

FAU Studien aus dem Maschinenbau 366

Daniel Junker

Qualifizierung laser-additiv
gefertigter Komponenten für den
Einsatz im Werkzeugbau der
Massivumformung

Daniel Junker

Qualifizierung laser-additiv gefertigter Komponenten für den Einsatz
im Werkzeugbau der Massivumformung

FAU Studien aus dem Maschinenbau

Band 366

Herausgeber der Reihe:

Prof. Dr.-Ing. Jörg Franke

Prof. Dr.-Ing. Nico Hanenkamp

Prof. Dr.-Ing. habil. Tino Hausotte

Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein

Prof. Dr.-Ing. Michael Schmidt

Prof. Dr.-Ing. Sandro Wartzack

Daniel Junker

Qualifizierung laser-additiv gefertigter Komponenten für den Einsatz im Werkzeugbau der Massivumformung

**Dissertation aus dem Lehrstuhl für Fertigungstechnologie (LFT)
Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein**

Erlangen
FAU University Press
2021

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

Autoren-Kontaktinformation: Junker, Daniel, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg ([R.https://ror.org/oof7hpc57](https://ror.org/oof7hpc57)),
daniel.junker@fau.de

Bitte zitieren als

Junker, Daniel. 2021. *Qualifizierung laser-additiv gefertigter Komponenten für den Einsatz im Werkzeugbau der Massivumformung*. FAU Studien aus dem Maschinenbau Band 366. Erlangen: FAU University Press. DOI: 10.25593/978-3-96147-417-2.

Das Werk, einschließlich seiner Teile, ist urheberrechtlich geschützt.
Die Rechte an allen Inhalten liegen bei ihren jeweiligen Autoren.
Sie sind nutzbar unter der Creative-Commons-Lizenz BY-NC.

Der vollständige Inhalt des Buchs ist als PDF über den OPUS-Server der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg abrufbar:
<https://opus4.kobv.de/opus4-fau/home>

Umschlagbild: Lehrstuhl für photonische Technologien

Verlag und Auslieferung:
FAU University Press, Universitätsstraße 4, 91054 Erlangen

Druck: docupoint GmbH

ISBN: 978-3-96147-416-5 (Druckausgabe)
eISBN: 978-3-96147-417-2 (Online-Ausgabe)
ISSN: 2625-9974
DOI: 10.25593/978-3-96147-417-2

**Qualifizierung laser-additiv gefertigter
Komponenten für den Einsatz im Werkzeugbau der
Massivumformung**

Der Technischen Fakultät
der Friedrich-Alexander-Universität
Erlangen-Nürnberg

zur
Erlangung des Doktorgrades Dr.-Ing.

vorgelegt von

Dipl.-Ing. Daniel Junker

aus Nürnberg

Als Dissertation genehmigt
von der Technischen Fakultät
der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg

Tag der mündlichen
Prüfung: 07.12.2020

Vorsitzender des
Promotionsorgans: Prof. Dr.-Ing. habil. Andreas Paul Fröba

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein
Prof. Dr.-Ing. Michael Schmidt

Vorwort

Die vorliegende Dissertation entstand im Rahmen meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg. Wesentliche Grundlagen wurde dabei im durch die Bayerische Forschungstiftung (BFS) geförderten Projekt „Maßgeschneiderte Massivumformwerkzeuge durch Einsatz von Laser-Pulverauftragschweißen“ im Forschungsverbund „ForNext-Gen – Next Generation Tools“ erarbeitet.

Mein besonderer Dank gilt Frau Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein, Ordinaria des Lehrstuhls, für die wissenschaftliche Betreuung sowie das mir entgegengebrachte Vertrauen. Die am Lehrstuhl erfahrene Förderung hat wesentlich zu meiner fachlichen sowie persönlichen Entwicklung beigetragen. Ein weiterer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing Michael Schmidt für die Übernahme des Koreferats sowie die konstruktive Zusammenarbeit im Rahmen des oben genannten Forschungsverbundes.

In diesem Zusammenhang bedanke ich mich auch für die exzellente Zusammenarbeit aller am Forschungsprojekt beteiligten Kollegen. Besonderer Dank gilt diesbezüglich Oliver Hentschel vom Lehrstuhl für Photonische Technologien für die Vielzahl fachlicher Diskussionen und die gemeinsame Projektbearbeitung.

Weiterhin gilt mein Dank den Kolleginnen und Kollegen am Lehrstuhl sowie allen studentischen Hilfskräften und allen Bachelor-, Projekt- und Masterarbeitern für die gute Zusammenarbeit und Unterstützung. In besonderem Maße möchte ich meinen Dank an meine ehemaligen Bürokollegen Philip Frey, Martin Kraus, Thomas Papke und Harald Schmid richten.

Zuletzt gilt mein herzlicher Dank meiner Familie und insbesondere meinen Eltern für die Unterstützung und den Rückhalt, den sie mir bei allen Stationen meines Lebens entgegengebracht haben.

Erlangen, 30. Januar 2021

Daniel Junker

Inhaltsverzeichnis

Vorwort	iii
Inhaltsverzeichnis	v
Formel- und Abkürzungsverzeichnis	vii
1 Einleitung	1
2 Stand der Technik und Forschung	3
2.1 Historische Entwicklung der additiven Fertigung	3
2.1.1 Additive Fertigungsverfahren mit Metallen	6
2.1.2 Additive Fertigung im Formen- und Werkzeugbau	11
2.2 Anforderungen an Werkzeuge in der Massivumformung	16
2.2.1 Werkzeugbeanspruchung und -versagen	17
2.2.2 Werkzeugwerkstoffe	20
2.3 Zusammenfassende Bewertung des Stands der Technik und Forschung	23
3 Zielsetzung und methodisches Vorgehen	27
4 Werkstoffe, Versuchseinrichtungen und Untersuchungsmethoden	29
4.1 Laserbasierte additive Fertigungsverfahren	29
4.1.1 Laser-Pulverauftragschweißen (LPAS)	29
4.1.2 Selektives Laserstrahlschmelzen	30
4.2 Untersuchte Werkstoffe	30
4.2.1 Warmarbeitsstahl X37CrMoV1-5 (DIN 1.2343/AISI H11)	31
4.2.2 Schnellarbeitsstahl HSS6-5-2C (DIN 1.3343/AISI M2)	33
4.3 Wärmebehandlung	34
4.4 Versuchsplan	35
4.5 Mechanische Charakterisierung additiv gefertigter Elemente	38
4.5.1 Messeinrichtung zur Härtemessung	39
4.5.2 Bestimmung mechanischer Kennwerte	39
4.6 Einrichtungen für Gefügeuntersuchungen	42
4.6.1 Mikroskopie	43
4.6.2 Rasterelektronenmikroskop (REM)	43
4.6.3 Röntgendiffraktometrie (XRD)	44

4.7	Messverfahren zur Bestimmung des Einsatzverhaltens additiv gefertigter Werkzeuge	44
4.7.1	Double-Cup-Extrusion (DCE) Test	45
4.7.2	Messverfahren zur Oberflächencharakterisierung	45
4.7.3	Standzeituntersuchungen im industriellen Umfeld	46
5	Charakterisierung additiv gefertigter Körper aus Werkzeugstahl	47
5.1	Analyse der Wärmebehandlungsstrategien für additiv verarbeitete Werkzeugstähle	47
5.1.1	Laser-Pulverauftragschweißen von X ₃₇ CrMoV ₅₋₁	48
5.1.2	Laserstrahlschmelzen von X ₃₇ CrMoV ₅₋₁	55
5.1.3	Laser-Pulverauftragschweißen von X ₄₈ CrMoV ₅₋₁	61
5.1.4	Laser-Pulverauftragschweißen von HSS6-5-2C	65
5.1.5	Laserstrahlschmelzen von HSS6-5-2C	72
5.2	Einflüsse durch die Fertigungsverfahren	77
5.2.1	Werkstoffeigenschaften nach additiver Fertigung	78
5.2.2	Werkstoffeigenschaften nach dem Vergüten	85
5.2.3	Werkstoffeigenschaften nach dem Anlassen ohne Härten	89
5.3	Einfluss der additiven Fertigung auf den Grundkörper	95
5.4	Erkenntnisse zu den Untersuchungen der Wärmebehandlung	103
6	Einsatzverhalten additiv gefertigter Werkzeuge	105
6.1	Oberflächencharakterisierung der Versuchswerkzeuge	105
6.2	Modellversuche zur Bestimmung des Einsatzverhaltens additiv gefertigter Werkzeuge	108
6.3	Einsatzverhalten additiv gefertigter Werkzeuge im industriellen Betrieb	110
6.3.1	Numerische Analyse der Werkzeugbelastung	112
6.3.2	Standmengenuntersuchung im Serieneinsatz	113
7	Wissenschaftliche Bewertung der Untersuchungsergebnisse	115
7.1	Bewertung der laserbasierten additiven Fertigung zum Einsatz im Werkzeugbau der Massivumformung	115
7.2	Bewertung der Wärmebehandlungsstrategien additiv verarbeiteter Werkzeugstähle	116
8	Zusammenfassung und Ausblick	121
9	Summary and outlook	125
	Literaturverzeichnis	129

Formel- und Abkürzungsverzeichnis

<i>Abkürzung</i>	<i>Beschreibung</i>
3D CAD	3-Dimensionales Computer Aided Design
AISI	American Iron and Steel Institute
ASTM	American Society for Testing and Materials
DCE	Double-Cup-Extrusion
DIN	Deutsches Institut für Normung
EDX	energiedispersive Röntgenspektroskopie
Gew.-%	Gewichtsanteil in Prozent
HRC	Härteprüfung nach Rockwell
HV	Härteprüfung nach Vickers
ISO	Internationale Organisation für Normung
LLM	Schicht-Laminat-Verfahren
LPAS	Laser-Pluverauftragschweißen
LSS	selektives Laserstahlschmelzen
MPA	Metall-Pulver-Auftrag
REM	Rasterelektronenmikroskop
RT	Raumtemperatur
SEBM	Elektronenstrahlschmelzen
T	Temperatur
T_{Ms}	Martensitstarttemperatur
T_{Mf}	Martensitfinishtemperatur
XRD	Röntgendiffraktometrie

<i>Symbol</i>	<i>Einheit</i>	<i>Beschreibung</i>
A	%	Bruchdehnung
A_g	%	Gleichmaßdehnung
R_a	μm	Mittenrauwert
R_m	MPa	Zugfestigkeit
R_z	μm	gemittelte Rautiefe
$R_{p0,2}$	MPa	Fließbeginn unter Zugbelastung
ϵ	%	technische Dehnung
σ_D	MPa	technische Spannung unter Druckbelastung
$\sigma_{d0,2}$	MPa	Fließbeginn unter Druckbelastung
σ_{d30}	MPa	technische Spannung bei 30 % Stauchung
σ_Z	MPa	technische Spannung unter Zugbelastung

1 Einleitung

Infolge der verschiedenen Stufen der industriellen Revolution stiegen besonders in der westlichen Welt der Wohlstand und die medizinische Versorgung, woraus ein starker Zuwachs der Weltbevölkerung resultierte. Innerhalb dieser größer werdenden Gesellschaft gewinnt das Streben des Einzelnen nach Individualität immer stärker an Bedeutung [1]. Um diesem Trend gerecht zu werden, erhöhen Produzenten von Konsumgütern die Variantenvielfalt ihrer Produkte und verkürzen gleichzeitig deren Produktlebenszyklen [2]. Eine wirtschaftliche Umsetzung der dafür erforderlichen verkürzten Entwicklungszeiten ist nur durch den verstärkten Einsatz virtueller Entwicklungswerkzeuge wie 3D-CAD sowie numerische Methoden möglich. Dennoch ist auch weiterhin die Herstellung physischer Prototypen notwendig, um Funktionalitäten von Komponenten zu prüfen. Da dies häufig Einzelstücke oder Kleinstserien sind, ist im Prototypenbau auch heute noch viel manuelles Fertigungsgeschick gefragt. Die Einführung der additiven Fertigungstechnologien, die aufgrund ihrer werkzeuglosen Bauteilerzeugung und der hohen geometrischen Designfreiheit eine enorme Flexibilität aufweisen [3], konnten so die Entwicklungsprozesse weiter beschleunigen. Beispielsweise werden durch den Einsatz der Stereolithografie Prototypen gefertigt, die besonders zur Veranschaulichung des Designs dienen. Fortschritte in den additiven Fertigungsprozessen erlauben heute die Herstellung funktionaler Prototypen, welche in ihren Materialeigenschaften schon dem Serienbauteil ähnlich sind. Das erlaubt Tests der Bauteilfunktionalität schon zeitnah während des Entwicklungsprozesses [3]. Auch der Einsatz additiver Fertigungstechnologien für die Herstellung von Endprodukten gewinnt im Zuge der Individualisierung immer mehr an Bedeutung. Besonders in der Medizintechnik haben sich diese Prozesse für die Herstellung kundenspezifischer Implantate durchgesetzt, welche häufig als Einzelstücke gefertigt werden [4]. Aber auch im Bereich der Luft- und Raumfahrt etablieren sich bereits heute Technologien wie das Laserstrahlschmelzen im Pulverbett für die Kleinstserienfertigung nicht sicherheitsrelevanter Elemente [5].

Nach dem verstärkten aufkommenden Interesse an additiven Fertigungstechnologien sah im Jahr 2012 das Wirtschaftsmagazin The Economist diese Entwicklung als Grundlage für eine neue industrielle Revolution [6]. Aufgrund diverser Nachteile konnten sich die Technologien im industriellen Umfeld jedoch noch nicht etablieren [7]. Besonders fallen hierbei die prozessbedingten langen Fertigungszeiten, eine hohe Oberflächenrauheit

sowie eine eingeschränkte Werkstoffvielfalt negativ auf [3]. Entgegen der Hoffnung, ein Gros der Fertigungsprozesse durch additive Fertigung zu ersetzen, ist diese Technologie besser als ergänzendes Verfahren zu bewerten [8]. Um die Vorteile der additiven Fertigung auch für die moderne Massenfertigung zu nutzen, etablierte sich der Einsatz der Verfahren verstärkt im Formen- und Werkzeugbau. Besonders bei der Herstellung von Spritz- und Druckgussformen ermöglicht die additive Fertigung die Integration optimierter Temperiersysteme. Hierdurch können sowohl die Qualität der Bauteile verbessert als auch die Zykluszeiten verkürzt werden [9]. Der Einsatz der additiven Fertigung im Bereich der Umformwerkzeuge stellt vor allem die Einschränkung verfügbarer Werkstoffe eine Herausforderung dar. Besonders bei den laserbasierten Verfahren der additiven Fertigung ist der Einsatz konventioneller Werkzeugstähle aufgrund ihrer schlechten Schweißseignung problematisch. Nur durch Vorgehen wie dem Vorwärmen des Grundkörpers, wie es auch beim Reparaturschweißen von Werkzeugen umgesetzt wird, ist die Verarbeitung von Werkzeugstählen möglich, die heute Standardwerkstoffe im Werkzeugbau sind [10]. Unter Anpassung der Prozessführungsstrategien sowie einer erweiterten Systemtechnik konnten in den letzten Jahren aus verschiedenen Güten der Werkzeugstähle erfolgreich dreidimensionale Volumenkörper mittels laserbasierter additiver Fertigung hergestellt werden. Eine detaillierte Beschreibung hierzu erfolgt im Abschnitt zum Stand der Technik.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit werden additiv gefertigte Komponenten aus Werkzeugstahl charakterisiert und die Eigenschaften denen konventionell hergestellter Halbzeuge gegenübergestellt. Für die Untersuchungen werden das Laserstrahlschmelzen im Pulverbett und das Laser-Pulverauftragschweißen (LPAS) herangezogen. Hinsichtlich der Verarbeitung von Werkzeugstählen bieten diese Prozesse ein hohes Potenzial und sind im industriellen Umfeld häufig Bestandteil von Untersuchungen zu diesem Thema. Der Fokus der vorliegenden Arbeit liegt auf dem Einfluss der prozessbedingten thermischen Historie des Werkstoffs. Diese hat einen ausgeprägten Einfluss auf das resultierende Gefüge und somit auf die mechanischen Eigenschaften eines Materials. Ziel ist die Erarbeitung eines grundlegenden Verständnisses zur Wechselwirkung zwischen dem inkrementellen thermischen Herstellungsprozess und den daraus resultierenden Werkstoffeigenschaften sowie der daraus resultierenden Auswirkungen auf thermische und mechanische Folgeprozesse. Die Analysen der mechanischen Eigenschaften der unterschiedlichen Behandlungszustände werden im Sinne der Grundlagenforschung durch Gefügeuntersuchungen ergänzt.

2 Stand der Technik und Forschung

In diesem Kapitel wird der aktuelle Stand der Technik zum Einsatz additiver Fertigungsverfahren im Werkzeugbau für die Umformtechnik zusammengefasst und bewertet. Zunächst werden das Prinzip und die Evolution der additiven Fertigung vorgestellt. Der Fokus liegt dabei auf metallverarbeitenden Verfahren, da diese für den Werkzeugbau von Bedeutung sind und sich teilweise schon im industriellen Einsatz befinden. Anhand einer Gegenüberstellung der Möglichkeiten, welche die additive Fertigung eröffnet und den Anforderungen, welche die Massivumformung an Umformwerkzeuge stellt, wird das Potenzial der Technologie für diesen Sektor bewertet. Die Bewertung dient als Grundlage, aus der sich die Forschungsinhalte der vorliegenden Arbeit ableiten.

2.1 Historische Entwicklung der additiven Fertigung

Als additive Fertigung werden Verfahren bezeichnet, bei denen Bauteile durch das sukzessive Hinzufügen von Werkstoff erstellt werden. Nachdem für die Verfahren zunächst häufig der unspezifische Überbegriff der Rapid-Technologien Verwendung fand, wurden 2015 die Grundlagen und die gebräuchlichen Terminologien der additiven Fertigung in der Norm ISO/ASTM 52900 [11] zusammengefasst. In additiven Fertigungstechnologien erfolgt diese Werkstoffzugabe meist in einzelnen Schichten zur Erstellung dreidimensionaler Geometrien [11]. Dieses Schichtbauprinzip resultiert aus der Überlegung, dass jeder Körper in infinitesimal dünne, äquivalente Schichten geschnitten werden kann, welche jeweils den Querschnitt des Bauteils in der entsprechenden Ebene darstellen. Auf die gleiche Weise wie ein Bauteil in mehrere Ebenen unterteilt werden kann, ist es auch möglich, durch das Aneinanderfügen der einzelnen zweidimensionalen Querschnitte ein dreidimensionales Bauteil herzustellen. Die Prozesse der additiven Fertigung werden deshalb häufig auch als $2\frac{1}{2}$ D-Verfahren bezeichnet. Ein Qualitätsmerkmal stellt dabei der sogenannte Treppeneffekt dar, welcher aus der Approximation der Querschnittsflächen resultiert. Aufgrund des Schichtaufbaus ist eine kontinuierliche Querschnittsänderung in Aufbaurichtung nicht zu realisieren, weshalb eine Diskretisierung bezogen auf die Schichtdicke notwendig ist. [3]

Als Ausgangswerkstoffe für die additive Fertigung werden je nach Fertigungstechnologie Flüssigkeiten [12], Bleche [3], Polymerfilamente [13] oder

Pulver [14] genutzt. Da die Körper dabei aus einem, bezogen auf das Endprodukt, formlosen Stoff durch Schaffen eines Zusammenhalts gefertigt werden, ist die additive Fertigung nach DIN 8580 [15] dem Fertigungsverfahren des Urformens zuzuteilen. Verfahren, bei denen das Material durch Schmelzen aufgebracht wird, beeinflussen zudem die Stoffeigenschaften des Werkstoffs. Durch eine Variation der Prozessparameter können so Stoffeigenschaften in einem gewissen Rahmen gezielt eingestellt werden. Daher hat sich neben dem Begriff der additiven auch die Bezeichnung der generativen Fertigung etabliert [3].

Die Anwendung des schichtweisen Fertigungsprinzips wurde im Rahmen eines Patents erstmals Ende des 19. Jahrhunderts schriftlich festgehalten [16]. Zur Herstellung einer Reliefkarte wurden anhand der Höhenlinien dünne Platten aus Wachs ausgeschnitten und übereinander gefügt. Die so gefertigte Wachsform wurde anschließend als Werkzeug für die Abformung des Reliefs zur Vervielfältigung der Karten eingesetzt. Später wurde dieses Fertigungsverfahren auf harzgetränktes Papier, Kunststoffplatten und Bleche übertragen, wodurch belastbare Bauteile hergestellt werden konnten [3]. Industriellen Einzug erhielt die additive Fertigung allerdings erst durch die Automatisierung und wurde maßgeblich durch die Erfindung des Lasers beeinflusst.

Ende der 1960er Jahre wurde mit Hilfe zweier sich kreuzender Laserstrahlen die Energie in deren Schnittpunkt gebündelt, um so ein photosensitives Polymer auszuhärten [12]. Durch Weiterentwicklungen im Bereich der Lasertechnik war es circa 20 Jahre später möglich, die partielle Aushärtung photosensitiver Harze durch Anwendung eines einzelnen Laserstrahls zu realisieren. Das Patent [17] und die Vermarktung automatisierter Anlagen der sogenannten Stereolithografie durch Charles Hull und die von ihm gegründete Firma 3D Systems [18] ebnete den Einzug der additiven Fertigung in Industrieunternehmen. Dort wurde das Verfahren fortan für die Herstellung von Prototypen zur Visualisierung neuentwickelter Produkte eingesetzt.

Auf Grundlage dieses Verfahrens wurde ein Prozess zur additiven Fertigung von Gussformen aus einem mit photosensitivem Kunststoff ummantelten Sand entwickelt [19]. Nach dem Auftragen und Verpressen einer Schicht des ummantelten Sands wird dieser partiell mittels Lichts ausgehärtet. Im Anschluss an die Fertigstellung werden überschüssige Bereiche mit Hilfe einer chemischen Lösung entfernt. Gegenüber der direkten additiven Fertigung metallischer Bauteile ist die Fertigung von Gussformen schneller und auch für große Bauteile anwendbar. Um die Anforderungen

an Produktivität und Qualität der Serienfertigung zu genügen, waren jedoch noch weitere Entwicklungen der vor- und nachgelagerten Prozesse sowie der thermischen Beständigkeit der Binder notwendig. Aktuell stehen Applikationen dieses Verfahrens in der Automobilbranche auf der Schwelle des industriellen Einsatzes [20].

Ein Verfahren, das wichtige Merkmale der modernen direkten additiven Fertigung metallischer Bauteile aufweist, wurde erstmals 1971 von Pierre Alfred Ciraud beschrieben [14]. In der Patentschrift wird die Herstellung von Objekten aus unterschiedlichen, schmelzbaren Materialien erläutert. Pulverpartikel werden durch Schwerkraft, Magnetismus, Elektrostatik oder durch die Positionierung unter Verwendung einer Düse in eine Matrix eingebracht und anschließend mittels Laser-, Elektronen- oder Plasmastrahl partiell aufgeschmolzen und hierdurch verbunden.

Nachdem der Laser für Schweißanwendungen Einzug in die Industrie gefunden hatte, etablierte sich besonders der von Ciraud beschriebene laserbasierte Prozess mit der Zufuhr von Pulver mittels einer Düse. Im Unterschied zu Cirauds Beschreibung wird dieses als Laser Cladding oder auch Laser-Pulverauftragschweißen bezeichnete Verfahren allerdings ohne Matrix durchgeführt [21].

Das Prinzip der heutzutage industriell weitverbreitetsten Verfahren zur additiven Fertigung im Pulverbett wurde erstmals 1981 in einer Patentschrift von Ross Householder veröffentlicht [22]. Darin wird ein Fertigungsprinzip beschrieben, bei dem mittels eines Rakels ein pulverförmiger, schmelzbarer Werkstoff über einer Bauplattform verteilt wird. Anschließend wird dieses Pulver mit Hilfe eines Laserstrahls partiell aufgeschmolzen und abgekühlt. Durch ein Absenken der Plattform und Wiederholen der beschriebenen Schritte wird schichtweise ein dreidimensionales Bauteil generiert.

Eine Maschine, die auf Grundlage dieser Verfahrensidee das sogenannte Lasersintern realisierte, wurde 1986 von Carl Deckard an der Universität Texas konzipiert [23], 1994 patentiert [24] und von Wilhelm Meiners am Fraunhofer-Institut für Lasertechnik in Aachen bis 1999 zu dem heutzutage gebräuchlichsten Verfahren, dem selektiven Laserstrahlschmelzen (LSS), weiterentwickelt [25]. Gegenüber dem Lasersintern wird dabei der Werkstoff vollständig aufgeschmolzen, wodurch Bauteile mit einer sehr hohen relativen Dichte hergestellt werden können. Theoretisch sind so mechanische Eigenschaften möglich, welche konventionell gefertigtem Material ebenbürtig sind. Die Erfassung der real vorliegenden Materialeigenschaften sind meist, wie auch in der vorliegenden Arbeit, noch Bestandteil aktueller Forschungsarbeiten.

2.1.1 Additive Fertigungsverfahren mit Metallen

Auch wenn die additive Fertigung noch eine recht junge Fertigungstechnologie ist, wurde mittlerweile eine Vielzahl unterschiedlicher Verfahren entwickelt, deren Fertigungsprinzip auf dem partiellen Hinzufügen eines Werkstoffs beruht. Die Motivation für die jeweilige Neuentwicklung eines Prozesses war meist eine Verkürzung der Prozesszeit oder die Erhöhung der Bauteilgenauigkeit. Da es sich dabei um konkurrierende Ziele handelt, ist die Wahl des eingesetzten Fertigungsverfahrens maßgeblich von den Anforderungen des zu fertigenden Bauteils abhängig. Deshalb finden in unterschiedlichen Bereichen annähernd alle bisher entwickelten additiven Fertigungsverfahren Anwendung.

Für den Einsatz der additiven Fertigung zur Herstellung von Umformwerkzeugen ist eine sehr hohe Festigkeit der gefertigten Teile notwendig. Erst diese ermöglicht es, den Werkzeugbeanspruchungen während der Umformung zu widerstehen. Zwar werden im Prototypenbau teilweise Tiefziehwerkzeuge aus Kunststoff eingesetzt [26], für deren Fertigung unter anderem additive Verfahren untersucht werden [27], wobei die Standzeit solcher Werkzeuge jedoch gering ist. Eine Anwendung dieses Vorgehens in der Massivumformung ist nicht möglich, da gegenüber der Blechumformung wesentlich höhere Werkzeugbeanspruchungen auftreten.

Für die Herstellung von Massivumformwerkzeugen ist die additive Fertigung hochfester metallischer Körper notwendig. Neben den Verfahren zur direkten additiven Fertigung metallischer Bauteile existieren auch additive Fertigungsverfahren, bei denen weitere Prozessschritte nachgelagert sind, um Teile aus Metallen zu erhalten [11]. Hierzu zählen Verfahren, bei denen kunststoffummantelte Metallpulver verwendet werden, wobei durch einen nachgelagerten Sinterprozess der Kunststoff verdampft wird [28]. Ferner sind Verfahren zur additiven Fertigung von Gussformen aus Sand bekannt [19]. Diese sind aufgrund der resultierenden langen Prozesskette nicht Bestandteil der Untersuchungen dieser Arbeit. Im Folgenden werden die additiven Fertigungsverfahren vorgestellt, mit denen Geometrien aus metallischen Werkstoffen direkt gefertigt werden können.

Pulverbettbasiertes Schmelzen

Das pulverbettbasierte Schmelzen beschreibt nach ASTM 52900 [11] additive Fertigungsverfahren, bei denen Bereiche eines Pulverbetts durch gezielte Wärmeeinbringung aufgeschmolzen werden. Aufgrund des Verfahrensprinzips und der teilweise stützenden Funktion des Pulvers erlaubt diese Technologie die Fertigung komplizierter Geometrien, welche häufig

über andere Fertigungsverfahren nicht herstellbar sind. Die Verfahrenstechnologie beruht auf dem von Ross Householder [22] beschriebenen Fertigungsverfahren, eine aufgetragene Schicht eines schmelzbaren Pulvers mittels eines hochenergetischen Strahls partiell aufzuschmelzen und anschließend wieder erstarren zu lassen [22]. Als Strahlquellen werden sowohl Elektronenstrahlen als auch Laserstrahlen [3] eingesetzt, wobei die Energiequelle die Anforderungen an die Anlagentechnik bestimmt.

Für das selektive Elektronenstrahlschmelzen (engl. Selective Electron Beam Melting: SEBM) ist aufgrund des freien Elektronenstrahls in der Baukammer ein Vakuum notwendig, um die Interaktion der freien Elektronen mit Luftmolekülen zu verhindern [29]. Zusätzlich beugt dieses Vakuum der Oxidation des aufgeschmolzenen Werkstoffs während des Bauprozesses vor, wodurch auch reaktive Metalle verarbeitet werden können.

Wie dem Namen zu entnehmen ist, wird beim selektiven Laserstrahlschmelzen (LSS) die Energie zum Schmelzen des Werkstoffs durch einen fokussierten Laserstrahl zugeführt. Auch dieser Prozess wird innerhalb einer Prozesskammer betrieben. Zum Schutz vor Oxidation wird diese mit einem Inertgas wie Argon oder Stickstoff geflutet [3]. Das LSS gilt aktuell als eines der additiven Fertigungsverfahren, dem hinsichtlich der direkten Fertigung metallischer Bauteile das höchste Potenzial zugesprochen wird [30]. Durch die genaue Fokussierung des Lasers, die Verwendung sehr feiner Pulver mit einer Partikelgrößenverteilung von 23 μm bis 45 μm und einer gebräuchlichen Schichtdicke von 25 μm oder 50 μm bietet das LSS eine relativ hohe Fertigungsgenauigkeit. Des Weiteren ermöglicht das Pulverbett die Fertigung von Stützstrukturen, wodurch die Verfahren des pulverbettbasierten Schmelzens die größte geometrische Freiheit unter den additiven Fertigungsverfahren mit Metallen bieten. Durch die Kombination mit einer 5-Achs Fräsmaschine ist auch die Einhaltung hoher Oberflächengüten sowie von Fertigungstoleranzen möglich [31]. Besondere Herausforderungen beim LSS, mit denen sich die aktuelle Forschung beschäftigt, ist die Implementierung einer Sensorik zur Qualitätssicherung bei der Bauteilfertigung [32]. Des Weiteren gilt es, neue Methodiken zur Parameterentwicklung zu untersuchen, da derzeit die Identifikation von Prozessfenstern zur Verarbeitung neuer Werkstoffe nur durch experimentelle Studien, welche eine Vielzahl wirtschaftlicher Ressourcen binden, möglich ist.

Gerichtete Energieeinbringung

Die nach ASTM 52900 [11] definierten Verfahren zur gerichteten Energieeinbringung schmelzen durch eine fokussierte Energiequelle einen zugeführten Werkstoff auf. Hierzu zählt das industriell hauptsächlich zur

Reparatur von Investitionsgütern eingesetzte Laser Cladding oder auch Laser-Pulverauftragschweißen. Ähnlich dem Laserschweißen wird dabei ein Laserstrahl durch einen Bearbeitungskopf geführt und auf das Werkstück fokussiert. Ein inertes Schutzgas, das durch den Arbeitskopf geleitet wird, verhindert die Oxidation des durch den Laserstrahl erzeugten Schmelzbads [21]. Im Gegensatz zu den Schmelzverfahren im Pulverbett ist der Oxidationsschutz lokal begrenzt, weshalb die Verarbeitung reaktiver Werkstoffe wie Titan und Aluminium nur durch Anpassungen der Anlage möglich sind. Zwar gibt es auch Anlagen, bei denen der Prozess in einer gefluteten Prozesskammer betrieben wird [33], jedoch resultiert daraus eine begrenzte Bauteilgröße wie sie auch im Pulverbett vorherrscht. Der für das Auftragschweißen benötigte Zusatzwerkstoff kann sowohl mittels Draht als auch als Pulver zugeführt werden [21]. Die Verwendung eines Pulverwerkstoffs bietet dabei die Möglichkeit, innerhalb eines Prozesses Pulver aus mehreren Vorratsbehältern zuzuführen und so verschiedene Werkstoffe zu mischen und das Mischungsverhältnis während der Bearbeitung zu variieren [34]. Das Pulver wird heutzutage meist mittels einer Ringspalt- oder einer Dreistrahldüse koaxial zum Laserstrahl zugeführt [34]. Dabei befindet sich der Fokus der Pulverdüse in der gleichen Ebene wie der des Lasers. Üblicherweise werden Pulver mit einer Partikelgrößenverteilung von 45 μm bis 125 μm eingesetzt. Daraus und durch eine Verwendung eines großen Laserstrahldurchmessers für eine schnelle Aufbaurate, entsteht eine relativ grobe Oberfläche. Da der Zusatzwerkstoff direkt in das vom Laserstrahl erzeugte Schmelzbad zugeführt wird, ist auch die Verwendung nichtschmelzender keramischer Materialien möglich, die beim Erstarren als Verstärkung in einer metallischen Matrix fungieren [35]. Diese Anwendung wird beispielsweise für die Herstellung verschleißbeständiger Schichten angewandt. Nachdem der Prozess ursprünglich für Beschichtungsanwendungen entwickelt wurde, wird für das LPAS gegenüber dem LSS üblicherweise eine höhere Laserleistung sowie ein größerer Fokusdurchmesser verwendet, wodurch je Schicht mehr Material aufgetragen wird. Trotz der gegenüber dem LSS reduzierten Vorschubgeschwindigkeit ist die Prozesszeit des LPAS für den gleichen Volumenauftrag so wesentlich kürzer. Durch den größeren Materialauftrag resultiert eine gröbere Oberflächenstruktur. Aus diesem Grund ist ein Übermaß bei der Fertigung vorzusehen, welches anschließend durch mechanische Bearbeitung wieder abzutragen ist. Ein weiterer Nachteil dieses Prozesses gegenüber den Pulverbettverfahren ist eine eingeschränkte geometrische Freiheit. Der Materialauftrag kann nur auf Vollmaterial stattfinden, weshalb eine Erweiterung der Gestaltungsfreiheit durch die Fertigung von Stützstrukturen nicht umsetzbar ist. Ein Maximum an Flexibilität bietet das LPAS als Ergänzung in einem CNC-Bear-

beitungszentrum wie einer Dreh-Fräs-Anlage [36] oder einem 5-Achs-Fräs-zentrum [37].

Metall-Pulver-Auftrag

Ein eher für Beschichtungen entwickelter und vorwiegend für die Fertigung im Formenbau eingesetzter Prozess ist das Kaltgasspritzen, auch Metall-Pulver-Auftrag (MPA) genannt. Bei diesem Verfahren werden Pulverpartikel in einer Lavalldüse auf Überschallgeschwindigkeit beschleunigt und auf ein Werkstück appliziert. Aufgrund der hohen kinetischen Energie, welche die Partikel durch die extreme Beschleunigung erhalten, tritt beim Aufprall auf dem Werkstück eine Flächenpressung von bis zu 10 GPa auf. Dies verursacht bei der Kollision des Partikels mit dem Werkstück eine Deformation und kurzzeitig eine Temperatur von bis zu 1000 °C in der Interaktionsfläche zwischen Partikel und Werkstück. Auf diese Weise wird eine stoffschlüssige Verbindung geschaffen [38]. Als Werkstoffe können neben Edelstahl auch verschiedene Werkzeugstähle sowie diverse Nichteisenmetalle eingesetzt werden. Wie auch das LPAS, ist der MPA ein Beschichtungsprozess, weshalb die geometrische Gestaltungsfreiheit auch bei dieser Technologie gegenüber den Pulverbettverfahren eingeschränkt ist. Aufgrund der Deformation der Partikel während des Aufpralls auf der Werkstückoberfläche entsteht eine relativ homogene Oberflächenstruktur. Dennoch ist auch für dieses additive Verfahren eine Endbearbeitung der Oberflächen durch mechanische Nachbearbeitung empfehlenswert. Für die Realisierung von Hohlstrukturen, wie beispielsweise Temperierkanäle, wurde deshalb ein wasserlöslicher Werkstoff entwickelt, welcher durch den Prozess verarbeitet werden kann [38]. Gegenüber den Verfahren, bei denen Werkstoff durch Aufschmelzen appliziert wird, ist der thermische Einfluss beim MPA vernachlässigbar. Besonders bei Werkstoffen, bei denen durch Wärme Gefügeänderungen stattfinden, ist dieser Prozess für einen spannungsarmen Materialauftrag geeignet. Das volle Potenzial erreicht dieser Prozess durch die Kombination mit einem 5-Achs-Fräs-zentrum, wie es von der Firma Hermle umgesetzt wurde [38].

3D-Druck mittels MIG-Schweißen

Eine weitere Verfahrensalternative zum additiven Aufbau ist durch die Integration des Metall-Inertgas (MIG) Schweißens in ein 5-Achs Portal realisiert [39]. Das MIG-Schweißen ist ein in der industriellen Anwendung bekanntes und etabliertes Verfahren. Durch das Zünden eines elektrischen Lichtbogens zwischen Werkstück und zugeführtem Draht schmilzt der Werkstoff an der Spitze des Drahtes und der Werkstückoberfläche auf. Hierdurch entsteht eine stoffschlüssige Verbindung zwischen Werkstück

und Zusatzwerkstoff [39]. Üblicherweise wird dieses Schweißverfahren zur nicht lösbaren Verbindung zweier Komponenten eingesetzt. Es kann jedoch auch zum Materialauftrag verwendet werden. Durch eine geeignete Strategie zum Auftrag wurde der Prozess für die additive Fertigung weiterentwickelt [39]. Die Bandbreite der verwendbaren Werkstoffe besteht dabei aus den gängigen Schweißzusätzen für das MIG-Schweißen. Wesentlicher Nachteil dieses Verfahrens ist das durch den elektrischen Lichtbogen entstehende große Schmelzbad und die dadurch resultierende grobe Oberfläche additiv gefertigter Bauteile. Deshalb ist eine spanende Nachbearbeitung der Oberfläche bei diesem Verfahren immer notwendig.

Schicht-Laminat-Verfahren

Das Schicht-Laminat-Verfahren (eng. Layer Laminated Modelling: LLM) orientiert sich an dem von Joseph E. Blanthier festgehaltenen Prinzip [16], Bauteile durch Aufeinanderstapeln flächiger Halbzeuge zu fertigen. Um die Geometrie des Werkzeugs zu realisieren, wird beim Auftragen jeder Ebene der aktuelle Querschnitt aus dem Halbzeug geschnitten. Durch den Einsatz von Blechen und metallischen Folien können so hoch belastbare Formen gefertigt werden [40]. Das Fügen der einzelnen Schichten kann dabei durch Laserschweißen, Diffusionsschweißen oder durch anschließendes Klemmen mittels Schrauben und Passtiften geschehen [41]. Die Aufbaurate bei diesem Verfahren ist stark von den verwendeten Blechdicken abhängig, jedoch steigt mit größeren Blechdicken auch der Einfluss des Treppeneffekts [42]. Um diesen zu minimieren, werden unterschiedliche Vorgehensweisen angewandt.

Die am häufigsten genutzten Varianten sind eine Variation der Blechdicke zur besseren Abbildung von Radien und der Einsatz von Gehrungsschnitten [42], wobei der Schnittwinkel für jede Schicht angepasst wird. Für eine genaue Formabbildung mittels des Schicht-Laminat-Verfahrens ist jedoch eine Übermaßfertigung mit entsprechender Nachbearbeitung notwendig [42].

Gegenüber den zuvor vorgestellten Verfahren ist die Werkstoffausnutzung im Schicht-Laminat-Verfahren ineffizient, da bei der Erstellung der Querschnitte der Einzelschichten ein relativ hoher Verschnitt anfällt. Da die Querschnitte vor dem Fügen aus einer Platine geschnitten werden, ist dieses Verfahren als eine Mischung eines trennenden und additiven Verfahrens einzustufen [3].

