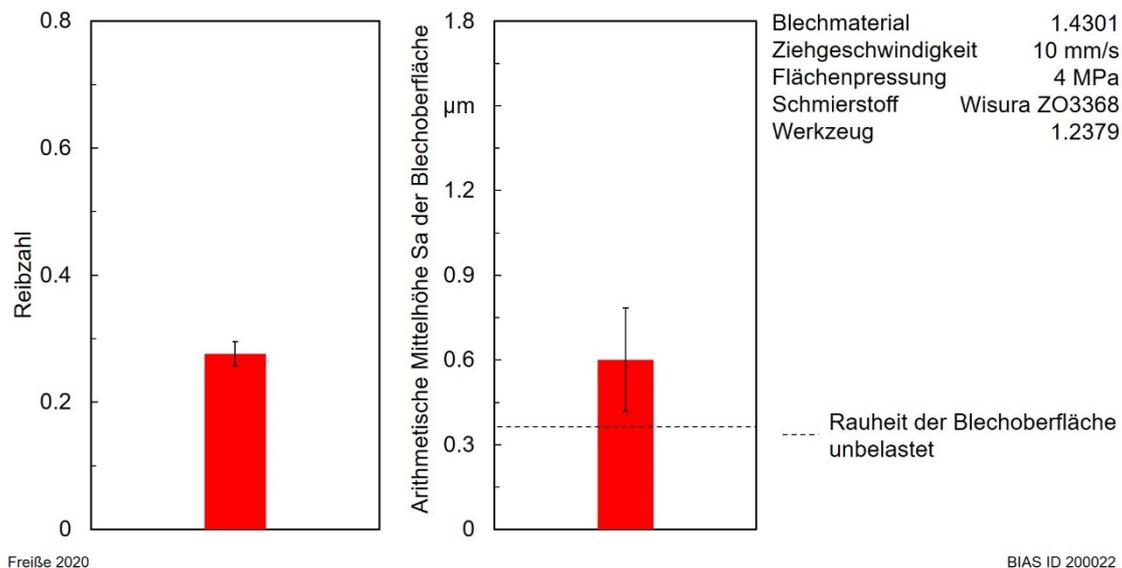


Bild A4.1: Reibzahl und resultierende Blechrauheit nach dem geschmierten Streifenziehversuch mit einer verschlissenen Ziehbacke aus Werkzeugstahl

A5 Regressionsanalysen zum Streifenziehversuch mit doppelter Umlenkung

Tabelle A5.1: Ergebnisse der linearen Einfachregression bei Verwendung von Werkzeugen aus CuAl10Ni5Fe4 und unter Variation des Ziehspalts

| Schmierung | Niederhalterdruck | Steigung der Regressionsgraden | Bestimmtheitsmaß |
|------------|-------------------|--------------------------------|------------------|
| mit | 1,6 MPa | $y = -44,2x + 554,9$ | 0,923 |
| ohne | | $y = -45,7x + 601,3$ | 0,973 |
| mit | 3,2 MPa | $y = -53,2x + 731,9$ | 0,991 |
| ohne | | $y = -56,4x + 796,8$ | 0,984 |

Tabelle A5.2: Ergebnisse der linearen Einfachregression bei Verwendung von Werkzeugen aus Kaltarbeitsstahl und unter Variation des Ziehspalts

| Schmierung | Niederhalterdruck | Steigung der Regressionsgraden | Bestimmtheitsmaß |
|------------|-------------------|--------------------------------|------------------|
| mit | 1,6 MPa | $y = -26,6x + 515,7$ | 0,986 |
| ohne | | $y = -36,7x + 555,9$ | 0,993 |
| mit | 3,2 MPa | $y = -64,6x + 809,5$ | 0,992 |
| ohne | | $y = -66,6x + 851,5$ | 0,964 |

Tabelle A5.3: Ergebnisse der linearen Einfachregression bei Verwendung von Werkzeugen aus CuAl10Ni5Fe4 und unter Variation des Ziehkantenradius

| Schmierung | Niederhalterdruck | Steigung der Regressionsgraden | Bestimmtheitsmaß |
|------------|-------------------|--------------------------------|------------------|
| mit | 1,6 MPa | $y = -87,9x + 710,2$ | 0,974 |
| ohne | | $y = -82,1x + 742,4$ | 0,983 |
| mit | 3,2 MPa | $y = -126,7x + 949,4$ | 0,994 |
| ohne | | $y = -142,8x + 1058,9$ | 0,973 |

Tabelle A5.4: Ergebnisse der linearen Einfachregression bei Verwendung von Werkzeugen aus Kaltarbeitsstahl und unter Variation des Ziehkantenradius

| Schmierung | Niederhalterdruck | Steigung der Regressionsgraden | Bestimmtheitsmaß |
|------------|-------------------|--------------------------------|------------------|
| mit | 1,6 MPa | $y = -107,1x + 787,9$ | 0,878 |
| ohne | | $y = -103,6x + 819,9$ | 0,867 |
| mit | 3,2 MPa | $y = -159,1x + 1086$ | 0,984 |
| ohne | | $y = -170,6x + 1176$ | 0,97 |