Aufgrund des verfahrensbedingten Treppeneffekts ist für Bauteile mit hohen Anforderungen an die Oberflächengüte eine spanende

Nachbearbeitung unumgänglich. Besonders bei komplizierten Bauteilen mit Hinterschnitten oder innenliegenden Hohlstrukturen ist eine definierte mechanische Nacharbeit allerdings nicht möglich, weshalb in den vergangenen Jahren für einige der beschriebenen Prozesse Hybridanlagen konzipiert und umgesetzt wurden, die additive und spanende Verfahren in einer Anlage vereinen. Durch die sukzessive Verwendung der beiden Fertigungstechnologien ist die Bearbeitung der Oberflächen von Hohlkörpern möglich, noch bevor die Zugänglichkeit durch das Auftragen weiterer Schichten geschlossen wird [P1]. Besonders für den Werkzeugbau, bei dem eine hohe Oberflächengüte gefordert ist, sind diese Fertigungsanlagen interessant.

2.1.2 Additive Fertigung im Formen- und Werkzeugbau

Ein schwerwiegender Nachteil der additiven Fertigung und einer der Gründe, weshalb der flächendeckende Einzug der Technologie in die industrielle Massenfertigung noch etwas verhalten ist, sind vergleichsweise lange Fertigungszeiten [3]. Hier sind Umform-, formgebundene Urform- oder auch spanende Verfahren meist wirtschaftlicher und schon seit Jahrzehnten etabliert. Auch hinsichtlich der Reproduzierbarkeit der mechanischen Eigenschaften sind additive Fertigungsverfahren anfällig für Prozessschwankungen [43], was neben einer robusten Prozessführung auch eine exakte Auslegung der Bauteile kompliziert gestaltet.

Aufgrund der hohen Flexibilität der Prozesse und der hohen geometrischen Freiheit bietet der Einsatz additiver Fertigung allerdings auch im Formen- und Werkzeugbau neue Möglichkeiten. So führt der Einsatz additiv gefertigter Formen mit konturnaher Kühlung im Kunststoffspritzguss zur Reduzierung der Prozesszeit während gleichzeitig die Qualität der Bauteile verbessert wird [44]. Ähnliche Anwendungen, welche im Folgenden näher beschrieben werden, bieten auch in der Umformtechnik das Potenzial, die Umformprozesse wirtschaftlicher zu gestalten.

Unter dem Begriff Rapid Tooling wurde die additive Fertigung schon um 1980 für die Herstellung von Umformwerkzeugen eingesetzt [3]. Durch die Fertigung von Werkzeugen mittels LLM ist es möglich, die Durchlaufzeit für Prototypenwerkzeuge deutlich zu senken [45]. Auf diese Weise können sowohl Stanz- [40], Blechumform- [42] als auch Spritzgusswerkzeuge [46] gefertigt werden. Da die mittels LLM hergestellten Werkzeuge noch relativ geringe Standzeiten überdauern, beschränkt sich der Einsatz auf den Prototypenbau [45]. Walczyk und Dolar [47] haben in diesem Zusammenhang

die häufigsten Versagensarten für unterschiedliche Fügestrategien der Blechlagen ermittelt, wobei der Zusammenhalt der Schichten die große Schwachstelle darstellt. Es stellte sich heraus, dass besonders die Bindung und auch die Ausrichtung der Schichten gegenüber der Krafteinleitung für den Einsatz und die Standzeit eines mittels LLM gefertigten Werkzeugs relevant sind.

Eine höhere Abbildegenauigkeit für die Fertigung eines Prototypenwerkzeugs bietet das selektive Lasersintern (SLS) von Kunststoffen. Im Rahmen einer Studie der TU München wurde ein modulares Tiefziehwerkzeug einer Seitentür eines Automobils entwickelt, wobei ein auswechselbares Segment aus dem härtesten Kunststoff PA66 mittels SLS gefertigt wurde. Anhand der durchgeführten Tiefziehversuche konnte die prinzipielle Eignung des modularen Werkzeugs mit Kunststoffeinkleger nachgewiesen werden. Wegen des weichen Kunststoffs ist eine solche Anwendung jedoch nur für minimale Stückzahlen geeignet, weshalb der Einsatz solcher Werkzeuge auf den Prototypenbau beschränkt bleibt. [27]

Neben dem Einsatz der additiven Fertigung zur Herstellung von Werkzeugen im Prototypenbau befassen sich aktuelle Untersuchungen damit, die additive Fertigung auch im Werkzeugbau für die Serienfertigung zu nutzen. Besonders im Formenbau für Spritz- und Druckgussformen konnte sich das LSS aufgrund der hohen geometrischen Freiheit in den letzten Jahren etablieren [44]. Dies wurde maßgeblich durch die Verwendung des niedriglegierten Warmarbeitsstahls X₃NiCoMoTi₈₋₉₋₅ (DIN 1.2709/AISI M51) ermöglicht. Wegen seines sehr geringen Kohlenstoffanteils von 0,03 Gew.-% ist dieser Stahl sehr gut schweißbar und kann deshalb mittels des LSS gut verarbeitet werden. Gleichzeitig besitzt er hervorragende mechanischen Eigenschaften, welche denen der im klassischen Werkzeugbau verwendeten kohlenstoffreichen Warmarbeitsstählen ähneln. Diese erhält der Maraging-Stahl 1.2709 hauptsächlich durch die Bildung von NiTi₃- und FeMo₂-Ausscheidungen [48]. Im Gegensatz zu klassischen Werkzeugstählen erfolgt die Härtung durch ein Lösungsglühen bei einer sehr hohen und ein anschließendes Warmauslagern bei geringeren Temperaturen. Die Bildung der genannten Ausscheidungen, die für die hohe Härte verantwortlich sind, erfolgt dabei während des Warmauslagerns [49]. Der beschriebene Härtemechanismus begründet, dass diese Stähle auch als ausscheidungshärtende Stähle bezeichnet werden.

Größter Mehrwert des Einsatzes der additiven Fertigung im Formenbau ist die Möglichkeit, kompliziert geformte Hohlräume innerhalb eines Bauteils zu erzeugen. Bisher konnten Temperierkanäle, welche vor allem im

Kunststoffspritzguss durch Erwärmen oder Kühlen der Form die Leistungsfähigkeit der Spritzprozesse verbessern, nur durch Tieflochbohrungen und anschließendes Verschließen einiger der Öffnungen erzeugt werden. Zudem sind mit der zerspanenden Fertigung ausschließlich gerade Kanäle herstellbar, was zu unsteten Abständen der Kühlkanäle zur Oberfläche der Spritzgussform und damit variierender Kühlleistung führt. Hinzu kommt, dass der Durchmesser der Kanäle unter anderem von der Länge der Bohrung beziehungsweise der Stabilität der Bohrer abhängt [50]. Das LSS erlaubt hingegen, Temperierkanäle mit annähernd beliebigem Querschnitt äquidistant zur Oberfläche zu erzeugen. Auch Querschnittsänderungen und Verzweigungen sind ohne zusätzlichen Aufwand möglich. Dies verbessert die Temperierleistung der Formen und führt so zu höheren Toleranzen und verkürzten Zykluszeiten im Spritzguss [44].

Die Integration der Temperierkanäle ist auch für weitere Bereiche des Werkzeugbaus von Interesse. Beispielsweise hat auch beim Presshärten die Temperatur des Werkzeugs einen hohen Einfluss auf die Qualität des gefertigten Bauteils. Am Fraunhofer-Institut für Werkzeugmaschinen und Umformung (IWU) wurde deshalb ein Werkzeug für das Presshärten entwickelt, bei dem ein Segment ausgetauscht werden kann. Gegenüber einem konventionell gefertigten Werkzeugsegment mit Bohrungen konnte mit einem mittels LSS hergestellten Segment die Haltezeit um circa 40% reduziert werden. Für die Umsetzung einer derart verkürzten Haltezeit wurde eine simulative Auslegung der Kühlkanäle angewandt [51]. Des Weiteren wurde die Verwendung des LSS zur Herstellung eines Schmiedewerkzeugs untersucht. Als Demonstrator wurde eine Geometrie gewählt, die sich durch eine mittlere Komplexität, eine tiefe Kavität und einen Dorn auszeichnet. Gleichzeitig stellt sie ein typisches Schmiedeteil dar. Es konnte nachgewiesen werden, dass ein Schmiedewerkzeug aus dem Maraging-Stahl 1.2709 schon mit minimaler mechanischer Nachbearbeitung der Oberfläche für den Schmiedeprozess eingesetzt werden kann [52]. Aufbauend auf diesen Ergebnissen wurde an der Fachhochschule Oberösterreich unter der Leitung von A. Huskic ein Schmiedegesenk mit integrierter Kühlung entwickelt und mittels LSS hergestellt. Neben einer positiv durchgeführten Machbarkeitsanalyse wurde nach einer Standzeit von 500 Hüben der Verschleiß mit einem konventionell gefertigten, nicht gekühlten Schmiedegesenk aus einem üblicherweise verwendeten Warmarbeitsstahl X40CrMoV5-1 (DIN 1.2344/AISI H13) verglichen. Die Untersuchungen zeigten ähnlichen, hauptsächlich thermo-mechanischen Verschleiß an beiden Werkzeugen. Dabei waren an der Oberfläche des konventionell gefertigten

Werkzeugs kleine Risse zu erkennen, welche bei dem additiv gefertigten Werkzeug aufgrund der Kühlung verhindert wurden [53].

Weitere Forschungen der Fachhochschule Oberösterreich befassten sich mit dem Einsatz des LSS zur Herstellung von Tiefziehwerkzeugen. Durch das gezielte Einbringen einer porösen Struktur im Bereich des Flansches und einem darunter liegenden Kanal war es möglich, während des Tiefziehprozesses Schmierstoff nach zu fördern und so die Reibung im Flansch auch bei höheren Schließkräften zu minimieren [54].

Eine weitere Anwendung des additiv verarbeiteten Werkzeugstahls 1.2709 ist die Herstellung von Spanwerkzeugen wie Fräser oder Bohrer. Aufgrund der für Spanwerkzeuge zu geringen Härte von circa 55 HRC wird nur der Grundkörper additiv gefertigt und die Schneidkanten durch Wechselplatten aus Hartmetall realisiert. Die Herstellung mittels LSS gestattet hierbei die Integration von Kanälen für einen Transport des Kühl-Schmiermittels direkt in den Bereich der Schneidkante. Dies erhöht die Kühlleistung und verbessert den Abtransport der Späne [55].

Besonders für den klassischen Werkzeugbau von spanhebenden Werkzeugen und von Werkzeugen für die Massivumformung erfüllt der niedriglegierte Warmarbeitsstahl 1.2709 jedoch häufig nicht die gewünschten Anforderungen hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften. Die Anwendung dieser Stahlgüte beschränkte sich deshalb bisher meist auf Armierungen. Um die zuvor genannten Vorteile der additiven Fertigung zur Funktionsintegration auch in diesen Bereichen der spanhebenden Fertigung zu nutzen, ist Gegenstand weiterer aktueller Forschungen die Verarbeitung klassischer hochlegierter Werkzeugstähle. Aufgrund eines relativ hohen Kohlenstoffanteils gelten diese Stähle im Allgemeinen allerdings als schwer schweißbar und scheinen somit für die Verwendung in der additiven Fertigung als ungeeignet [56]. Unter Verwendung spezieller Systemtechnik zum Vorwärmen der Bauplattform wird jedoch im Rahmen mehrerer Forschungsarbeiten die Verarbeitung unterschiedlicher Werkzeugstähle untersucht.

Während des SEBM ist ein Aufheizen der Bauplattform üblich und durch schnelles Abscannen einer Ebene mit dem Elektronenstrahl vor dem selektiven Schmelzen wird das Pulver noch weiter erwärmt [29]. Auf diese Weise können Spannungsspitzen, die durch Gefügeumwandlungen während des Abkühlens aus dem Liquidus in den Solidus Zustand entstehen, reduziert werden. Dies ermöglicht die Herstellung von Bauteilen aus dem Warmarbeitsstahl X40CrMoV5-1 (DIN 1.2344/AISI H13), welcher im klassischen Werkzeugbau häufig für Schmiedewerkzeuge verwendet wird [57]. Für die

Fertigung von Formen mit integrierten Temperierkanälen wird in der Industrie jedoch dem LSS mehr Potenzial zugesprochen, da Bauteile, die mittels SEBM gefertigt werden, eine höhere Rauheit aufweisen. Die durch die Rauheit entstehenden Turbulenzen an den Wänden der Kühlkanäle erhöhen zwar den Wärmeaustausch zwischen Werkzeug und Flüssigkeit, jedoch entstehen leichter Ablagerungen, wodurch der Durchfluss gehemmt wird oder sogar Verstopfungen auftreten [58]. Die für Spritzgussformen durchgeführten Untersuchungen zur Verarbeitung dieses Warmarbeitsstahls bieten eine Grundlage für die Übertragung der Ergebnisse zur additiven Fertigung von Schmiedegesenken.

Auch beim Einsatz des LSS kann der Warmarbeitsstahl X₄₀CrMoV₅₋₁ verwendet werden, jedoch ist hier der etwas niedriger legierte X₃₇CrMoV₅₋₁ (DIN 1.2343/AISI H11) häufiger Bestandteil der Untersuchungen [59]. Für die Verarbeitung dieser Warmarbeitsstähle ist allerdings ein Aufheizen der Bauplattform auf bis zu 500 °C notwendig, um eine Martensitbildung und die dadurch auftretenden thermisch induzierten Eigenspannungen während der Fertigung zu unterbinden [60]. Aktuell werden die Plattformen standardmäßig auf bis zu 200 °C erwärmt. Erst heute, nachdem sich die additive Fertigung beständig in der Industrie etabliert, steigt das Interesse an der Verarbeitung der Werkzeugstähle wieder an. Aus diesem Grund entwickeln Anlagenhersteller wieder Konzepte für die Integration einer Heizung mit höheren Temperaturen [61]. Die Herausforderung liegt dabei besonders in der Einhaltung der Toleranzen über einen weiten Temperaturbereich hinweg.

Für spanabhebende Werkzeuge bietet der modulare Aufbau zwar Vorteile hinsichtlich der Zähigkeit des Grundkörpers, jedoch birgt auch die Endfertigung von Fräsern oder Bohrern ein hohes Potenzial. Neben der Zufuhr des Kühl-Schmiermittels in den Bereich der Schneide ist unter anderem auch der Leichtbau eine Variante, um durch die Reduzierung der rotierenden Masse die Leistung der Werkzeuge zu verbessern [55]. Um dies zu realisieren, wurde neben dem Konzept mit Schneidplatten auch die Verarbeitung des häufig für Schneidwerkzeuge verwendeten Schnellarbeitsstahls HSS6-5-2C (DIN 1.3343/AISI M2) untersucht [62]. Aufgrund der relativ niedrigen Martensitstarttemperatur ist es möglich, diesen mit einer Vorheizung von 200 °C mittels LSS zu verarbeiten [63]. Da Schnellarbeitsstähle in der Anwendung von Schneidwerkzeugen häufig schon an ihre Grenzen stoßen, wird unter anderem die Herstellung von Werkzeugen aus Wolframcarbidge-Kobalt (WC-Co) Hartverbundwerkstoffen untersucht [64]. Wie auch bei der Verarbeitung der klassischen Werkzeugstähle ist die Herausforderung bei der additiven Fertigung der Hartmetalle das Auftreten

unterschiedlicher Phasen durch den thermischen Prozess. Derzeit ist deshalb noch keine prozesssichere Verarbeitung der WC-Co Hartverbundwerkstoffe mittels LSS in ausreichender Qualität möglich [64].

Neben den bisher beschriebenen pulverbettbasierten Verfahren bietet auch das LPAS als Verfahren der gerichteten Energieeinbringung Potenziale im Werkzeugbau. Dieses Verfahren wird im Werkzeugbau besonders für das Auftragen verschleißreduzierender Schichten eingesetzt. Häufig wird hierfür der gut zu verarbeitende Werkstoff Stellite verwendet [65]. Aktuelle Forschungen beschäftigen sich auch mit der Verwendung der schon im Pulverbett verarbeitbaren Warmarbeitsstähle X₃₇CrMoV₅₋₁ und X₄₀CrMoV₅₋₁ [66]. Ziel der Untersuchungen ist dabei jeweils nicht nur die Fertigung dünner Schichten, sondern auch die Herstellung dreidimensionaler Aktivelemente an Werkzeugen. Auf die daraus resultierenden Anforderungen für die Werkstoffe wird im Folgenden näher eingegangen.

Aufgrund der langen Fertigungszeiten bei der additiven Fertigung und des begrenzten Bauraums beim LSS werden Formen und Werkzeuge meist modular konzipiert und nur einzelne Werkzeugeinsätze mit Hilfe der neuen Technologie gefertigt [27]. Auch die Anwendungen des LPAS beschränken sich derzeit hauptsächlich auf das Auftragen von Verschleißschutzschichten [67]. Auf diese Weise können die Mehrkosten gegenüber einem klassischen Werkzeug moderat gehalten werden und die Investition durch längere Standzeiten amortisiert werden. Die Vorteile der additiven Fertigung kommen jedoch besonders in jenen Bereichen zum Tragen, in denen meist die höchsten Beanspruchungen auftreten. Die Anforderungen, die daraus für den Einsatz in Umformwerkzeugen resultieren, sind im folgenden Kapitel aufgeführt.

2.2 Anforderungen an Werkzeuge in der Massivumformung

Besonders die Massivumformung stellt hohe Anforderungen an die verwendeten Werkzeuge beziehungsweise die dafür eingesetzten Werkstoffe. Die mechanischen Eigenschaften der eingesetzten Werkzeugwerkstoffe bestimmen deshalb die Funktionalität des Werkzeugs maßgeblich. Im Folgenden werden zunächst die unterschiedlichen Beanspruchungen eines Werkzeugs in der Massivumformung sowie Versagensarten erläutert. Anschließend werden daraus die Anforderungen an die verwendeten Werkstoffe abgeleitet.

2.2.1 Werkzeugbeanspruchung und -versagen

Während der Umformung massiver Stahlkörper erfahren Umformwerkzeuge höchste Belastungen. Diese treten infolge der Interaktion von Werkstück und Werkzeug auf und führen zu mechanischen, thermischen und tribologischen Werkzeugbeanspruchungen [68]. Das Niveau der mechanischen Beanspruchung wird insbesondere durch die Werkzeuggeometrie, den Werkstückwerkstoff und die daraus resultierende Höhe der Belastung beeinflusst. Aufgrund der hohen Anfangsfließspannung von mehreren 100 N/mm^2 bis teilweise über 1000 N/mm^2 der umzuformenden Werkstoffe und der zusätzlichen Verfestigung während der Umformung sind für die Umsetzung von Fließpressprozessen sehr hohe Umformkräfte notwendig [69]. Aus diesen hohen Belastungen resultieren ausgeprägte Kontaktnormalspannungen zwischen Werkzeug und Werkstück [70], woraus Spannungswerte der Werkzeugbeanspruchungen von teilweise über 3000 N/mm^2 erreicht werden [71]. Neben der mechanischen Beanspruchung der Werkzeugoberfläche erzeugt der Kontaktdruck bei zusätzlicher Relativbewegung zwischen Werkstück und Werkzeug zudem tribologische Werkzeugbeanspruchungen [72]. Die so entstehende Reibung zwischen Werkstück und Werkzeug sowie der in Wärme umgewandelte Anteil der Umformarbeit führen zu Temperaturspitzen von über $100 \text{ }^\circ\text{C}$ und bewirken somit zusätzlich eine thermische Beanspruchung des Werkzeugs. Im industriellen Serienbetrieb können deshalb auch Werkzeuge in der Kaltmassivumformung Betriebstemperaturen von bis zu $200 \text{ }^\circ\text{C}$ erreichen [73]. Untersuchungen zum Einfluss der mechanischen und thermischen Beanspruchungen auf die Geometrie eines Werkzeugs ergaben, dass Temperaturen bis $300 \text{ }^\circ\text{C}$ einen gegenüber dem durch die Kontaktspannung hervorgerufenen Effekt vergleichsweise vernachlässigbaren Einfluss auf die Werkzeugdehnungen aufweist [74]. Während der Warmumformung wird die Fließgrenze des umzuformenden Werkstoffs durch das Erwärmen auf teilweise über $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ stark herabgesetzt. Durch den Kontakt mit dem erwärmten Werkstück ist die thermische Beanspruchung eines Schmiedegegens um ein Vielfaches höher als in der Kaltumformung [75]. Um beim Gesenkschmieden ein zu starkes Aufheizen des Werkzeugs zu vermeiden und um eine ausreichende Schmierung während jeder Umformung zu gewährleisten, wird im industriellen Serienbetrieb zwischen jedem Hub der Presse das Werkzeug mit einem Kühl-Schmierstoff besprüht und dadurch bis zu einer Temperatur von circa $200 \text{ }^\circ\text{C}$ abgekühlt [50]. Besonders der Wechsel zwischen dem Aufwärmen des Werkzeugs während der Umformung durch den Kontakt mit dem erwärmten Werkstück und dem

Abkühlen zwischen den einzelnen Hieben, führt zu einer thermischen Wechselbeanspruchung der Werkzeugoberfläche, die zu Rissen an der Oberfläche führen kann [75].

Die an dem Werkzeug auftretenden Beanspruchungen begrenzen signifikant die Lebensdauer eines Werkzeugaktivelements, welche erreicht ist, sobald Bauteile nicht mehr in der geforderten Qualität gefertigt werden können [75]. Plastische Deformation, Gewalt- und Ermüdungsbruch sowie Verschleiß sind die häufigsten Formen des Versagens von Umformwerkzeugen in der Massivumformung [76]. Die plastische Deformation tritt bei Überschreiten der Fließgrenze des Werkzeugwerkstoffs auf [77]. Um dem vorzubeugen ist es üblich, Umformoperationen mittels numerischer Simulation während der Werkzeugauslegung zu analysieren und anhand der maximal ermittelten Spannungen geeignete Umformstufen, Werkzeugwerkstoffe sowie einen beanspruchungsgerechten Armierungsverband zu wählen [78]. Die Fließgrenze stellt somit ein grundlegendes Kriterium bei der Charakterisierung von Werkzeugwerkstoffen dar. Ein weiteres Kriterium bilden die Zug- sowie die Druckfestigkeit. Diese beschreiben die maximal ertragbaren Spannungen des Werkstoffs, bevor ein Gewaltbruch des Werkzeugs eintritt. Besonders die Zugfestigkeit ist während der Werkzeugauslegung zu berücksichtigen, da diese bei den meist spröden Werkzeugstählen oft schon bei geringen Dehnungen erreicht beziehungsweise überschritten wird. Durch das Vorspannen einer Matrize in den Druckbereich unter Verwendung eines Armierungsverbands können die ertragbaren Prozesskräfte erhöht werden [79].

Neben dem Gewaltbruch stellt die Werkzeugermüdung eine der häufigsten Ausfallursachen von Werkzeugen in der Massivumformung dar. Die hohe Festigkeit sowie die große Stückzahl der umzuformenden Rohlinge führen zu einer ausgeprägten zyklischen Werkzeugbeanspruchung. Die dabei zyklisch auftretenden Schädigungsprozesse, welche zu einer irreversiblen Veränderung des Materials führen, werden als Ermüdung bezeichnet [67]. Besonders die Werkzeugoberfläche unterliegt wegen der zyklisch auftretenden Dehnungen häufig sehr großen mechanischen Beanspruchungen. Meist tritt eine Initiierung der Rissbildung deshalb an der Oberfläche eines Werkzeugs auf [80]. Aufgrund des spröden Materialverhaltens sind Werkstoffe mit hoher Härte und Verschleißfestigkeit besonders gefährdet gegenüber einer Materialermüdung, wobei erhöhte Spannungs- und Dehnungsamplituden das Ermüdungsverhalten beschleunigen [81]. Gegenüber dem Gewaltbruch tritt die Ermüdung schon bei Belastungen weit unterhalb der statischen Festigkeit der Werkstoffe ein [82]. Dabei führen zyklische Ver- und Entfestigungsvorgänge zu einer initialen Materialschädigung mit

der Ausbildung von Mikrorissen. Ein Zusammenwachsen der Mikrorisse sowie ein Risswachstum erzeugen Makrorisse, welche mit jedem Zyklus weiterwachsen. Dabei hängt das Risswachstum wesentlich von der Zähigkeit des Werkstoffs sowie dem Beanspruchungszustand ab [83]. Die Entstehung der Mikrorisse ist auf Versetzungsbewegungen und die daraus resultierende Bildung von Gleitbändern aufgrund von Ermüdungsvorgängen zurückzuführen [67]. Beim Austreten der Gleitbänder an der Oberfläche bilden diese potenzielle Riskeime, wobei die Rissbildung durch die Kerbwirkung fertigungsbedingter Defekte wie Bearbeitungsriefen oder Poren begünstigt werden kann [77]. Besonders bei additiv gefertigtem Material könnten Poren durch eine Nachbearbeitung an der Oberfläche freigelegt werden [P2], was negative Auswirkungen auf das Ermüdungsverhalten eines Werkzeugs hätte. Bei spröden Werkstoffen, wie sie im Werkzeugbau häufig eingesetzt werden, ist die Phase des Risswachstums deutlich verkürzt gegenüber der Phase der Rissinitiierung [84]. Ab einer kritischen Risstiefe steigt die Geschwindigkeit des Risswachstums stark an, was binnen kurzer Zeit zu einem Werkzeugbruch führt. Ein Ermüdungsversagen eines Werkzeugs kann dabei durch mikroplastische Deformationen noch begünstigt werden [85].

Neben den beschriebenen Versagensarten der plastischen Deformation und des mechanischen Bruchs ist Verschleiß eine der häufigsten Ausfallursachen von Umformwerkzeugen. Besonders bei der Herstellung geometrisch einfacher Massenteile tritt dieser aufgrund der hohen Wiederholungen der Umformungen auf [86]. Als Verschleiß gelten sowohl Materialabtrag als auch -auftrag an der Werkzeugoberfläche [87], was im Allgemeinen durch hohe Kontaktdrücke zwischen Werkstück und Werkzeug verstärkt wird. Dies führt zu Abweichungen der Maßhaltigkeit umgeformter Bauteile und zu einer negativen Beeinflussung der Oberflächengüte [87], wodurch weiterer Verschleiß begünstigt wird. Diese Verschleißvorgänge finden während jeder Interaktion zwischen Werkstück und Werkzeug statt [67]. Besonders in den ersten Zyklen eines neuen Werkzeugs haben Verschleißmechanismen einen merklichen Einfluss auf die Werkzeugoberfläche, welcher nach wenigen Wiederholungen abnimmt, so dass sich stabile Bedingungen einstellen [75]. Unter anderem werden aus diesem Grund im industriellen Serienbetrieb vor der Fertigung von Serienteilen mehrere Abformungen durchgeführt. Ein verschleißbedingtes Versagen des Werkzeugs liegt vor, sobald die Oberflächengüte oder die Maßhaltigkeit der gefertigten Bauteile außerhalb der gewünschten Toleranzen liegt.

Ausschlaggebend für den Verschleiß ist das tribologische System, welches bei Umformprozessen aus Werkzeug, Werkstück sowie dem verwendeten

Schmierstoff besteht [88]. Hinzukommen prozessbedingte Größen wie Kontaktnormalspannung, Umformtemperatur und Relativbewegung, welche zwischen Werkstück und Werkzeug vorherrschen [87]. Als relevante Verschleißmechanismen an Werkzeugen treten Abrasion, Adhäsion und Oberflächenzerrüttung auf [72]. In der Massivumformung ist abrasiver Verschleiß der am stärksten vorherrschende Verschleißmechanismus. Hierbei findet durch die Interaktion zwischen Werkstück und Werkzeug ein Materialabtrag an der Werkzeugoberfläche statt [72]. In der Warmumformung wird dies durch ein Herabsetzen der Härte aufgrund der erhöhten Umformtemperaturen verstärkt. Adhäsiver Verschleiß hingegen resultiert aus lokalen Kaltaufschweißungen abgelöster Werkstückteilchen auf der Werkzeugoberfläche [77]. Durch die Relativbewegung zwischen Werkstück und Werkzeug werden diese Anhaftungen teilweise wieder abgeschert, was oftmals mit dem Herausbrechen von Partikeln aus der Werkzeugoberfläche verbunden ist. Der Verschleißmechanismus der Oberflächenzerrüttung tritt vor allem in der Warmmassivumformung auf. Begünstigt wird diese durch die starken Temperaturwechsel an der Werkzeugoberfläche, welche aufgrund des erwärmten Werkstücks und dem Kühlen zwischen den Hüben auftritt. Dies kann zum Herauslösen von Oberflächenpartikeln führen und ein Bruchversagen begünstigen [67].

Die auftretende Versagensform hängt vom Zusammenwirken der mechanischen, thermischen und tribologischen Beanspruchungen ab [77]. Schwankungen in der Werkzeuglebensdauer werden dabei durch die Höhe und das Verhältnis der standmengenbeeinflussenden Faktoren und deren Wechselwirkung verursacht [89]. Besonders kritisch sind Werkzeugausfälle zu betrachten, wenn diese unerwartet, vorzeitig und wiederholt auftreten [90]. Bei der Fertigung von Aktivelementen durch additive Verfahren ist deshalb ein stabiler Fertigungsprozess essenziell, um eine geringe Porosität zu gewährleisten.

2.2.2 Werkzeugwerkstoffe

Um einem Werkzeugausfall vorzubeugen, fällt zudem der Auswahl geeigneter Werkzeugwerkstoffe eine große Bedeutung zu. Dabei gilt es, anwendungsspezifische Kombinationen von Festigkeit, Härte und Zähigkeit zu erhalten. Festigkeit und Härte weisen dabei eine starke Korrelation auf, wohingegen sich die Eigenschaften Härte und Zähigkeit gegenläufig verhalten. Die Werkstoffauswahl stellt deshalb stets einen Kompromiss aus komplementären und konkurrierenden Eigenschaften dar. Aufgrund der hohen Druckbeanspruchungen in der Massivumformung ist eine hohe

Druckfestigkeit der eingesetzten Werkstoffe essenziell, um eine plastische Deformation zu vermeiden [91].

Damit Werkzeugwerkstoffe die geforderten mechanischen Eigenschaften erreichen, werden diese für den Einsatz in den gewünschten Applikationen vergütet. Das Vergüten bezeichnet eine Prozessfolge aus Härten und anschließendem Anlassen des Werkstoffs, um die Härte und gleichzeitig die Zähigkeit eines Materials gezielt einzustellen [92]. Während des Härten wird das Material über die A_{C_3} -Temperatur erwärmt, um eine vollständige Umwandlung des kubisch-raumzentrierten (krz) Ferrits (α -Eisen) in kubisch-flächenzentrierten (kfz) Austenit (γ -Eisen) zu erzielen [93]. In diesem Zustand liegt eine homogene Lösung aller Legierungselemente vor. Durch ein anschließendes Abschrecken des stabilen Austenits findet eine diffusionslose Bewegung kompletter Atomgruppen statt. Die daraus resultierenden Umklappvorgänge führen zu einer Umwandlung in einen tetragonal-raumzentrierten (trz) Martensit [92].

Ein wichtiger Einflussfaktor beim Härten ist die Einhaltung einer geeigneten Abkühlgeschwindigkeit. Diese muss stets über der oberen kritischen Abkühlgeschwindigkeit liegen, um sowohl die Bildung kohlenstoffreicher und -armer Bereiche als auch deren Umwandlung in Ferrit und Zementit zu verhindern. Durch eine rasche Abkühlung bleiben die Kohlenstoffatome auf Zwischengitterplätzen in einer Zwangslösung und begünstigen so eine Übersättigung des entstehenden krz-Kristallgitters. Bei Überschreiten der oberen kritischen Abkühlgeschwindigkeit ist keine vollständige martensitische Umwandlung möglich und ein perlitisches oder bainitisches Gefüge entsteht. Neben der Abkühlgeschwindigkeit ist das Unterschreiten der Martensitstarttemperatur (T_{Ms}) für die Bildung des Martensits notwendig. Erst sobald diese Temperatur unterschritten ist, findet eine Umwandlung des Austenits in Martensit statt und gilt nach dem Erreichen der Martensitfinishtemperatur (T_{Mf}) als vollständig abgeschlossen. Liegt die Temperatur des Werkstücks nach dem Abschrecken über der T_{Ms} , diffundieren die Kohlenstoffatome aus der Zwangslösung, wodurch die Gitterverzerrung abnimmt und meist ein bainitisches Gefüge resultiert.

Ein Unterschreiten der unteren kritischen Abkühlgeschwindigkeit führt zu einem zu schnellen Abkühlen der Oberfläche, während im Kern des Werkstücks noch austenitisches Gefüge vorliegt. Aufgrund des Volumenunterschieds zwischen warmem Kern und erstarrter Oberfläche, kombiniert mit dem wenig duktilen Bruchverhalten der meisten Werkzeugwerkstoffe, kann es durch die Bildung hoher Eigenspannungen zum Auftreten von Rissen kommen.

Neben dem hochfesten Martensit hat der Zustand des nicht umgewandelten metastabilen Austenits, sogenannter Restaustenit, einen hohen Einfluss auf die zu erzielende Härte. Besonders bei Stählen mit über 0,6 Gew.-% Kohlenstoffgehalt besteht eine erhöhte Wahrscheinlichkeit der Bildung eines nicht vollständig umgeklappten Gefüges bei Raumtemperatur, da die T_{Mf} erst bei Minusgraden erreicht wird [94]. Bei Stählen mit einem Legierungsanteil unter 0,6 Gew.-% Kohlenstoff findet durch das Unterschreiten der T_{Mf} schon bei Raumtemperatur eine nahezu vollständige Umwandlung des Austenits in martensitisches Gefüge statt [94]. Neben dem Kohlenstoffgehalt fördern zudem die Legierungselemente Chrom (Cr), Vanadium (V), Nickel (Ni) und Molybdän (Mo) die Entstehung des Restaustenits. Diese Elemente, sowie auch Wolfram (W), werden dem Stahl für den Einsatz für Werkzeuge häufig zur Härtesteigerung hinzulegiert [93]. Aufgrund der hohen Kohlenstoffaffinität dieser karbidbildenden Elemente entstehen entsprechende Verbindungen, welche eine starke Gitterverzerrung und dadurch eine Erhöhung der Härte sowie der Warmfestigkeit bewirken [92]. Besonders bei höherlegierten Stählen bilden sich härtesteigernde Sonderkarbide während eines, dem Härten nachgelagerten, Anlassvorganges. Ziel des Anlassens ist im Allgemeinen der Abbau von Eigenspannungen und eine Erhöhung der Zähigkeit des Materials [93]. Das Glühgefüge vor dem Vergüten kann dabei jedoch das spätere Gefüge beeinflussen [95]. Für eine ideale Härtung wird der Werkstoff austenitisiert und die Karbide in Lösung gebracht. Um ein Kornwachstum im Austenit zu verhindern, sollten vor dem Abschrecken noch circa 25 % der Karbide des weichgeglühten Zustands vorliegen [97]. Diese haben besonders hinsichtlich der späteren Verschleißbeständigkeit eine positive Wirkung [93]. Die Entstehung grober Körner führt zu einem erhöhten Anteil des Restaustenits nach dem Härten, wodurch die maximal mögliche Härte nicht erreicht wird [93]. Zudem wird die Bildung von Karbidausscheidungen an den Korngrenzen begünstigt. Diese lösen sich bei einem anschließenden Anlassen nicht vollständig auf und bleiben im Vergütungsgefüge als Karbidnetz erhalten. Dies führt zu einer deutlichen Abnahme der Duktilität [95]. Eine ungleichmäßige Gefügeausbildung mit schwächer ausgeprägten Karbidnetzen kann bei isothermer Umwandlung auch in der Perlitstufe entstehen. Im Gegensatz zu den zuvor beschriebenen Korngrenzenkarbiden sind diese unproblematisch [95].

Die Kenntnisse der Gefügeumwandlungen ist für die Verarbeitung klassischer Werkzeugstähle durch laserbasierte additive Fertigungsverfahren essenziell. Die Technologie dieser Verfahren basiert auf dem Auftragschweißen, weshalb die beschriebenen thermischen Prozesse während der

gesamten Fertigung eines Bauteils stattfinden. Martensithärtende Stähle gelten wegen der hohen Rissanfälligkeit durch starke Temperaturunterschiede als schwer schweißbar. Während des Schweißens findet infolge der Wärmeleitung des zu schweißenden Werkstücks eine schnelle Abkühlung des Materials aus dem schmelzflüssigen Zustand statt. Die Ausdehnung der sich dabei entwickelnden Wärmeeinflusszone kann sich dabei je nach Schweißverfahren von einigen 100 μm bis zu mehreren Millimetern erstrecken [56]. Je näher sich ein umliegendes Gefüge am Bereich der maximalen Temperatur befindet, desto größer ist der Einfluss der Temperatur auf das Gefüge und die Werkstoffeigenschaften [96]. Dies führt zur Bildung unterschiedlicher Gefüge innerhalb der Wärmeeinflusszone eines Schweißprozesses woraus hohe Eigenspannungen resultieren und Risse im Bereich der Schweißnaht auftreten können [56]. Aufgrund dieses Verhaltens sind die gängigen Werkzeugwerkstoff für die laserbasierte additive Fertigung tendenziell ungeeignet, da diese Prozesse im Prinzip einem Auftragschweißprozess gleichen. Um ein Auftragschweißen dennoch erfolgreich durchzuführen, ist eine Erwärmung des Werkstücks über die T_{Ms} notwendig, da hierdurch die Gefügeumwandlung gehemmt und somit die Eigenspannungen reduziert werden können [56]. Dies begründet die in Abschnitt 2.1.2 genannte aktuelle Entwicklung zur Erwärmung der Bauplattformen bis zu 500 °C.

2.3 Zusammenfassende Bewertung des Stands der Technik und Forschung

Die additive Fertigung stößt besonders bei der Herstellung höchst und dynamisch belasteter Bauteile an ihre Grenzen, da die hohe Oberflächenrauheit sowie schon eine geringe Restporosität die Rissbildung fördern. Deshalb wird auch in Zukunft der Einsatz umformender Verfahren für die Fertigung solcher Komponenten nicht an Bedeutung verlieren. Für die Fertigung von Prototypen werden additive Fertigungsverfahren bereits für die Herstellung von Umformwerkzeugen eingesetzt, wodurch die Durchlaufzeiten während der Entwicklung neuer Bauteile stark reduziert werden können. Aufgrund der geringen Standmengen, die diese Werkzeuge aufweisen, sind sie für den Einsatz im Serienbetrieb nicht geeignet. Durch den Einsatz geeigneter Werkstoffe wird in der additiven Fertigung dennoch ein hohes Potenzial gesehen, einen Mehrwert für die Umformtechnik beizusteuern. Deshalb ist die Verwendung additiver Fertigungsverfahren im Werkzeugbau Bestandteil der Untersuchungen mehrerer Forschergrup-

pen. Der Fokus liegt dabei meist auf der Integration funktionaler Strukturen wie Kanäle für Kühl- oder Schmiermittel. Erfolge wurden diesbezüglich vor allem mit dem niedriglegierten Warmarbeitsstahl 1.2709 erzielt, da dieser mittels laserbasierter additiver Fertigungsverfahren sehr gut zu verarbeiten ist. Jedoch findet diese Stahlgüte im klassischen Werkzeugbau aufgrund der spezifischen mechanischen Eigenschaften nur selten Verwendung. Besonders im Bereich der Massivumformung erfüllt dieser Werkstoff die Anforderungen hinsichtlich der Festigkeit und der Oberflächenhärte nicht. Die geometrische Freiheit und die Flexibilität der additiven Fertigungsverfahren bieten allerdings auch in dieser Branche das Potenzial der Funktionsintegration. Um die additive Fertigung auch für die höchst beanspruchten Elemente der Massivumformwerkzeuge einsetzen zu können, ist es deshalb notwendig, klassische Werkzeugwerkstoffe, welche im modernen Werkzeugbau etabliert sind und den Anforderungen genügen, mittels der additiven Verfahren zu verarbeiten.

Die Herausforderung bei der Verarbeitung hochlegierter Werkzeugstähle mittels laserbasierten additiven Fertigungsverfahren ist, die durch den thermischen Wechsel vom schmelzflüssigem zum festen Zustand auftretenden Umwandlungsprozesse, zu kontrollieren und das Auftreten zu hoher Eigenspannungen zu unterbinden. Wegen dieser Herausforderung sind die Parameterfenster zur Verarbeitung dieser Materialien sehr begrenzt, was eine robuste Prozessführung erschwert und keine großen Prozessschwankungen erlaubt. Auf der anderen Seite beeinflusst der thermische Prozess während der additiven Fertigung das im inkrementell erzeugten Bauteil vorliegende Gefüge maßgeblich und hat deshalb signifikante Auswirkungen auf Nachfolgeprozesse wie spanende Bearbeitungsschritte und Wärmebehandlungsstrategien. Besonders die mechanischen Eigenschaften wie Härte, Festigkeit und Zähigkeit eines Werkstoffs nach einer Wärmebehandlung sind stark von dem Gefüge abhängig, welches vor der Wärmebehandlung vorliegt. Für einige der gängigen, in der laserbasierten additiven Fertigung verwendeten Werkstoffe, wie beispielsweise dem austenitischen Edelstahl X2CrNiMo17-12-2 (DIN 1.4404/AISI 316L) oder Ti-6Al-4V, wurden hierzu von mehreren Firmen und Instituten experimentelle Untersuchungen durchgeführt und Empfehlungen ausgesprochen. Ziel ist dabei stets eine Reduktion der während des additiven Fertigungsprozesses eingebrachten Eigenspannungen sowie eine Homogenisierung des Gefüges. Teilweise unterscheiden sich diese Empfehlungen von den in der konventionellen Fertigung durchgeführten Wärmebehandlungen.

Bei den hochlegierten Werkzeugstählen finden im Vergleich komplexere Gefügeänderungen sowohl während der additiven Fertigung als auch in der

anschließenden Wärmebehandlung statt. Nach der additiven Fertigung ist deshalb das Vorkommen unterschiedlichster Phasen sehr wahrscheinlich. Um dennoch den besonderen Ansprüchen im Werkzeugbau der Massivumformung gerecht zu werden, ist eine grundlegende Untersuchung der Mikrostruktur nach der additiven Fertigung sowie deren Auswirkungen auf die Gefügebildung während einer nachgelagerten Wärmebehandlung notwendig. Des Weiteren hat die sich ausbildende Mikrostruktur signifikante Auswirkungen auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften.

Der Fokus der vorliegenden Arbeit liegt deshalb auf der grundlegenden Untersuchung der mechanischen Eigenschaften additiv verarbeiteter, klassischer Werkzeugstähle. Hierfür wird die im Folgenden beschriebene Methodik angewandt. Ein wesentlicher Aspekt der Untersuchungen ist der Einfluss der thermischen Historie während der additiven Fertigung auf eine nachgelagerte Wärmebehandlung. Durch die rasche Abkühlung des aufgetragenen Materials aus der Schmelze ist ein Härten während des Fertigungsprozesses anzunehmen.

3 Zielsetzung und methodisches Vorgehen

Vor dem Hintergrund der hohen Werkzeugbeanspruchung in der Massivumformung fällt den Eigenschaften des für ein Umformwerkzeug verwendeten Werkstoffs eine hohe Bedeutung zu. Im Allgemeinen gilt es dabei, einen Kompromiss zwischen einer hohen Verschleißfestigkeit und einer hohen mechanischen Beanspruchbarkeit zu finden. Die Verschleißfestigkeit wird vorwiegend durch eine hohe Oberflächenhärte erzielt. Dem gegenüber steht ein duktileres Werkstoffverhalten, das besonders für hohe Standzeiten bei dynamischer Beanspruchung notwendig ist. Für die Qualifizierung additiv gefertigter Strukturen zum Einsatz im Werkzeugbau der Massivumformung bedarf es deshalb der Identifikation prozesseseitiger Einflüsse auf die resultierende Mikrostruktur und die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs.

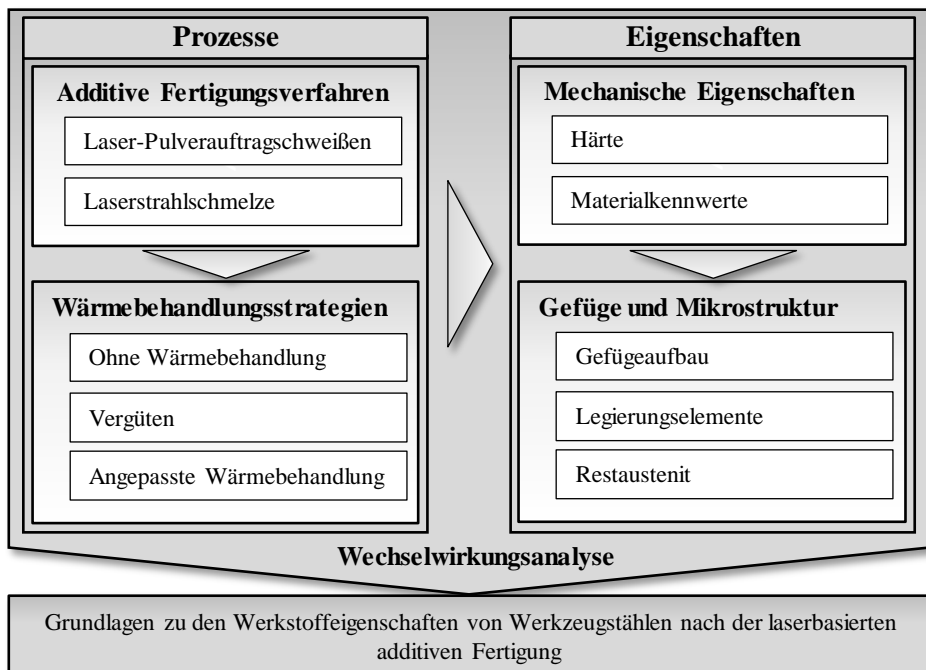


Bild 1: Methodik zur Untersuchung der Wirkzusammenhänge prozesseseitiger Einflüsse auf werkstoffliche Eigenschaften

Ziel der vorliegenden Arbeit ist deshalb die grundlegende Untersuchung der mittels laserbasierter additiver Verfahren verarbeiteten Werkzeugstähle. Anhand der in Bild 1 dargestellten Methodik werden die

wesentlichen Eigenschaften für unterschiedliche Bearbeitungszustände analysiert. Als relevanteste Prozesse für den Werkzeugbau haben sich gemäß dem Stand der Technik die laserbasierten Verfahren des Laser-Pulverauftragschweißens und des selektiven Laserstrahlschmelzens etabliert. Diese bilden die Grundlage für die vorliegenden Untersuchungen. Trotz der Gemeinsamkeit des Lasers als Energiequelle zur Materialbearbeitung unterscheiden sich die Prozesse dennoch wesentlich durch die Energiedichte an der Interaktionsfläche des Fokus und dadurch in der aus dem Prozess resultierenden Temperaturverteilung im Bauteil. Dies hat wiederum Auswirkungen auf die während der Fertigung entstehende Temperatur, das Gefüge und somit auf die mechanischen Eigenschaften. Als nachgelagerter Prozessschritt wird die zum Erreichen der maßgeblichen Eigenschaften der Werkzeugstähle notwendige Wärmebehandlung untersucht.

Eine der wesentlichen Eigenschaften stellt dabei die Oberflächenhärte dar, sowie der Härteverlauf innerhalb des Bauteils, der einen Indikator für die Durchhärbarkeit eines Werkstoffs darstellt. Des Weiteren sind für die grundlegenden Untersuchungen die mechanischen Kennwerte unter statischer Zug- und Druckbelastung relevant. Gefügeuntersuchungen geben Aufschluss über Korrelationen zwischen dem jeweiligen additiven Fertigungsverfahren, der durchgeführten Wärmebehandlung und den daraus resultierenden mechanischen Eigenschaften.

Für die Erarbeitung eines grundlegenden Prozessverständnisses sind die Eigenschaften sowohl direkt nach der additiven Fertigung ohne weitere Wärmebehandlung als auch die nach einem industriell etablierten Vergüten zu ermitteln. Ein für die laserbasierte additive Fertigung einzigartiger Gefügestand resultiert durch das schnelle Abkühlen aus dem schmelzflüssigen Zustand, was einem in-situ Härten entspricht. Dieser Zustand erlaubt es, auf ein erneutes Austenitisieren der Werkstoffe zu verzichten und die Prüfkörper direkt anzulassen. Ein Vergleich der ermittelten Eigenschaften mit konventionell gefertigten Proben der gleichen Legierung erlaubt eine adäquate Beurteilung zur industriellen Relevanz. Anhand der erarbeiteten Erkenntnisse soll in der vorliegenden Arbeit neben einem grundlegenden Verständnis zur Wechselwirkung der Prozesse der additiven Fertigung, einer Wärmebehandlung und der resultierenden mechanischen Eigenschaften ebenfalls eine Empfehlung zur Wärmebehandlung additiv verarbeiteter Werkzeugstähle abgeleitet werden.

4 Werkstoffe, Versuchseinrichtungen und Untersuchungsmethoden

Im Folgenden werden die für die Probenfertigung eingesetzten additiven Fertigungsverfahren sowie die in dieser Arbeit untersuchten Werkstoffe beschrieben. Des Weiteren werden die Messverfahren zur Charakterisierung der untersuchten Prüfkörper vorgestellt und erläutert.

4.1 Laserbasierte additive Fertigungsverfahren

Für die additive Fertigung mit Metallen stehen für den Einsatz im Werkzeugbau potenziell diverse, im Abschnitt 2.1.1 beschriebene, Verfahren zur Verfügung. Aufgrund der wachsenden Verbreitung der laserbasierten additiven Fertigungsverfahren liegt der Fokus dieser Arbeit auf den beiden wichtigsten Verfahren, dem Laser-Pulverauftragschweißen (LPAS) und dem selektiven Laserstrahlschmelzen (LSS). Im Folgenden werden spezifische Eigenschaften der beiden Verfahren näher beschrieben.

4.1.1 Laser-Pulverauftragschweißen (LPAS)

Beim Laser-Pulverauftragschweißen wird, wie in Abschnitt 2.1.1 beschrieben, der Zusatzwerkstoff mit Hilfe einer Düse als Pulver in das vom Laser erzeugte Schmelzbad eingebracht. Die für die Untersuchungen des Warmarbeitsstahls benötigten Strukturen werden auf der Maschine TLC 3008 der Firma Trumpf GmbH gefertigt. Diese verfügt über einen Scheibenlaser mit einer maximalen Durchschnittsleistung von 1 kW und einer 3-Strahldüse, die das Pulver koaxial der Prozesszone zuführt [P₃]. Die additive Fertigung der Proben für die Untersuchungen des Schnellarbeitsstahls findet auf einer Hybridanlage des Typs Lasertec 65 3D statt, bei der ein Modul zum LPAS in ein 5-Achs Fräszentrum integriert ist. Die Maschine ist mit einer koaxialen 3 mm Pulverdüse und einem Diodenlaser mit einer maximalen Durchschnittsleistung von 2,5 kW ausgerüstet. Trotz der auftretenden Gefügeänderungen durch die thermischen Prozesse während der additiven Fertigung, ist die Verarbeitung beider Werkstoffe ohne die Verwendung einer Substratheizung möglich.

4.1.2 Selektives Laserstrahlschmelzen

Im Gegensatz zum LPAS basiert das selektive Laserstrahlschmelzen auf der Nutzung eines Pulverbetts. Wie in Abschnitt 2.1.1 beschrieben wird zunächst eine Schicht Pulver aufgetragen, welche anschließend mittels eines Laserstrahls lokal aufgeschmolzen wird. Für die Untersuchungen des Warmarbeitsstahls wurden die Proben am Lehrstuhl für Photonische Technologien auf der Anlage SLM 280^{HL} der Firma SLM Solutions GmbH gefertigt. Durch die Integration einer Heizung der Bauplattform auf 500 °C ist die Verarbeitung der rissanfälligen Werkzeugstähle möglich [98]. Die Proben zur Untersuchung des Schnellarbeitsstahls wurden von der Firma Renishaw GmbH auf deren werksinternen Anlagen gefertigt. Für die Verarbeitung des Werkstoffs wurde auch hier die Bauplattform auf 500 °C vorgewärmt, um hohen Eigenspannungen durch Gefügeumwandlungen zu vermeiden.

Sowohl beim LPAS als auch beim LSS ist die Parameterentwicklung zur Verarbeitung der Werkstoffe nicht Bestandteil der vorliegenden Arbeit. Die gestellten Vorgaben für die Probenfertigung sind mindestens eine relative Dichte von 99,5 %, die rissfreie Fertigung der Körper sowie eine Lieferung ohne mechanische und thermische Nachbehandlung. Der Fokus der vorliegenden Untersuchungen liegt auf der Identifikation grundlegender Unterschiede der Werkstoffeigenschaften der additiv gefertigten Körper gegenüber den derzeit konventionell eingesetzten Werkstoffen. Für die im Folgenden beschriebenen Werkstoffe werden der Einfluss der Herstellungsverfahren und des durch die additive Fertigung entstehenden Gefüges auf die mechanischen Eigenschaften ohne und mit einer Wärmenachbehandlung analysiert.

4.2 Untersuchte Werkstoffe

Wie in Kapitel 2 beschrieben, unterliegen Werkzeuge in der Massivumformung höchsten Beanspruchungen, welchen hauptsächlich durch eine geeignete Wahl entsprechender Werkzeugwerkstoffe begegnet wird. Den gängigen Werkzeugstählen gemein ist ein relativ hoher Kohlenstoffgehalt zwischen 0,3 Gew.-% bis circa 2 Gew.-%, da dieser für die Bildung des Martensits notwendig ist [92]. Aufgrund der daraus resultierenden Rissanfälligkeit während des Schweißens konnten sich diese Stähle in der laserbasierten additiven Fertigung noch nicht etablieren, da häufig die Systemtechnik sowie die Prozessführung an diese Anforderungen angepasst

werden müssen. Untersuchungen, die eine Verarbeitung von Werkzeugstählen mittels LSS und LPAS zu Bauteilen mit einer geringen Porosität nachweisen konnten, wurden für den Warmarbeitsstahl X₃₇CrMoV₅₋₁ [99] sowie den Schnellarbeitsstahl HSS6-5-2C [63] erfolgreich durchgeführt. Da zum Zeitpunkt der Erstellung der vorliegenden Arbeit für andere relevante Legierungen meist nur rudimentäre Experimente zur Verarbeitung bekannt sind, werden die zuvor genannten Stahlgüten für die im Folgenden vorgestellten Untersuchungen verwendet.

Um die exakte chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe zu ermitteln, wird eine Funkenspektroskopie durchgeführt. Dabei wird mittels eines Lichtbogens Probenmaterial verdampft. Die so freigesetzten Atome werden anschließend durch elektrische Energie angeregt, wodurch die Elektronen der einzelnen Atome auf ein höheres Energieniveau gehoben werden. Da dieser Zustand nicht stabil ist, fallen die Elektronen wieder auf ihre ursprüngliche Schale zurück. Die dabei freigesetzte Energie wird in Form von Licht abgegeben, wobei die Wellenlängen des emittierten Lichts für den von den einzelnen Elektronen vollzogenen Quantensprung charakteristisch ist. Anhand dieses charakteristischen Spektrums und der Strahlungsintensität können so die Massenanteile der einzelnen Elemente im Material ermittelt werden [100].

4.2.1 Warmarbeitsstahl X₃₇CrMoV₅₋₁ (DIN 1.2343/AISI H11)

Warmarbeitsstähle werden häufig für Schmiedewerkzeuge eingesetzt, deren Dauertemperatur im Betrieb über 200 °C liegt. Wegen der Erwärmung der umzuformenden Halbzeuge über 900 °C unterliegt das Werkzeug vorwiegend thermischen Beanspruchungen. Die sich daraus ergebenden spezifischen Anforderungen wie Anlassbeständigkeit, Warmfestigkeit und Warmverschleißwiderstand werden durch unterschiedliche Legierungselemente erfüllt. Bei der Legierung X₃₇CrMoV₅₋₁ werden während der Wärmebehandlung aus den vorhandenen 0,37 Gew.-% Kohlenstoff neben Martensit auch Sonderkarbide gebildet, die maßgeblich die genannten Eigenschaften verbessern. Eine hohe Warmfestigkeit wird durch 1,3 Gew.-% Molybdän und 0,4 Gew.-% Vanadium erreicht, welche ein feinkörniges Gefüge begünstigen. Eine Verbesserung der Anlassbeständigkeit ermöglicht ein Chromanteil von 5,3 Gew.-%. Gemeinsam mit dem vorhandenen Molybdän erhöht dieser zudem die Härtebarkeit. Um weiterhin eine gute Zerspanbarkeit des Materials zu gewährleisten, ist der Legierung 1 Gew.-% Silizium beigemischt [101]. Der Warmverschleißwiderstand ist insbesondere abhängig von der Warmfestigkeit der Matrix und der Art und Menge der

Sondercarbide und kann somit durch die Temperaturführung während des Vergütens innerhalb eines beschränkten Rahmens beeinflusst werden. Im Allgemeinen wird dieser Warmarbeitsstahl mit einer Arbeitshärte von 50 (+1) HRC eingesetzt.

Um die gewünschten mechanischen Eigenschaften zu erreichen, wird der Stahl in einer Wärmebehandlung vergütet. Der Warmarbeitsstahl X₃₇CrMoV₅₋₁ zählt dabei zu den sogenannten sekundärhärtenden Stählen. Bei diesen Stählen steigt die Härte durch die Wahl einer geeigneten Anlassstemperatur aufgrund der Bildung von Sondercarbiden erneut an. Durch ein Anlassen bei geringeren Temperaturen sinkt die Härte leicht ab. Ein wesentliches Überschreiten sollte jedoch auch vermieden werden, da dies Relaxationsvorgänge im Gefüge ermöglicht, was die Härte stark herabsetzt. Um die Bildung der Sondercarbide zu gewährleisten, sollte das Anlassen des X₃₇CrMoV₅₋₁ bei einer Temperatur knapp über 500 °C stattfinden und darf 600 °C nicht überschreiten [102]. Für die vollständige Umwandlung des nach dem Härten vorliegenden Restaustenits ist bei diesem Werkstoff ein zweimaliges Anlassen über zwei Stunden empfohlen [102]. In der Industrie wird meist ein dritter Anlassschritt durchgeführt, um weitere Umklappvorgänge während der Wärmeeinwirkung durch das Warmumformen zu vermeiden. Zusätzlich werden aus diesem Warmarbeitsstahl gefertigte Werkzeuge häufig nitriert, um den Oberflächenverschleiß und die Klebneigung zu verringern. [100]

Tabelle 1: Mittels Funkenspektroskopie ermittelte chemische Zusammensetzung der in dieser Arbeit verwendeten Werkstoffe aus X₃₇CrMoV₅₋₁ (nach [101])

X₃₇CrMoV₅₋₁ in Gew.-%	C	Cr	Mo	V	Si	Mn
	0,33 – 0,41	4,80 – 5,50	1,10 – 1,50	0,30 – 0,50	0,80 – 1,20	0,25 – 0,50
Konventionell	0,34	5,30	1,36	0,48	1,04	0,32
LPAS	0,36	5,38	1,24	0,40	1,10	0,34
LSS	0,35	5,42	1,28	0,46	1,08	0,35
LPAS + C	0,48	5,38	1,32	0,42	0,98	0,33

In Tabelle 1 sind die chemischen Zusammensetzungen der in dieser Arbeit verwendeten Legierungen des Warmarbeitsstahls X₃₇CrMoV₅₋₁ aufgeführt. Da für die verschiedenen Fertigungsprozesse unterschiedliche Ausgangsmaterialien verwendet werden, stammen diese nicht aus einer einheitlichen Charge. Trotz geringfügiger Unterschiede der Gewichtsanteile liegen die chemischen Zusammensetzungen innerhalb der laut Norm

zulässigen Toleranzen [101]. Unter Berücksichtigung geringer Schwankungen sind die in der vorliegenden Arbeit präsentierten Ergebnisse somit auch untereinander vergleichbar. Zusätzlich wird im Rahmen eines reduzierten Versuchsplans eine Charge mit einem zu hohen Kohlenstoffanteil, welche keiner der nach Norm definierten Legierungszusammensetzungen entspricht, untersucht.

4.2.2 Schnellarbeitsstahl HSS6-5-2C (DIN 1.3343/AISI M2)

Schnellarbeitsstähle wurden für Zerspanwerkzeuge entwickelt, bei denen aufgrund der hohen Schnittgeschwindigkeiten im Bereich der Werkzeugschneide sehr hohe Temperaturen auftreten. Um adäquate Standzeiten zu gewährleisten, ist die chemische Zusammensetzung dieser Stähle auf eine hohe Anlassbeständigkeit und Warmhärte bis in etwa 600 °C ausgelegt. Aufgrund der hohen Härte bei gleichzeitig hoher Warmfestigkeit werden Schnellarbeitsstähle häufig auch in der Kaltmassivumformung eingesetzt. Besonders bei der Umformung mit hohen Umformgraden kann die Werkzeugbetriebstemperatur aufgrund innerer und äußerer Reibung sowie den hohen Kontaktdrücken während des Serienbetriebs bis auf 200 °C ansteigen. Dabei muss ein Absinken der Oberflächenhärte vermieden werden, weil dies den mechanischen Verschleiß erhöhen könnte.

Die Eigenschaften von Schnellarbeitsstählen werden wesentlich durch einen hohen Anteil an Sonderkarbiden erreicht, welche bei der Legierung HSS6-5-2C vor allem durch 6,4 Gew.-% Wolfram, 5,0 Gew.-% Molybdän, 1,9 Gew.-% Vanadium und 4,0 Gew.-% Chrom gebildet werden [101]. Aufgrund des gewünscht hohen Karbidanteils ist ein Kohlenstoffanteil von 0,9 Gew.-% notwendig, damit dieser für die Bildung der Karbide und für die Martensitumwandlung des Stahls ausreicht. Auch dieser Werkstoff, welcher meist mit einer Arbeitshärte von 62 (+1) HRC eingesetzt wird, zählt zu den sekundärhärtenden Werkzeugstählen. Das Anlassen zwischen 550 °C und 580 °C [103] führt zur Bildung von fein verteilten Ausscheidungen der Sonderkarbide, was einen Anstieg der Härte bewirkt, sowie zum Zerfall des tetragonal-raumzentrierten Martensits. Neben der Ausscheidung der Karbide aus dem Martensit werden diese auch aus dem Restaustenit gebildet, wodurch der Gehalt an Kohlenstoff und Legierungselementen abnimmt und daher ein großer Teil des Restaustenits in nicht angelassenen Martensit umwandelt wird. Da die Diffusionsvorgänge beim Anlassen sehr langsam ablaufen und nicht angelassener Martensit gebildet wird, ist ein dreimaliges Anlassen für jeweils zwei Stunden empfehlenswert.

Auch für diesen Werkstoff werden die in Tabelle 2 aufgeführten chemischen Zusammensetzungen der Proben mittels Funkenspektroskopie analysiert. Da die Prüfkörper von unterschiedlichen Industrieunternehmen zur Verfügung gestellt wurden, sind auch die Grundwerkstoffe des Schnellarbeitsstahls aus unterschiedlichen Chargen. Bei der Analyse der Legierungszusammensetzung fällt eine Abweichung des Kohlenstoffanteils der additiv gefertigten Bauteile auf. Sowohl die mittels LPAS als auch die mittels LSS hergestellten Bauteile weisen einen gegenüber der Norm zu geringen Gewichtsanteil an Kohlenstoff auf. Dies kann Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften haben und muss bei der Interpretation der Ergebnisse berücksichtigt werden.

Tabelle 2: Mittels Funkenspektroskopie ermittelte chemische Zusammensetzung der in dieser Arbeit verwendeten Werkstoffe aus HSS6-5-2C (nach [101])

HSS6-5-2C	C	Cr	Mo	V	W
in Gew.-%	0,86 – 0,94	3,80 – 4,50	4,70 – 5,20	1,70 – 2,10	5,90 – 6,70
Konventionell	0,87	3,81	4,66	1,74	6,36
LPAS	0,75	4,13	4,93	1,81	6,13
LSS	0,68	3,92	4,79	1,79	6,24

4.3 Wärmebehandlung

Für die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen werden Halbzeuge mittels der oben beschriebenen additiven Fertigungsverfahren hergestellt. Da, wie im Stand der Technik beschrieben, ein Vergüten der Werkzeugwerkstoffe für den Einsatz notwendig ist, werden die Eigenschaften der additiv gefertigten Prüfkörper nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen ermittelt. Um die A_{C_3} -Temperatur zu überschreiten und ein austenitisches Gefüge zu garantieren, wird der Warmarbeitsstahl auf 1080 °C erwärmt [102]. Für den Schnellarbeitsstahl wird eine Temperatur von 1180 °C gewählt [103]. Die Wärmebehandlung der beiden Stähle unterscheidet sich nur durch die Austenitisierungstemperatur, weshalb die im Folgenden beschriebenen Schritte für beide Werkstoffe identisch durchgeführt werden. Da die verwendeten Prüfkörper relativ kleine Abmessungen aufweisen, sind während des Aufheizens keine Haltestufen zum Durchwärmen der Bauteile notwendig. Deshalb wird eine kontinuierliche Erwärmung über circa 45 Minuten realisiert. Um Oberflächenoxydation während des Vergütens zu vermeiden, werden die Halbzeuge für die Durchführung

der Wärmebehandlung mit einer Härtefolie ummantelt. Nach einer Haltezeit von 20 Minuten werden die Bauteile mit fein verdüstem Wasser abgeschreckt, um innerhalb von 15 Minuten auf Raumtemperatur abzukühlen. Anschließend werden die Halbzeuge drei Mal bei einer Temperatur von 570 °C für jeweils zwei Stunden angelassen. Für den Warmarbeitsstahl X37CrMoV5-1 resultiert daraus laut Anlassschaubild [102] eine Härte von etwa 50 HRC, für den Schnellarbeitsstahl eine Härte von circa 62 HRC [103]. Schon während der Herstellung mittels laserbasierter additiver Fertigungsverfahren durchlaufen die Werkstoffe thermische Zyklen. Dabei kühlt schmelzflüssiges Material binnen Sekundenbruchteilen annähernd auf Raumtemperatur ab. Da diese Zyklen unter Betrachtung der entsprechenden ZTU-Diagramme für X37CrMoV5-1 [102] und HSS6-5-2C [103] ein martensitisches Gefüge erzeugen, wird als weiterer Behandlungszustand ein direktes Anlassen der additiv gefertigten Bauteile untersucht. Die Zeit-Temperatur-Zyklen, welche für die beschriebene Wärmebehandlung durchlaufen werden, sind in Bild 2 dargestellt.

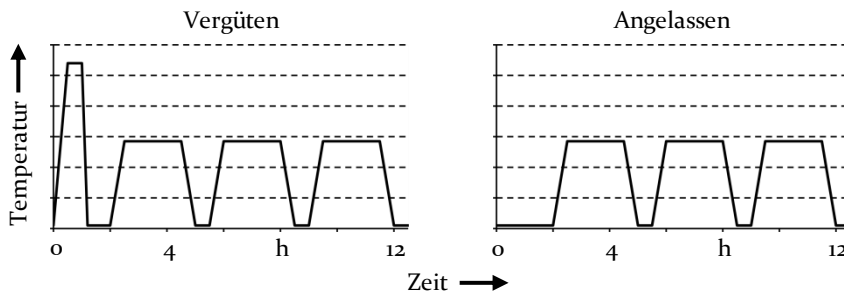


Bild 2: Zeit-Temperatur-Schemata der Wärmebehandlungsstrategien zum Vergüten

4.4 Versuchsplan

Aus den beschriebenen additiven Verfahren, den Werkstoffen und den unterschiedlichen Strategien der Wärmebehandlung ergibt sich der in Tabelle 3 aufgeführte Versuchsplan. Sowohl für den Warmarbeitsstahl X37CrMoV5-1 als auch für den Schnellarbeitsstahl HSS6-5-2C werden jeweils mittels Laserstrahlschmelzen und Laser-Pulverauftragschweißen Halbzeuge hergestellt, aus welchen anschließend mittels spanender Verfahren Prüfgeometrien gefertigt werden. Die im Weiteren beschriebenen Untersuchungen zur Charakterisierung der Werkstoffe werden jeweils für die drei Wärmebehandlungszustände direkt nach der additiven Fertigung

(AF), vergütet (VG) und nur angelassen (AL) ohne vorheriges Härten durchgeführt.

Tabelle 3: Versuchsplan für die Untersuchungen additiv gefertigter Elemente aus Werkzeugstahl

	AF-Prozess	Additiv gefertigt (AF)	Konventionell vergütet (VG)	Angelassen (AL)
X ₃₇ CrMoV5-1	Laser-Pulver-Auftragschweißen (LPAS)	X	X	X
	Laserstrahlschmelzen (LSS)	X	X	X
HSS6-5-2C	Laser-Pulver-Auftragschweißen (LPAS)	X	X	X
	Laserstrahlschmelzen (LSS)	X	X	X

Einer der größten Nachteile der additiven Fertigung, welcher besonders bei der Herstellung großer Volumina zum Tragen kommt, ist eine lange Fertigungszeit. Aus diesem Grund wird der Ansatz sogenannter hybrid-gefertigter Werkzeuge verfolgt. Die Fertigung großer, massiver Bereiche erfolgt dabei aus konventionellem Rund- oder Plattenmaterial und kompliziertere Geometrien, wie beispielsweise formgebende Aktivelemente, werden mittels additiver Fertigung lokal aufgebracht. Durch dieses Vorgehen können Vorteile der additiven Fertigung, wie beispielsweise die Integration von Temperierkanälen, bei einer akzeptablen Verlängerung der Produktionszeit umgesetzt werden. Zudem wird der Aufwand für eine spanende Nachbearbeitung signifikant reduziert. Bei der additiven Fertigung auf einen aus konventionellem Material gefertigten Grundkörper erfährt dieser durch die Wärmeleitung während des Fertigungsprozesses teilweise eine signifikante Erwärmung, wodurch Umklappvorgänge stattfinden und sich unterschiedliche Gefügestände einstellen können. Wie in Abschnitt 2.2.2 beschrieben, kann das vor dem Vergüten vorliegende Gefüge Auswirkungen auf das resultierende Vergütungsgefüge haben. Um diese Auswirkungen zu untersuchen, werden mögliche Gefügestände in konventionell gefertigtem Material durch Glühoperationen erzeugt und die Eigenschaften nach einem anschließenden Vergüten analysiert.

Die für den Warmarbeitsstahl X₃₇CrMoV₅₋₁ durch Glühen eingestellten Gefügestände sind in Tabelle 4 aufgeführt. Eine bei Raumtemperatur (RT) gelagerte Probe dient dabei als Referenz. Durch das Glühen bei 400 °C wird die T_{Ms} von 300 °C überschritten. Die Temperatur zum Spannungsarmglühen erfolgt für diesen Stahl bei 650 °C. Das Weichglühen wird bei 780 °C durchgeführt. Bis zu dieser Temperatur liegt durchgehend ein Weichglühgefüge vor. Eine partielle Austenitumwandlung erfolgt ab einer Temperatur von 870 °C, wobei neben dem Austenit auch Ferrit und die zuvor im Gefüge vorhandenen Karbide vorliegen. Ab einer Temperatur von 950 °C entsteht inhomogener Austenit, der sich bei einer Temperatur über 1100 °C zu homogenem Austenit umwandelt. Für die Durchführung der Versuche werden die Werkstücke kontinuierlich auf die entsprechende Zieltemperatur erwärmt und dann für 60 Minuten auf dieser Temperatur gehalten. Dies entspricht circa der Fertigungszeit eines 80 mm x 80 mm x 15 mm großen Elements, wie es für einige Untersuchungen in dieser Arbeit gefertigt wurde. Anschließend erfolgt eine Abkühlung an Luft, da auch nach dem additiven Fertigungsprozess, welcher simuliert wird, keine aktive Kühlung stattfindet.

Tabelle 4: Versuchsplan zur Gefügemwandlung im Substrat aus X₃₇CrMoV₅₋₁

Glühtemp.	Gebildetes Gefüge	Bemerkung
RT	Weichglühgefüge	Referenz
400 °C	Weichglühgefüge	$T > T_{Ms}$
650 °C	Weichglühgefüge	Spannungsarmglühen
780 °C	Weichglühgefüge	Weichglühen
870 °C	Ferrit + Austenit + Karbide	Zwischenstufe
950 °C	Austenit + Karbide	Inhomogener Austenit
1100 °C	Austenit + Karbide in Lösung	Homogener Austenit

Für den Schnellarbeitsstahl HSS6-5-2C werden entsprechend die in Tabelle 5 aufgeführten Zustände eingestellt. Die ersten drei Zustände bestehen jeweils aus α -Ferrit und Karbiden (M_3C). Der Ausgangszustand bei Raumtemperatur dient dabei als Vergleichsprobe. Die T_{Ms} ist bei diesem Werkstoff bei 210 °C. Vor allem beim Abkühlen des Werkstoffs hat diese einen wesentlichen Einfluss auf das entstehende Gefüge, weshalb eine mögliche Gefügeänderung durch eine langfristige Temperatureinwirkung auftreten kann. Bei den Versuchen wird diese Temperatur deshalb überschritten. Die Temperatur von 625 °C wird für den vorliegenden Werkstoff zum Spannungsarmglühen verwendet. Durch langes Halten der Temperatur und

langsameres Abkühlen werden im industriellen Einsatz Eigenspannungen abgebaut, wobei noch keine Umklappvorgänge eintreten.

Tabelle 5: Versuchsplan zur Gefügeumwandlung im Substrat aus HSS6-5-2C

Glühtemp.	Gebildetes Gefüge	Bemerkung
RT	Weichglühgefüge	Referenz
210 °C	Weichglühgefüge	$T > T_{Ms}$
625 °C	Weichglühgefüge	Spannungsarmglühen
850 °C	Ferrit + Austenit + Karbide	Weichglühen
950 °C	Austenit + Karbide	Inhomogener Austenit
1100 °C	Austenit + Karbide in Lösung	Homogener Austenit

Diese finden ab einer Glühtemperatur über 850 °C statt, wobei sich einige Bereiche in γ -Austenit umwandeln und ein Zwischenstufengefüge entsteht. Diese Temperatur wird im industriellen Einsatz zum Weichglühen des Werkstoffs eingesetzt. Erst bei 950 °C wandeln sich alle ferritischen Bereiche in Austenit um. Die Temperatur reicht jedoch nicht aus, um auch die Karbide in Lösung zu bringen, wodurch ein inhomogener Austenit entsteht. Erst beim Überschreiten der A_{C3} Temperatur von circa 1080 °C lösen sich auch die Karbide. Durch eine ausreichende Haltedauer entsteht so eine homogene Verteilung der Elemente im Atomgitter des Materials.

Die beschriebenen für den Warmarbeitsstahl und den Schnellarbeitsstahl erzeugten Zustände stellen im weiteren Verlauf der Untersuchungen das Ausgangsgefüge für ein anschließendes Vergüten dar. Ziel ist die Identifikation von Auswirkungen der während der additiven Fertigung auftretenden Zustandsänderungen auf die mechanischen Eigenschaften im Werkzeugeinsatz.

4.5 Mechanische Charakterisierung additiv gefertigter Elemente

Ziel der vorliegenden Arbeit ist die Qualifizierung additiv gefertigter Elemente für den Einsatz in Werkzeugen der Massivumformung. Grundlage für eine objektive Bewertung stellen dabei die mechanischen Eigenschaften der gefertigten Körper dar. Hierfür werden mit den im Folgenden beschriebenen Methoden die Härte sowie die mechanischen Kennwerte unter uniaxialer Zug- als auch Druckbelastung ermittelt.

4.5.1 Messeinrichtung zur Härtemessung

Um ein frühzeitiges Versagen durch Verschleiß zu vermeiden, stellt die Härte eine der zentralen Eigenschaften der für Werkzeuge verwendeten Werkstoffe dar. Für die im Rahmen der Arbeit durchgeführten Härtemessungen wird das Kleinlasthärteprüfgerät Fischerscope HM 2000 der Firma Helmut-Fischer GmbH eingesetzt. Unter Beachtung der DIN EN ISO 14577-1 [104] wird eine statische Härtemessung nach Vickers [105] durchgeführt. Dabei wird ein quadratischer, pyramidenförmiger Eindringkörper mit einem Öffnungswinkel von 136° verwendet. Die Messung mittels des tiefenregistrierenden Indentierungsverfahrens erlaubt sehr kleine Eindrücke und somit kleinere Punktabstände der einzelnen Messpunkte, als dies bei der konventionellen Vickers-Härteprüfung möglich ist. Während des kontinuierlichen Eindringens des Prüfstempels werden dabei die aufgebrachte Kraft sowie die Eindringtiefe gemessen. Mit Hilfe der Spitzengeometriefunktion und der maximalen Eindringtiefe ist eine Berechnung der projizierten Kontaktfläche möglich, wodurch die Härte als Quotient der maximalen Prüflast und der ermittelten Kontaktfläche berechnet werden kann. Die Verwendung eines programmierbaren Messtisches ermöglicht flächenhafte Härtemessungen mit einer hohen Auflösung, welche aus Messfeldern von Einzelmessungen bestehen.

Für die in dieser Arbeit vorgestellte Charakterisierung der additiv gefertigten Werkstoffe werden die Härtemessungen an geschliffenen und anschließend polierten Querschnitten durchgeführt. Die Kantenlänge der hierfür mittels LPAS gefertigten Würfel beträgt 15 mm, die der mittels LSS gefertigten 10 mm. Da in Voruntersuchungen ein Gradient der Härte in Aufbau-richtung der additiven Fertigung ermittelt wurde [P4], werden für die Untersuchungen im Abstand von 1 mm sechs Messlinien über die gesamte Probenbreite aufgenommen. Innerhalb jeder Linienmessung werden die Messpunkte im Abstand von 250 μm über die gesamte Aufbauhöhe erfasst. Die Prüfkraft von 500 mN wird dafür in einer Eindringzeit von 5 Sekunden aufgebracht und anschließend für 10 Sekunden gehalten.

4.5.2 Bestimmung mechanischer Kennwerte

Neben der Härte sind besonders die mechanischen Eigenschaften der Werkstoffe unter statischer Belastung ausschlaggebend für deren Eignung für Umformwerkzeuge. Die mechanischen Kennwerte werden dafür anhand einachsiger Zug- und Druckversuche ermittelt. Die im Rahmen dieser

Arbeit durchgeführten Untersuchungen werden an einer Universalprüfmaschine FS300 der Firma Walter + Bai AG umgesetzt. Diese Prüfmaschine erlaubt das Aufbringen von Prüfkräften bis maximal 300 kN bei Verfahrgeschwindigkeiten zwischen 0,1 mm/min und 600 mm/min. Die Steuerungssoftware testXpert II der Firma ZwickRoell GmbH & Co.KG erlaubt das Definieren von Prüfparametern zur lage- bzw. dehnungsgeregelten oder kraft- bzw. spannungsgeregelten Ansteuerung der Maschine. Des Weiteren ist die Eingabe von Abbruchkriterien zur Beendigung der Versuche möglich. Simultan werden die Messdaten der integrierten Kraftmessdose und des Traversenwegs aufgezeichnet. Diese Daten sind für die anschließende Auswertung der Versuche notwendig.