Tabelle A5.5: Ergebnisse der linearen Einfachregression bei Verwendung von Werkzeugen mit einer MMC-Oberfläche ohne Freilegungstiefe und unter Variation des Ziehantenradius

| Schmierung | Niederhalterdruck | Steigung der Regressionsgraden | Bestimmtheitsmaß |
|------------|-------------------|--------------------------------|------------------|
| mit | 1,6 MPa | $y = -157,4x + 1131,2$ | 0,951 |
| ohne | | $y = -238,8x + 1585,5$ | 0,941 |
| mit | 3,2 MPa | $y = -205,5x + 1406,8$ | 0,955 |
| ohne | | $y = -319,4x + 2030,3$ | 0,909 |

Tabelle A5.6: Ergebnisse der linearen Einfachregression bei Verwendung von Werkzeugen mit einer MMC-Oberfläche mit einer Freilegungstiefe von 5 μm und unter Variation des Ziehantenradius

| Schmierung | Niederhalterdruck | Steigung der Regressionsgraden | Bestimmtheitsmaß |
|------------|-------------------|--------------------------------|------------------|
| mit | 1,6 MPa | $y = -145x + 1275,7$ | 0,983 |
| ohne | | $y = -215x + 1695,1$ | 0,984 |
| mit | 3,2 MPa | $y = -197,2x + 1553,2$ | 0,999 |
| ohne | | $y = -254,4x + 1940,5$ | 0,982 |

Veröffentlichungsliste

Publikationsliste Stand: 14.04.2020

In die Arbeit eingeflossene Beiträge in Zeitschrift mit peer review:

Freiße, H; Ditsche, A; Seefeld, T

Reducing adhesive wear in dry deep drawing of high-alloy steels by using MMC tool
Manufacturing Review 6, 12 (2019) 1-12

Freiße, H; Bohlen, A; Seefeld, T

Determination of the particle content in laser melt injected tracks
Journal of Materials Processing Tech. 267, (2019) 177-185 (online)

Beiträge in Zeitschriften mit peer review:

Langebeck, A; Bohlen, A; Freiße, H; Vollertsen, F

Additive manufacturing with the lightweight material aluminium alloy EN AW-7075
Welding in the World, (2019) doi.org/10.1007/s40194-019-00831-z (online)

Vetter, K; Freiße, H; Vollertsen, F

Influence of Porosity in LBM Layers on the Quality of Laser Deep Alloying
HTM Journal of Heat Treatment and Materials 74, 2 (2019) 85 - 88

Dörfert, R; Zhang, J; Clausen, B; Freiße, H; Schumacher, J; Vollertsen, F

Comparison of the fatigue strength between additively and conventionally fabricated
tool steel 1.2344

Additive Manufacturing 27, (2019) 217-223 (online),
doi.org/10.1016/j.addma.2019.01.010

Freiße, H; Langebeck, A; Köhler, H; Seefeld, T; Vollertsen, F

Investigations on dry sliding of laser clad aluminum bronze
Manufacturing Review 3, 13 (2016) 1-10

Patente:

Narita, R.; Tsukimoto, K.; Thomy, C.; Freibe, H.

Build-up welding device

Japanese Patent JP2019084571 (A), 2019

Beiträge auf Konferenzen mit peer review:

Beinhauer, A; Vetter, K; Heinzl, C; Riemer, O; Freibe, H

Influence of the alloy composition on acoustic emission signals in discontinuous micro cutting of steel

Proc. of euspen's 19th International Conference & Exhibition, Bilbao (2019) 402-403 (online)

Freibe, H; Seefeld, T

Tool surface with a supporting plateau of hard particles for deep drawing of high alloy steel

Proc. of the 5th Intern. Conf. on New Forming Technology (ICNFT 2018) MATEC Web of Conferences 190, 14006 (2018) Doi: [org/10.1051/mateconf/201819014006](https://doi.org/10.1051/mateconf/201819014006) (online)

Bohlen, A; Freibe, H; Hunkel, M; Vollertsen, F

Additive Manufacturing of tool steel by laser metal deposition

Procedia CIRP 74 - 10th CIRP Conference on Photonic Technologies [LANE 2018], eds.: M. Schmidt, F. Vollertsen, G. Dearden. Elsevier Ltd. Amsterdam (2018) 192-195

Vetter, K; Freibe, H; Vollertsen, F

High-throughput material development using selective laser melting and high power laser

Proc. of the 7. WGP Jahreskongress, eds.: R. Schmitt, G. Schuh. Apprimus Verlag Aachen (2017) 511-518

Freibe, H; Vetter, K; Seefeld, T; Polte, M; Polte, J

Production of a supporting plateau out of hard particles in a tool surface and its influence in dry sheet metal forming

Proc. of the 7. WGP Jahreskongress, eds.: R. Schmitt, G. Schuh. Apprimus Verlag Aachen (2017) 527-534

Freiße, H; Langebeck, A; Köhler, H; Seefeld, T; Vollertsen, F

Dry strip drawing tests on tool surfaces reinforced with hard particles

Proc. Of the 12th International Conference The "A" Coatings 2016, eds. K. Bobzin, K.-D. Bouzakis, B. Denkena, H. J. Meier, M. Merklein. TEWISS-Technik und Wissen GmbH (PZH Verlag) Hannover, Bd. 3 (2016)

Beiträge auf Konferenzen:**Dörfert, R; Zhang, J; Clausen, B; Freiße, H; Schumacher, J; Vollertsen, F**

Investigation of the oxygen content of additively manufactured tool steel 1.2344

Proc. of 30th Annual International Solid Freeform Symposium - An Additive Manufacturing Conference, eds: D. L. Bourell, J. J. Beaman, R. H. Crawford, S. Fish, D. Kovar, C. C. Seepersad. Austin/Texas (2019) 668-676

Dörfert, R; Tyralla, D; Freiße, H; Vollertsen, F

Coaxial implementation of a temperature field monitoring device for in-situ melt pool measurements in additive manufacturing

Procédés Laser Pour L'Industrie Conférences (PLI), Colmar (2019) 166-169

Fedorov-Kukk, A; Freiße, H; Bohlen, A; Vollertsen, F

Laser melt injection of hard particles with beam wobbling for wear protection of micro-injection molding

Proc. of the Lasers in Manufacturing Conference 2019 (LIM19), eds.: U. Reisgen, M. Schmidt, M. Zäh, M. Rethmeier (USB Stick)

Bohlen, A; Freiße, H; Vollertsen, F

Distinct changes in microstructure due to heat input during laser metal deposition of H13 tool steel

Proc. of the Lasers in Manufacturing Conference 2019 (LIM19), eds.: U. Reisgen, M. Schmidt, M. Zäh, M. Rethmeier (USB Stick)

Tyralla, D; Hohenäcker, V; Freiße, H; Thomy, C; Brocke, N; Schnick, M

Detektion von Prozessabweichungen durch Analyse der Schmelzbadgeometrie

Proc. DVS Congress 2018, DVS-Berichte 344. DVS Media, Düsseldorf (2018) 125-130

Dörfert, R; Stoll, C; Freibe, H

Influence of the Process on Surface Roughness of a High Wear Resistance AlSi40 Alloy Fabricated Via Additive Manufacturing

Proc. of the 5th International Conference on Materials Science & Smart Materials (MSSM), Ed.: A. G. Olabi. UWS Paisley (2018) 322 – 327

Bohlen, A; Freibe, H

Tool steel solid components produced by laser metal deposition

Proc. of the 5th International Conference on Materials Science & Smart Materials (MSSM), Ed.: A. G. Olabi. UWS Paisley (2018) 516 – 521

Freibe, H; Hohenäcker, V; Thomy, C; Brocke, N; Schnick, M

Kamera-basierte Qualitätssicherung beim Laser-Pulver-Auftragschweißen für die Rekonditionierung verschlissener Maschinenkomponenten

DVS 12. Fachtagung Verschleißschutz von Bauteilen durch Auftragschweißen, Halle/Saale (2018) 97-103

Vetter, K; Hohenäcker, S; Freibe, H; Vollertsen, F

Use of additive manufacturing for high-throughput material development

Lasers in Manufacturing (LIM17) eds.: L. Overmeyer, U. Reisgen, A. Ostendorf, M. Schmidt (2017) online

Volpp, J; Hohenäcker, V; Tyralla, D; Freibe, H; Brocke, N; Silze, F; Schnick, M; Thomy, C

Observing melt pool temperature fields for process characterization

Lasers in Manufacturing (LIM17) eds.: L. Overmeyer, U. Reisgen, A. Ostendorf, M. Schmidt (2017) online

Freibe, H; Vetter, K; Seefeld, T; Vollertsen, F

Applying laser dispersion and laser ablation to generate functional layers for deep drawing tools

Lasers in Manufacturing (LIM17) eds.: L. Overmeyer, U. Reisgen, A. Ostendorf, M. Schmidt (2017) online

Freiße, H; Köhler, H; Seefeld, T; Vollertsen, F

Dry metal forming of high alloy steel using laser generated aluminum bronze tools

4th International Conference on New Forming Technology (ICNFT), eds.: Y. Qin, T.A. Dean, J. Lin, S.J. Yuan and F. Vollertsen. Material Science, Engineering and Chemistry. Matec Web of Conferences, Vol. 21 (2015)08011-1-6

Freiße, H; Vorholt, J; Seefeld, T; Vollertsen, F

Additive Manufacturing of a deep drawing tool

Lasers in Manufacturing (LIM15) eds.: T. Graf, C. Emmelmann, L. Overmeyer, F. Vollertsen (2015) paper no.