Für die Durchführung der Druckversuche werden Stauchbahnen aus dem Hartmetall G50 eingesetzt. Diese weisen eine weitaus höhere Härte und Druckfestigkeit als die untersuchten Werkzeugstähle auf, wodurch eine plastische Verformung der Stauchbahnen während der Versuchsdurchführung ausgeschlossen ist. Die Versuche werden in Anlehnung an DIN 50106 [106] mit einer Prüfgeschwindigkeit von 5 mm/min an zylindrischen Prüfkörpern mit einem Durchmesser von \varnothing 6 mm und einer Höhe von 9 mm durchgeführt. In Bild 3 ist beispielhaft dargestellt, wie aus einem mittels LPAS gefertigten Würfel mit einer Kantenlänge von 15 mm eine zylindrische Probe entnommen wird. Für die Charakterisierung der mittels LSS verarbeiteten Materialien werden Proben mit den gleichen Abmessungen aus Stäben mit einer Länge von 80 mm und einem Durchmesser von \varnothing 8 mm gefertigt. Als Abbruchkriterium des Druckversuchs wird je nach Werkstoff eine maximale Stauchung von 30 % (X37CrMoV5-1) bzw. 12 % (HSS6-5-2C) der initialen Probenhöhe definiert. Hierdurch soll ein Brechen der Prüfkörper verhindert werden. Da Werkzeugstähle jedoch im Allgemeinen ein sehr sprödes Bruchverhalten aufweisen und besonders für die additiv gefertigten Proben das Bruchverhalten noch unbekannt ist, muss ein Splitterschutz zum Schutz des Prüfers eingesetzt werden. Der Einfluss der Reibung zwischen den Stirnflächen der Probe und den Stauchbahnen wird durch die Verwendung einer Teflonfolie minimiert. Wie im Stand der Technik beschrieben, ist eine hohe Druckfestigkeit notwendig, um eine plastische Deformation des Werkzeugs während des Einsatzes zu verhindern. Aus diesem Grund wird, wie in Bild 3 dargestellt, der Fließbeginn des Werkstoffs anhand der technischen Spannung bei einer plastischen Dehnung von 0,2 % ($\sigma_{0,2}$) ermittelt. Nach Überschreiten dieses Werts tritt ein signifikantes plastisches Fließen des Werkstoffs ein. Für Werkzeugwerkstoffe bedeutet dies, dass Formtoleranzen im Umformprozess durch eine

irreversible Deformation des Werkzeugs nicht weiter eingehalten werden können.

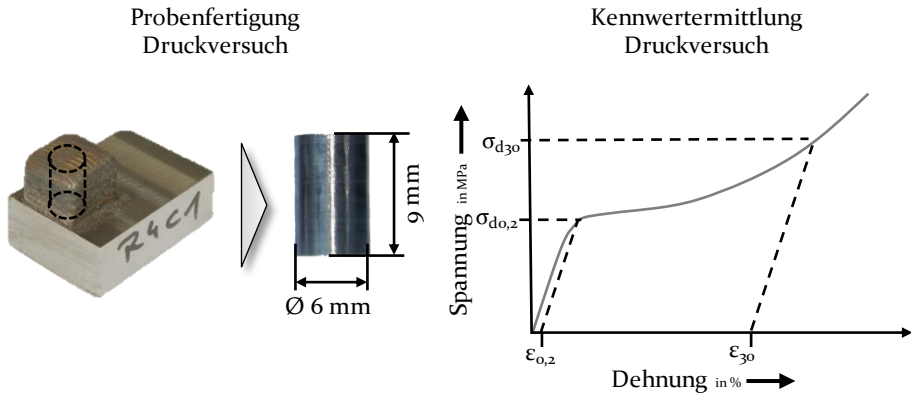


Bild 3: Vorgehen zur Probenfertigung und zur Kennwertermittlung im Druckversuch

Unter Zugbelastung tritt bei Werkzeugstählen häufig schon nach einer sehr geringen plastischen Verformung ein Bruchversagen ein. Die Entstehung von Zugspannungen im Werkzeugverbund kann zwar durch die Verwendung von Armierungen minimiert werden, dennoch stellt ein Werkzeugversagen wegen eines mechanischen Bruchs zusätzlich zum Werkzeugausfall noch ein Gefährdungspotenzial im näheren Umfeld des Werkzeugs dar. Neben der Fließgrenze $R_{p0,2}$ werden für die Zugversuche deshalb zudem, wie in Bild 4 dargestellt, die Zugfestigkeit R_m , die Gleichmaßdehnung A_g sowie die Bruchdehnung A ermittelt.

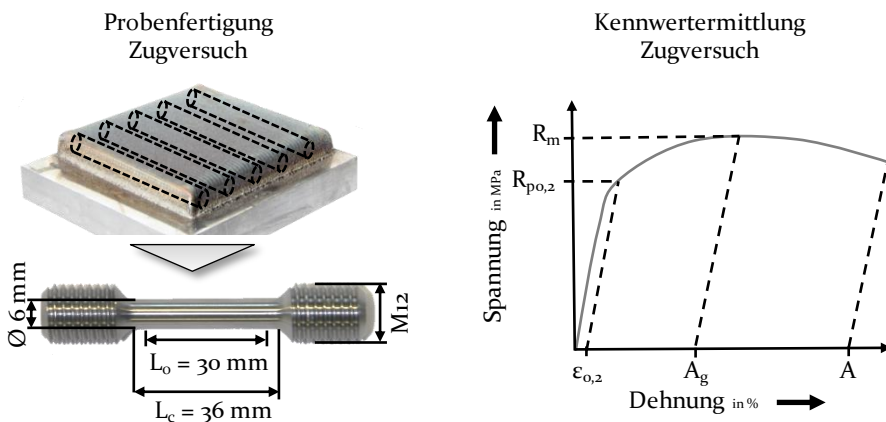


Bild 4: Vorgehen zur Probenfertigung und zur Kennwertermittlung im Zugversuch

Für die Zugversuche werden Proben in Anlehnung an Form B der DIN 50125 [107] mit einem Prüfdurchmesser von \varnothing 6 mm und einer Messlänge l_0 von 30 mm verwendet. Wegen des wenig duktilen Bruchverhaltens von Werkzeugstählen wird anstatt des in der Norm vorgesehenen Einspanngewindes M10 ein Gewinde mit Nenndurchmesser M12 verwendet, um so den Kerndurchmesser in der Einspannung zu vergrößern und ein Versagen im Bereich der Einspannung auszuschließen. Die nach DIN EN ISO 6892-1 [108] durchgeführten Versuche werden bis zum Erreichen der Fließgrenze spannungsgeregelt mit einem Ansteigen von 20 MPa/s durchgeführt. Anschließend wird die Prüfgeschwindigkeit auf eine Dehnungsregelung von 0,008/s umgeschaltet. Der Versuch endet mit dem Riss der Probe.

Eine besondere Beanspruchung für Umformwerkzeuge im Serienbetrieb stellt die dynamische Wechselbelastung durch die einzelnen Umformzyklen dar. Während der laserbasierten additiven Fertigung von Werkzeugstählen treten diverse Phasenänderungen auf, welche einen Einfluss auf das dynamische Werkstoffverhalten haben. Untersuchungen zum Verhalten unter Wechselbeanspruchung setzen eine grundlegende Kenntnis der Werkstoffeigenschaften sowie eine hohe Reproduzierbarkeit des Herstellungsprozesses voraus und sind deshalb kein Bestandteil der vorliegenden Arbeit.

4.6 Einrichtungen für Gefügeuntersuchungen

Für eine wissenschaftliche Interpretation der gemessenen mechanischen Eigenschaften ist die Untersuchung der Makrostruktur der Prüfkörper notwendig. Da die für die Untersuchungen eingesetzten laserbasierten additiven Fertigungsverfahren dem Prinzip des Auftragschweißens gleichen, ist aufgrund des inkrementellen Aufbaus und thermisch verursachter Gefügeänderungen ein signifikanter Unterschied des Gefüges gegenüber den konventionell verwendeten Halbzeugen im Werkzeugbau zu erwarten. Um das Gefüge der erstellten Proben zu analysieren, werden polierte Querschliffe angefertigt und mittels der im Folgenden beschriebenen metallographischen Analysemethoden untersucht.

4.6.1 Mikroskopie

Ziel der Untersuchungen mittels Auflichtmikroskopie ist die Analyse spezifischer Gefügestrukturen, die für die unterschiedlichen additiven Fertigungsverfahren charakteristisch sind. Des Weiteren ist die Identifikation von Veränderungen des Gefüges durch die unterschiedlichen Wärmebehandlungen Bestandteil der Analysen. Um die Gefügestruktur der Querschliffe mittels Auflichtmikroskopie zu untersuchen, werden diese geätzt. Für die Ätzung werden zwei unterschiedliche Verfahren verwendet. Zum einen wird eine Ätzung mit einer auf 60 °C erwärmten V2A-Beize für circa 15 Sekunden durchgeführt. Eine vorherige Erwärmung der Probe mittels Heißluft verbessert das Ätzergebnis, da der Temperaturunterschied zwischen Ätzmittel und Probe verringert wird. Diese Ätzung eignet sich vor allem für das Anätzen der Austenit- und δ -Ferrit-Phasen und stellt das am stärksten etablierte Verfahren für vergütete Edelmstähle dar. Des Weiteren wird eine Farbätzung nach Beraha I für 10 Sekunden bis 20 Sekunden durchgeführt. Durch die Einfärbung der martensitischen und austenitischen Phasen im Gefüge [109], wird der Anteil der Karbidausscheidungen hervorgehoben.

4.6.2 Rasterelektronenmikroskop (REM)

Bei einem Rasterelektronenmikroskop (REM) wird ein mittels eines Magnetfeldes fokussierter Elektronenstrahl über die Werkstückoberfläche geführt. Durch die Detektion der Wechselwirkungen zwischen Elektronen und Bauteiloberfläche ist die Erstellung von Bildern mit hoher Vergrößerung und hoher Tiefenschärfe möglich [110]. Für einzelne Atome betrachtet führt diese Wechselwirkung zu einem Auslösen eines Elektrons aus der Atomhülle. Durch den Wechsel von Elektronen aus übergeordneten Niveaus in das nun unbesetzte Energieniveau wird eine für das jeweilige Element charakteristische Röntgenstrahlung emittiert. Dies ermöglicht die exakte Analyse der Elemente eines Werkstoffs [111]. Diese Analysemethode wird als energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDX) bezeichnet. Für leichte Elemente, wie den im Stahl gelösten Kohlenstoff, ist dieses Analyseverfahren jedoch fehleranfällig, weshalb für die exakte Ermittlung der chemischen Zusammensetzung der untersuchten Werkstoffe die in Abschnitt 4.1 beschriebene Funkenspektroskopie angewandt wird.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wird die EDX-Analyse an einem REM Merlin Gemini 2 VP Compact 6143 der Firma Zeiss AG durchgeführt. Es

erlaubt die Ermittlung der Verteilung der im Material enthaltenen Legierungselemente durch das Abscannen einer Fläche unter Verwendung von EDX. Auf diese Weise können Anhäufungen der karbidbildenden Elemente innerhalb des Stahlgefüges festgestellt werden. Dies gibt Aufschluss über die Verteilung der Karbidausscheidungen, welche besonders in den untersuchten Werkzeugstählen einen hohen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften haben.

4.6.3 Röntgendiffraktometrie (XRD)

Die Messung des im Werkstoff vorhandenen Restaustenits wird mittels röntgenographischer Messung mit dem Diffraktometer Seifert Stress Analyzer XRD 3003 durchgeführt. Dieses Gerät ermöglicht durch die Streuung einer gerichteten Röntgenstrahlung an den oberflächennahen Netzebenen des Kristallgitters, die vorliegende Gitterstruktur zu messen. Anhand des Netzebenenabstands können die Gitterstrukturen des kubisch-raumzentrierten, kubisch-flächenzentrierten und des tetragonal-raumzentrierten Gitters unterschieden werden. Nachdem für die Untersuchungen jedoch keine konkreten Materialkarten für die untersuchten Werkstoffe zur Verfügung stehen, sind die in dieser Arbeit präsentierten Ergebnisse jeweils nur qualitativ untereinander zu vergleichen und dienen als Indikatoren für stattgefundene Umwandlungen.

4.7 Messverfahren zur Bestimmung des Einsatzverhaltens additiv gefertigter Werkzeuge

Abschließend wird in der vorliegenden Arbeit das Einsatzverhalten additiv gefertigter mit dem klassisch hergestellter Werkzeuge verglichen. Ziel ist dabei die Identifikation von Einflüssen aus der additiven Fertigung auf die Umformung. Zunächst erfolgt eine Untersuchung der Bearbeitbarkeit mit spanenden Verfahren und die daraus resultierende Oberflächenbeschaffenheit an Matrizen für den Double-Cup-Extrusion (DCE) Test. Mittels der anschließend durchgeführten DCE-Tests wird die während der Umformung auftretende Reibung analysiert. Im Rahmen von Industrierversuchen im Serienbetrieb findet abschließend die Standzeitermittlung eines additiv gefertigten Schmiedegesenks statt. Dafür werden die im Folgenden beschriebenen Versuche jeweils für additiv gefertigte und konventionell gefertigte Werkzeuge durchgeführt und die Ergebnisse gegenübergestellt.

4.7.1 Double-Cup-Extrusion (DCE) Test

Die Ermittlung möglicher Unterschiede der Reibung zwischen additiv und konventionell gefertigten Werkzeugen erfolgt im Double-Cup-Extrusion (DCE) Test. Dieser Versuch ist für Identifikation von Reibfaktoren in der Massivumformung etabliert, da er das Belastungskollektiv von Fließpressprozessen realitätsnah abbildet [112]. Der Versuchsaufbau des DCE-Tests besteht aus einem oberen bewegten und einem unteren feststehenden Stempel, zwischen denen eine zylindrische Probe umgeformt wird. Der radiale Stofffluss wird durch eine einfach armierte Matrize begrenzt, wodurch bei weiterer Umformung der Probe ein kombinierter Napf-Vorwärts-/Napf-Rückwärts-Fließpressprozess stattfindet. Bei diesem Fließpressprozess umfließt der Werkstückwerkstoff beide Stempel und bildet zwei Näpfe aus, von denen der obere durch Napf-Rückwärts-Fließpressen, entgegen der Stempelbewegungsrichtung, und der untere durch Napf-Vorwärts-Fließpressen, also gleich der Stempelbewegungsrichtung, entsteht. Zur Vermeidung einer signifikanten Reibung an der Mantelfläche der Stempel sind diese mit Hinterschnitten ausgelegt. Aufgrund dessen hängt der Umformprozess annähernd ausschließlich von der Reibung zwischen dem umformenden Werkstück und der Mantelfläche der Matrize ab. Die Auswertung erfolgt anhand des Napfhöhenverhältnisses von oberer zu unterer Napfhöhe, welches sensibel auf Veränderungen der Reibung reagiert [113]. Üblicherweise erfolgt anhand des DCE-Tests eine inverse Reibfaktorermittlung. Dabei wird mittels einer numerischen Simulation verschiedenster Varianten der Reibungsverhältnisse ein Nomogramm erstellt. Durch einen Vergleich der im Experiment erzeugten und den numerisch ermittelten Napfhöhenverhältnissen wird auf einen Reibfaktor rückgeschlossen. Da der Fokus der vorliegenden Arbeit allerdings auf dem quantitativen Vergleich der Reibung unterschiedlich gefertigter Versuchswerkzeuge liegt, werden mögliche Übertragungsfehler zwischen Experiment und Simulation eliminiert, indem ausschließlich die experimentell ermittelten Napfhöhenverhältnisse untereinander verglichen werden.

4.7.2 Messverfahren zur Oberflächencharakterisierung

Die Reibung ist maßgeblich von der Oberflächenrauheit an der Interaktionsfläche zwischen Werkstück und Werkzeug abhängig. Dabei hat das vorliegende Gefüge einen wesentlichen Einfluss auf die Bearbeitbarkeit und die minimal erzeugbare Oberflächenrauheit eines Werkzeugs [114]. Aus diesem Grund werden die für die Untersuchungen verwendeten

Werkzeuge vor dem DCE-Test mittels Tastschnittverfahren vermessen. Dieses Verfahren repräsentiert den industriellen Standard bei der Rauheitsanalyse technischer Oberflächen [115]. Durch das Führen eines Messtasters über die Oberfläche, wird ein Linienprofil ermittelt. Eine Ableitung des Rauheitsprofils erfolgt anschließend durch die Verwendung geeigneter Filter [116]. Für die Messungen wird ein Perthometer der Firma Mahr verwendet. Als Kenngrößen zur Oberflächencharakterisierung bilden der arithmetische Mittelrauwert R_a und die gemittelte Rautiefe R_z den Industriestandard und werden im Rahmen der Arbeit deshalb für die Gegenüberstellung herangezogen.

4.7.3 Standzeituntersuchungen im industriellen Umfeld

Für die Untersuchungen zur Standzeit additiv gefertigter Werkzeuge werden im Rahmen einer Industriekooperation Schmiedegesenke im Serienbetrieb getestet. Als Versuchswerkzeug wird dabei das Gesenk der zweiten Umformstufe eines dreistufigen Warmmassivumformprozesses verwendet. Das Werkzeug dient dabei der groben Formgebung für eine Gabel eines Kreuzgelenks einer Antriebsachse und stellt somit einen typischen Umformschritt in der industriellen Fertigung dar. Die Umformung findet mittels Fließpressen über ein abgerundetes Aktivelement, im weiteren Sattel genannt, statt. Dieser Sattel unterliegt aufgrund der großen Kontaktfläche zum Ende des Umformschrittes und der starken Relativbewegung zwischen Werkstück und Werkzeug hohem thermischem und mechanischem Verschleiß. Für die Herstellung des Werkzeugs wird der Sattel mittels Laser-Pulverauftragschweißen endkonturnah auf einen massiven Zylinder aufgebaut und anschließend durch spanende Verfahren endbearbeitet. Auf diese Weise ist das additiv gefertigte Element einer hohen Beanspruchung während des Umformprozesses ausgesetzt, wodurch die Ergebnisse eine hohe Aussagefähigkeit zur Standzeit additiv gefertigter Werkzeugelemente haben. Die Auswertung der Versuche erfolgt anhand der Beurteilung, die zum Austausch des Werkzeugs führt, sowie der Anzahl der durchgeführten Umformungen.

5 Charakterisierung additiv gefertigter Körper aus Werkzeugstahl

In diesem Abschnitt werden die Analyse der Eigenschaften der Werkzeugstähle nach der additiven Fertigung und die Identifikation prozessspezifischer Charakteristika aufgezeigt. Dies erfolgt durch eine Gegenüberstellung der mechanischen Eigenschaften der unterschiedlichen Werkstoffe nach den verschiedenen Wärmebehandlungen für beide berücksichtigten additiven Fertigungsverfahren. Im Anschluss findet für die Identifikation prozessseitiger Merkmale ein Vergleich der Ergebnisse zwischen den Fertigungsverfahren für die jeweiligen Wärmebehandlungen statt. Für den Vergleich mit den mechanischen Eigenschaften der klassischen Werkzeugwerkstoffe werden als Referenz jeweils Prüfkörper aus den für das LPAS verwendeten Substratplatten herangezogen. Diese bestehen jeweils aus dem gleichen Werkstoff, wie er für die additive Fertigung eingesetzt wurde.

5.1 Analyse der Wärmebehandlungsstrategien für additiv verarbeitete Werkzeugstähle

Um den Einfluss der unterschiedlichen Wärmebehandlungsstrategien bewerten zu können, werden die Ergebnisse der mechanischen Charakterisierung für die jeweiligen Kombinationen aus Werkstoff und additivem Fertigungsverfahren gegenübergestellt. Auf diese Weise ist die Bewertung der Wärmebehandlungsstrategien auch unabhängig von Legierungsschwankungen möglich, da die chemische Zusammensetzung der für die Untersuchungen hergestellten Proben innerhalb eines additiven Fertigungsprozesses nicht variiert. Sowohl Prozessschwankungen als auch Schwankungen der Legierung innerhalb einer Prüfreihe sind ausgeschlossen, da die Fertigung aller untersuchten Proben je Werkstoff-Prozess-Kombination innerhalb eines Produktionszykluses stattfand. Für das LSS wurde zudem der Einfluss von Unstetigkeiten des Prozesses durch eine stochastische Verteilung der Proben auf der Bauplatattform minimiert. Auch beim LPAS wurde die Probenentnahme für die unterschiedlichen Wärmebehandlungen so gewählt, dass die Auswirkungen von Schwankungen während eines Fertigungsprozesses keinen signifikanten Einfluss auf die Ergebnisse haben.

5.1.1 Laser-Pulverauftragschweißen von X₃₇CrMoV₅₋₁

In den in Bild 5 dargestellten Ergebnissen der Härtemessungen des mittels LPAS verarbeiteten X₃₇CrMoV₅₋₁ ist der Härteverlauf in Aufbaurichtung ausgehend vom Substrat durch das additiv gefertigte Gefüge bis zur Oberfläche dargestellt. Nach der additiven Fertigung ohne anschließende Wärmebehandlung liegt eine relativ hohe Härte von circa 730 HV_{0,05} im additiv gefertigten Körper vor [P5].

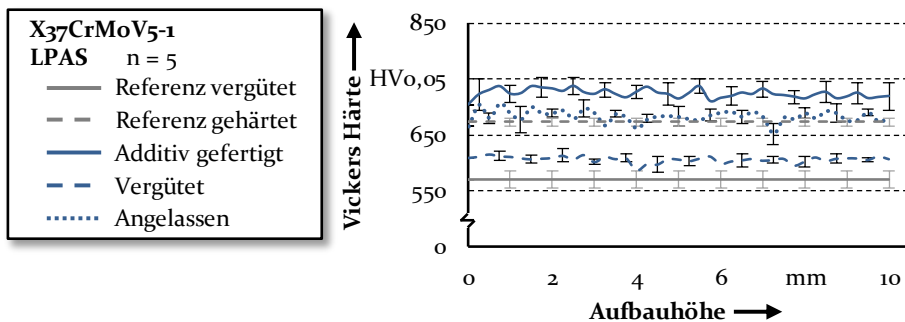


Bild 5: Härteverlauf von der Substratanbindung (0 mm) bis zur Probenoberfläche (10 mm) der mittels LPAS gefertigten Gefügeproben aus X₃₇CrMoV₅₋₁

Eine Vergleichsmessung an konventionell hergestellten Proben direkt nach dem Härten ohne anschließendes Anlassen zeigt, dass die aus dem LPAS resultierende Härte von 730 HV_{0,05} circa dem Wert nach dem Härten entspricht. Dies unterstützt die für die Erstellung des in Abschnitt 4.4 beschriebenen Versuchsplans geschlossene These, dass die schnelle Abkühlung aus der Schmelze während des Auftragschweißens ein Härten des Werkstoffs hervorruft. Auf der Basis dieser These wurde für die Untersuchungen die Wärmebehandlungsstrategie des Anlassens ohne vorheriges Austenitisieren durchgeführt, woraus eine durchschnittliche Härte von 690 HV_{0,05} im additiv gefertigten Element der Probe resultiert [P5]. Die geringste Härte resultiert durch das konventionelle Vergüten der Proben. Hierdurch erreicht der Werkstoff noch eine Härte von 600 HV_{0,05} [P5], was circa der Härte von 575 HV_{0,05} (± 30 HV_{0,05}) des Referenzwerkstoffs nach dem Vergüten entspricht. Ein positiver Effekt dieser Wärmebehandlungsstrategie ist, dass sowohl das additiv gefertigte Element als auch der Substratwerkstoff vergütet werden. Für den in Abschnitt 4.7.3 beschriebenen Ansatz zur hybriden Fertigung der Umformwerkzeuge, welcher für die Standzeituntersuchungen durch das Aufbringen eines additiv gefertigten Aktivelements auf einen konventionell gefertigten Körper angewandt wird, resultiert so eine homogene Härte über das gesamte Bauteil hinweg.

Nach den Erkenntnissen aus den Härtemessungen, dass die Härte nach der additiven Fertigung jener entspricht, die bei konventionellem Material aus dem Härten resultiert, wurde dieser Zustand auch für die in Bild 6 präsentierten mechanischen Kennwerte unter Druckbelastung untersucht. Für die Wärmebehandlung des Anlassens ohne vorheriges Härten der additiv gefertigten Proben ist es nicht möglich, Proben für einen direkten Vergleich aus konventionell verarbeitetem Material herzustellen. Der Ausgangszustand dieser Wärmebehandlung ist das aus der additiven Fertigung resultierende Gefüge und kann somit mit konventionellen Methoden nicht nachgebildet werden. Eine Gegenüberstellung der untersuchten Gefüge ist in einer Zusammenstellung in Bild 8 dargestellt.

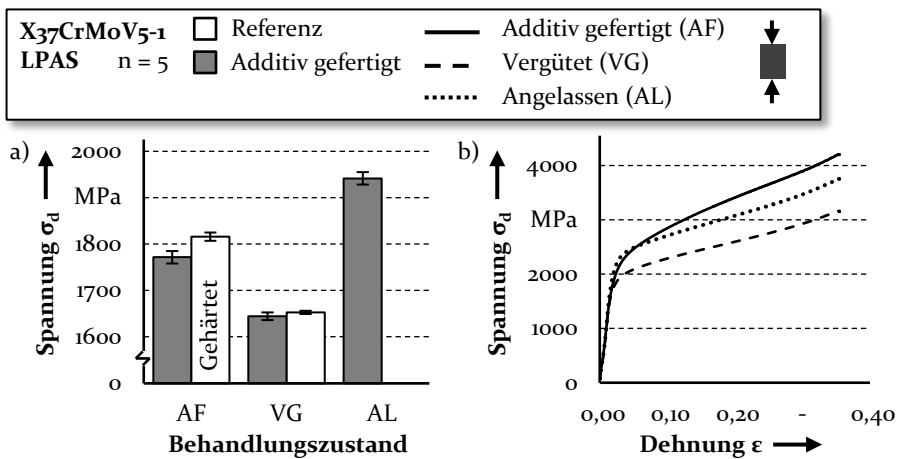


Bild 6: a) Fließgrenze von konventionell und mittels LPAS gefertigten Prüfkörpern aus X₃₇CrMoV₅₋₁ nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen unter Druckbelastung; b) Exemplarische Spannungs-Dehnungs-Kurven für mittels LPAS gefertigte Prüfkörper nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen

Ohne Wärmebehandlung nach der additiven Fertigung mittels LPAS wird eine Druckfließgrenze von 1772 MPa (±13 MPa) gemessen. Diese entspricht annähernd den gemessenen 1816 MPa (±9 MPa) des konventionell verarbeiteten Materials nach dem Härten. Diese Erkenntnis unterstützt die Ergebnisse der Härtemessung und rechtfertigt so die Untersuchungen zur Wärmebehandlungsstrategie des Anlassens der additiv gefertigten Elemente ohne vorheriges Härten. Das Potenzial dieser Wärmebehandlungsstrategie zeigt der in Bild 6 a) aufgeführte Messwert der Druckfließgrenze von 1941 MPa (±13 MPa). Dieser übertrifft den Wert von 1645 MPa (±8 MPa) des vergüteten Referenzmaterials, welcher annähernd identisch mit dem des vergüteten additiv gefertigten Materials ist, um circa 300 MPa. Trotz der höheren Festigkeit nach dem Anlassen ohne Härten weist das in Bild 6 b)

abgebildete Spannungs-Dehnungs-Verhalten des Werkstoffs eine ähnliche Verfestigung auf, wie der Werkstoff nach dem Vergüten. Gegenüber dem nicht wärmebehandelten Material konnte somit der Fließbeginn erhöht, die anschließende Verfestigung allerdings reduziert werden. [P5]

Bild 7 zeigt die aus dem Zugversuch ermittelten Ergebnisse des additiv verarbeiteten Warmarbeitsstahls. Neben dem Fließbeginn $R_{p0,2}$ und der Zugfestigkeit R_m wird anhand des Spannungs-Dehnungs-Diagramms auch die Duktilität der Proben ausgewertet.

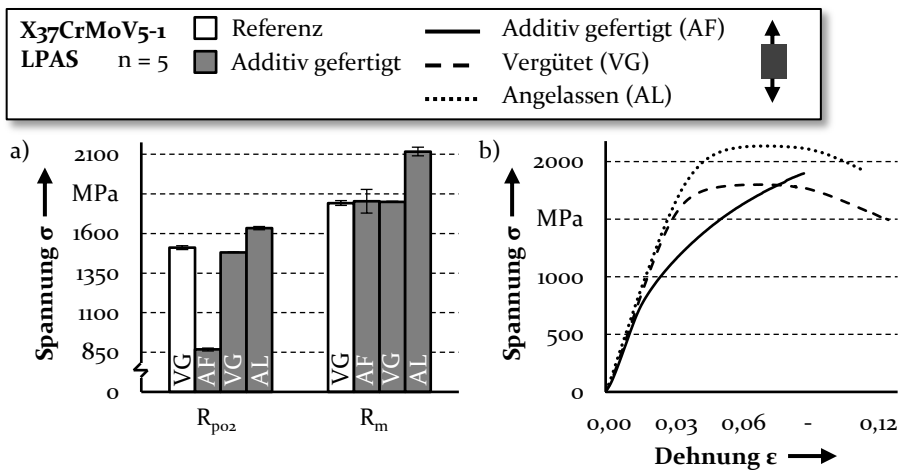


Bild 7: a) Streckgrenze und Zugfestigkeit von konventionell und mittels LPAS gefertigten Prüfkörpern aus $X_{37}CrMoV5-1$ nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen unter Zugbelastung; b) Exemplarische Spannungs-Dehnungs-Kurven für mittels LPAS gefertigte Prüfkörper nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen

Im Gegensatz zu dem unter Druckbelastung ermittelten erhöhten Fließbeginn ist die Streckgrenze des nicht wärmebehandelten additiv verarbeiteten Materials unter Zugbelastung mit 860 MPa (± 8 MPa) relativ gering. Sobald jedoch plastisches Fließen beginnt, findet wieder eine starke Verfestigung statt, so dass der Werkstoff bei einer Zugfestigkeit von 1710 MPa (± 170 MPa) ohne Einschnürung versagt. Durch das konventionelle Vergüten findet eine Erhöhung der Streckgrenze des additiv verarbeiteten Werkstoffs auf 1480 MPa (± 1 MPa) statt. Auch der Mittelwert der Zugfestigkeit liegt mit 1800 MPa (± 3 MPa) höher als direkt nach der additiven Fertigung. Diese Kennwerte entsprechen denen des konventionell gefertigten Materials. Nach dem Vergüten tritt zudem eine signifikante Verbesserung der Duktilität ein, so dass die Prüfkörper nach Erreichen der Zugfestigkeit einschnüren und erst nach einer Dehnung von circa 8,4 % ($\pm 1,6$ %) versagen. Dies ist auf die, für das Vergüten üblichen, Relaxationsvorgänge im Gefüge

zurückzuführen. Hierbei lösen sich die durch das Härten hervorgerufenen Spannungen im Bauteil, woraus ein duktileres Werkstoffverhalten resultiert.

Wie schon unter Druckbelastung kann auch im Zugversuch eine Verbesserung der mechanischen Kennwerte durch die Wärmebehandlung des Anlassens der additiv gefertigten Elemente ohne vorheriges Härten festgestellt werden. So ist die Streckgrenze gegenüber dem vergüteten Zustand um circa 150 MPa auf einen Wert von 1634 MPa (± 9 MPa) gestiegen. Die Zugfestigkeit erreicht sogar einen Wert von 2118 MPa (± 28 MPa) und übertrifft damit das konventionelle Material um circa 300 MPa. Mit einer Bruchdehnung von 7,2 % ($\pm 1,0$ %) mit vorheriger Einschnürung ist auch die Duktilität mit der des Materials nach dem Vergüten vergleichbar. [P5]

Unter Berücksichtigung aller untersuchter mechanischer Eigenschaften bietet die Wärmebehandlungsstrategie des Anlassens der mittels LPAS gefertigten Komponenten ohne vorheriges Austenitisieren und Abschrecken ein hohes Potenzial für den Werkzeugbau. Einerseits resultiert eine verkürzte Prozesskette, des Weiteren können die verbesserten mechanischen Eigenschaften zu längeren Standzeiten der Werkzeuge führen. Im Folgenden wird mittels metallographischer Methoden untersucht, worauf die Unterschiede der mechanischen Eigenschaften zurückzuführen sind. Hierfür wird zunächst eine Gefügeanalyse mittels Auflichtmikroskopie durchgeführt, deren wesentliche Ergebnisse in Bild 8 abgebildet sind. Durch das in Abschnitt 4.6.1 beschriebene Ätzen der polierten Proben mit V2A-Beize ist besonders die Kornstruktur unter dem Auflichtmikroskop gut zu erkennen. In dem in Bild 8 1 a) dargestellten Gefüge nach der additiven Fertigung ohne Wärmebehandlung ist der durch das An- und Aufeinanderschweißen resultierende schuppenähnliche Aufbau zu erkennen. Diese Struktur entsteht durch die kreisförmige Wärmeabfuhr der Interaktion des Lasers mit dem Werkstoff. Diese spezifische Auffälligkeit des Gefüges repräsentiert somit den Verlauf der Wärmeeinflusszone jeder aufgetragenen Materialspur. Dabei entstehen die für das Schweißen typischen, unterschiedlichen Gefügestände in der Wärmeeinflusszone, welche sich bei diesem sukzessiven Prozess jeweils überlappen. Unter Verwendung einer höheren Vergrößerung, dargestellt in Bild 8 1 b), ist eine feinkörnige Struktur zu erkennen. Innerhalb der relativ runden Körner liegt eine dendritische Struktur vor. An den Korngrenzen weisen helle Bereiche auf das verstärkte Vorkommen von Restaustenit hin. Durch das körnige Gefüge bildet der Restaustenit eine Art Gitter zwischen den Körnern, welches sich durch das gesamte Bauteil zieht. Dieser Anteil des Restaustenits führt zu den relativ frühen

Dies führt partiell zu einer starken Verzerrung des Atomgitters, woraus eine hohe Festigkeit resultiert. Nach Beendigung des Fließens des Restaustenits führt diese starke Verspannung zu einer starken Verfestigung.

Bei dem in Bild 8 2 a) dargestellten Gefüge nach dem Vergüten ist das durch die additive Fertigung entstandene schuppenähnliche Muster nicht zu erkennen. Durch das Austenitisieren lösen sich die in den Wärmeeinflusszonen der einzelnen Schichten unterschiedlichen Gefüge, wodurch beim Abkühlen ein homogenes Gefüge entsteht. Bei weiterer Vergrößerung ist auch die nach der additiven Fertigung analysierte Kornstruktur nicht mehr vorhanden. Durch die konventionelle Wärmebehandlung des Vergütens entsteht somit ein Gefüge, wie es auch im konventionell verarbeiteten Werkstoff vorkommt. [P5]

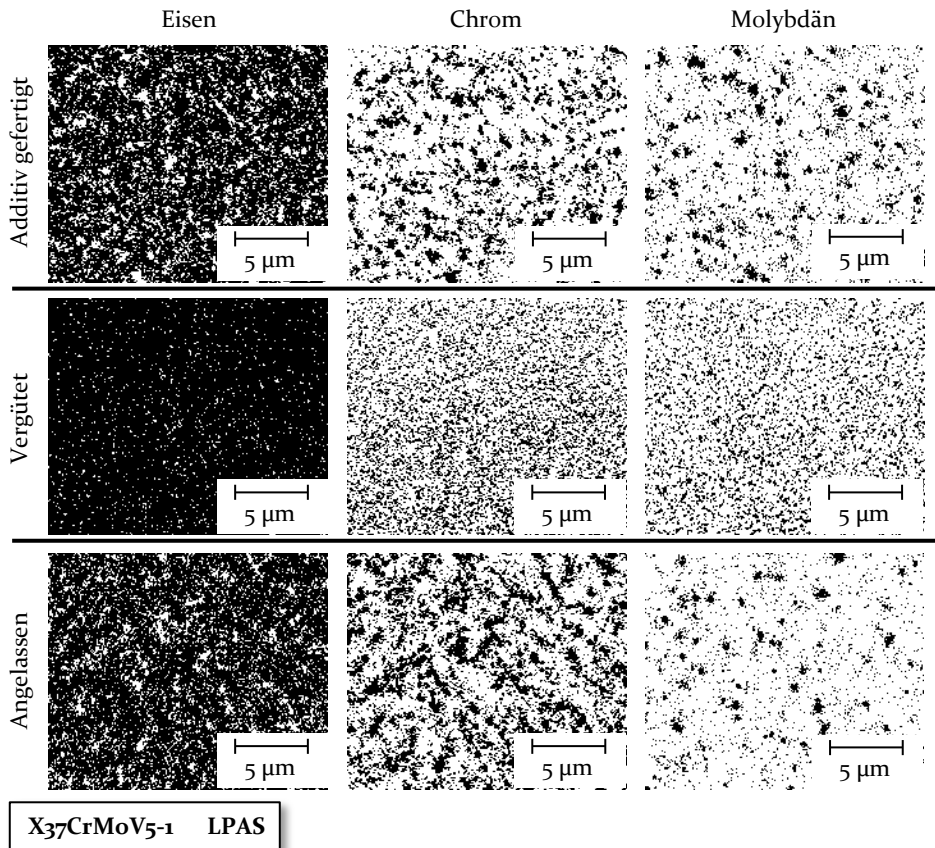


Bild 9: Analyse der Verteilung karbidbildender Elemente im Gefüge des durch LPAS additiv gefertigten Warmarbeitsstahls X₃₇CrMoV₅₋₁ nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen (nach [P5])

Auch die in Bild 9 dargestellte Elementverteilung weist eine Homogenisierung der Struktur auf. Die Anhäufungen der karbidbildenden Elemente haben sich durch das Härten aufgelöst. Sowohl das Eisen als auch das Chrom und das Molybdän sind nun gleichmäßig im Gefüge verteilt. Dieser Zustand wird bei konventionell verarbeitetem Werkstoff angestrebt, da das Bauteil hierdurch homogene Eigenschaften erhält. Besonders durch Umformverfahren während der Halbzeugherstellung der Werkzeugstähle kann eine Vorzugsrichtung der mechanischen Eigenschaften entstehen, welche für den Werkzeugeinsatz negative Auswirkungen hat. Solch eine Vorzugsrichtung kann nach der additiven Fertigung nicht nachgewiesen werden. [P5]

Dass die Auflösung der schuppenartigen Struktur durch das während des Vergütens durchgeführte Härten geschieht, wird durch die Analyse des Gefüges nach dem Anlassen ohne vorheriges Härten bestätigt. Die Schweißstruktur ist bei den in Bild 8 3 a) dargestellten Aufnahmen der Auflichtmikroskopie auch nach dem Anlassen ohne Härten noch gut zu identifizieren. Die Temperaturen während der Wärmebehandlung reichen nicht aus, um das Gefüge in den Wärmeeinflusszonen der einzelnen Schweißraupen zu verändern. Auch die bei höherer Vergrößerung identifizierte feine Kornstruktur wird durch die moderaten Temperaturen beim Anlassen nicht aufgelöst, jedoch sind die an den Korngrenzen ermittelten hellen Bereiche des Restaustenits nicht mehr vorhanden. Wie beim Anlassen angestrebt, konnte sich das Gefüge des Restaustenits in Martensit umwandeln. Dies wird durch die XRD-Messung bestätigt. Während nach der additiven Fertigung ohne Wärmebehandlung ein erhöhter Anteil Restaustenit zu messen ist, kann weder nach dem Vergüten noch nach dem Anlassen ohne Härten Restaustenit identifiziert werden. Ähnlich wie direkt nach der additiven Fertigung, weisen auch die in Bild 9 dargestellten Ergebnisse der EDX-Analyse nach dem Anlassen ohne Härten Anhäufungen der karbidbildenden Elemente auf. Die relativ feine Kornstruktur und die Karbidanhäufungen sind ausschlaggebend für die erhöhte Festigkeit der additiv gefertigten Prüfkörper nach dem Anlassen ohne vorheriges Härten. Gleichzeitig bewirkt das Anlassen eine teilweise Homogenisierung der karbidbildenden Elemente. Gemeinsam mit der Reduktion des Restaustenits und der Entspannung des martensitischen Gefüges führt dies gegenüber den Eigenschaften direkt nach der additiven Fertigung ohne weitere Wärmebehandlung zu einer erhöhten Duktilität. [P5]

5.1.2 Laserstrahlschmelzen von X₃₇CrMoV₅₋₁

Äquivalent zu den mittels LPAS gefertigten Proben wurden auch für Prüfkörper aus dem LSS die Untersuchungen durchgeführt. In Bild 10 sind die dabei ermittelten Ergebnisse der Härtemessungen nach den unterschiedlichen Wärmebehandlungsstrategien aufgeführt.