Freiße, H; Khazan, P; Stroth, M; Köhler, H

Properties of large 3D parts made from stellite 21 through direct powder deposition

Lasers in Manufacturing (LIM15) eds.: T. Graf, C. Emmelmann, L. Overmeyer, F. Vollertsen (2015) paper no.

Beiträge in open access-Journalen:**Freiße, H; Schmidt, S; Seefeld, T**

Characterization of the tribological behaviour of tool surfaces depending on higher contact pressures

Dry Met. Forming OAJ FMT 4 (2018) 52-58

Almohallami, A; Arghavani, M; Böhmermann, F; Freiße, H; Herrmann, M; Mousavi, S A; Schöler, S; Scholz, P; Tenner, J; Teller, M; Umlauf, G; Wulff, D; Yilkiran, D; Maier, H J

How dry is dry? - A critical analysis of surface conditions used in dry metal forming

Dry Met. Forming OAJ FMT 3 (2017) 090-094

Freiße, H; Hohenäcker, V; Seefeld, T; Vollertsen, F

Laser generated tool surface out of metal matrix composite

Dry Met. Forming OAJ FMT 3 (2017) 041-044

Freiße, H; Langebeck, A; Koehler, H; Seefeld, T

Dry strip drawing test on tool surfaces reinforced by hard particles

Dry Met. Forming OAJ FMT 2 (2016) 001-006

Freiße, H; Stroth, M; Seefeld, T; Vollertsen, F

Laser generated cooling channel in a forming tool

Dry Met. Forming OAJ FMT 1 (2015) 143-136

Freiße, H; Vorholt, J; Seefeld, T; Vollertsen, F

Additive Manufacturing of a deep drawing tool by direct laser deposition

Dry Met. Forming OAJ FMT 1 (2015) 5-10

Beiträge in Zeitschriften:

Vetter, K; Murken, N; Winkel, T; Freiße, H; Bohlen, A; Vollertsen, F

Qualitätssicherung mittels Spektroskopie bei der laserbasierten experimentellen Werkstoffentwicklung

Werkstoffe in der Fertigung 1 (2020) 27-20

Vetter, K; Lekaj, E; Winkel, T; Freiße, H; Bohlen, A

Rapid heat treatment of spherical steel samples by laser radiation

laser+photonics (2020) 72-74

Langebeck, A; Bohlen, A; Freiße, H; Epp, J; Wagner, F; Vollertsen, F

Laser-Pulver-Auftragschweißen für Rekonditionierungsarbeiten an Schiffswellen

Schiff & Hafen 10 (2019) 28-29

Langebeck, A; Freiße, H; Stroth, M; Vollertsen, F

Additive Fertigung innovativer Leichtbauwälzlager mittels Laser-Pulver-Auftragschweißen

Antriebstechnik 08 (2019) 78-80

Vetter, K; Lekaj, E; Freiße, H

Wärmebehandlung sphärischer Stahlproben mittels Laserstrahlung

photonik 2 (2019) 46-48

Fedorov-Kukk, A; Freiße, H; Vollertsen, F

Laser melt injection of hard particles improve service life of copper or aluminum molds

PhotonicsViews 2 (2019) 16

Langebeck, A; Freibe, H; Stroth, M; Rentsch, R; Vollertsen, F

Additive manufacturing of rolling bearings in innovative lightweight design by laser metal deposition

Bearing-News (2019) online

Dörfert, R; Freibe, H; Vollertsen, F

Along the Beam. Implementation of a coaxial temperature field monitoring device into a commercial SLM machine

PhotonicsViews 1 (2019) 14-15

Ditsche, A; Freibe, H; Seefeld, T

Trockenumformung: Metal-Matrix-Composite Oberflächen für ein schmierstofffreies Tiefziehen

Laser Magazin 4 (2018) 56

Bohlen, A; Freibe, H

Additive Fertigung rissfreier Bauteile aus Warmarbeitsstahl

VDI-Z 160, 11 (2018) 30-31

Mittelstädt, C; Blanke, N; Czotscher, T; Freibe, H; Halisch, C; Schultz, V; Simic, A; Stephen, A; Tyralla, D; Vetter, K; Bergmann, R B

Aktuelle Forschungsthemen zum Laserstrahleinsatz

Schweißen und Schneiden 70, 9 (2018) 650-657

Tyralla, D; Freibe, H; Seefeld, T

Erhöhung der Abschmelzleistung beim Laserauftragschweißen mit Heißdraht

WOMag - Kompetenz in Werkstoff und funktioneller Oberfläche 7 (2018) 7

Hohenäcker, V; Freibe, H; Thomy, C; Brocke, N; Schnick, M

Kamerabasierte Prozessüberwachung

LASER 2 (2018) 28-29

Freibe, H; Thomy, C; Vollertsen, F; Narita, R

Process for Laser Cladding Features Three Hot Wires

Welding Journal (2018) 52

Freiße, H; Thomy, C; Vollertsen, F; Narita, R

Hochproduktives Laserauftragschweißen mittels drei Heißdrähten

Schweißen und Schneiden 69, 12 (2017) 848-849

Bohlen, A; Freiße, H; Vollertsen, F

Charakterisierung und Modellierung der Mehrfachumwandlungen in Werkzeugstählen bei additiven Verfahren

Schweißen und Schneiden 69, 12 (2017) 848

Dörfert, R; Freiße, H; Vollertsen, F

Charakterisierung der Einflussfaktoren und Vorhersage der Schwingfestigkeit additiv gefertigter Bauteile

WoMag 11 (2017) 8

Hohenäcker, V; Freiße, H; Thomy, C; Vollertsen, F; Brocke, N; Schnick, M

Process monitoring system for an innovative direct diode laser with coaxial beam guiding

Laser Technik Journal 3 (2017) 16

Vetter, K; Freiße, H; Feuerhahn, F; Köhler, H; Vollertsen, F

Influence of scanning strategy on alloy generation

The Laser User 83 (WINTER 2017) 32-33

Vetter, K; Freiße, H; Feuerhahn, F; Köhler, H; Vollertsen, F

Einfluss der Scanstrategie bei der Erzeugung von Legierungsvarianten für Hochdurchsatz-Untersuchungen

Laser 4, 4 (2016) 32-34

Freiße, H; Köhler, H; Thomy, C; Vollertsen, F; Brocke, N; Schnick, M

Prozessüberwachungssystem für einen neuartigen direktstrahlenden Diodenlaser koaxialer Strahlführung

WoMag 7-8 (2016) o. S.

Freiße, H; Köhler, H; Thomy, C; Schnick, M; Brocke, N; Vollertsen, F

Prozessüberwachungssystem für einen neuartigen direktstrahlenden Diodenlaser koaxialer Strahlführung

Schweißen und Schneiden 68, 6 (2016) 361-362

Freiße, H; Stroth, M; Köhler, H; Thomy, C; Vollertsen, F; Brocke, N; Schnick, M

Neuartiger Diodenlasersystem mit koaxialer Strahlführung für das Auftragsschweißen und die additive Fertigung

Laser Magazin 4 (2015) o. S.

Khazan, P; Stroth, M; Freiße, H; Köhler, H

Laserbeschichtungsprozess zur additiven Fertigung von 3D-Bauteilen

Schweissen und Schneiden 66, 11 (2014) 680-682

Khazan, P; Stroth, M; Freiße, H; Köhler, H

Manufacturing specimens made by direct powder deposition

Industrial Laser Solutions 29, 6 (2014) 33-34

Poster:

Langebeck, A; Freiße, H; Vollertsen, F

Defektarmes Laser-Pulver-Auftragsschweißen von hochfestem Aluminium

WW WerkstoffWoche, Dresden (2019)

Vorträge:

Freiße, H

Einsatz des Laserdispergierens und -ablatierens für die Herstellung von Werkzeugoberflächen für das Trockenumformen

11. Laseranwenderforum LAF2018 (28.11.2018)

Freiße, H

Additive Verarbeitung eines Werkzeugstahls mittels Laser-Pulver-Auftragsschweißen und Analyse resultierender Eigenschaften

3D Valley Conference, Aachen (26.09.2018)

Vollertsen, F; Freiße, H

Nachhaltige Umformtechnik: Ansätze zur Trockenumformung

18. Workshop Simulation in der Umformtechnik & 3. Industriekolloquium SPP 1676,
Dortmund

Ergebnisse aus studentischen Arbeiten

In der vorliegenden Arbeit sind Ergebnisse enthalten, die im Rahmen der Betreuung folgender studentischer Arbeiten entstanden sind:

Arthur Hoffmann

Einfluss der Werkzeuggeometrie beim Trockenumformen

Bachelorarbeit, Hochschule Bremen, 2016

Annika Bohlen

Einflüsse auf die Hartpartikelverteilung eines lasergenerierten Verbundwerkstoffes

Masterarbeit, Universität Bremen, 2017

Peter Ramos da Silva

Einfluss des Ziehradius beim Umformen mit einer hartpartikelverstärkten Oberfläche

Bachelorarbeit, Hochschule Bremen, 2017

Sarah Schmidt

Analyse des Reibverhaltens einer MMC-Werkzeugoberfläche bei erhöhten Flächenpressungen

Bachelorarbeit, Universität Bremen, 2018

Reihe Strahltechnik im BIAS Verlag

Bisher erschienen:

Herausgegeben von Frank Vollertsen, Ralf Bergmann

Markus Prieske

Eignung von CVD-Diamantschichten für die Trockenumformung von Aluminium
Strahltechnik Bd. 71, Bremen, 2020, ISBN 978-3-933762-65-8

Hamza Messeaoudi

Thermal conditions for laser chemical micro processing of metals
Strahltechnik Band 70, Bremen 2020, ISBN 978-3-933762-64-1