Direkt nach der additiven Fertigung ohne weitere Wärmebehandlung wird eine mittlere Härte von 640 HV_{0,05} (19 HV_{0,05}) ermittelt. Wie auch nach dem LPAS liegt die Härte nach der additiven Fertigung demnach über der des vergüteten Referenzwerkstoffs. Daraus ist zu schließen, dass auch während des LSS prozessbedingte Härtemechanismen während der Fertigung stattfinden. Nach dem Vergüten des mittels LSS verarbeiteten Werkstoffs wird eine geringere Härte von 585 HV_{0,05} (± 12 HV_{0,05}) gemessen, was unter Berücksichtigung der Standardabweichung der Härte des Referenzwerkstoffs von 572 HV_{0,05} (± 8 HV_{0,05}) entspricht. Außergewöhnlich ist der Anstieg der Härte durch das Anlassen der additiv gefertigten Prüfkörper ohne vorheriges Härten. Durch diese Wärmebehandlungsstrategie wird ein Mittelwert von 683 HV_{0,05} (± 8 HV_{0,05}) erreicht, was der Härte des mittels LPAS verarbeiteten Werkstoffs im gleichen Behandlungszustand entspricht. Diese Erhöhung der Härte ist durch die Umwandlung des Restaustenits in Martensit sowie die Bildung der Sekundärkarbide während der Anlassvorgänge zu begründen [98]. Dies wird in der Gefügeanalyse näher untersucht.

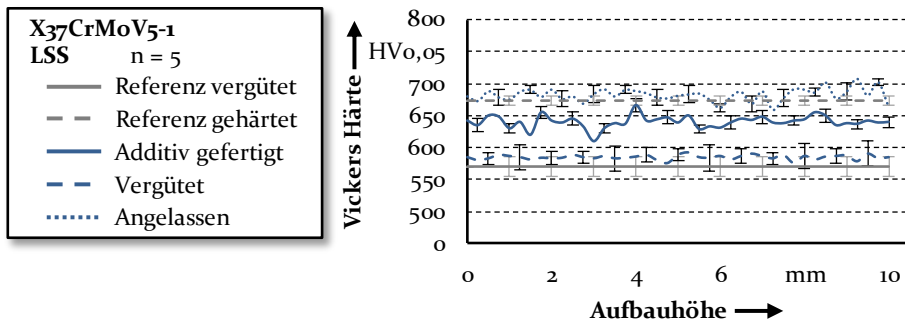


Bild 10: Härteverlauf von der Substratanbindung (0 mm) bis zur Probenoberfläche (10 mm) der mittels LSS gefertigten Gefügeproben aus X₃₇CrMoV₅₋₁

Die gegenüber des mittels LPAS verarbeiteten Warmarbeitsstahls geringere Härte, spiegelt sich auch in den in Bild 11 dargestellten mechanischen Kennwerten aus dem Druckversuch wider. Während die Druckfließgrenze nach der additiven Fertigung mittels LPAS annähernd den Wert 1816 MPa

(± 9 MPa) des konventionellen Materials nach dem Härten erreicht, liegt der Fließbeginn nach dem LSS mit 1392 MPa (± 11 MPa) signifikant unterhalb. Durch das konventionelle Vergüten wird die Druckfließgrenze auf einen Wert von 1694 MPa (± 23 MPa) erhöht und übertrifft damit den Fließbeginn des konventionellen Materials nach dem Vergüten leicht. Wie schon beim LPAS führt auch bei den mittel LSS gefertigten Körpern die Wärmebehandlung mittels Anlassens ohne vorheriges Härten zu einer Erhöhung der Druckfließgrenze. Der ermittelte Kennwert von 1970 MPa (± 16 MPa) übertrifft das im konventionellen Werkzeugbau eingesetzte Material um knapp 300 MPa.

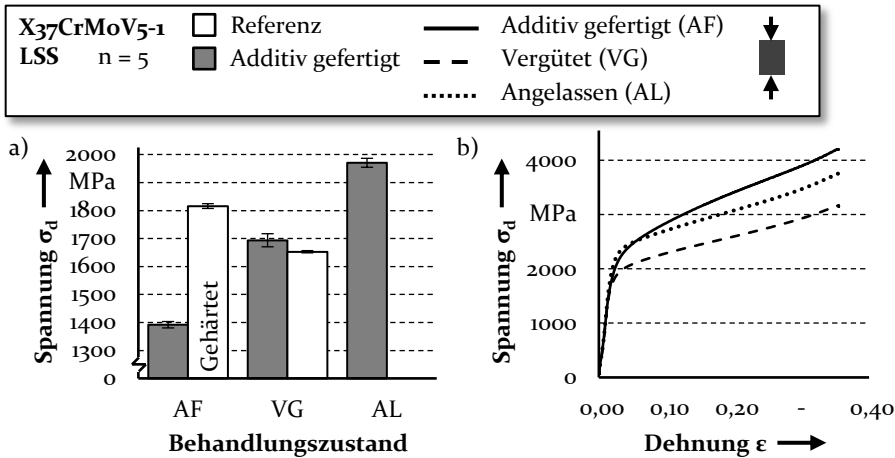


Bild 11: a) Fließgrenze von konventionell und mittels LSS gefertigten Prüfkörpern aus X37CrMoV5-1 nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen unter Druckbelastung; b) Exemplarische Spannungs-Dehnungs-Kurven für mittels LSS gefertigte Prüfkörper nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen

Die Analyse der in Bild 11 b) dargestellten Kurven des Spannungs-Dehnungs-Diagramms zeigt, dass das Verfestigungsverhalten nach dem Anlassen ohne Härten ähnlich dem Material nach dem Vergüten ist. Dies entspricht den Erkenntnissen, welche zuvor für das mittels LPAS verarbeitete Material erarbeitet wurden.

Für die Untersuchungen unter Zugbelastung werden die in [98] beschriebenen Ergebnisse herangezogen und durch weitere Auswertungen ergänzt. Hierfür wurden mit einer Schichtdicke von 25 μm Proben längs, quer und in 45° zur Aufbaurichtung gefertigt. Zusätzlich wurden längs der Baurichtung Prüfkörper mit einer Einzelschichtdicke von 50 μm hergestellt. Im Rahmen der Untersuchungen wurde die Wärmebehandlung des konventionellen Vergütens der additiv gefertigten Proben nicht berücksichtigt.

Unter Einbeziehung aller in der vorliegenden Arbeit vorgestellten Ergebnisse ist allerdings davon auszugehen, dass sich auch unter Zugbelastung die Kennwerte der mittels LSS gefertigten Körper nach dem Vergüten mit denen des konventionellen Materials decken. Zusätzlich zu den Ergebnissen der Zugfestigkeit [98] sind in Bild 12 auch die ermittelten Kennwerte der Streckgrenze aufgeführt.

Besonders für die Streckgrenze führt die Wärmebehandlung des Anlassens ohne vorheriges Härten der mittels LSS gefertigten Proben zu einer signifikanten Verbesserung. Die quer zur Baurichtung gefertigten Proben versagen ohne eine Wärmebehandlung nach der additiven Fertigung schon im Bereich der elastischen Verformung. Nach dem Anlassen ohne Härten erreichen diese Prüfkörper eine Streckgrenze von 1665 MPa (± 66 MPa). Für die in 45° zur Baurichtung hergestellten Körper wird die Streckgrenze von 1298 MPa (± 24 MPa) durch das Anlassen auf 1758 MPa (± 26 MPa) erhöht.

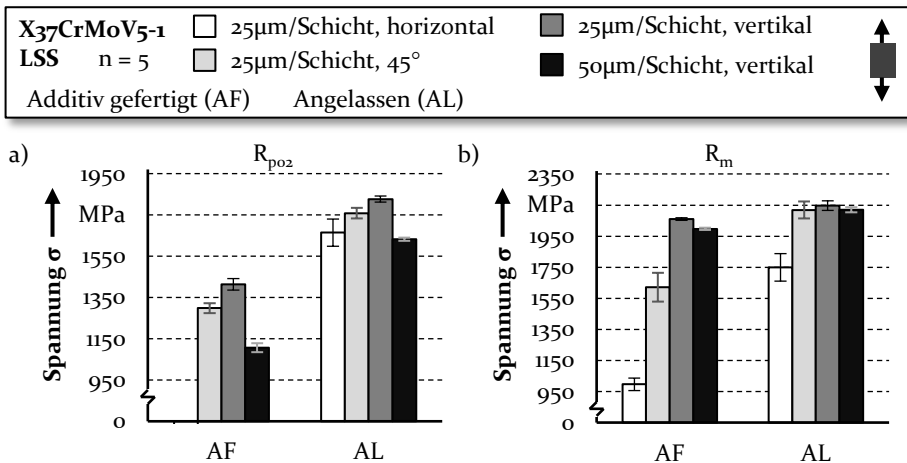


Bild 12: a) Streckgrenze nach der additiven Fertigung (AF) und nach dem Anlassen (AL) der mittels LSS hergestellten Prüfkörper gefertigte mit unterschiedlichen Fertigungsstrategien; b) Zugfestigkeit nach der additiven Fertigung (AF) und nach dem Anlassen (AL) der mittels LSS hergestellten Prüfkörper gefertigte mit unterschiedlichen Fertigungsstrategien (nach [98])

Die längs zur Baurichtung, mit einer Schichtdicke von 25 µm gefertigten Prüfkörper weisen mit 1414 MPa (± 28 MPa) vor und 1826 MPa (± 15 MPa) nach der Wärmebehandlung die höchste ermittelte Streckgrenze auf. Bei gleicher Aufbaurichtung, aber einer Schichtdicke von 50 µm ist der Fließbeginn sowohl vor der Wärmebehandlung mit 1107 MPa (± 22 MPa) als auch nach dem Anlassen ohne Härten mit 1632 MPa (± 8 MPa) wesentlich niedriger. Unabhängig von der Baurichtung übertreffen jedoch alle

untersuchten Prüfkörper nach dem Anlassen ohne vorheriges Härten den Fließbeginn des konventionell gefertigten Referenzwerkstoffs von 1508 MPa (± 15 MPa).

Bei den Zugfestigkeiten wurde vor allem für die quer und die 45° zur Aufbaurichtung gefertigten Körper eine signifikante Verbesserung der Festigkeit durch die Wärmebehandlung ermittelt [98]. In Längsrichtung ist die Erhöhung der Festigkeit durch die Wärmebehandlung unabhängig von der Schichtdicke relativ gering. Diese übertreffen mit einer Zugfestigkeit über 2100 MPa den geforderten Wert des vergüteten Referenzwerkstoffs von 1792 MPa (± 15 MPa) signifikant. Mit einer Zugfestigkeit von 1749 MPa (± 89 MPa) erreichen auch die quer zur Aufbaurichtung gefertigten Körper nach der Wärmebehandlung einen dem Referenzwerkstoff entsprechenden Festigkeitswert. Somit ist auch die Zugfestigkeit unabhängig von der Baurichtung mit dem Referenzwerkstoff vergleichbar.

Auch nach der Verarbeitung des Warmarbeitsstahls X37CrMoV5-1 mittels LSS bietet die Wärmebehandlungsstrategie des Anlassens ohne vorheriges Härten somit das Potenzial, die Eigenschaften eines konventionell hergestellten Werkzeugs zu übertreffen. Ein Rückschluss zur Entstehung der verbesserten mechanischen Eigenschaften soll anhand metallographischer Untersuchungen analysiert werden. Die in Bild 13 1a) dargestellte Aufnahme, zeigt das Gefüge direkt nach der additiven Fertigung. Der schuppenartige Aufbau, wie er nach dem LPAS zu erkennen ist, ist beim LSS wesentlich geringer ausgeprägt und kaum mehr zu erkennen. Dies liegt zum einen an dem gegenüber dem LPAS kleineren Fokus des Lasers, woraus eine reduzierte Energieeinbringung resultiert, sowie der geringen Schichtdicke von 25 μm und der damit verbundenen geringeren Aufbaurate. Zum anderen wird die Abkühlrate und die damit einhergehenden Gefügeänderungen in der Wärmeeinflusszone jeder Schweißspur von Beginn des Fertigungsprozesses an durch das Aufwärmen der Bauplattform gehemmt. Auch die in Bild 8 dargestellte Feinkörnigkeit nach dem LPAS ist bei der in Bild 13 1b) gezeigten Analyse des Gefüges nach dem LSS nicht festzustellen. Das Material nach dem LSS ist hingegen durch ein nadeliges Gefüge gekennzeichnet. Eine Messung mittels Electron Backscatter Diffraction (EBSD) ergibt ein vorwiegend bainitisches Gefüge mit Restaustenit [98]. Die durchgeführte XRD-Messung bestätigt einen sehr hohen Anteil von Restaustenit, welcher sich durch das anschließende Anlassen annähernd vollständig umwandelt. Das bainitische Gefüge kann mittels der durchgeführten XRD-Untersuchung nicht nachgewiesen werden, da keine Materialdatenbank vorhanden ist. Des Weiteren beschreibt Bainit ein Zwischenstufengefüge, welches, wie auch Perlit, aus den Bestandteilen Ferrit und

Zementit besteht. Eine eindeutige Zuordnung ist deshalb nur unter der genauen Kenntnis der Temperaturhistorie eines Werkstoffs möglich.

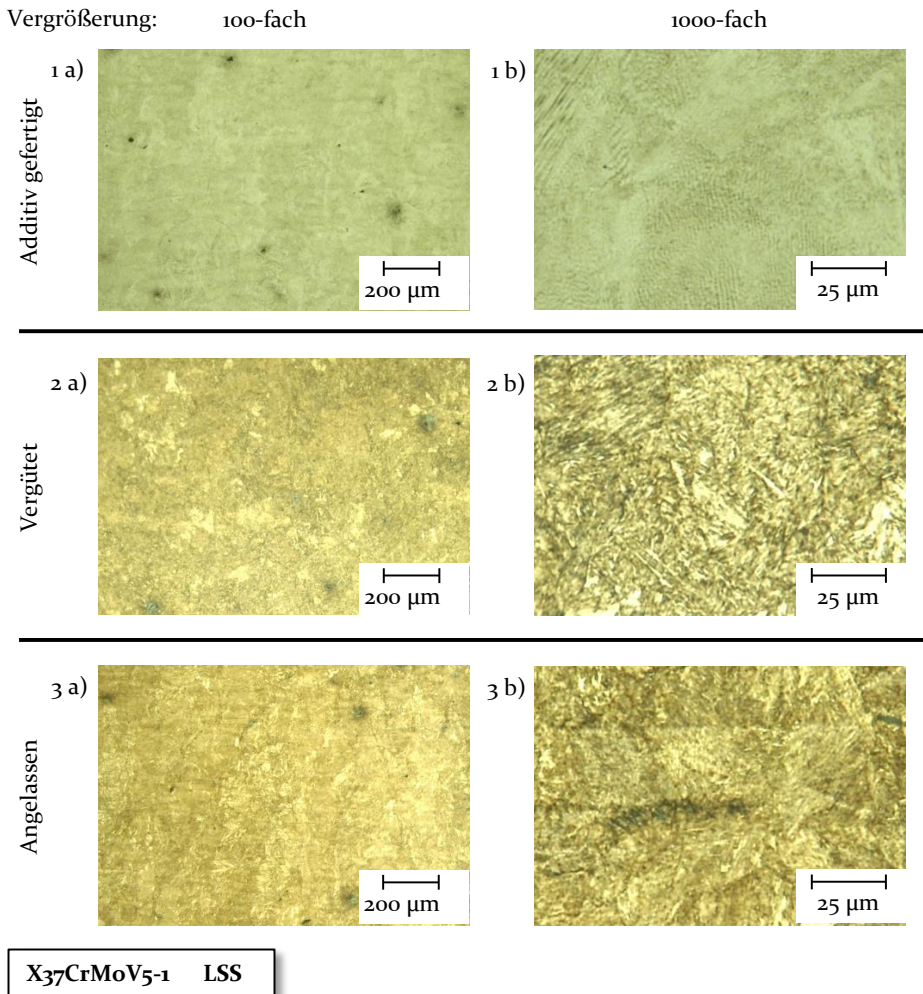
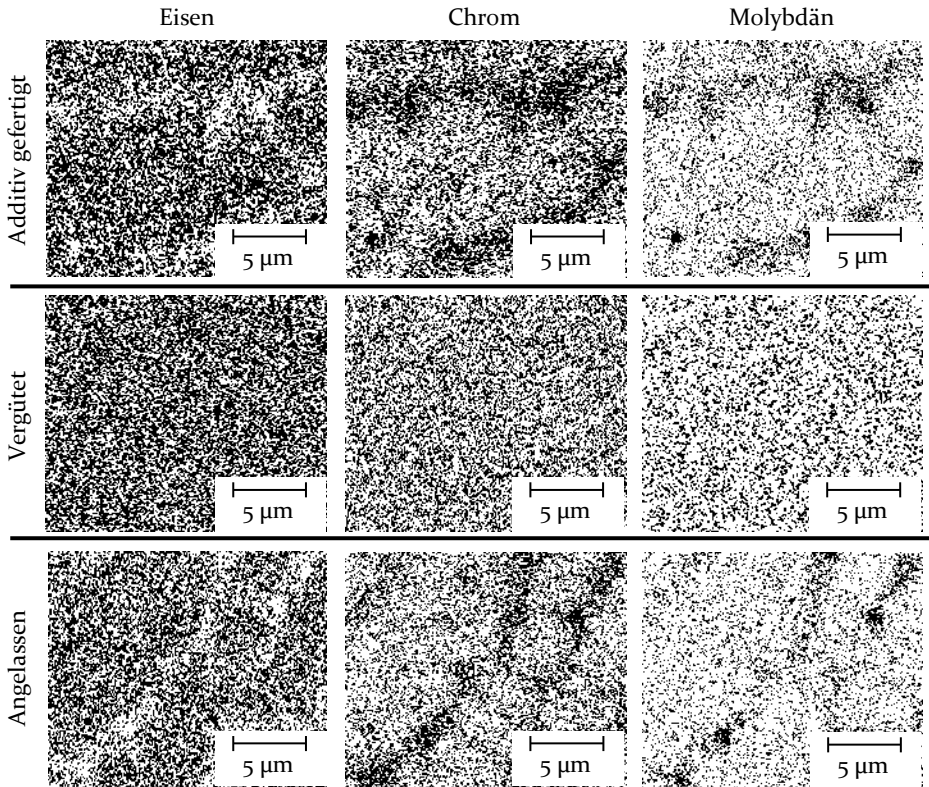


Bild 13: Mittels Auflichtmikroskopie analysiertes Gefüge des durch LSS additiv gefertigten Warmarbeitsstahls X₃₇CrMoV₅₋₁ nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen

Die in Bild 14 dargestellte EDX-Analyse zeigt, ähnlich wie nach dem LPAS Prozess, auch nach dem LSS Anhäufungen der Karbidbildner. Diese sind jedoch weniger stark ausgeprägt als die bei den Untersuchungen der mittels LPAS verarbeiteten Proben. Ausschlaggebend hierfür ist vermutlich die Vorheizung des Bauraums beim LSS, der eine Martensitumwandlung während der Erstarrung hemmt. Nachdem diese Verteilung auch nach dem Vergüten ohne Härten vorliegt, könnte diese ausschlaggebend für die

erhöhte Härte gegenüber dem Referenzwerkstoff sein. Wie schon für den mittels LPAS gefertigten Werkstoff analysiert, ist in den in Bild 13 dargestellten Gefügeaufnahmen auch nach dem Vergüten der mittels LSS gefertigten Proben ein relativ homogenes Gefüge zu erkennen. Dies entspricht einem martensitischen Gefüge. Auch die in Bild 14 dargestellte EDX-Analyse zeigt eine homogene Lösung der Elemente im Werkstoff auf.



X₃₇CrMoV₅₋₁ LSS

Bild 14: Analyse der Verteilung karbidbildender Elemente im Gefüge des durch LSS additiv gefertigten Warmarbeitsstahls X₃₇CrMoV₅₋₁ nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen

Das in Bild 13 abgebildete Gefüge nach dem Anlassen ohne vorheriges Härten ist jenem nach dem Vergüten sehr ähnlich. Es weist ein vorwiegend martensitisches Gefüge auf. Besonders bei einer höheren Vergrößerung ist die Schichtstruktur noch zu erkennen. Die durch eine EDX-Analyse ermittelte Verteilung der karbidbildenden Elemente weist ähnliche Anhäufungen wie nach der additiven Fertigung ohne weitere Wärmebehandlung auf. Dies entspricht der Erkenntnis, die auch aus den Untersuchungen der

mittels LPAS gefertigten Proben geschlossen wird. Das Auftreten der Anhäufungen karbidbildender Elemente ist somit charakteristisch für die mittels laserbasierter additiver Verfahren gefertigten Bauteile aus dem Warmarbeitsstahl X37CrMoV5-1.

5.1.3 Laser-Pulverauftragschweißen von X48CrMoV5-1

Neben den vorgestellten Ergebnissen wurde im Rahmen einer um die Zugversuche reduzierten Versuchsreihe auch ein Werkstoff untersucht, der dem Warmarbeitsstahl X37CrMoV5-1 ähnlich ist, mit 0,48-Gew.-% jedoch einen gegenüber der Norm zu hohen Kohlenstoffanteil aufweist. Bei sonst gleicher chemischer Zusammensetzung begünstigt der erhöhte Anteil an Kohlenstoff die Martensitbildung während der additiven Fertigung. Dies ist an dem in Bild 15 dargestellten Härteverlauf in Aufbaurichtung nach der additiven Fertigung ohne anschließende Wärmebehandlung zu erkennen.

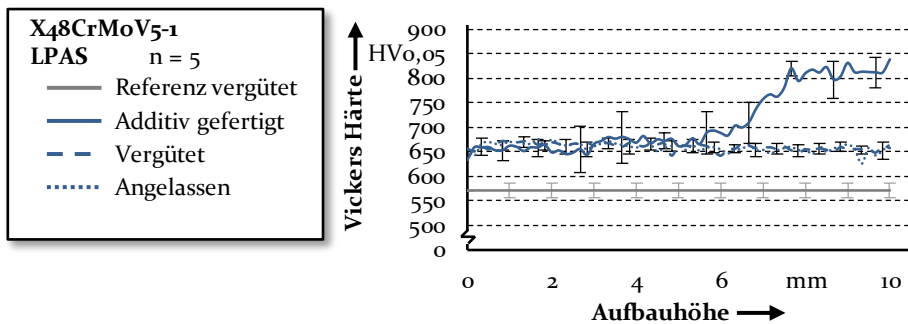


Bild 15: Härteverlauf von der Substratanbindung (0 mm) bis zur Probenoberfläche (10 mm) der mittels LPAS gefertigten Gefügeproben aus X48CrMoV5-1. Als Referenzwerkstoff ist die Härte des X37CrMoV5-1 nach dem Vergüten aufgeführt

Direkt nach der additiven Fertigung erreicht der mittels LPAS gefertigte Werkstoff im Bereich der Substratanbindung eine Härte von 653 HV_{0,05} (± 24 HV_{0,05}). Ab einer Aufbauhöhe von circa 6 mm beginnt die Härte anzusteigen und erreicht bei circa 8 mm eine Härte von 814 HV_{0,05} (± 27 HV_{0,05}), welche bis zur Oberfläche annähernd konstant bleibt. Diese erhöhte Härte resultiert aufgrund der martensitischen Aushärtung an der Oberfläche. Tiefere Schichten werden während des additiven Herstellungsprozesses durch Wärmeleitung ständig erwärmt, wodurch diese Bereiche angelassen werden. Die aus dem Prozess resultierenden Gefügeunterschiede zwischen Kern und Rand sind in der Zusammenstellung der Gefügeuntersuchungen in Bild 17 dargestellt. Diese wird durch die Analyse der Härtemessungen des vergüteten additiv gefertigten Werkstoffs bestätigt.

Bei diesem liegt die ermittelte Härte über die gesamte Probenhöhe konstant bei 658 HV_{0,05} (± 14 HV_{0,05}). Durch die Wärmebehandlungsstrategie des Anlassens ohne vorheriges Härten resultiert ebenfalls eine homogene Härte von 658 HV_{0,05} (± 15 HV_{0,05}). Die nach der additiven Fertigung gemessene sehr hohe Härte der oberflächennahen Schichten wird durch das Anlassen abgesenkt, während dieser Prozess für die tieferen Schichten keine Auswirkungen hat. Dies zeigt, dass die unteren Schichten schon vor der Wärmebehandlung angelassen waren.

Die Analyse der mechanischen Kennwerte wurde für diesen Werkstoff anhand von Druckversuchen durchgeführt. Die daraus ermittelten Ergebnisse sind in Bild 16 aufgeführt. Der Werkstoff erreicht nach der additiven Fertigung ohne Wärmebehandlung eine Druckfließgrenze von 1815 MPa (± 17 MPa). Diese sehr hohe Fließspannung ist auf die zuvor beschriebenen gehärteten Bereiche knapp unterhalb der Oberfläche zurückzuführen.

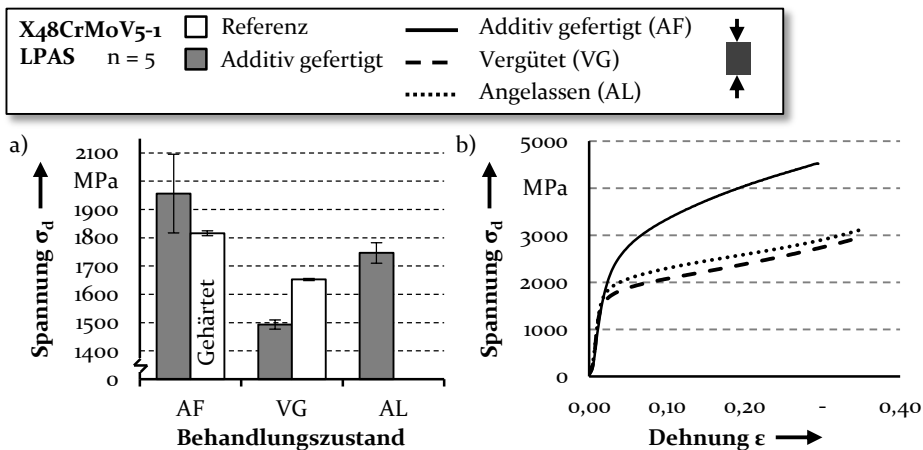


Bild 16: a) Fließgrenze von konventionell und mittels LPAS gefertigten Prüfkörpern aus X48CrMoV5-1 nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen unter Druckbelastung; b) Exemplarische Spannungs-Dehnungs-Kurven für mittels LPAS gefertigte Prüfkörper nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen

Nach dem Vergüten liegt der Fließbeginn bei 1548 MPa (± 4 MPa) und damit circa 100 MPa unter der Fließgrenze des Referenzwerkstoffs. Diese Differenz ist auf die Abweichungen der chemischen Zusammensetzung zurückzuführen, da die Wärmebehandlungsstrategie und die Temperaturkurven für das Vergüten für den Warmarbeitsstahl X37CrMoV5-1 angewandt wurden. Der Unterschied von circa 0,1 Gew.-% Kohlenstoff hat damit einen nicht vernachlässigbaren Einfluss auf das Zeit-Temperatur-Umwandlungsverhalten des Werkstoffs, weshalb die Wärmebehandlung für den Werkstoff anzupassen ist. Allerdings resultiert auch bei dem von

der Norm abweichenden Werkstoff eine erhöhte Druckfließgrenze von 1762 MPa (± 24 MPa) nach dem Anlassen ohne vorheriges Härten. Gegenüber den zuvor vorgestellten Ergebnissen übertrifft der Wert des Fließbeginns bei diesem Werkstoff nicht jenen direkt nach der additiven Fertigung. Im Gegensatz zu den zuvor vorgestellten Werkstoffen gleicht sich, wie in Bild 15 dargestellt, bei dieser Legierung der nach der additiven Fertigung gemessene Härteanstieg an der Oberfläche durch das Anlassen an die Härte der unteren Schichten an. Die Reduktion der Oberflächenhärte und die dadurch erzielte homogene Härteverteilung führen somit zu einer geringeren Fließgrenze des Prüfkörpers.

Diese Homogenisierung ist auch anhand der in Bild 17 abgebildeten Gefügeuntersuchungen nachweisbar. Nach der additiven Fertigung ist der in Bild 17 1a) dargestellte Übergang des Härteanstiegs zu erkennen. Ein Vergleich der Gefüge des weicheren Kerns und der harten Oberfläche lässt auf Umwandlungsvorgänge schließen, die durch die Wärmeleitung von der Oberfläche in das tiefer liegende Material während des additiven Fertigungsprozesses zu erklären sind. Im Bereich der Oberfläche ist ein feinkörniges Martensitgefüge zu erkennen. Die hellen Bereiche an den Korngrenzen bestehen vorwiegend aus Restaustenit. In der in Bild 17 2a) dargestellten Analyse der unteren Schichten wurde dieser Restaustenit größtenteils umgewandelt, wodurch ein homogeneres Gefüge resultiert. Die Körnigkeit des Gefüges bleibt jedoch weiterhin vorhanden.

Die in Bild 18 dargestellte Analyse der EDX-Messungen zeigt leichte Anhäufungen der karbidbildenden Elemente. Die Ausprägung dieser Anhäufungen ist jedoch geringer als nach der Verarbeitung des der Norm entsprechenden X37CrMoV5-1 mittels LPAS und ähnelt eher der Struktur nach dem LSS. In der in Bild 17 3a) dargestellten Gefügeanalyse ist auch nach dem Vergüten noch das für das Auftragschweißen typische Schuppenmuster zu erkennen. Dies spricht dafür, dass trotz des Austenitisierens keine vollständige Homogenisierung des Gefüges stattgefunden hat. Bei einer genaueren Analyse, die in Bild 17 3b) abgebildet ist, sind noch helle Bereiche zu erkennen, welche Restaustenit darstellen. Auch nach dem in Bild 17 4a) aufgeführten Anlassen ohne vorheriges Härten ist die Schweißstruktur im Gefüge noch gut zu erkennen. Untersuchungen bei einer höheren Vergrößerung zeigen größtenteils ein Auflösen der nach der additiven Fertigung vorliegenden Körner. Die Gefügestruktur ähnelt jedoch jener, die nach der additiven Fertigung innerhalb der Korngrenzen vorliegt.

Da Korngrenzen bei der Umformung als Hindernisse für die, für das plastische Fließen notwendige, Bewegung von Versetzungen darstellen, führt das Zusammenwachsen der Körner zu einer Reduktion der Fließgrenze. Der Einfluss einer inhomogenen Elementverteilung, wie es bei dem innerhalb der Norm liegenden Werkstoff festgestellt wurde, ist nach der in Bild 18 gezeigten Auswertung der EDX-Analyse auszuschließen.

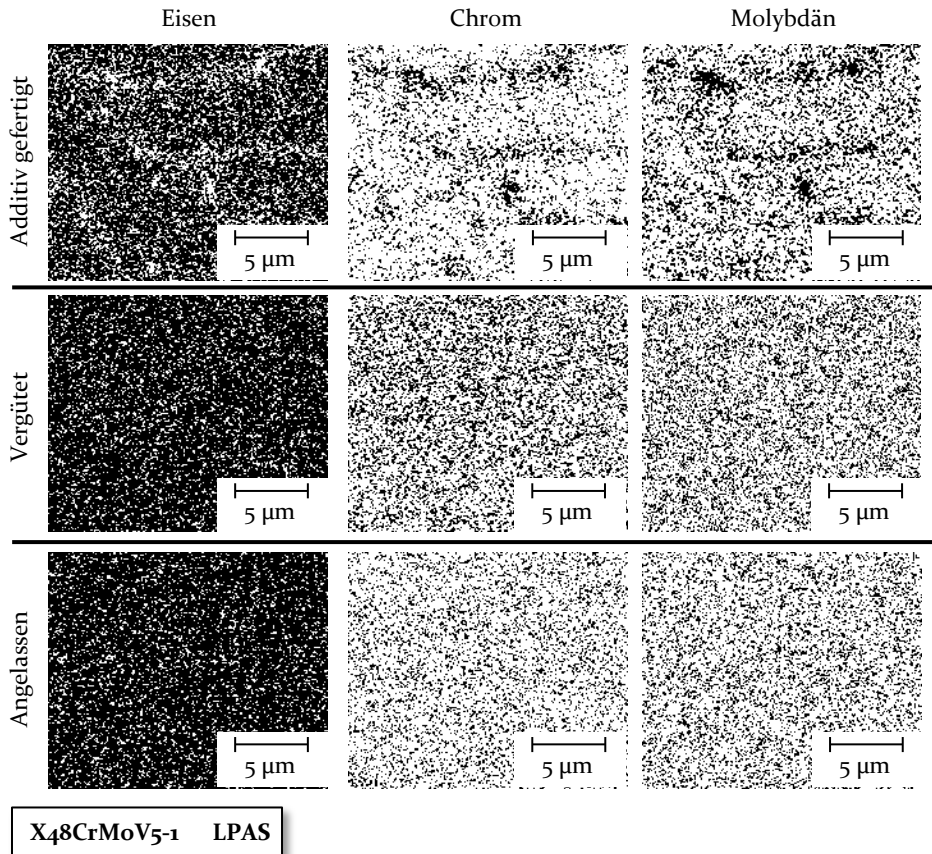


Bild 18: Analyse der Verteilung karbidbildender Elemente im Gefüge des durch LPAS additiv gefertigten Stahls X48CrMoV5-1 nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen

5.1.4 Laser-Pulverauftragschweißen von HSS6-5-2C

Entsprechend der vorgestellten Untersuchungen des Warmarbeitsstahls werden auch für den additiv verarbeiteten Schnellarbeitsstahl HSS6-5-2C die mechanischen Eigenschaften untersucht. Die in Bild 19 dargestellten

Ergebnisse zu der Härtemessung zeigen den in Aufbaurichtung entstehenden Härteverlauf des mittels LPAS verarbeiteten Schnellarbeitsstahls.

Nach der additiven Fertigung ohne weitere Wärmebehandlung wird ein inhomogener Härteverlauf ermittelt. Beginnend an dem Substrat erreicht das additiv aufgetragene Material eine Härte von circa 830 HV_{0,05}. Durch das Auftragen weiterer Schichten sinkt die Härte bis auf 700 HV_{0,05} signifikant ab, bevor sie im weiteren Verlauf wieder kontinuierlich auf bis zu 900 HV_{0,05} ansteigt.

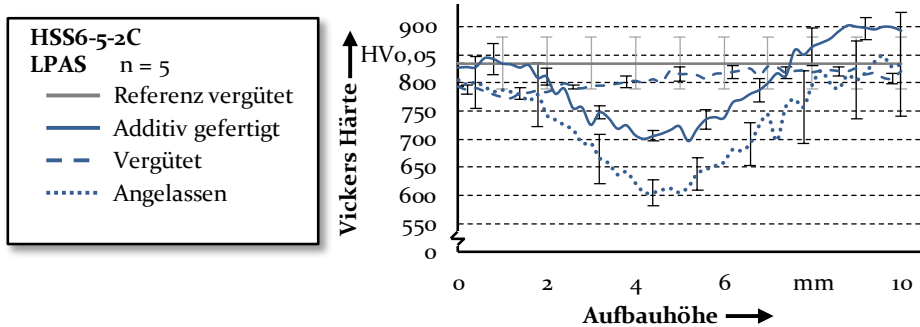


Bild 19: Härteverlauf von der Substratanbindung (0 mm) bis zur Probenoberfläche (10 mm) der mittels LPAS gefertigten Gefügeproben aus HSS6-5-2C

Durch dreimaliges Anlassen des Werkstoffs ohne vorheriges Härten wird die Härte leicht herabgesetzt, was auf eine Entspannung des Gefüges hinweist. Der inhomogene Härteverlauf bleibt jedoch weiterhin erhalten. Wird an den additiv gefertigten Elementen eine konventionelle Wärmebehandlung mit Austenitisieren, Abschrecken und anschließendem Anlassen vorgenommen, homogenisiert dieser Härteverlauf auf einen durchschnittlichen Wert von 805 HV_{0,05} (± 15 HV_{0,05}). Anhand dieser Ergebnisse ist darauf zu schließen, dass die thermischen Prozesse während des LPAS Gefügeänderungen hervorrufen, welche partiell weiche Phasen bilden. Des Weiteren weisen die Ergebnisse der XRD-Analyse einen reduzierten Anteil von Restaustenit im mittleren Bereich gegenüber den harten Randgebieten auf. Die Erkenntnisse, dass im weicheren Kern des Bauteils keine Sekundärhärtung stattfindet und die reduzierte Härte auch nicht auf einen erhöhten Anteil des Restaustenits zurückzuführen ist, lassen auf die Bildung anderer, im Bauteil unerwünschter Phasen schließen. Dies wird in den Untersuchungen des Gefüges näher analysiert. Durch Vergüten der additiv gefertigten Elemente werden die unterschiedlichen Phasen des Gefüges während des Härtens vollständig umgewandelt, woraus eine relativ homogene Härte von 805 HV_{0,05} (± 15 HV_{0,05}) über die gesamte Probenhöhe resultiert. Ebenso wie für die Härte weisen auch die in Bild 22 aufgeführten

Gefügeuntersuchungen für die Zustände direkt nach der additiven Fertigung und nach einem Anlassen ohne Härten ein ähnliches Gefüge auf. Als Referenz ist die Härte eines Elements aus konventionell gefertigtem Material aufgeführt, welches auf 62 (+1) HRC vergütet wird. Um die Vergleichbarkeit zu gewährleisten, erfolgt an drei Punkten der Probe zunächst die Messung der Härte nach Rockwell durchgeführt, welche eine Härte von $61,9 \pm 0,5$ HRC ergibt. Anschließend wird, wie auch für die additiv gefertigten Proben, die Härte nach Vickers in einem Raster von 5×5 Messpunkten mit jeweils einem Abstand von 1 mm ermittelt. Die in Bild 19 dargestellte Härte von 888 HV_{0,05} (± 46 HV_{0,05}) der Referenz repräsentiert den Mittelwert dieser Messung. Die leicht reduzierte Härte des additiv gefertigten Elements nach dem Vergüten gegenüber dem Referenzwerkstoff ist auf den in Abschnitt 4.2.2 beschriebenen Unterschied in der chemischen Zusammensetzung zurückzuführen.

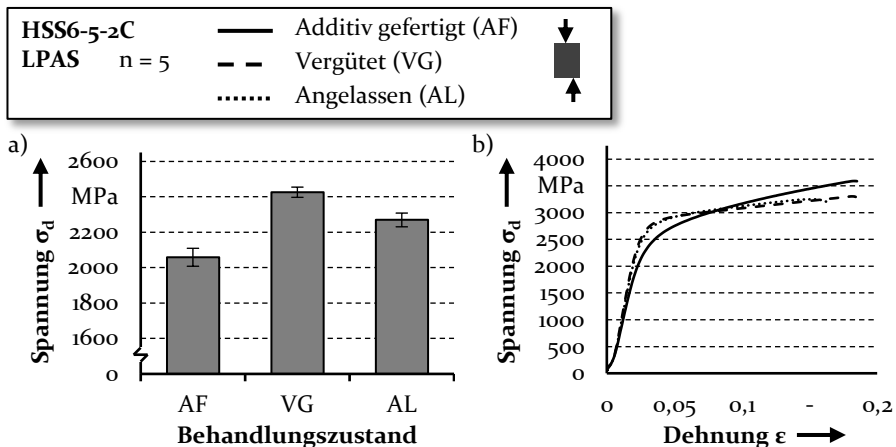


Bild 20: a) Fließgrenze von konventionell und mittels LPAS gefertigten Prüfkörpern aus HSS6-5-2C nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen unter Druckbelastung; b) Exemplarische Spannungs-Dehnungs-Kurven für mittels LPAS gefertigte Prüfkörper nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen

Dies spiegelt sich auch in der mechanischen Kennwertermittlung mittels Druckversuch wieder. Die Druckfließgrenze von 2703 MPa (± 25 MPa) des Referenzwerkstoffs wird von keinem der in Bild 20 a) aufgeführten untersuchten Behandlungszustände des additiv gefertigten Materials erreicht. Ein Vergleich der Eigenschaften nach den unterschiedlichen Wärmebehandlungsstrategien ist jedoch uneingeschränkt möglich. Wie auch für den Warmarbeitsstahl ermittelt, liegt beim Schnellarbeitsstahl nach der additiven Fertigung ohne Wärmebehandlung ebenfalls ein für diesen Werkstoff geringer Fließbeginn von 2059 MPa (± 50 MPa) vor. In den in Bild 20 b)

aufgeführten Kurven des Spannungs-Dehnungs-Diagramms ist zu erkennen, dass auch bei diesem Werkstoff nach dem Fließbeginn eine starke Kaltverfestigung stattfindet, wodurch die Festigkeit ansteigt.