Tim Radel

Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen mit Schwingungsüberlagerung
Strahltechnik Band 69, Bremen 2020, ISBN 978-3-933762-63-4

Silke Huferath-von Lüpke

Produktionsbegleitende Messeinrichtung basierend auf digitaler Holografie
Strahltechnik Band 68, Bremen 2019, ISBN 978-3-933762-62-7

Salar Mehrafsun

Dynamisches Prozessverhalten bei der laserinduzierten thermochemischen Mikrostrukturierung von Metallen
Strahltechnik Band 67, Bremen 2018, ISBN 978-3-933762-61-0

Vijay V. Parsi Sreenivas

Material modifications due to nonlinear effects created by multiphoton absorption in single crystalline silicon
Strahltechnik Band 66, Bremen 2017, ISBN 978-3-933762-60-3

Peer Woizeschke

Eigenschaften laserstrahlgefügter Mischverbindungen aus Aluminium und Titan in Abhängigkeit der Kantengeometrie und Halbzeugstruktur
Strahltechnik Band 65, Bremen 2017, ISBN 978-3-933762-59-7

Henry Köhler

Schwingfestigkeit laserauftraggeschweißter legierter Stähle
Strahltechnik Band 64, Bremen 2017, ISBN 978-3-933762-58-0

Jörg Volpp

Dynamik und Stabilität der Dampfkapillare beim Laserstrahl-tiefschweißen
Strahltechnik Band 63, Bremen 2017, ISBN 978-3-933762-57-3

Colin Dankwart

High resolution of wave fields from measurements with unknown sensor positions and unknown phase shifts of the object wave

Strahltechnik Band 61, Bremen 2017, ISBN 978-3-933762-55-9

Edwin N. Kamau

Dynamic wave field synthesis: enabling the generation of field distributions with a large space-bandwidth product

Strahltechnik Band 60, Bremen 2016, ISBN 978-3-933762-54-2

Felix Möller

Wechselwirkung zwischen Lichtbogen und Laserstrahl beim Fügen von Aluminium

Strahltechnik Band 59, Bremen 2016, ISBN 978-3-933762-53-3

Simon Kibben

UV-laserbasierte Oberflächenfluorierung von Polymeren

Strahltechnik Band 58, Bremen 2016, ISBN 978-3-933762-52-8

Heiko Brüning

Prozesscharakteristiken des thermischen Stoffanhäufens in der Mikrofertigung

Strahltechnik Band 57, Bremen 2017, ISBN 978-3-933762-51-1

Michael Schwander

Lokale Diamantsynthese durch einen laserbasierten atmosphärischen CVD-PVD-Prozess

Strahltechnik Band 56, Bremen 2016, ISBN 978-3-933762-50-4

Marius Gatzert

Durchmischung beim Laserstrahl-tiefschweißen unter dem Einfluss niederfrequenter Magnetfelder

Strahltechnik Band 55, Bremen 2015, ISBN 978-3-933762-49-8

Frank Vollertsen, Hendrik Tetzl (Hrsg.)

Thermal Forming and Welding Distortion, Proceedings of the IWOTE'14

Strahltechnik Band 54, Bremen 2014, ISBN 978-3-933762-48-1

Zhuo Tang

Heißrissvermeidung beim Schweißen von Aluminiumlegierungen mit einem Scheibenlaser

Strahltechnik Band 53, Bremen 2014, ISBN 978-3-933762-47-4

Martin Grden

Simulation thermischen Biegens mittels Gebietszerlegung

Strahltechnik Band 52, Bremen 2014, ISBN 978-3-933762-46-7

Jens Sakkiittibutra

Modellierung thermisch bedingter Formänderungen und Eigenspannungen von Stählen zum Aufbau von geregelten Prozessen

Strahltechnik Band 51, Bremen 2013, ISBN 978-3-933762-45-0

Frank Buschenhenke

Prozesskettenübergreifende Verzugsbeherrschung beim Laserstrahlschweißen am Beispiel einer Welle-Nabe-Verbindung

Strahltechnik Band 50, Bremen 2013, ISBN 978-3-933762-44-3

Daniel Reitemeyer

Stabilisierung der Fokusslage beim Schweißen mit Faser- und Scheibenlasern

Strahltechnik Band 49, Bremen 2013, ISBN 978-3-933762-43-6

Steffen Neumann

Einflussanalyse beim single mode Faserlaserschweißen zur Vermeidung des Humping-Phänomens

Strahltechnik Band 48, Bremen 2012, ISBN 978-3-933762-42-9

Mostafa Agour

Determination of the complex amplitude of monochromatic light from a set of intensity observations

Strahltechnik Band 47, Bremen 2011, ISBN 978-3-933762-41-2

Andreas Stephen

Elektrochemisches Laser-Jet-Verfahren zur Mikrostrukturierung von Metallen

Strahltechnik Band 46, Bremen 2011, ISBN 978-3-933762-40-5

Michael Koerdt

Herstellung von integriert-optischen Sensorstrukturen in Polymersubstraten basierend auf Brechzahländerungen durch ultraviolette Laserstrahlung

Strahltechnik Band 45, Bremen 2011, ISBN 978-3-933762-39-9

Hanna Wielage

Hochgeschwindigkeitsumformen durch laserinduzierte Schockwellen

Strahltechnik Band 44, Bremen 2011, ISBN 978-3-933762-38-2

Claus Thomy

Dynamisches Prozessverhalten beim Laserstrahl-MSG-Hybridschweißen

Strahltechnik Band 43, Bremen 2011, ISBN 978-3-933762-37-5

Thomas Seefeld

Laser-Randschichtschmelzen mit erhöhter Prozessgeschwindigkeit am Beispiel von Aluminium-Zylinderkurbelgehäusen

Strahltechnik Band 42, Bremen 2011, ISBN 978-3-933762-36-8

Frank Vollertsen (Hrsg.)

Thermal Forming and Welding Distortion

Strahltechnik Band 41, Bremen 2011, ISBN 978-3-933762-35-1

Frank Vollertsen, Daniel Reitemeyer (Hrsg.)

Laserstrahlfügen: Prozesse, Systeme, Anwendungen, Trends

Strahltechnik Band 40, Bremen 2010, ISBN 978-3-933762-34-4

Claas Falldorf

Bestimmung der komplexwertigen Amplitude von Wellenfeldern auf Basis des Prinzips der Selbstreferenz

Strahltechnik Band 39, Bremen 2010, ISBN 978-3-933762-33-7

Marc Baumeister

Dynamische Laser-Mikroperforation mit single-mode Faserlaser

Strahltechnik Band 38, Bremen 2009, ISBN 978-3-933762-31-3

Zhenyu Hu

Analyse des tribologischen Größeneffekts beim Blechumformen

Strahltechnik Band 37, Bremen 2009, ISBN 978-3-933762-30-6

Frank Vollertsen, Thomas Seefeld (Eds.)

Laserbearbeitung: Prozesse, Systeme, Anwendungen, Trends

Strahltechnik Band 36, Bremen 2008, ISBN 978-3-933762-28-3

Torsten Baumbach

Untersuchungen zur vergleichenden, digitalen Holografie mit aktiver Wellenfrontmodifikation

Strahltechnik Band 35, Bremen 2008, ISBN 978-3-933762-27-6

Knut Partes

Hochgeschwindigkeitsbeschichten mit dem Laserstrahl

Strahltechnik Band 34, Bremen 2008, ISBN 978-3-933762-26-9

Hendrik Schulze Niehoff

Entwicklung einer hochdynamischen, zweifachwirkenden Mikroumformpresse

Strahltechnik Band 33, Bremen 2008, ISBN 978-3-933762-25-2

Thorsten Bothe

Grundlegende Untersuchungen zur Formerfassung mit einem neuartigen Prinzip der Streifenprojektion und Realisierung in einer kompakten 3D-Kamera

Strahltechnik Band 32, Bremen 2008, ISBN 978-3-933762-24-5

F. Vollertsen, J. Sakkiittibutra (Hrsg.)

Thermal Forming and Welding Distortion

Strahltechnik Band 31, Bremen 2008, ISBN 978-3-933762-23-8

Herausgegeben von Frank Vollertsen

Michael Kreimeyer

Verfahrenstechnische Voraussetzungen zur Integration von Aluminium-Stahl-Mischbauweisen in den Kraftfahrzeugbau

Strahltechnik Band 30, Bremen 2007, ISBN 978-3-933762-20-7

Carsten Wochnowski

UV-laser-basierte Erzeugung von planaren, polymeren Bragg-Multiplexer-Strukturen

Strahltechnik Band 29, Bremen 2007, ISBN 978-3-933762-19-1

Herausgegeben von Frank Vollertsen, Werner Jüptner

Frank Vollertsen, Thomas Seefeld (Hrsg.)

Laserstrahlfügen: Prozesse, Systeme, Anwendungen, Trends

Strahltechnik Band 28, Bremen 2006, ISBN 978-3-933762-18-4

Frank Vollertsen (Hrsg.)

Prozessskalierung

Strahltechnik Band 27, Bremen 2005, ISBN 978-3-933762-17-7

Frank Vollertsen, Thomas Seefeld (Hrsg.)

Thermal Forming

Strahltechnik Band 26, Bremen 2005, ISBN 978-3-933762-16-0

Volker Kebbel

Untersuchung zur Erzeugung und Propagation ultrakurzer optischer Bessel-Impulse

Strahltechnik Band 25, Bremen 2004, ISBN 978-3-933762-15-3

Frank Vollertsen, Ferdinand Hollmann (Ed.)