Durch das Vergüten wird der Fließbeginn unter Druckbelastung auf 2425 MPa (± 39 MPa) erhöht. Die Differenz von 275 MPa zu dem Kennwert der Referenz ist durch den geringen Kohlenstoffgehalt zu begründen. Das weitere Verfestigungsverhalten der vergüteten Proben ist gleich dem Referenzwerkstoff und weist somit, bis auf eine verringerte Festigkeit, einen für diesen Werkstoff typischen Verlauf auf. Während beim Warmarbeitsstahl die Wärmebehandlung durch Anlassen der additiv gefertigten Teile ohne vorheriges Härten zu einer Steigerung des Fließbeginns gegenüber dem vergüteten Zustand geführt hat, so ist dieser Wert beim Schnellarbeitsstahl mit 2270 MPa (± 29 MPa) knapp unter dem des Vergütungszustands. Unter Berücksichtigung der zuvor vorgestellten Härtemessungen, ist dieser reduzierte Wert auf den Härteabfall in der Mitte der Proben zurückzuführen. Besonders anhand der Kurven des Spannungs-Dehnungs-Diagramms ist ersichtlich, dass sich durch das Anlassen ohne Härten die Eigenschaften trotz des inhomogenen Härteverlaufs dem Vergütungszustand annähernd gleichen. Es ist anzunehmen, dass durch das Unterdrücken der während der additiven Fertigung stattfindenden Gefügeumwandlung, welche den ermittelten Härteabfall verursachen, auch beim Schnellarbeitsstahl durch das Anlassen ohne Härten die Werkstoffeigenschaften des Vergütungszustands übertroffen werden könnten.

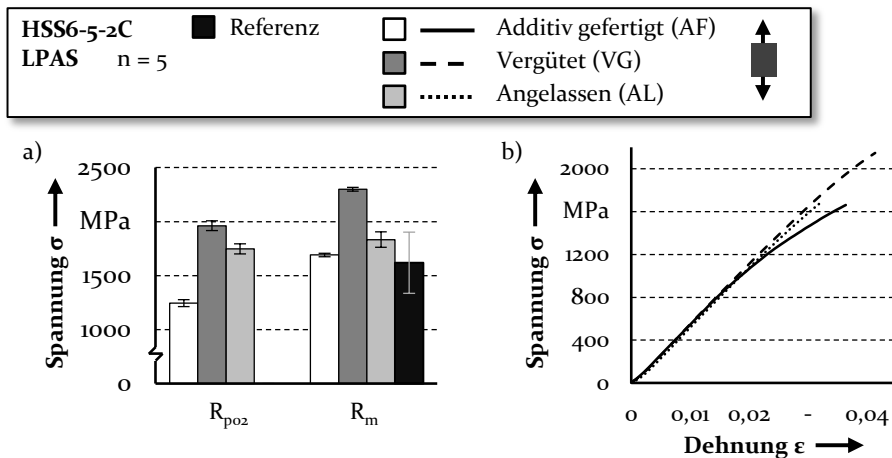


Bild 21: a) Streckgrenze und Zugfestigkeit von konventionell und mittels LPAS gefertigten Prüfkörpern aus HSS6-5-2C nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen unter Zugbelastung; b) Exemplarische Spannungs-Dehnungs-Kurven für mittels LPAS gefertigte Prüfkörper nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen

Ein ähnliches Ergebnis zum Einfluss der Wärmebehandlung legen auch die in Bild 21 dargestellten, mittels Zugversuches ermittelten, Kennwerte dar. Den niedrigsten Fließbeginn von 1244 MPa (± 32 MPa) weist der Werkstoff nach der additiven Fertigung ohne weitere Wärmebehandlung auf. Entgegen der im Druckversuch identifizierten Abweichung der Kennwerte des additiv verarbeiteten Materials zum konventionell gefertigten Referenzwerkstoff liegt die Zugfestigkeit nach dem LPAS ohne weitere Wärmebehandlung mit 1690 MPa (± 16 MPa) im Bereich des mittels Guss verarbeiteten Schnellarbeitsstahls HSS6-5-2C nach dem Vergüten, der eine Zugfestigkeit von 1620 MPa (± 283 MPa) [63] aufweist.

Durch das Vergüten des mittels LPAS gefertigten Materials kann die Fließgrenze auf 1961 MPa (± 45 MPa) und die Zugfestigkeit auf 2298 MPa (± 18 MPa) erhöht werden. Die Kennwerte nach dem Anlassen ohne vorheriges Härten liegen, wie auch schon im Druckversuch ermittelt, mit einer Fließgrenze von 1749 MPa (± 47 MPa) und einer Zugfestigkeit von 1833 MPa (± 71 MPa) leicht niedriger als jene nach dem Vergüten. Die anhand der Härtemessungen erfassten weicheren Anteile der mittels LPAS gefertigten Proben zeigen einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften auf. Um die Ursache der geringeren Härte in der Mitte des Prüfkörpers zu analysieren, wird das Gefüge des Materials genauer untersucht.

Die in Bild 22 dargestellten Aufnahmen zeigen das Gefüge des mittels LPAS verarbeiteten Schnellarbeitsstahls HSS6-5-2C. Nach der additiven Fertigung ist ein für den LPAS Prozess typisches, schuppenartiges Gefüge zu erkennen. Dieses resultiert aus dem sukzessiven Aufbau, welcher durch das neben- und übereinander schweißen des zugeführten Werkstoffs realisiert wird. Unter anderem ist auch die um 90° gedrehte Orientierung zwischen zwei übereinander erstellten Schichten zu erkennen. Diese Umorientierung wird bei der additiven Fertigung angewandt, um die durch den thermischen Prozess bedingten Eigenspannungen und eine Richtungsabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften zu minimieren. Bei weiterer Vergrößerung wird ein grobkörniges Gefüge analysiert. Besonders im Bereich der Wärmeeinflusszone haben sich zwischen den Körnern Karbidanhäufungen gebildet. Auch im Kernbereich des aufgetragenen Materials lassen sich nach weiterer Vergrößerung die für den Schnellarbeitsstahl typischen Karbidausscheidungen an den Korngrenzen nachweisen. Dass es sich bei den hellen Ausscheidungen vornehmlich um Karbide handelt, wird durch die in Bild 23 dargestellte EDX-Analyse bestätigt. Innerhalb der einzelnen Körner bestimmt Eisen den mikrostrukturellen Aufbau, wohingegen an den Korngrenzen die Eisenkonzentration abnimmt. Hier werden vorwiegend die karbidbildenden Elemente Wolfram, Molybdän, Chrom und

Vanadium detektiert. Die in Bild 23 dargestellte Verteilung des Molybdäns ist somit auch für Wolfram und Vanadium repräsentativ. Nach einer konventionellen Wärmebehandlung mit Austenitisieren, Abschrecken und dreimaligem Anlassen hat sich das durch das Auftragschweißen entstandene Gefüge homogenisiert, wodurch die schuppenartige Struktur nicht weiter vorliegt.

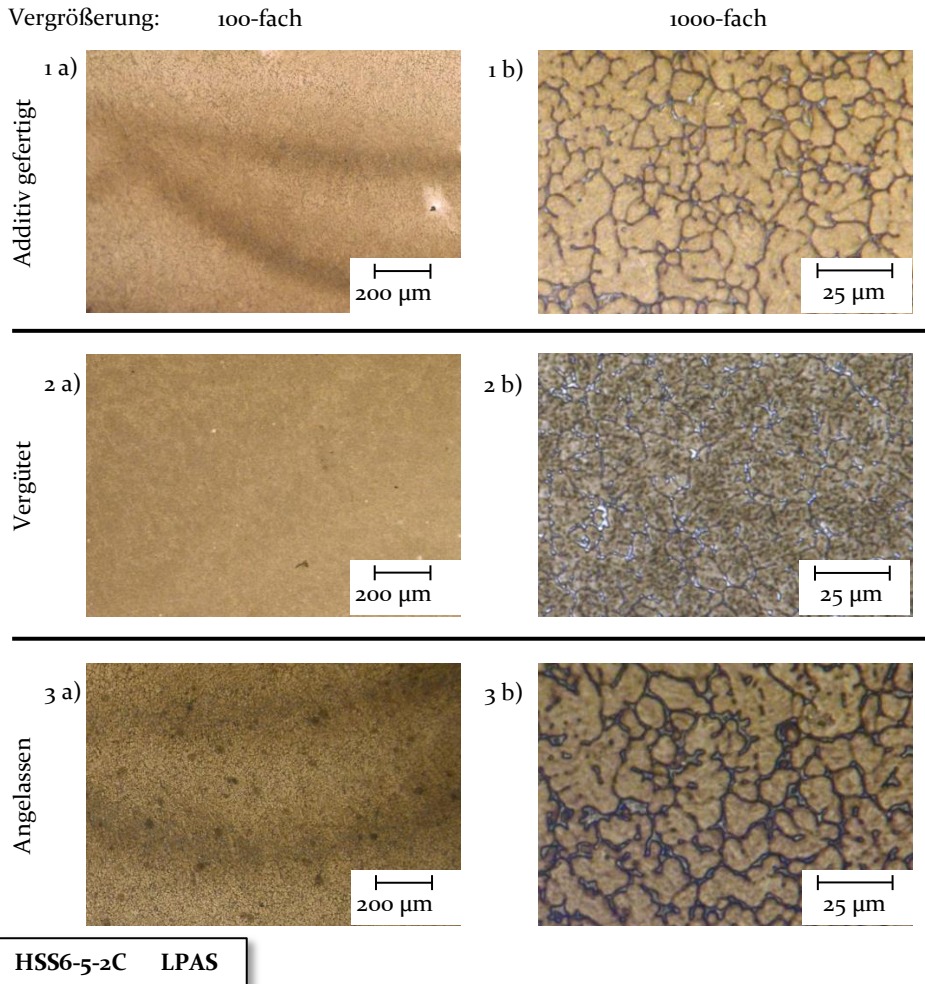


Bild 22: Mittels Auflichtmikroskopie analysiertes Gefüge des durch LPAS additiv gefertigten Schnellarbeitsstahls HSS6-5-2C nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen

Die Struktur, die bei einer erhöhten Vergrößerung zu erkennen ist, besteht aus sehr feinen Körnern sowie Karbidausscheidungen, die sich teilweise zwischen den Körnern ansammeln. Unter Berücksichtigung der in Bild 23

dargestellten EDX-Messungen, können die unter dem Auflichtmikroskop weiß erscheinenden Karbidanhäufungen als eine Ansammlung der Wolfram-, Molybdän- und Vanadiumkarbide bestimmt werden. Chrom ist hingegen homogen im Gefüge verteilt. Nach dem Anlassen der additiv gefertigten Elemente ohne vorheriges Härten ist, wie es auch beim Warmarbeitsstahl nachgewiesen wurde, die durch den Schweißprozess entstandene schuppenartige Struktur weiterhin vorhanden. Bei erhöhter Vergrößerung ist zu erkennen, dass die nach der additiven Fertigung vorliegende Kornstruktur erhalten bleibt. Die hellen Bereiche zwischen den Körnern haben sich durch die Ausscheidung der Karbide während des Anlassens vergrößert. Anhand der EDX-Analyse ist zu erkennen, dass vor allem Chrom prägnantere Elementanhäufungen aufweist, als dies direkt nach der additiven Fertigung auftritt.

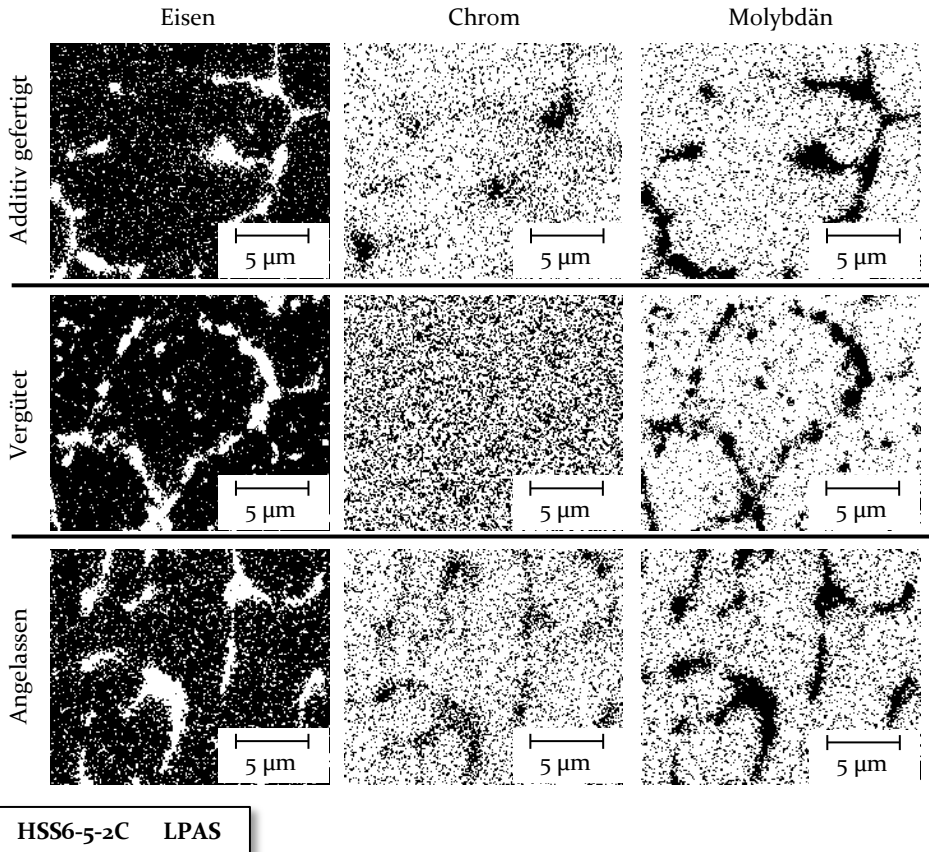


Bild 23: Analyse der Verteilung karbidbildender Elemente im Gefüge des durch LPAS additiv gefertigten Schnellarbeitsstahls HSS6-5-2C nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen

Ein Vergleich der Elementverteilung nach den Wärmebehandlungen weist hauptsächlich für den Karbidbildner Chrom signifikante Unterschiede der Elementverteilung auf, wohingegen die weiteren Elemente in jedem Wärmebehandlungszustand deutliche Anhäufungen an den Korngrenzen bilden. Nach dem Vergüten ist Chrom homogen im Gefüge verteilt, was dem Zustand des konventionell verarbeiteten Materials nach dem Vergüten entspricht. Durch das Anlassen im Anschluss an die additive Fertigung ohne weiteres Härten bilden sich verstärkt Chromanhäufungen an den Korngrenzen. Gegenüber der Elementverteilung nach dem konventionellen Vergüten könnte dies somit ausschlaggebend für die unterschiedlichen ermittelten Festigkeiten sowie das Bruchverhalten sein.

5.1.5 Laserstrahlschmelzen von HSS6-5-2C

Wie auch die Proben aus X₃₇CrMoV₅₋₁ wurden die Prüfkörper aus dem Schnellarbeitsstahl HSS6-5-2C im LSS Prozess auf Stützstrukturen gefertigt. Die in Bild 24 dargestellten Ergebnisse repräsentieren deshalb ausschließlich die im additiv gefertigten Bauteil gemessenen Werte, ohne Berücksichtigung des Substrats. Als Referenz wird, wie schon für die Untersuchungen des mittels LPAS verarbeiteten Schnellarbeitsstahls, konventionell gefertigtes Substratmaterial nach dem Vergüten verwendet.

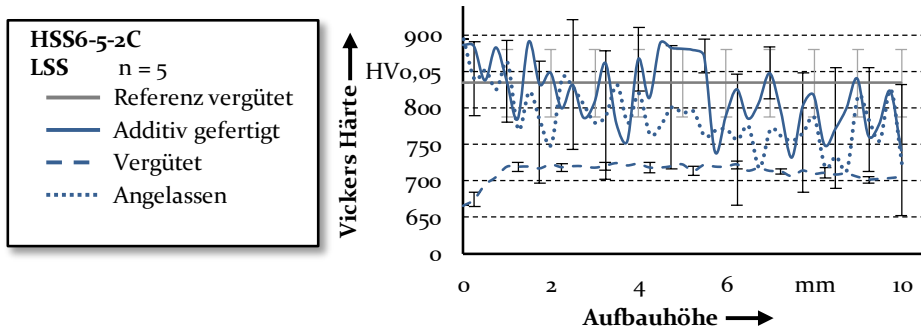


Bild 24: Härteverlauf von der Substratanbindung (0 mm) bis zur Probenoberfläche (10 mm) der mittels LSS gefertigten Gefügeproben aus HSS6-5-2C

Nach der additiven Fertigung ohne weitere Wärmebehandlung wird eine mittlere Härte von 820 HV_{0,05} (± 65 HV_{0,05}) ermittelt. Auffällig ist dabei die sehr hohe Standardabweichung, die große Schwankungen zwischen benachbarten Messpunkten repräsentiert. Neben dem Auftreten von Poren können diese Schwankungen auch durch weichere Phasen im Gefüge, wie beispielsweise Bainit, verursacht werden. Dies untermauert die

Erkenntnisse der Untersuchungen des mittels LPAS verarbeiteten Schnellarbeitsstahls, bei denen auch Gefügewandlungen während der additiven Fertigung für eine Abnahme der Härte angenommen werden. Nach dem Anlassen ohne Härten sinkt die mittlere Härte auf 787 HV_{0,05} (± 65 HV_{0,05}). Die große Standardabweichung, welche nach der additiven Fertigung identifiziert wurde, ist somit nach wie vor messbar. Eine vollständige Umwandlung des Gefüges wird durch die Austenitbildung während des Vergütens erreicht. Zwar sinkt die gemessene Härte auf einen mittleren Wert von 716 HV_{0,05} (± 7 HV_{0,05}) ab, jedoch ist der Verlauf der Härte in Aufbaurichtung wesentlich homogener, als wenn auf den Prozessschritt des Härtens verzichtet wird. Dies zeigt, dass durch den LSS Prozess ein Material erzeugt werden kann, welches nach einer Wärmebehandlung homogene Eigenschaften aufweist. Die Abweichung der Härte des additiv gefertigten Körpers nach dem Vergüten gegenüber der Referenz ist auf den in Abschnitt 4.2.2 beschriebenen reduzierten Kohlenstoffanteil zurückzuführen. Unter Einbeziehung des homogenisierten Härteverlaufs nach dem Vergüten und den Erkenntnissen aus den Untersuchungen des mittel LPAS verarbeiteten Schnellarbeitsstahls ist zu schließen, dass auch während des LSS weiche Materialphasen entstehen, welche anschließend als Inseln im Gefüge vorliegen. Anders als beim LPAS ist nach dem LSS kein stetiger Härteverlauf über die Bauhöhe nachweisbar. Die in Bild 27 aufgeführten Gefügaufnahmen lassen wegen der schuppenartigen Struktur auf Phasenunterschiede in der Wärmeeinflusszone der einzelnen Schichten schließen. Der Einfluss dieser Unstetigkeiten des Gefüges auf die mechanischen Eigenschaften wird im Folgenden näher untersucht.

Die mechanischen Kennwerte werden an quer sowie längs zur Baurichtung gefertigten Proben untersucht. Wie die in Bild 25 dargestellten Ergebnisse zeigen, hat die Aufbaurichtung für die mechanischen Kennwerte des HSS6-5-2C unter Druckbelastung nur einen vernachlässigbaren Einfluss. Die längs zur Baurichtung gefertigten Proben erreichen nach der additiven Fertigung ohne Wärmenachbehandlung eine Druckfließgrenze von 1840 MPa (± 8 MPa). Unter Berücksichtigung der Standardabweichung entspricht dies dem Wert 1865 MPa (± 18 MPa) der quer zur Baurichtung gefertigten Proben. Wie aus der Härtemessung zu schließen, entsteht durch das Vergüten des additiv verarbeiteten Werkstoffs ein homogenes martensitisches Gefüge. Hierdurch wird die Druckfließgrenze der längs zur Baurichtung hergestellten Proben auf 2106 MPa (± 12 MPa) und die der quer zur Baurichtung gefertigten Körper auf 2037 MPa (± 7 MPa) erhöht. Die höchste Druckfließgrenze wird für beide Baurichtungen nach dem Anlassen der additiv gefertigten Proben ohne vorheriges Härten ermittelt. Bei den längs zur

Baurichtung gefertigten Prüfkörpern liegt der für diesen Behandlungszustand gemessene Wert bei 2374 MPa (± 25 MPa). Quer zur Aufbaurichtung liegt die Druckfließgrenze bei 2298 MPa (± 12 MPa). Unabhängig von der Bauteilorientierung während der Fertigung entspricht dies einer Erhöhung der Druckfließgrenze um circa 13 %.

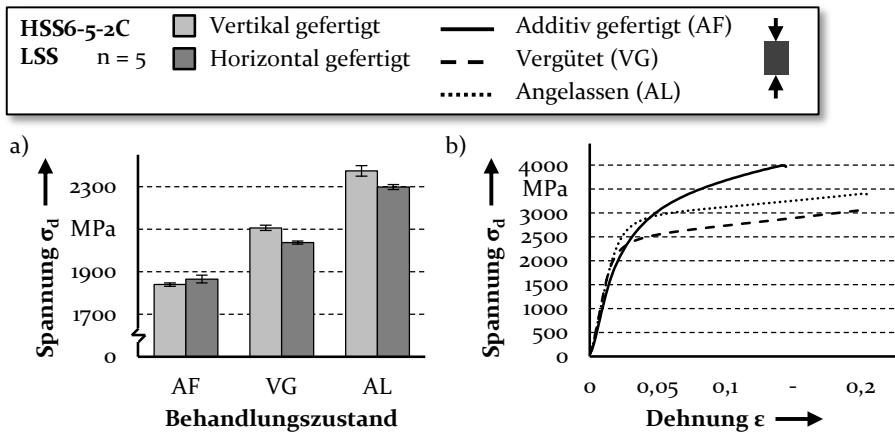


Bild 25: a) Fließgrenze von mittels LSS horizontal und vertikal gefertigten Prüfkörpern aus HSS6-5-2C nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen unter Druckbelastung; b) Exemplarische Spannungs-Dehnungs-Kurven für mittels LSS gefertigte Prüfkörper nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen

Anhand des in Bild 25 b) dargestellten Spannungs-Dehnungs-Diagramms ist das starke Verfestigungsverhalten der additiv gefertigten Körper ohne Wärmenachbehandlung zu erkennen. Trotz des frühen Beginns der plastischen Umformung übersteigt die technische Spannung schnell die der anderen Behandlungszustände. Dieser starke Anstieg der ermittelten Spannung führt schon bei einer geringen Dehnung zum Versagen der Proben. Sowohl durch das Vergüten als auch durch das Anlassen ohne Härten wird die Duktilität signifikant erhöht und entspricht in etwa der des konventionell gefertigten Referenzwerkstoffs.

Auch bei den in Bild 26 dargestellten Ergebnissen der mechanischen Kennwerte unter Zugbelastung ist keine wesentliche Abhängigkeit der Baurichtung festzustellen. Aufgrund des frühen Versagens der Prüfkörper ist eine Bestimmung des Fließbeginns nicht möglich, weshalb nur die Zugfestigkeit für die Auswertung berücksichtigt wird.

Diese stellt gleichzeitig den Bruch der Proben dar. Eine Einschnürung, welche duktilen Werkstoffverhalten repräsentiert, ist bei keinem der durchgeführten Versuche aufgetreten. Ohne Wärmebehandlung versagen die längs zur Aufbaurichtung gefertigten Prüfkörper bei einer technischen

Spannung von 1156 MPa (± 30 MPa). Dies entspricht in etwa der Zugfestigkeit der quer zur Baurichtung hergestellten Proben von 1129 MPa (± 35 MPa). Durch das Anlassen ohne Härten wird die Zugfestigkeit für beide Orientierungen auf 1315 MPa (± 81 MPa) erhöht. Nach dem Vergüten erreichen die längs gefertigten Proben eine Zugfestigkeit von 1655 MPa (± 24 MPa). Die quer zur Baurichtung hergestellten Prüfkörper weisen eine Zugfestigkeit von 1793 MPa (± 40 MPa) auf. Dies liegt in dem Bereich der von Kempfen et al. [63] ermittelten Zugfestigkeit von 1620 MPa (± 283 MPa) für mittels Guss gefertigte und anschließend vergütete Proben aus HSS6-5-2C. Die erhöhte Zugfestigkeit nach dem Vergüten ist auf eine leicht erhöhte Duktilität zurück zu führen, die dem in Bild 26 b) dargestellten Spannungs-Dehnungs-Verlaufs zu entnehmen ist.

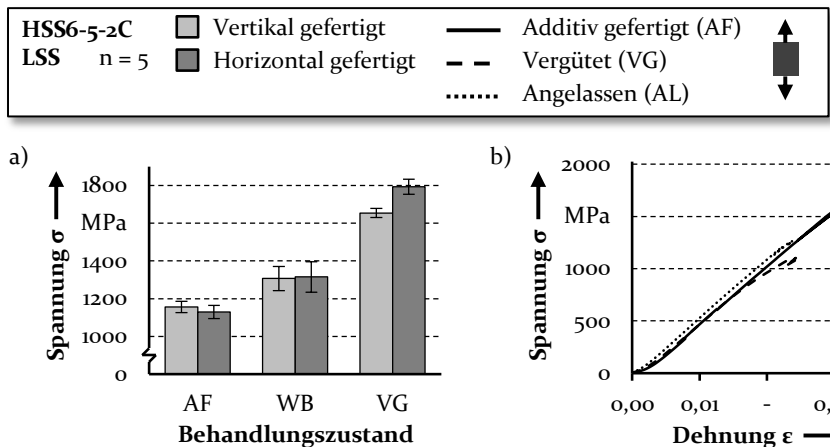


Bild 26: a) Zugfestigkeit von mittels LSS gefertigten Prüfkörpern aus HSS6-5-2C nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen unter Zugbelastung; b) Exemplarische Spannungs-Dehnungs-Kurven für mittels LSS gefertigte Prüfkörper nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen

Besonders beim Vorkommen von Poren im Werkstück ist eine erhöhte Zähigkeit wichtig. Diese Poren treten bei den mittels LSS gefertigten Proben aus dem Schnellarbeitsstahl HSS6-5-2C vermehrt auf, was sich im Zuge der Gefügeuntersuchungen an präparierten Querschliffen zeigt. Die in Bild 27 dargestellte Analyse des Gefüges weist nach der additiven Fertigung ohne weitere Wärmebehandlung das für das Auftragschweißen charakteristische Schuppenmuster auf. Die während des Ätzens mit V2A-Beize entstehenden dunklen Bereiche deuten auf ein bainitisches Gefüge hin. Gleichzeitig sind in den hellen Flächen des Gefüges nadelige Strukturen zu erkennen, die auf Martensitbildung hindeuten. Die Nadeln sind dabei auf den Bereich ausgerichtet, in dem während der Fertigung der fokussierte Laserstrahl das

Aufschmelzen des Werkstoffs verursacht hat. Anhand der in Bild 28 dargestellten, mittels EDX ermittelten Elementverteilung sind, wie auch bei den zuvor untersuchten Werkstoffen, Anhäufungen der karbidbildenden Elemente zu erkennen. Diese weisen diesmal jedoch keine geordnete Struktur auf, wie sie bei den zuvor beschriebenen Untersuchungen ermittelt wurden. Die nach der additiven Fertigung identifizierte Ausrichtung der Nadeln sowie die schuppenartige Struktur sind auch noch in dem in Bild 27 3b) gezeigten Gefüge nach dem Anlassen ohne vorheriges Härten erkennbar. Die Farbänderung des geätzten Gefüges deutet jedoch eine vollständige Umwandlung des Gefüges an.

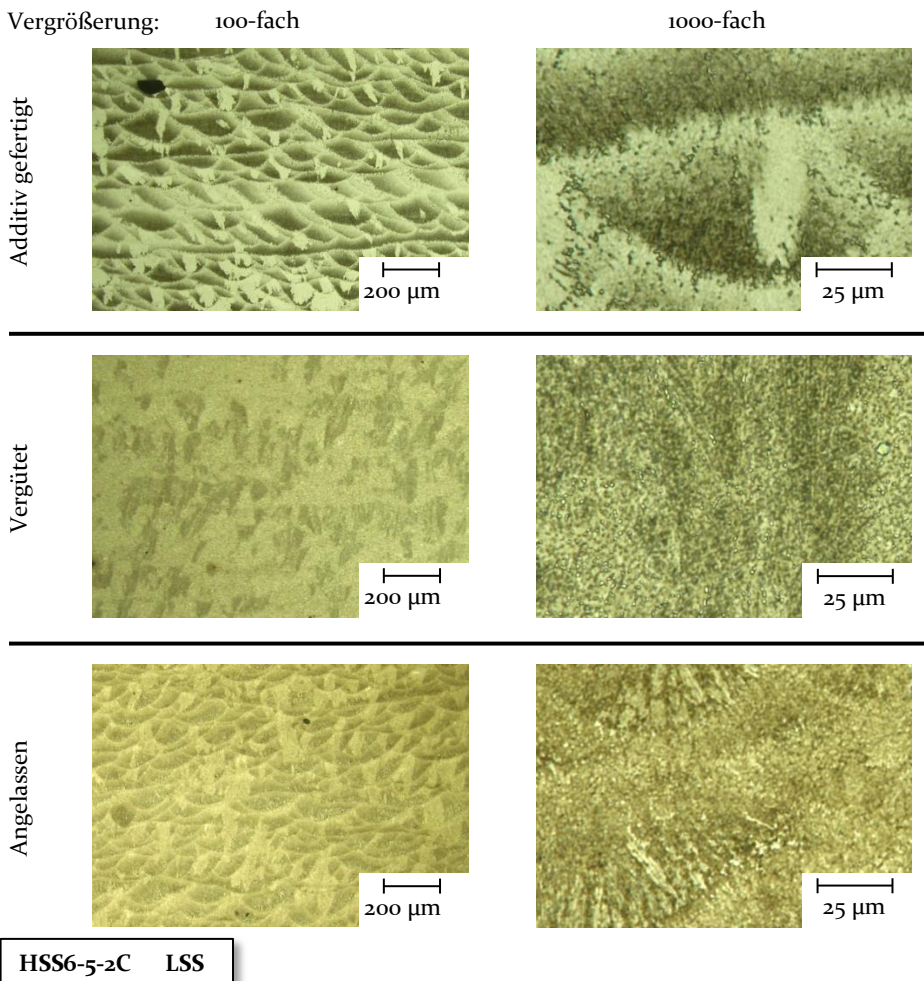


Bild 27: Mittels Auflichtmikroskopie analysiertes Gefüge des durch LSS additiv gefertigten Schnellarbeitsstahls HSS6-5-2C nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen

Nach dem Vergüten liegt ein relativ homogenes, feinkörniges Gefüge vor. Es ähnelt sehr dem Gefüge des Referenzwerkstoffs nach dem Vergüten. Unterschiede in der Elementverteilung zwischen dem Werkstoff nach dem Anlassen ohne Härten und dem Vergüten können anhand der in Bild 28 dargestellten EDX-Messungen nicht identifiziert werden. In beiden Zuständen sind die detektierten Elemente homogen im Gefüge verteilt.

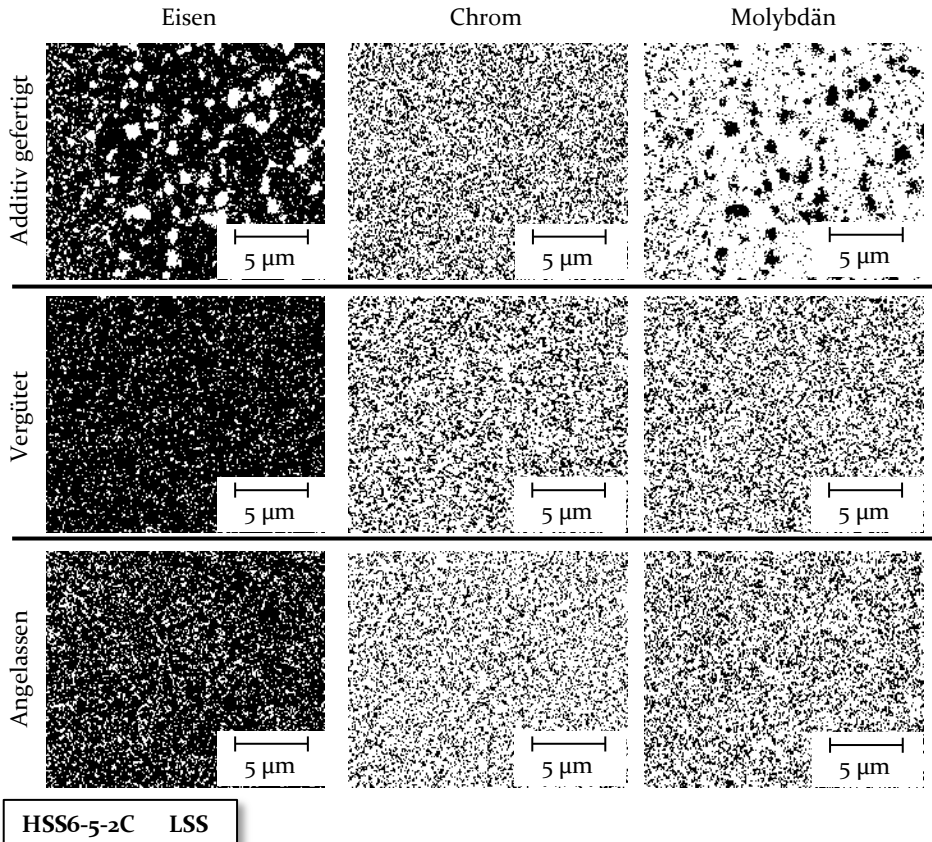


Bild 28: Analyse der Verteilung karbidbildender Elemente im Gefüge des durch LSS additiv gefertigten Schnellarbeitsstahls HSS6-5-2C nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen

5.2 Einflüsse durch die Fertigungsverfahren

Bisher wurden die Einflüsse der unterschiedlichen Wärmebehandlungsstrategien untersucht. Im folgenden Abschnitt werden nun Charakteristika der unterschiedlichen Fertigungsverfahren analysiert. Neben den prozessspezifischen Unterschieden, wie verwendeter Durchmesser des Laserfokus

und der Laserleistung, ist für die untersuchten Werkstoffe beim LSS zusätzlich eine externe Heizung für das Erwärmen des Materials während der Fertigung notwendig. Deshalb ist die Identifikation prozessspezifischer Effekte und deren Auswirkungen auf die Materialeigenschaften Schwerpunkt der im Folgenden diskutierten Untersuchungen. Hierfür werden für die verschiedenen Wärmebehandlungsstrategien die mechanischen Eigenschaften der untersuchten Werkstoffe nach der Verarbeitung durch die beiden verwendeten additiven Fertigungsverfahren gegenübergestellt.

5.2.1 Werkstoffeigenschaften nach additiver Fertigung

Wie auch bei den zuvor vorgestellten Untersuchungen wird zunächst die Härte des Werkstoffs analysiert. Aufgrund der für Werkzeugstähle typischen Umklappvorgänge im Gefüge durch die thermischen Einflüsse während des Aufschmelzens und Abkühlens können Unstetigkeiten der Härte in Aufbaurichtung resultieren. Um diese zu identifizieren, wird, wie in Abschnitt 4.5.1 beschrieben, eine Härtemessung mit Hilfe eines Kleinlasthärtemessgeräts durchgeführt. Dies erlaubt sehr geringe Abstände zwischen den Positionen der einzelnen Messpunkte. Anhand der in Bild 29 aufgeführten Ergebnisse des Warmarbeitsstahls X₃₇CrMoV₅₋₁ ist zu erkennen, dass für beide additiven Fertigungsverfahren in Aufbaurichtung eine homogene Härte ermittelt werden kann. Sowohl nach dem LSS als auch nach dem LPAS wird eine höhere Härte gemessen als die 590 HV_{0,05} des Referenzwerkstoffs. Dies deutet auf ein in-situ Härten durch die hohe Abkühlrate während der additiven Fertigungsprozesse hin.

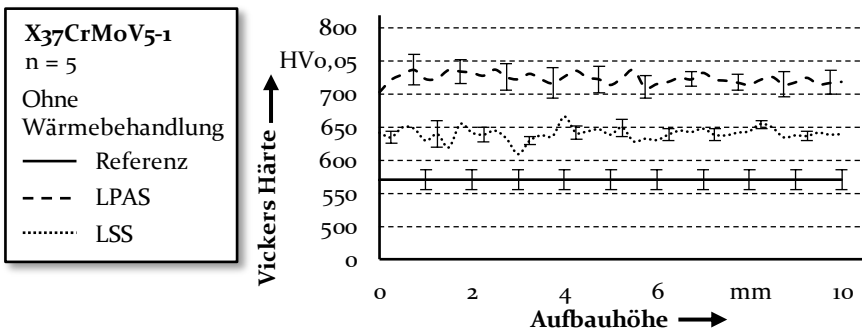


Bild 29: Härteverlauf additiv gefertigter Proben aus X₃₇CrMoV₅₋₁ ohne Wärmebehandlung
 Der Unterschied der ermittelten mittleren Härte des mittels LSS und LPAS gefertigten Werkstoffs resultiert vor allem aus der Prozessführung. Beim LPAS kann der Warmarbeitsstahl trotz der auftretenden Umklappvorgänge

ohne externes Heizen des Substrats verarbeitet werden, da die durch den Prozess eingebrachte Wärme ausreicht, um einer Rissbildung durch Spannungsrisse vorzubeugen. Diese Prozessführung ermöglicht besonders in den ersten Schichten eines Bauteils eine sehr schnelle Abkühlung der Schmelze. Nach Beendigung des Aufbaus ermöglicht neben der Wärmeleitung des Substrats auch der Wärmetransport an der Oberfläche durch Konvektion eine schnelle Abkühlung des Bauteils. Durch die Kombination aus Wärmeleitung und Konvektion an der Oberfläche kühlt das Bauteil mit ausreichender Geschwindigkeit, so dass ein überwiegend martensitisches Gefüge entsteht. Beim LSS hingegen ist die eingebrachte Wärmeenergie aufgrund des kleineren Fokus und der sehr hohen Scangeschwindigkeit des Lasers wesentlich geringer. Ohne externe Heizung der Bauplattform kühlt jedes aufgeschmolzene Inkrement so schnell auf eine Temperatur unter der T_{Ms} ab, dass ein vorwiegend martensitische Gefüge entsteht. Besonders der Wechsel zwischen der Ausdehnung des Werkstoffs durch das Aufschmelzen und der starken Schrumpfung durch die Martensitumwandlung führt in dem spröden Material zu Spannungsrisen. Um dies zu verhindern, wird für die Verarbeitung des Warmarbeitsstahls im LSS die Bauplattform erwärmt, sodass auf der Oberseite, auf der der Fertigungsprozess stattfindet, 312 °C vorliegen [98]. Durch die Erwärmung auf eine Temperatur über der T_{Ms} wird die Martensitumwandlung während der Bauteilherstellung unterdrückt. Wegen der erhöhten Bauteiltemperatur und der dadurch erzwungenen langsamen Abkühlung bildet sich teilweise bainitisches Gefüge [98], welches eine maximale Härte von 550 HV besitzt [92]. Die gemessene Härte von circa $650\text{ HV}_{0,05}$ des mittels LSS gefertigten Werkstoffs lässt demnach auf ein Mischgefüge aus Bainit und Martensit schließen. Unter Berücksichtigung des Systemaufbaus kommerzieller Anlagen zum LSS und des Schichtbauprinzips der additiven Fertigung wird die Entstehung dieses Mischgefüges im Folgenden diskutiert.