Process Scaling

Strahltechnik Band 24, Bremen 2003, ISBN 978-3-933762-14-6

Emil Schubert

Untersuchungen zum Leichtbau mit Hilfe lasergestützter Mischbauweise

Strahltechnik Band 23, Bremen 2003, ISBN 978-3-933762-13-9

Christoph von Kopylow

Durchstimmbare Mikrokristall-Laser für die absolute Distanzinterferometrie

Strahltechnik Band 22, Bremen 2003, ISBN 978-3-933762-12-2

Carmen Theiler

Aufbau gradierter Nickelbasis-Chromkarbid-Verbundwerkstoffe durch Laserstrahl-Pulverbeschichten

Strahltechnik Band 21, Bremen 2003, ISBN 978-3-933762-11-5

Herausgegeben von Gerd Sepold, Werner Jüptner

Thomas Kreis (Hrsg.)

Werkzeug Laser – Industrieller Fortschritt durch wissenschaftliche Forschung

Strahltechnik Band 20, Bremen 2002, ISBN 978-3-933762-10-8

Gerd Sepold, Thomas Seefeld (Hrsg.)

Laserstrahlfügen: Prozesse, Systeme, Anwendungen, Trends

Strahltechnik Band 19, Bremen 2002, ISBN 978-3-933762-09-2

Gerd Sepold, Florian Wagner, Jürgen Tobolski

Kurzzeitmetallurgie

Strahltechnik Band 18, Bremen 2002, ISBN 978-3-933762-08-5 (vergriffen)

Frank Elandalousi

Modellgestützte Detektion und Analyse von Materialfehlern an technischen Objekten nach dem Prinzip „Erkennung durch Synthese“

Strahltechnik Band 17, Bremen 2002, ISBN 978-3-933762-07-8

Ingo Zerner

Prozessstabilisierung und Ergebnisse für das Laserstrahlfügen von Aluminium-Stahl-Verbindungen

Strahltechnik Band 16, Bremen 2001, ISBN 978-3-933762-05-4

Daniel Holstein

Ortsaufgelöste Charakterisierung von mechanischen Eigenschaften laserstrahlgeschweißter Verbindungen

Strahltechnik Band 15, Bremen 2001, ISBN 978-3-933762-04-7

Bernd Grubert

Untersuchung neuartiger Resonatorkonzepte für koaxiale Wellenleiterlaser

Strahltechnik Band 14, Bremen 2001, ISBN 978-3-933762-03-0

Martin Klassen

Prozessdynamik und resultierende Prozessinstabilitäten beim Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen

Strahltechnik Band 13, Bremen 2000, ISBN 978-3-933762-02-3

Ingo Engler

Verfahrenskombination Laserstrahlschweißen und -richten am Beispiel einer Titan-Leichtbaustruktur

Strahltechnik Band 12, Bremen 1999, ISBN 978-3-933762-01-6

Ulrike Mieth

Erscheinungsbild von Materialfehlern in holografischen Interferogrammen

Strahltechnik Band 11, Bremen 1998, ISBN 978-3-933762-00-9

Werner Jüptner (Hrsg.)

Laser von der Wissenschaft zur Anwendung

Strahltechnik Band 10, Bremen 1997, ISBN 978-3-9805011-4-9

Peter Andrä

Ein verallgemeinertes Geometriemodell für das Streifenprojektionsverfahren zur optischen 3D-Koordinatenmessung

Strahltechnik Band 9, Bremen 1998, ISBN 978-3-9805011-9-4

Thomas Franz

Laserstrahlschweißen mit Nd:YAG-Laser unter Wasser

Strahltechnik Band 8, Bremen 1998, ISBN 978-3-9805011-8-7

Sigurd Weise

Heißrissbildung beim Laserstrahlschweißen von Baustählen

Strahltechnik Band 7, Bremen 1998, ISBN 978-3-9805011-7-0

Gerd Sepold, Manfred Geiger (Hrsg.)

Strahl-Stoff-Wechselwirkung bei der Laserstrahlbearbeitung 2

Strahltechnik Band 6, Bremen 1998, ISBN 978-3-9805011-6-3

Werner Jüptner, Gerd Sepold (Hrsg.)

Lasermaterialbearbeitung im Transportwesen

Strahltechnik Band 5, Bremen 1997, ISBN 978-3-9805011-5-6

Carolin Renate Radscheit

Laserstrahlfügen von Aluminium mit Stahl

Strahltechnik Band 4, Bremen 1997, ISBN 978-9805011-3-2

Jürgen Breuer

UV-lasergestütztes Vorbehandlungsverfahren zur gezielten Modifizierung der Oberflächen von Polypropylen

Strahltechnik Band 3, Bremen 1996, ISBN 978-3-9805011-2-5

Bernd Heidenreich

Beitrag zum Laserstrahlbrennschneiden von großen Stahlblechen

Strahltechnik Band 2, Bremen 1995, ISBN 978-3-9805011-1-8

Christian Binroth

Beitrag zur Prozessstabilität beim CO₂-Laserstrahlschweißen von Aluminium mit Zusatzwerkstoffen

Strahltechnik Band 1, Bremen 1995, ISBN 978-3-9805011-0-1