Bei beiden für die Untersuchungen betrachteten Verfahren findet die Abkühlung der aufgetragenen Schmelze durch Wärmeleitung in das Bauteil sowie durch Konvektion an der Oberfläche statt. Der Wärmetransport mittels Konvektion wird im LSS durch die laminare Strömung des Schutzgases verstärkt. Die Seiten des gefertigten Bauteils werden beim LSS hingegen durch das umgebende lose Pulver isoliert, wodurch kaum Verluste der von der Bauplattformheizung zugeführten Wärme auftreten. Da die Oberflächentemperatur der Bauplattform jedoch nur knapp über der T_{Ms} des Warmarbeitsstahls liegt, reicht diese wohl nicht aus, die durch den Gasstrom an der Bauteiloberfläche stattfindende Konvektion zu kompensieren. Eine Abkühlung des geschmolzenen Werkstoffs unter die T_{Ms} ist

deshalb zu erwarten. Innerhalb einer aufgetragenen Schweißbahn findet so an der Oberfläche die Bildung von Martensit statt, während im Kern die Abkühlung gehemmt und bis zur Bildung des Bainits verzögert wird.

Die in der Härte gemessenen Unterschiede zwischen den mittels der additiven Prozesse gefertigten Werkstoffe spiegeln sich auch in den in Bild 30 aufgeführten mechanischen Kennwerten des Druckversuchs wider. Die Druckfließgrenze des als Referenzwerkstoff verwendeten, konventionell hergestellten Warmarbeitsstahls X37CrMoV5-1 liegt nach dem Vergüten bei 1653 MPa (± 4 MPa).

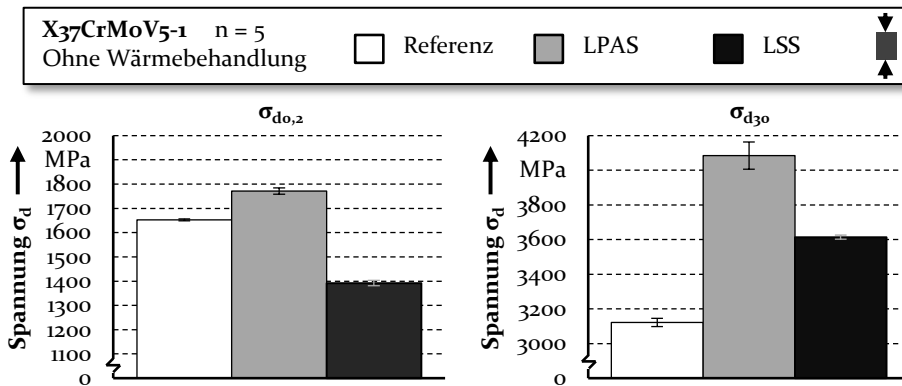


Bild 30: Fließbeginn ($\sigma_{do,2}$) und Fließspannung bei 30 % Stauchung (σ_{d30}) der aus X37CrMoV5-1 additiv gefertigten Prüfkörper ohne Wärmebehandlung

Die Fließgrenze unter Druck der mittels LPAS gefertigten Prüflinge liegt mit 1772 MP (± 13 MPa) leicht über dem Referenzwerkstoff. Mit einer Druckfließgrenze von 1392 MPa (± 11 MPa) haben die mittels LSS gefertigten Proben, trotz der gegenüber dem konventionellen Material höheren Härte, eine geringere Druckfließgrenze. Diese rührt von dem während der Fertigung gebildeten Bainit her. Für die Auswertung der Verfestigung wurde neben dem Fließbeginn auch die technische Spannung nach 30 % Stauchung ausgewertet. Während sich beim dem Referenzwerkstoff die technische Spannung bis auf einen Wert von 3120 MPa (± 23 MPa) annähernd verdoppelt, steigt die Spannung bei den mittels LSS gefertigten Proben auf einen Wert von 3610 MPa (± 11 MPa). Dies entspricht einer Erhöhung der technischen Spannung um mehr als 150 %. Bei dem mittels LPAS verarbeiteten Werkstoff steigt die technische Spannung wegen der Kaltverfestigung bis auf 4080 MPa (± 78 MPa), was einem Anstieg von in etwa 130 % entspricht. Die starke Kaltverfestigung der additiv gefertigten Proben führt während der Versuchsdurchführung dazu, dass einige der Proben nach Erreichen der 30 % Stauchung Risse aufweisen.

Bild 31 zeigt die Ergebnisse des Zugversuchs des X₃₇CrMoV₅₋₁. Der konventionell hergestellte Referenzwerkstoff besitzt für den Werkzeugeinsatz eine Streckgrenze von 1500 MPa (± 14 MPa). Die Streckgrenze des mittels LPAS gefertigten Werkstoffs liegt mit 895 MPa (± 56 MPa) weit darunter.

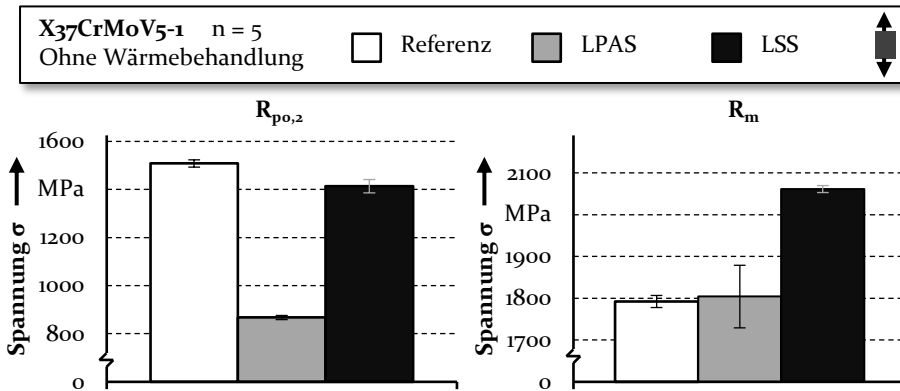


Bild 31: Streckgrenze ($R_{p0,2}$) und Zugfestigkeit (R_m) der aus X₃₇CrMoV₅₋₁ additiv gefertigten Prüfkörper ohne Wärmebehandlung

Auch die mittels LSS gefertigten Strukturen weisen mit einer Streckgrenze von 1106 MPa (± 21 MPa) für eine Schichtdicke von 50 μm und von 1413 MPa (± 27 MPa) für eine Schichtdicke von 25 μm geringere Festigkeiten als das konventionell verarbeitete Material auf. Wie auch schon unter Druckbelastung findet nach dem Beginn des Fließens bei den additiv gefertigten Elementen eine starke Verfestigung statt. Zwar liegt die Zugfestigkeit der mittels LPAS gefertigten Körper mit 1634 MPa (± 18 MPa) noch unter der Zugfestigkeit 1792 MPa (± 14 MPa) des Referenzwerkstoffs. Jedoch übertreffen die präsentierten Ergebnisse zum LSS mit 1997 MPa (± 7 MPa) für 50 μm Schichtdicke und 2061 MPa (± 8 MPa) für 25 μm Schichtdicke den Referenzwerkstoff. Die Analyse der in Abschnitt 5.1 dargestellten Duktilität zeigt, dass bei beiden additiven Verfahren das Versagen der Prüflinge direkt nach Erreichen der Zugfestigkeit eintritt, wohingegen beim konventionellen Material noch eine Einschnürung stattfindet und sich ein Bruch erst nach weiteren 4 % Dehnung ereignet.

Bild 32 zeigt die Messergebnisse der Härteprüfung der aus dem Schnellarbeitsstahl HSS6-5-2C gefertigten Körper. Für die im Folgenden diskutierten Unterschiede der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit des angewandten additiven Fertigungsverfahrens ist die in Abschnitt 4.2.2 vorgestellte chemische Zusammensetzung der verwendeten Werkstoffe zu berücksichtigen. Auffällig ist, dass sowohl die mittels LPAS als auch die mittels LSS hergestellten Proben den geforderten Kohlenstoffgehalt von

0,86 Gew.-% bis 0,94 Gew.-% deutlich unterschreiten. Auch zwischen den für die verschiedenen Fertigungsverfahren verwendeten Werkstoffen wurde ein signifikanter Unterschied des Kohlenstoffgehalts ermittelt. Da Kohlenstoff einen wesentlichen Einfluss auf das Gefüge hat, sind die im Folgenden diskutierten Differenzen der mechanischen Eigenschaften somit nicht ausschließlich auf die jeweiligen Fertigungsverfahren zurückzuführen.

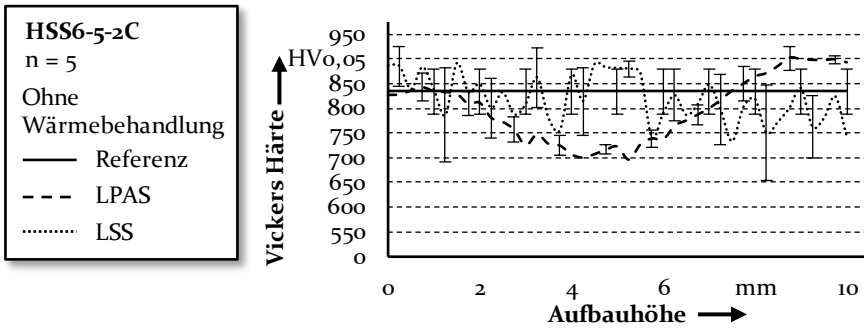


Bild 32: Härteverlauf additiv gefertigter Proben aus HSS6-5-2C ohne Wärmebehandlung

Für die mittels LSS gefertigten Prüfkörper wird eine mittlere Härte von 820 HV_{0,05} ermittelt. Dies entspricht circa dem Wert von 830 HV_{0,05} des Referenzwerkstoffs nach dem Vergüten. Auffällig bei der Messung ist die große Streuung nebeneinander liegender Messpunkte. Diese kann einerseits durch das Vorkommen feiner Poren im additiv gefertigten Körper erklärt werden, andererseits kann im Schnellarbeitsstahl die Erwärmung der Bauplattform während der additiven Fertigung die Bildung von Bainit fördern. Die großen Schwankungen resultieren dann durch das simultane Vorkommen harter martensitischer Bereiche, welche durch weiches bainitisches Gefüge unterbrochen werden.

Die Streuung benachbarter Messpunkte der mittels LPAS gefertigten Struktur ist dem gegenüber gering, jedoch ist in Aufbaurichtung zunächst ein Absinken der mittleren Härte und anschließend, hin zur Oberfläche, wieder ein Anstieg messbar. Dabei ist die Härte an der Oberfläche mit 900 HV_{0,05} noch höher als die 850 HV_{0,05} der ersten Schichten. Dies kann aus Anlassprozessen resultieren, welche aufgrund der Wärmeleitung durch das Aufbringen weiterer Schichten stattfinden. Das stärkere Absinken der Härte auf etwa 700 HV_{0,05} in der Mitte der aufgebauten Höhe kann nicht ausschließlich auf das Anlassen des Werkstoffs zurückgeführt werden, da die untersten Schichten über einen längeren Zeitraum der Wärmeleitung ausgesetzt sind und am Ende trotz des impliziten Anlassens eine höhere Härte aufweisen. Auch hier ist eine bainitische Umwandlung des Gefüges

während des Fertigungsverfahrens naheliegend. Die Fertigung des Schnellarbeitsstahls mittels LPAS wurde ohne externe Heizung des Substrats durchgeführt, weshalb besonders die ersten Schichten aufgrund der Wärmeleitung in das Substrat sehr schnell abkühlen können und so ein martensitisches Gefüge entsteht. Durch den kontinuierlichen Energieeintrag während des Auftragens weiterer Schichten, wird das gefertigte Bauteil so aufgeheizt, dass in der Bearbeitungsebene eine konstante Temperatur oberhalb der T_{Ms} vorliegt. Ähnlich wie auch beim LSS kann dann die T_{Ms} nicht unterschritten werden, solange weiterhin Energie nachgeführt wird. Erst nach der Fertigstellung der letzten Schicht und dem Ende des Prozesses findet eine vollständige Abkühlung des Bauteils statt. Auch hierbei verläuft die Abkühlung in der Bauteilmitte am langsamsten, wodurch sich die Verweildauer des Materials bei einer Temperatur über T_{Ms} verlängert. Aus diesem Grund ist von einem vorwiegend bainitischen Gefüge mit einer relativ geringen Härte in der Mitte des mittels LPAS gefertigten Körpers auszugehen. Die auftretenden Effekte während des LPAS werden in Abschnitt 7.2 anhand eines Gedankenexperiments näher diskutiert.

Die Analyse der Ergebnisse aus dem Druckversuch der aus dem Schnellarbeitsstahl HSS6-5-2C hergestellten Körper ist in Bild 33 dargestellt. Trotz der annähernd gleichen mittleren Härte unterscheiden sich die Ergebnisse der ermittelten Druckfließgrenzen erheblich je nach den untersuchten Fertigungsverfahren. Dabei weist das konventionell verarbeitete Material mit einem Wert von 2703 MPa (± 26 MPa) die höchste gemessene Fließspannung unter Druck auf. Das mittels LPAS verarbeitete Material erreicht eine Druckfließgrenze von 2058 MPa (± 50 MPa) und die mittels LSS gefertigten Proben nur einen Wert von 1755 MPa (± 111 MPa). Die Abstufung der ertragbaren technischen Spannung bevor plastisches Fließen auftritt ist nahezu indirekt proportional zur Abnahme des gemessenen Kohlenstoffgehalts der Werkstoffe. Der zuvor ermittelte Härteverlauf scheint hingegen keinen signifikanten Einfluss zu haben. Für den Vergleich der Verfestigung wird die technische Spannung bei einer Stauchung von 12 % statt 30% ermittelt, da der Schnellarbeitsstahl, verglichen mit dem Warmarbeitsstahl, schon bei geringerer Stauchung versagt. Die Ergebnisse dieser Versuche sind in Bild 33 gegenübergestellt. Das konventionell verarbeitete Material weist mit einem Anstieg der Spannung auf 3577 MPa (± 11 MPa) eine moderate Verfestigung um circa 30 % auf. Die mittels LPAS gefertigten Proben erreichen mit einer Verfestigung von circa 65 % eine technische Spannung von 3445 MPa (± 192 MPa). Der Anstieg der mittels LSS gefertigten Körper auf 3592 MPa (± 168 MPa) entspricht einer Verfestigung von annähernd 105 %. Sowohl die mittels LSS als auch die mittels LPAS gefertigten Proben wiesen

nach den Versuchen teilweise leichte Risse auf, woraus zu schließen ist, dass bei weiterer Stauchung ein vollständiges Versagen des Werkstoffs eintritt.

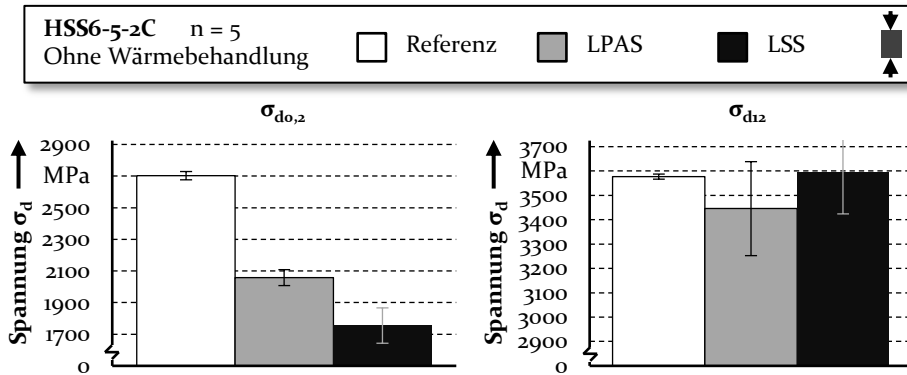


Bild 33: Fließbeginn ($\sigma_{do,2}$) und Fließspannung bei 12 % Stauchung (σ_{d12}) der aus HSS6-5-2C additiv gefertigten Prüfkörper ohne Wärmebehandlung

Unter Zugbelastung liegt bei dem Schnellarbeitsstahl eine sehr geringe Bruchdehnung vor. Nur für die mittels LPAS gefertigten Proben kann eine Streckgrenze ermittelt werden. Das Versagen der mittels LSS hergestellten Prüfkörper trat hingegen noch unterhalb von 0,2 % Dehnung ein. Zum Vergleich mit dem Referenzwerkstoff werden Literaturwerte herangezogen [63]. Das duktilere Verhalten der aus dem LPAS Prozess stammenden Proben könnte auf das bainitische Gefüge zurückzuführen sein. Da die Proben, wie in Abschnitt 4.5.2 gezeigt, aus horizontal gefertigten Blöcken entnommen werden, wäre in diesem Fall die gesamte Messlänge bainitisch. Dieses Gefüge zeichnet sich durch eine ähnliche Festigkeit wie Martensit bei gleichzeitig höherer Zähigkeit aus [92]. Als Referenzwerkstoff, für die in Bild 34 dargestellte Gegenüberstellung, werden die von Kempen et al. [63] präsentierten Ergebnisse von mittels Guss hergestellten Proben mit einer Zugfestigkeit von 1620 MPa (± 283 MPa) verwendet. Die Literaturwerte werden herangezogen, weil Halbzeuge des HSS6-5-2C häufig mittels Schmieden hergestellt werden und die Entnahmerichtung der Zugprobe gegenüber der Schmiederichtung einen Einfluss auf die Zugfestigkeit hat und Unterschiede von bis zu 1100 MPa verursacht. Da die additive Fertigung jedoch nach DIN 8085 [15] den urformenden Verfahren zugeordnet ist, liegt der Vergleich zu Gussgefüge nahe. Wie auch unter Druck weisen die mittels LSS gefertigten Proben mit 1155 MPa (± 30 MPa) die geringste Zugfestigkeit auf. Mit 1268 MPa (± 16 MPa) liegt die Zugfestigkeit der mittels LPAS hergestellten Proben etwas höher. Mit der Berücksichtigung der Abweichungen in der chemischen Zusammensetzung ist abzuleiten, dass die

mechanischen Eigenschaften der additiv gefertigten Körper unter Zugbelastung denen des mittels Guss verarbeiteten Materials gleichen. Auch sind keine wesentlichen Unterschiede zwischen den additiven Fertigungsverfahren zu ermitteln.

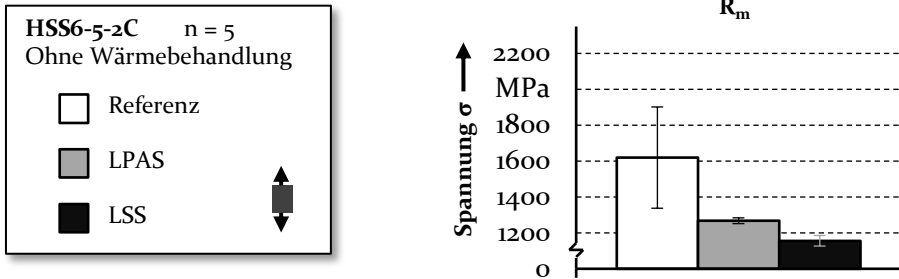


Bild 34: Zugfestigkeit (R_m) der aus HSS6-5-2C additiv gefertigten Prüfkörper ohne Wärmebehandlung

5.2.2 Werkstoffeigenschaften nach dem Vergüten

Für die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen werden im Werkzeugbau etablierte Werkstoffe verwendet. Für diese sind geeignete Temperaturen und Haltezeiten für das Vergüten, bestehend aus Härten und mehrfachem Anlassen, bekannt und sind häufig aus Datenblättern der Hersteller zu entnehmen [102], [103]. Für einen aussagekräftigen Vergleich der additiv verarbeiteten Werkstoffe mit den konventionellen Materialien werden die mechanischen Eigenschaften nach der konventionellen Wärmebehandlung ermittelt und gegenübergestellt. In Bild 35 sind die Ergebnisse der durchgeführten Härtemessungen an Proben aus dem Warmarbeitsstahl X37CrMoV5-1 nach dem Vergüten dargestellt.

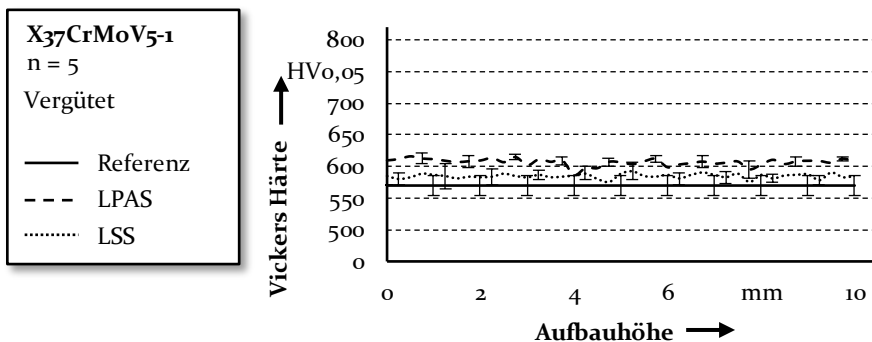


Bild 35: Härteverlauf additiv gefertigter Proben aus X37CrMoV5-1 nach dem Vergüten

Unter Berücksichtigung der Standardabweichung und der innerhalb der Norm zulässigen Schwankungen der Legierungszusammensetzung weisen sowohl die mittels LPAS als auch die durch LSS gefertigten Proben keine wesentliche Abweichung von der Härte des Referenzmaterials auf. Hinsichtlich des Einsatzverhaltens additiv gefertigter Komponenten im Werkzeugbau ist daher mit keinem Einfluss der Fertigungsprozesse auf die Härte zu rechnen.

Die in Bild 36 aufgeführten, in Druckversuchen ermittelten Kennwerte ergeben ebenfalls eine Angleichung der Eigenschaften der additiv verarbeiteten Werkstoffe an das konventionelle Material. Die Unterschiede der mechanischen Kennwerte nach der additiven Fertigung ohne weitere Wärmebehandlung werden durch das Vergüten eliminiert. Gefügeuntersuchungen nach den verschiedenen Prozessschritten des Vergütens ergeben, dass für die Angleichung der Eigenschaften vor allem das Glühen des Materials über der A_{c3} -Temperatur während des Härtens verantwortlich ist. Dies ermöglicht eine Neuordnung der Legierungselemente und relativiert das vor dem Vergüten vorliegende Gefüge. Die Druckfließgrenze der mittels LSS gefertigten Proben steigt durch das Vergüten auf einen Wert von 1693 MPa (± 23 MPa) an und liegt somit leicht über der Fließgrenze des konventionellen Materials von 1653 MPa (± 4 MPa). Der Fließbeginn der mittels LPAS gefertigten Proben liegt mit 1644 MPa (± 8 MPa) auf einem ähnlichen Niveau.

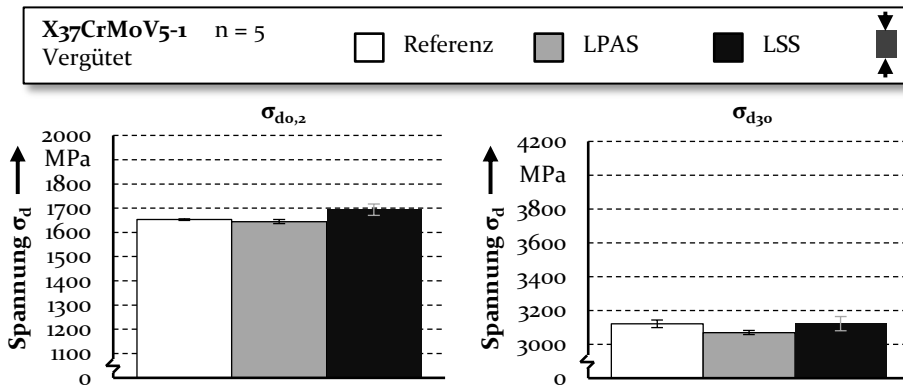


Bild 36: Fließbeginn ($\sigma_{d0,2}$) und Fließspannung bei 30 % Stauchung (σ_{d30}) der aus X37CrMoV5-1 additiv gefertigten Prüfkörper nach dem Vergüten

Die durch das Vergüten eintretende Entspannung des während der additiven Fertigung entstehenden Gefüges ist anhand der Analyse des Verfestigungsverhaltens zu erkennen. Während die technische Spannung der additiv gefertigten Proben ohne Wärmebehandlung nach Beginn des

plastischen Fließens rapide ansteigt, ist die Verfestigung nach dem Vergüten gleich der des konventionellen Materials, so dass die durch die verschiedenen Fertigungsverfahren resultierenden Unterschiede der technischen Spannung nach 30 % Stauchung vernachlässigbar sind.

Die in Bild 37 aufgeführte Ermittlung der mechanischen Kennwerte unter Zugbelastung ist für den Warmarbeitsstahl auf die Untersuchungen der mittels LPAS gefertigten Proben beschränkt, da für die mittels LSS gefertigten Prüfkörper die Wärmebehandlung angepasst wurde [98].

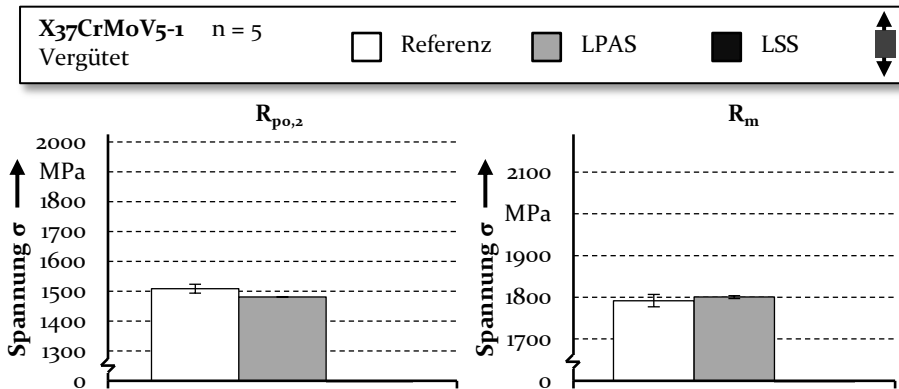


Bild 37: Streckgrenze ($R_{p0,2}$) und Zugfestigkeit (R_m) der aus X37CrMoV5-1 additiv gefertigten Prüfkörper nach dem Vergüten

Für das mittels LPAS verarbeitete Material kann die Streckgrenze durch das Vergüten von 1268 MPa (± 16 MPa) auf 1480 MPa (± 2 MPa) erhöht werden, was annähernd dem Wert von 1508 MPa (± 15 MPa) des konventionellen Materials entspricht. Auch die Zugfestigkeit erreicht mit 1800 MPa (± 3 MPa) einen ähnlichen Wert wie das konventionelle Material mit 1792 MPa (± 15 MPa).

Die Ergebnisse der Härtemessung des vergüteten Schnellarbeitsstahls HSS6-5-2C sind in Bild 38 dargestellt. Der mittels LSS verarbeitete Werkstoff erreicht eine mittlere Härte von circa 700 HV_{0,05}. Die signifikante Abweichung zum konventionellen Referenzwerkstoff ist durch die Abweichung des Kohlenstoffanteils zu begründen. An dem mittels LPAS verarbeiteten Material ergeben die Messungen eine mittlere Härte von 790 HV_{0,05}. Trotz der Abweichungen in der Legierungszusammensetzung erreicht dieser Wert annähernd die Härte von 830 HV_{0,05} der konventionellen Referenzprobe. Gegenüber des direkt nach der additiven Fertigung gemessenen Härteverlaufs bewirkt das Vergüten des mittels LPAS gefertigten Materials eine Homogenisierung des Gefüges. Aus dem zu niedrigen

Kohlenstoffgehalt in den mittels additiver Verfahren hergestellten Prüfkörpern ist zu schließen, dass die Härte des additiv verarbeiteten Schnellarbeitsstahls HSS6-5-2C nach einem Vergütungsprozess die Anforderungen für den Werkzeugbau erfüllt.

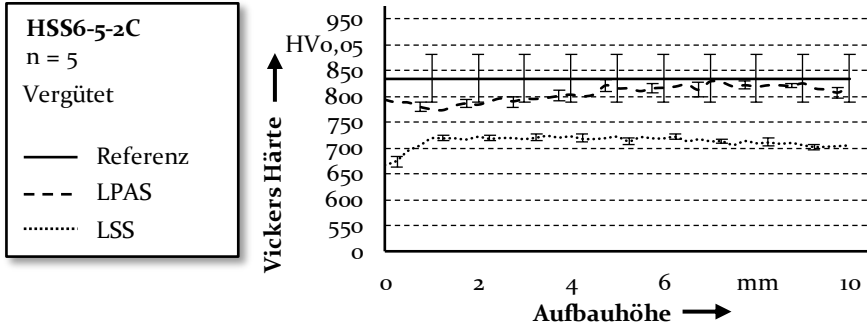


Bild 38: Härteverlauf additiv gefertigter Proben aus HSS6-5-2C nach dem Vergüten

Die im Druckversuch bestimmten Materialkennwerte des Schnellarbeitsstahls HSS6-5-2C sind in Bild 39 dargestellt. Ähnlich wie die Härte weisen auch die unter Druck ermittelten Kennwerte eine Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt auf. Die Druckfließgrenze der mittels LSS hergestellten Proben liegt mit einem Wert von 2106 MPa (± 12 MPa) deutlich unter dem des konventionellen Referenzmaterials von 2702 MPa (± 26 MPa). Mit einer Druckfließgrenze von 2425 MPa (± 39 MPa) ist die Festigkeit des mittels LPAS verarbeiteten Materials genau zwischen dem Referenzwerkstoff und den Proben aus dem LSS. Die Auswertung der technischen Spannung nach 12 % Stauchung weist eine ähnliche Abhängigkeit auf.

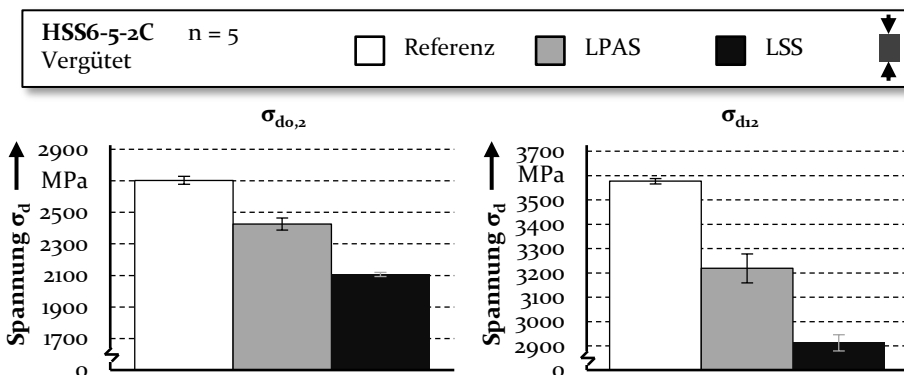


Bild 39: Fließbeginn ($\sigma_{do,2}$) und Fließspannung bei 12 % Stauchung (σ_{d12}) der aus HSS6-5-2C additiv gefertigten Prüfkörper nach dem Vergüten

Aufgrund des wenig duktilen Verhaltens des Schnellarbeitsstahls ist anhand der in Bild 40 aufgeführten Ergebnisse zur Kennwertermittlung unter Zugbelastung ein positiver Effekt der Abweichungen der Legierungszusammensetzung auszumachen. Diese resultieren vorwiegend durch ein späteres Versagen der Proben aufgrund einer erhöhten Duktilität. Die mittels LSS gefertigten Proben erreichen eine Zugfestigkeit von 1793 MPa (± 40 MPa) und übersteigen so die Festigkeit von 1620 MPa (± 283 MPa) [63] des durch Guss hergestellten Materials. Das mittels LPAS verarbeitete Material übersteigt diesen Wert mit einer Zugfestigkeit von 2274 MPa (± 51 MPa) signifikant.

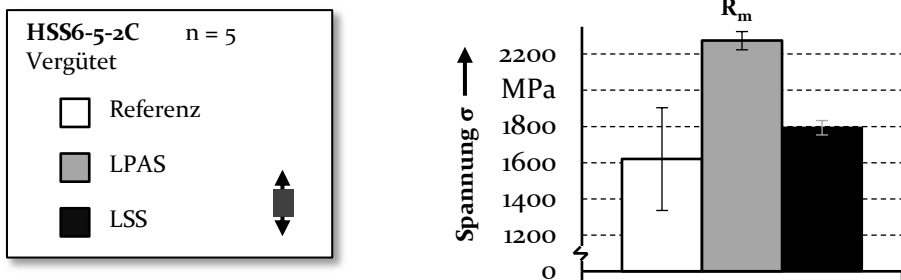


Bild 40: Zugfestigkeit (R_m) der aus HSS6-5-2C additiv gefertigten Prüfkörper nach dem Vergüten

5.2.3 Werkstoffeigenschaften nach dem Anlassen ohne Härten

Wie in Abschnitt 4.4 beschrieben, erfolgt neben der Analyse der additiv gefertigten Prüfkörper ohne Wärmebehandlung und nach dem Vergüten noch die Untersuchung der Werkstoffeigenschaften nach einer weiteren Wärmebehandlungsstrategie. Nachdem während der laserbasierten additiven Fertigung die schnelle Abkühlung des Werkstoffs aus der Schmelze ein Härten hervorruft, entfällt dieser Prozessschritt in der Nachbehandlung und der Werkstoff wird direkt angelassen. Dies bietet die Möglichkeit, die langen Prozesszeiten der additiven Fertigung durch das Einsparen des Härten zu kompensieren. Der durch diese Wärmebehandlungsstrategie resultierende Härteverlauf im additiv verarbeiteten Warmarbeitsstahl X37CrMoV5-1 ist in Bild 41 aufgeführt.

Die mittlere Härte des mittels LSS verarbeiteten Materials ist gleich der mittleren Härte des durch LPAS verarbeiteten Werkstoffs und erreicht circa einen Wert von 700 HV_{0,05}. Dies übertrifft die Härte von 580 HV_{0,05} des konventionellen Materials signifikant. Die erhöhte Härte kann im

Einsatz eine Reduzierung des mechanischen Verschleißes begünstigen und so zu einer Verlängerung der Werkzeugstandzeit führen.

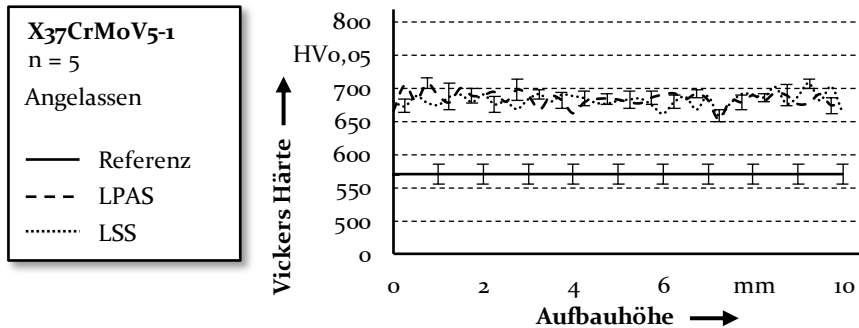


Bild 41: Härteverlauf additiv gefertigter Proben aus X₃₇CrMoV₅₋₁ nach dem Anlassen ohne Härten

Auch die in Bild 42 dargestellten Ergebnisse der im Druckversuch ermittelten Kennwerte zeigen eine Angleichung der aus den verschiedenen additiven Verfahren resultierenden Eigenschaften nach dem Anlassen ohne vorheriges Härten. Besonders für den aus dem im LSS Verfahren verarbeiteten Werkstoff ist dies eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften gegenüber dem Zustand nach der additiven Fertigung ohne Wärmebehandlung.

Die Druckfließgrenze der mittels LSS gefertigten Proben erreicht nach dem Anlassen ohne vorheriges Austenisieren einen Wert von 1970 MPa (± 16 MPa), was gegenüber der Fließgrenze nach der additiven Fertigung ohne Wärmebehandlung einer Steigerung um 40% entspricht. Auch gegenüber dem vergüteten Werkstoff wird die Fließgrenze durch das Anlassen ohne vorheriges Härten um 16 % verbessert. Mit einem Wert von 1941 MPa (± 14 MPa) erhöht sich die Fließgrenze des mittels LPAS verarbeiteten Materials durch das Anlassen ohne Härten um 9 % gegenüber dem Zustand nach der additiven Fertigung ohne Wärmebehandlung. Verglichen mit dem vergüteten Zustand des durch LPAS verarbeiteten Materials ist dies sogar eine Erhöhung um 18 %. Auch die Druckfließgrenze des Referenzmaterials von 1653 MPa (4 MPa) wird durch das Anlassen des additiv verarbeiteten Materials ohne Härten um circa 300 MPa übertroffen.

Ein ähnliches Ergebnis resultiert durch die Auswertung der technischen Spannung nach 30 % Stauchung. Die aus dem LSS Prozess stammenden Proben erreichen eine technische Spannung von 3556 MPa (± 27 MPa), der mittels LPAS verarbeitete Werkstoff eine technische Spannung von 3639 MPa (± 25 MPa). Die Ergebnisse beider Prozesse liegen somit circa

500 MPa über der technischen Spannung des Referenzwerkstoffs von 3122 MPa (± 23 MPa).

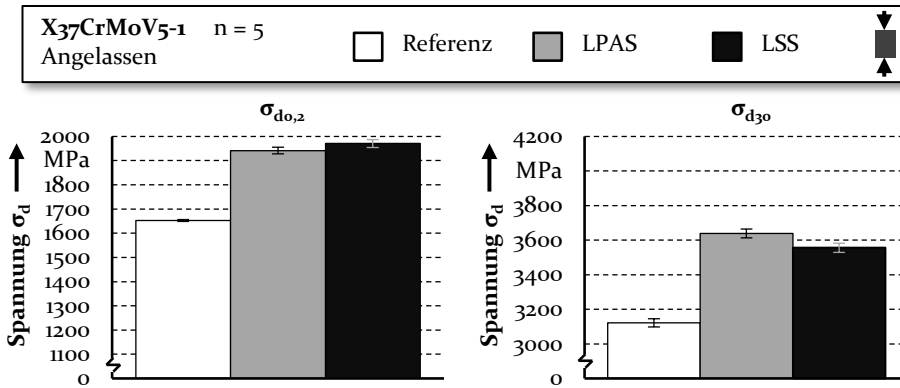


Bild 42: Fließbeginn ($\sigma_{d0,2}$) und Fließspannung bei 30 % Stauchung (σ_{d30}) der aus X₃₇CrMoV₅₋₁ additiv gefertigten Prüfkörper nach dem Anlassen ohne Härten

Vom Fließbeginn bis zu 30 % Stauchung resultiert somit an den im LSS Prozess gefertigten Proben eine Verfestigung des Werkstoffs um circa 80 %. Bei den aus dem LPAS Prozess stammenden Proben beträgt die Verfestigung 87 % und entspricht somit annähernd der Verfestigung des Referenzmaterials von 88 %. Trotz des ähnlichen Verfestigungsverhaltens der durch additive Fertigung hergestellten Prüfkörper gegenüber dem konventionell verarbeiteten Werkstoff weisen diese nach 30 % Stauchung teilweise Risse auf, weshalb hier die maximale Umformung erreicht wurde. Der vergütete Referenzwerkstoff konnte in den durchgeführten Versuchen noch eine weitere Umformung ohne Versagen ertragen. Da jedoch schon ein Fließen des Werkstoffs ein Werkzeugversagen darstellt, ist das weitere Fließverhalten lediglich ein Aspekt zur Beurteilung des Bruchversagens von Werkzeugen, welches für die Arbeitssicherheit bei der Konstruktion zu berücksichtigen ist.

Unter dem Aspekt der Duktilität sind die in Bild 43 dargestellten Kennwerte unter Zugbelastung noch von größerer Bedeutung. Das mittels LPAS verarbeitete Material erreicht dabei eine Streckgrenze von 1634 MPa (± 9 MPa) und übertrifft damit auch unter Zugbelastung die Streckgrenze von 1508 MPa (± 15 MPa) des konventionell verarbeiteten Referenzwerkstoffs. Bei einer Schichthöhe von 50 μm erreichen die mittels LSS gefertigten Prüfkörper mit 1632 MPa (± 8 MPa) eine ähnliche Streckgrenze wie die aus dem LPAS Prozess stammenden Proben. Wird die Schichtdicke auf 25 μm halbiert, steigt der Fließbeginn bis auf eine technische Spannung von 1827 MPa (± 16 MPa). Dies ist auf eine feinere Kornstruktur

zurückzuführen, die aus der hohen Fertigungsauflösung des Prozesses resultiert. Durch die Reduzierung der Schichtdicke wird das Schmelzvolumen der einzelnen Inkremente während der additiven Fertigung verringert, wodurch das Volumen, innerhalb dessen sich beim Erstarren Körner bilden können, stark limitiert ist.

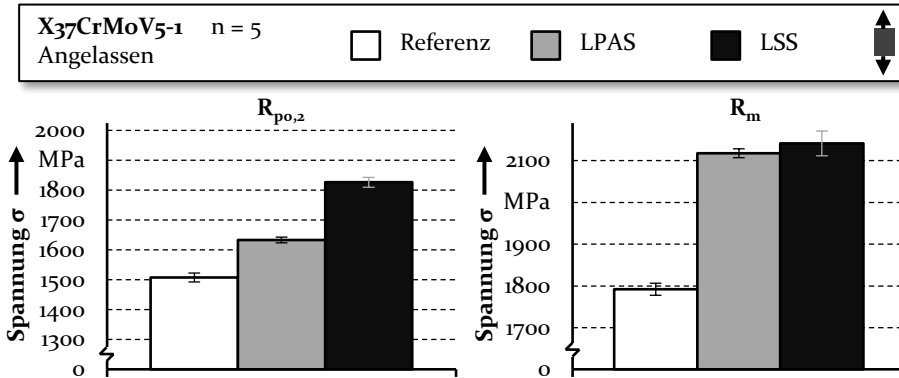


Bild 43: Streckgrenze ($R_{p0.2}$) und Zugfestigkeit (R_m) der aus X37CrMoV5-1 additiv gefertigten Prüfkörper nach dem Anlassen ohne Härten

Auch die Zugfestigkeit der Prüfkörper beider additiven Verfahren übertrifft nach dem Anlassen ohne Härten die Festigkeit des Referenzwerkstoffs von 1792 MPa (± 15 MPa). Aufgrund der höheren Festigkeit ist die Bruchdehnung zwar geringer als die der Referenzproben, jedoch tritt das Versagen des Werkstoffs erst nach einer Einschnürung ein. Ein Überschreiten der Zugfestigkeit während des Umformprozesses verursacht somit zunächst nur eine plastische Verformung des Werkzeugs und eine Schädigung des Werkstoffs. Durch die Überwachung des Prozesses kann so ein Werkzeugversagen noch vor einem Werkzeugbruch detektiert werden.

Die in Bild 44 dargestellten Ergebnisse der Härtemessung des Schnellarbeitsstahls HSS6-5-2C weisen einen ähnlichen Verlauf wie nach der additiven Fertigung ohne weitere Wärmebehandlung auf. Trotz der Abweichungen des Kohlenstoffanteils entsprechen die ermittelten Härtewerte der additiv verarbeiteten Materialien im Mittel denen des Referenzwerkstoffs. Der leichte Anstieg der Härte in Aufbaurichtung und auch die starken Schwankungen der einzelnen Messpunkte in den mittels LSS gefertigten Proben sind auch nach dem Anlassen ohne vorheriges Austenitisieren vorhanden. Auch die Reduktion der Härte in der Probenmitte der aus dem LPAS Prozess stammenden Prüfkörper wird durch diese Wärmebehandlung kaum verändert. Dies legt nahe, dass die Inhomogenitäten der Härte nicht von Anlassprozessen während der additiven Fertigung resultieren, sondern

unterschiedliche Gefüge vorliegen, die erst wieder durch das Überschreiten der AC_3 -Temperatur umgewandelt werden. Die moderate Temperatur beim Anlassen reicht nicht aus, um Diffusionsvorgänge im Stahl stattfinden zu lassen, die ein homogenes Gefüge erzeugen könnten.

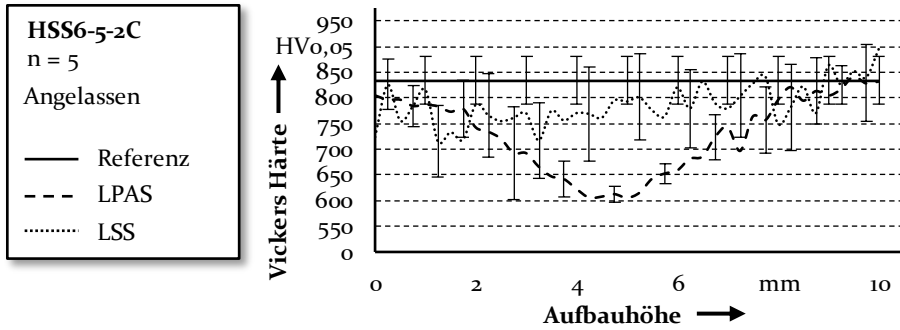


Bild 44: Härteverlauf additiv gefertigter Proben aus HSS6-5-2C nach dem Anlassen ohne Härten

Anders als beim Warmarbeitsstahl übersteigt die in Bild 45 abgebildete Fließgrenze des additiv verarbeiteten Schnellarbeitsstahls nach dem Anlassen ohne vorheriges Austenitisieren unter Druckbelastung nicht den Wert des Referenzwerkstoffs. Für die mittels LPAS gefertigten Elemente wird ein Fließbeginn unter Druckbelastung von 2316 MPa (± 29 MPa) ermittelt. Dieser entspricht in etwa dem Druckfließbeginn der mittels LSS gefertigten Proben von 2374 MPa (± 25 MPa). Damit liegt die Fließgrenze der Proben aus beiden additiven Fertigungsverfahren über 200 MPa unter der des Referenzwerkstoffs von 2703 MPa (± 26 MPa).

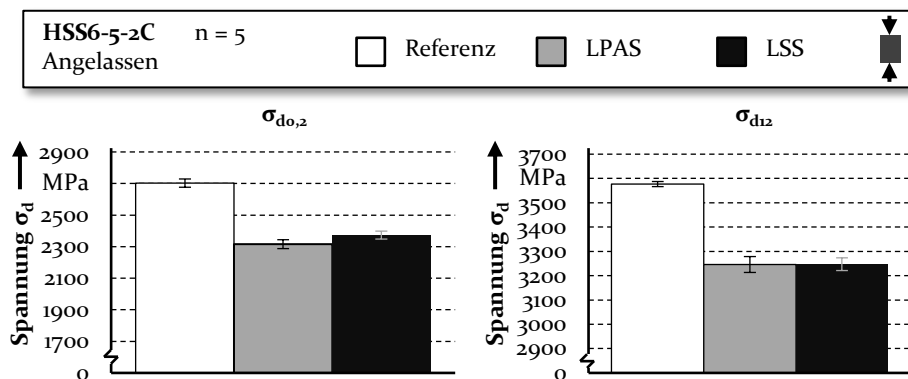


Bild 45: Fließbeginn ($\sigma_{d0,2}$) und Fließspannung bei 12 % Stauchung (σ_{d12}) der aus HSS6-5-2C additiv gefertigten Prüfkörper nach dem Anlassen ohne Härten

Ein ähnliches Ergebnis ergibt die Auswertung der technischen Spannung bei 12 % Stauchung. Für beide additiven Verfahren wird dabei ein Wert von 3247 MPa (± 29 MPa) ermittelt, wohingegen der Referenzwerkstoff eine Festigkeit von 3577 MPa (± 11 MPa) erreicht. Dass die ermittelten Kennwerte unterhalb des Referenzwerkstoffs liegen, ist zum einen auf die Abweichungen der chemischen Zusammensetzung zurückzuführen, zum anderen resultieren diese auch aus dem inhomogenen Gefüge, das neben Martensit auch teilweise aus dem weicheren Bainit besteht.

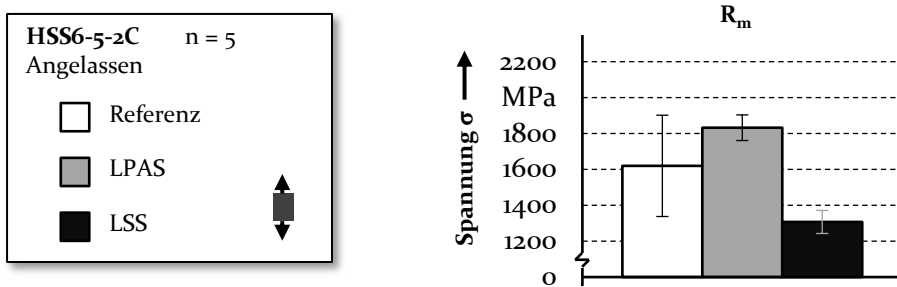


Bild 46: Zugfestigkeit (R_m) der aus HSS6-5-2C additiv gefertigten Prüfkörper nach dem Anlassen ohne Härten

Unter Zugbelastung weisen die in Bild 46 aufgeführten Ergebnisse des Schnellarbeitsstahls im Vergleich mit dem Referenzwerkstoff eine Verbesserung der Kennwerte auf. Als Referenz wird wieder das mittels Guss hergestellte und anschließend vergütete Material von Kempen et al. [63] mit einer Zugfestigkeit von 1620 MPa (± 283 MPa) herangezogen. Mit einer Zugfestigkeit von 1307 MPa (± 64 MPa) liegt der Mittelwert der aus dem LSS kommenden Proben zwar unter dem Wert der Referenz, jedoch liegt unter Berücksichtigung der Standardabweichung eine Überschneidung der Kennwerte vor. Als Ursache der reduzierten Zugfestigkeit ist das Vorkommen kleiner Poren anzunehmen, die durch die in Abschnitt 5.1.5 vorgestellten Gefügeuntersuchungen ermittelt wurden. Die mit dem LPAS hergestellten Prüfkörper weisen eine Zugfestigkeit von 1833 MPa (± 71 MPa) auf, wobei auch hier eine Überschneidung mit dem Referenzwerkstoff vorliegt. Zusammenfassend sind die Zugfestigkeiten der untersuchten Proben ähnlich denen des Referenzwerkstoffs, sodass die durch die additiven Fertigungsprozesse verarbeiteten Werkstoffe die Anforderungen des konventionell verarbeiteten Referenzmaterials erfüllen.

5.3 Einfluss der additiven Fertigung auf den Grundkörper

Einer der entscheidenden Nachteile der additiven Fertigung ist eine gegenüber klassischen Fertigungsverfahren vergleichsweise lange Prozesszeit. Da Werkzeuge in der Regel massiv aufgebaut sind, um die auftretenden Kräfte während der Umformung aufnehmen zu können, ist die wirtschaftliche Fertigung ganzer Umformwerkzeuge durch die Verwendung additiver Verfahren kaum umzusetzen. Nachdem die laserbasierte additive Fertigung eng mit dem Auftragschweißen verwandt ist, wird im Rahmen dieser Arbeit der Ansatz zur hybriden Fertigung der Werkzeuge verfolgt. Dabei werden massive Elemente mit relativ großen Volumina mittels konventioneller Fertigungstechnologien hergestellt. Geometrisch komplizierte Aktivelemente werden anschließend mittels additiver Verfahren ergänzt. Für das Aufbringen solcher Elemente auf schon vorgeformte Grundkörper, muss das additive Fertigungsverfahren eine hohe Flexibilität für das Auftragen aufweisen. Diese Freiheiten zur additiven Fertigung auf Freiformflächen bietet das LPAS. Die besondere Herausforderung bei der hybriden Fertigung ist der Einfluss der während der additiven Fertigung auftretenden Temperaturen. Da die laserbasierte additive Fertigung auf dem Prinzip des Auftragschweißens aufbaut, stellt auch bei einem hybrid gefertigten Bauteil die Wärmeinflusszone (WEZ) aufgrund unterschiedlicher Gefügeumwandlungen eine potenzielle Schwachstelle dar. Zudem kann vor allem bei kleinen Substraten die eingebrachte Wärme zur Erwärmung des gesamten Bauteils führen, sodass Gefügeumwandlungen und dadurch Änderungen der mechanischen Eigenschaften im Grundkörper stattfinden.

Wie in Abschnitt 2.2.2 beschrieben, hat das vorliegende Gefüge Auswirkungen auf die resultierenden Eigenschaften nach einer Wärmebehandlung. Um den Einfluss der verschiedenen Gefügestände auf die mechanischen Eigenschaften zu ermitteln, werden, wie in Abschnitt 4.4 beschrieben, Wärmebehandlungen an Proben aus Grundmaterial durchgeführt und diese anschließend vergütet. Die Temperaturen und die Halte- und Abkühl-dauern werden dabei unter Zuhilfenahme entsprechender Zeit-Temperatur-Austenitisierung (ZTA) sowie Zeit-Temperatur-Umwandlung (ZTU) Schaubilder derart angepasst, sodass alle für die jeweilige Legierung vorkommenden Zustände eingestellt werden. Anhand von Gefügeuntersuchungen wird das entstandene Gefüge bewertet. Durch anschließendes Vergüten wird untersucht, ob die Gefügeumwandlungen der WEZ und des

Substrats einen Einfluss auf ein einsatzfertiges, hybrid gefertigtes Werkzeug haben.

Warmarbeitsstahl X₃₇CrMoV₅₋₁

Um für den Warmarbeitsstahl X₃₇CrMoV₅₋₁ die unterschiedlichen Gefügestände zu realisieren, werden die in Abschnitt 4.4 aufgeführten Glühtemperaturen angewandt. Das resultierende Gefüge ist in Bild 47 gezeigt.

Bis zu einer Glühtemperatur von 780 °C weisen die behandelten Proben ein weichgeglühtes, vorwiegend ferritisches Gefüge auf. Die gebildeten Karbide liegen einzeln stochastisch verteilt im Gefüge vor und sind in der in Bild 47 dargestellten Ätzung als schwarze Punkte zu erkennen. Bei einer Glühtemperatur von 870 °C nimmt die Anzahl der Karbide ab, wohingegen vereinzelte austenitische Bereiche entstehen. Erst durch die Verwendung einer Farbätzung nach Beraha I sind die Änderungen des Gefüges zu erkennen. Nach der Wärmebehandlung liegen noch Ferritin Inseln vor, jedoch haben sich weite Bereiche in Martensit umwandeln. Das Gefüge nach dem Glühen des Werkstoffs bei einer Temperatur von 950 °C besteht annähernd vollständig aus Martensit und fein verteilten Karbiden. Aufgrund der Glühtemperatur unterhalb der Ac₃-Temperatur entsteht bei der Abkühlung ein relativ hoher Anteil an Restaustenit. Nach einer vollständigen Austenitisierung bei 1100 °C sind auch bei der Ätzung mit V₂A-Beize signifikante Unterschiede gegenüber den zuvor ermittelten Gefügeständen zu erkennen. Aufgrund der hohen Glühtemperatur und der relativ langen Glühdauer entstehen während der Wärmebehandlung grobe Körner, deren Korngrenzen auch nach dem Abkühlen, wie in Bild 47 gezeigt, noch gut zu erkennen sind.

Durch eine Farbätzung nach Beraha I kann nach dieser Wärmebehandlung Plattenmartensit nachgewiesen werden, welcher durch ausgeprägte platten- und nadelförmige Kristalle gekennzeichnet ist. Die in den Schliffen erfassten Karbide sind in diesem Gefüge nicht mehr zu erkennen, was für deren homogene Verteilung spricht. Die Unterschiede der Gefüge können durch die Härtemessungen bestätigt werden. Bis zu einer Glühtemperatur von 780 °C liegt weichgeglühtes Gefüge mit einer Härte von circa 200 HV₁₀ vor. Erst bei höheren Temperaturen, bei denen während des Glühens eine Austenitbildung stattfindet, welche beim Abkühlen in Martensit resultiert, weist die in Bild 48 dargestellte Härte einen Anstieg auf. Entsprechend dem Martensitanteil und der homogenen Karbidverteilung steigt die Härte für die Glühtemperaturen von 870 °C, 950 °C und 1100 °C auf bis zu 670 HV₁₀ an, was schon über der Einsatzhärte von 550 HV liegt.

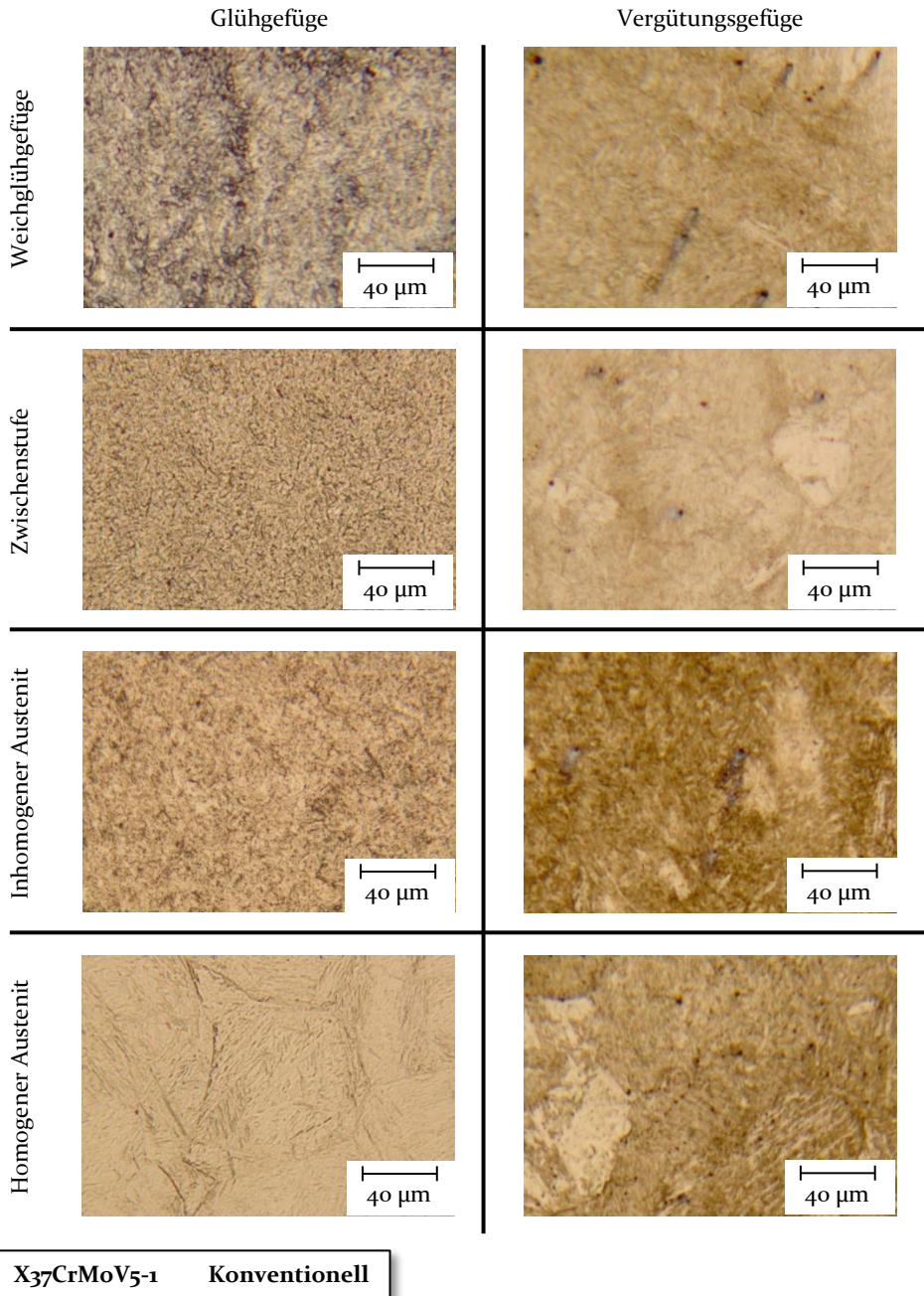


Bild 47: Gefügeanalyse des Substratmaterials aus X₃₇CrMoV₅₋₁ vor und nach dem Vergüten unterschiedlicher Ausgangsgefüge

Nach dem Vergüten der zuvor wärmebehandelten Proben sind keine wesentlichen Unterschiede zwischen den Proben zu erkennen. Das Gefüge ist von angelassenem Martensit geprägt und weist eine unregelmäßige Zusammensetzung auf. Innerhalb dieser Bereiche ist allerdings ebenfalls eine feinnadelige Martensitstruktur zu erkennen. Zwischen den Nadeln sind, durch schwarze Punkte zu identifizieren, Karbide eingelagert. Diese setzen sich ebenfalls als Linienanhäufungen an Korngrenzen ab.

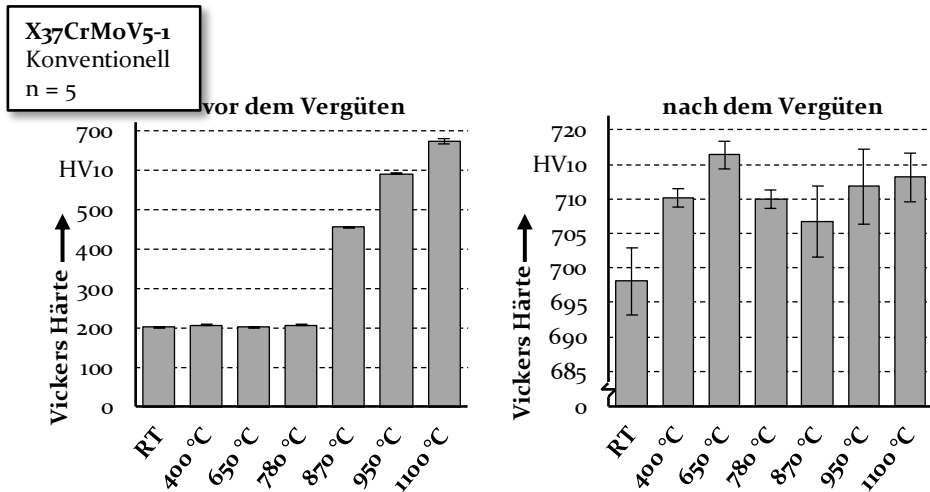


Bild 48: Mittlere Härte des Substratmaterials aus X₃₇CrMoV₅₋₁ vor und nach dem Vergüten nach unterschiedlichen Glühbehandlungen

Trotz der vor dem Vergüten signifikanten Unterschiede der vorliegenden Gefüge können nach dem Vergüten mittels Mikroskopie keine Unterschiede festgestellt werden. Die durchgeführten Härtemessungen bestätigen diese Erkenntnis. Zwischen dem niedrigsten gemessenen Wert von 540 HV₁₀ (± 7 HV₁₀) bei der unbehandelten Referenzprobe und dem höchsten Messwert von 575 HV₁₀ (± 3 HV₁₀) liegt lediglich eine Differenz von 35 HV₁₀, was einer Abweichung von unter 10 % entspricht und somit zu vernachlässigen ist.

Nach dem Vergüten weist die in Bild 49 dargestellte Auswertung des Fließbeginns unter Druckbelastung für den als Referenz verwendeten, nicht vorbehandelten Werkstoff eine Fließgrenze von circa 1690 MPa (± 8 MPa) auf. Die geringste Festigkeit von 1643 MPa (± 5 MPa) wird für den Behandlungszustand mit einer Glühtemperatur knapp oberhalb der T_{M_s} ermittelt. Die Differenz zwischen dem niedrigsten Wert und dem Referenzwerkstoff liegt somit bei unter 3 % der gemessenen Fließgrenze. Eine Auswertung der Druckversuche bei einer Stauchung von 20 % ergibt ein ähnliches Ergebnis.

Unter Druckbelastung ist somit kein signifikanter Einfluss des Ausgangsgefüges auf die mechanischen Eigenschaften nach dem Vergüten messbar.

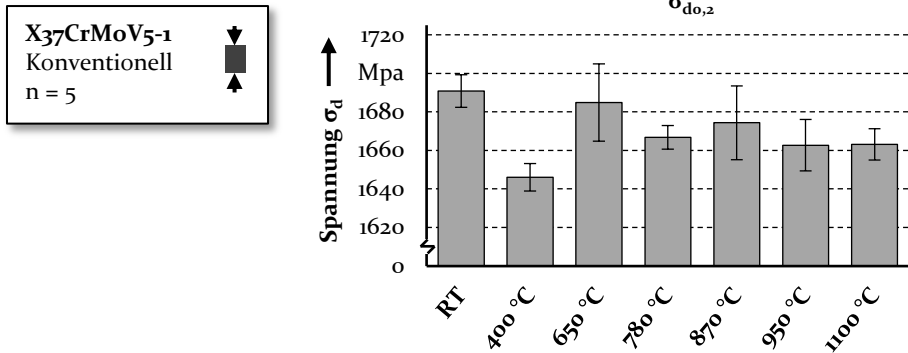


Bild 49: Fließbeginn ($\sigma_{do,2}$) des Substratmaterials aus X37CrMoV5-1 nach dem Vergüten unterschiedlicher Ausgangsgefüge

Unter Zugbelastung weisen die in Bild 50 dargestellten mechanischen Kennwerte noch geringere Schwankungen zwischen den unterschiedlichen Gefügeständen auf. Die Mittelwerte der Streckgrenze variieren lediglich um 11 MPa, die der Zugfestigkeit um 14 MPa. Für beide Materialkennwerte liegen somit alle ermittelten Mittelwerte innerhalb der Standardabweichung der Einzelversuche, weshalb die Schwankungen vernachlässigt werden können.

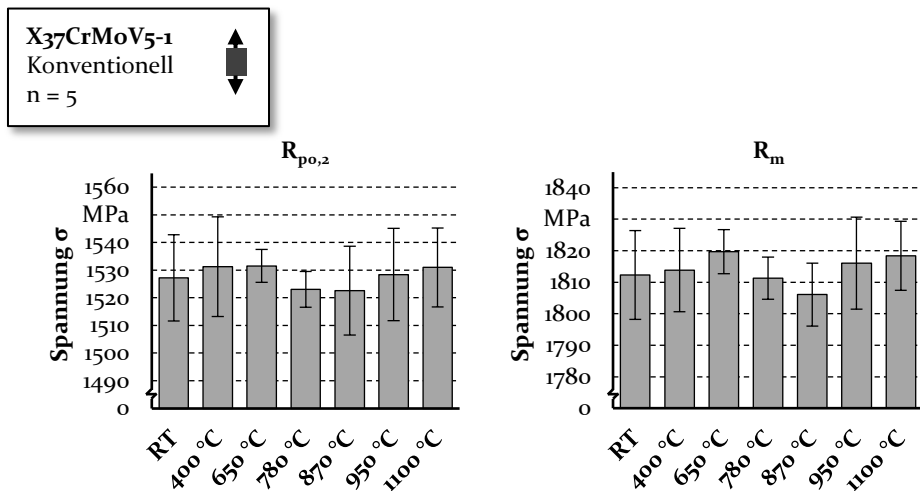


Bild 50: Streckgrenze ($R_{p0,2}$) und Zugfestigkeit (R_m) des Substratmaterials aus X37CrMoV5-1 nach dem Vergüten unterschiedlicher Ausgangsgefüge

Schnellarbeitsstahl

Zur Bewertung des Schnellarbeitsstahls wird der oben beschriebene Versuchsplan analog zum Warmarbeitsstahl durchgeführt. Die Ergebnisse der Auflichtmikroskopie zur Ermittlung der im Schnellarbeitsstahl eingestellten Gefügestände vor und nach dem Vergüten sind in Bild 51 dargestellt. Aufgrund der Gemeinsamkeiten, wird von den Weichglühgefügen exemplarisch nur das bei 850 °C geglühte Gefüge aufgeführt. Erst ab höheren Temperaturen treten sichtbare Veränderungen des Gefüges auf.

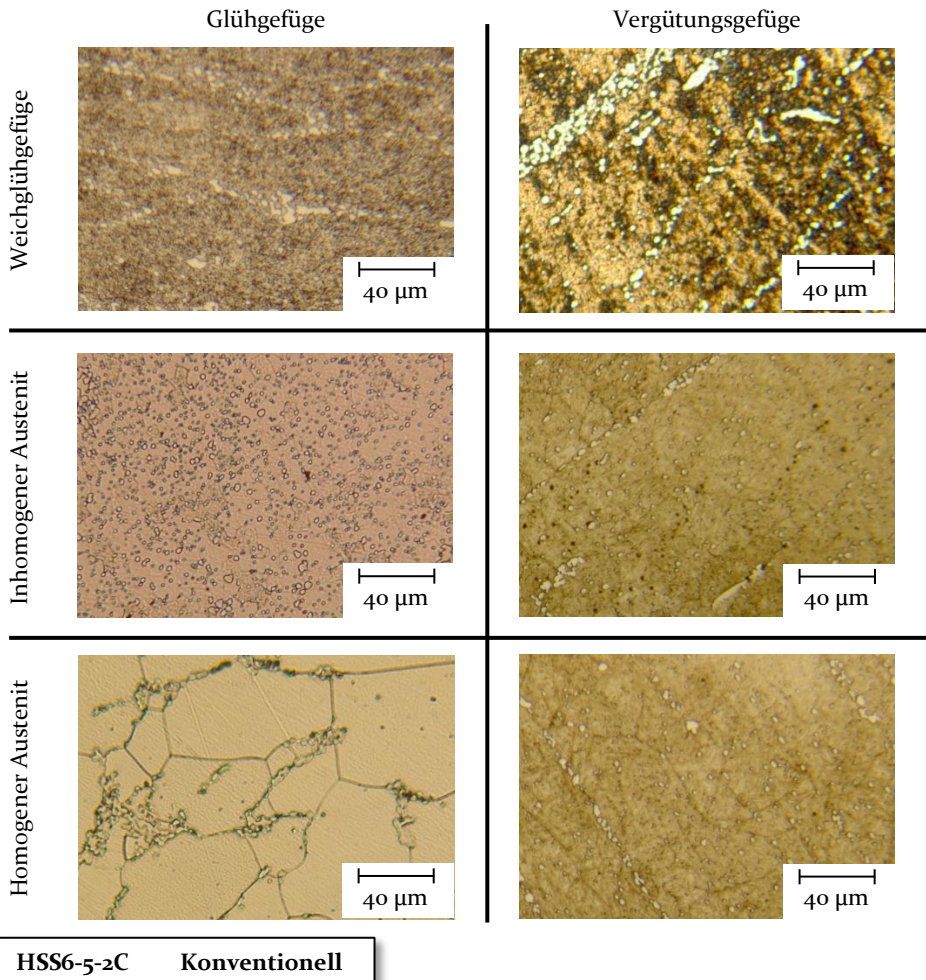


Bild 51: Gefügeanalyse des Substratmaterials aus HSS6-5-2C vor und nach dem Vergüten unterschiedlicher Ausgangsgefüge

Eine Erhöhung der Glüh Temperatur auf 950 °C führt zu einem homogenen austenitischen Gefüge während des Glühens. Bei dieser Temperatur findet während des Glühens jedoch keine vollständige Umwandlung des Gefüges statt, weshalb ein inhomogenes austenitisches Gefüge resultiert. Bei der Abkühlung entsteht deshalb ein erhöhter Anteil an Restaustenit. Auch die vorhandenen Karbidanhäufungen werden bei dieser Temperatur noch nicht gelöst und liegen annähernd unverändert im Gefüge vor. Erst eine Glüh Temperatur von über 1100 °C führt zu einer vollständigen Lösung aller Legierungselemente.

Das daraus resultierende, in Bild 51 dargestellte Gefüge weist gegenüber den zuvor untersuchten Zuständen eine stark erhöhte Korngröße auf. Diese stammt aus einer verstärkt auftretenden Austenitkornvergrößerung nahe der Solidustemperatur. Die vorwiegend an den Korngrenzen rundlich erscheinenden Bereiche bestehen teilweise aus Restaustenit oder stellen, ähnlich wie in den vorherigen Aufnahmen, Karbidanhäufungen dar.

Die Anzahl dieser Bereiche hat gegenüber den zuvor untersuchten Wärmebehandlungen abgenommen, was auf eine Homogenisierung der karbidbildenden Elemente im Gefüge hinweist. Besonders die Erhöhung des Martensitanteils im Gefüge kann auch durch die in Bild 52 aufgeführten Härtemessungen nachgewiesen werden. Bis zu der Stufe des Spannungsarmglühens bei 625 °C liegt die Härte auf einem niedrigen Niveau von 230 HV₁₀. Erst in den folgenden Behandlungsstufen erhöht sich die Härte sukzessive auf bis zu 750 HV₁₀.

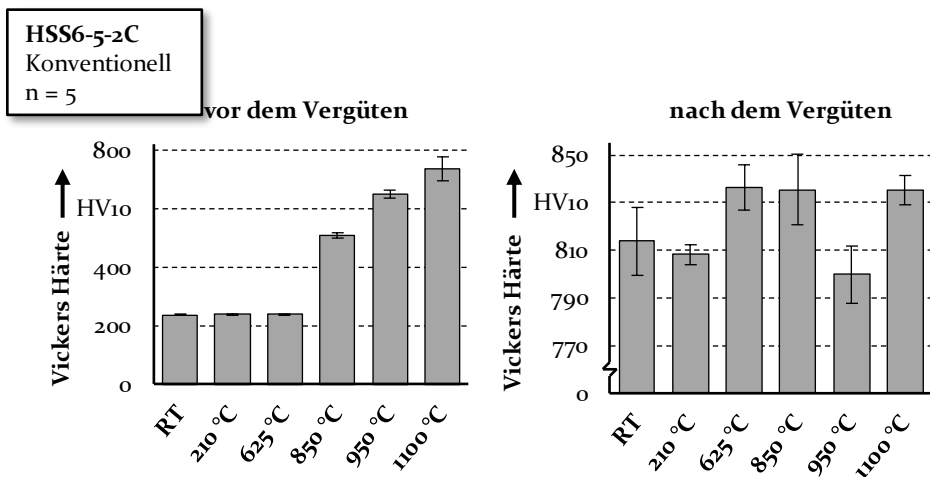


Bild 52: Mittlere Härte des Substratmaterials aus HSS6-5-2C vor und nach dem Vergüten nach unterschiedlichen Glühbehandlungen

Nach dem Vergüten sind die Gefüge der zuvor durchgeführten unterschiedlichen Wärmebehandlungen annähernd gleich. Wie in der rechten Spalte in Bild 51 dargestellt, liegt nach dem Vergüten ein vorwiegend martensitisches Gefüge mit großen Primär- und kleinen Sekundärkarbiden vor. Größere Karbidanhäufungen, wie sie noch vor dem Vergüten zu sehen sind, liegen nun nicht mehr vor.

Dies kann anhand der in Bild 52 b) aufgeführten Härtemessungen bestätigt werden. Nach dem Vergüten sind keine signifikanten Unterschiede in der Härte zu ermitteln. An den Proben, welche vor dem Vergüten bei 625 °C und 850 °C im Bereich des Spannungsarmglühens vorbehandelt wurden, sowie an der zuvor austenitisierten Probe ist gegenüber der unbehandelten Referenz eine erhöhte Härte festzustellen. Ein Härte minimum wird für den bei 950 °C geglühten Zustand gemessen. Alle gemessenen Werte erreichen hinsichtlich der Härte die für den Werkstoff HSS6-5-2C geforderten Anforderungen.

Auch die in Bild 53 dargestellten ermittelten mechanischen Kennwerte unter Druckbelastung weisen keine signifikanten Einflüsse der unterschiedlichen Glühtemperaturen auf. Für die bei 850 °C geglühten Proben liegt einem Fließbeginn von 2517 MPa (± 6 MPa) ein Maximum vor, wohingegen bei 625 °C mit 2486 MPa (± 13 MPa) ein Minimum der ermittelten Fließgrenze unter Druck zu erkennen ist. Die Streuung zwischen dem über alle Versuchsreihen gemessenen maximalen und minimalen Wert beträgt bezogen auf die Festigkeit der Referenzproben lediglich 2,5 % und ist demnach zu vernachlässigen.

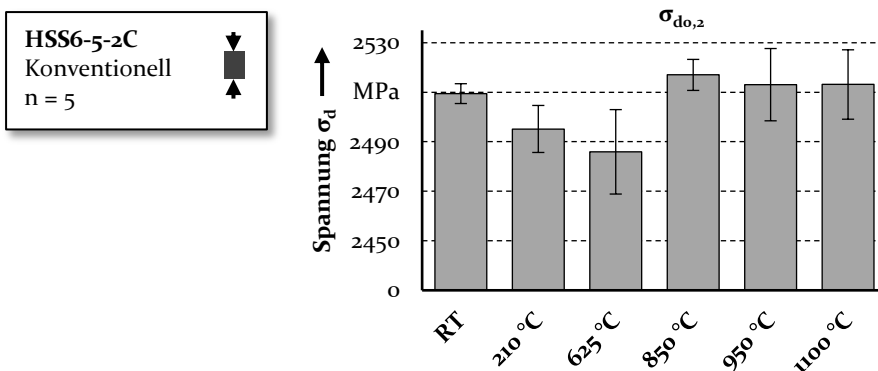


Bild 53: Fließbeginn ($\sigma_{d0,2}$) des Substratmaterials aus X37CrMoV5-1 nach dem Vergüten unterschiedlicher Ausgangsgefüge

5.4 Erkenntnisse zu den Untersuchungen der Wärmebehandlung

Anhand der in Abschnitt 5.1 und 5.2 vorgestellten Ergebnisse kann dargelegt werden, dass die unterschiedlichen Wärmebehandlungsstrategien einen signifikanten Einfluss auf die resultierenden Werkstoffeigenschaften der additiv verarbeiteten Werkzeugstähle besitzen. Für die Auslegung einer Wärmebehandlungsstrategie für additiv verarbeitete Werkzeugstähle ist besonders die thermische Historie und der daraus resultierende Gefügestand durch den Fertigungsprozess zu berücksichtigen. Führen die Prozessbedingungen zu einem inkrementellen Härten des Werkstoffs, so kann das Glühen über der AC_3 -Temperatur im Nachgang übersprungen und das Werkstück direkt angelassen werden. Aufgrund des inkrementellen Aufbaus mit einer impliziten Härtung resultieren hieraus Werkstoffeigenschaften, die durch konventionelle Fertigungsverfahren nicht zu erzeugen sind. Dies kann positive Auswirkungen auf die Standzeit additiv gefertigter Werkzeuge haben.

Wenn die Prozesswärme jedoch eine martensitische Umwandlung des Gefüges verhindert und bainitisches oder perlitisches Gefüge entsteht, ist eine konventionelle Wärmebehandlung, wie sie aktuell für Werkzeugwerkstoffe durchgeführt wird, zu empfehlen. Hierdurch homogenisiert sich das während der additiven Fertigung entstehende Gefüge und die resultierenden Werkstoffeigenschaften der additiv gefertigten Bauteile gleichen denen von konventionell gefertigten Elementen.

Bei der Strategie einer hybriden Fertigung von Umformwerkzeugen haben die während des Fertigungsprozesses eintretenden Gefügeumwandlungen, nach einem anschließenden Vergüten keinen wesentlichen Einfluss auf die statischen mechanischen Eigenschaften. Um auch bei hybrid gefertigten Werkzeugen den Prozessschritt des nachgelagerten Härtens streichen, muss dies für den Grundkörper schon vor der additiven Fertigung erfolgen. Etwaige Schwächungen des Werkstoffs durch Weichglühmechanismen sind dahingehend noch zu untersuchen.

6 Einsatzverhalten additiv gefertigter Werkzeuge

Die Überprüfung des zu erwartenden Werkstoffverhaltens im praktischen Einsatz erfolgt anhand von Umformversuchen. Für die Ermittlung der Reibbedingungen wird unter Laborbedingungen der im Abschnitt 4.7.1 beschriebene Double Cup Extrusion (DCE) Test durchgeführt. Hierbei liegt der Fokus auf dem Vergleich zwischen konventionell und additiv gefertigten Werkzeugen. Des Weiteren wird in Kooperation mit einem in der Warmmassivumformung tätigen Unternehmen eine Standzeituntersuchung an Schmiedegesenken durchgeführt.

Neben dem Vergleich der Reibung zwischen additiv und konventionell gefertigten Werkzeugen wird auch der Einfluss der Werkzeugherstellung auf gängige Beschichtungsverfahren analysiert. Für die im Folgenden beschriebenen Versuche werden deshalb Matrizen mit drei unterschiedlichen Bearbeitungsstrategien hergestellt. Besonders in der Kaltmassivumformung gehört das Polieren der Oberfläche zu einem Standardverfahren in der Werkzeugherstellung [117], weshalb dieser Zustand als Referenz untersucht wird. Ein Nitrieren oder eine Beschichtung der polierten Oberfläche wird häufig zur Verschleißreduktion eingesetzt. Die im Folgenden beschriebenen Untersuchungen werden zusätzlich zu den polierten Werkzeugen noch an plasmanitrierten sowie an mittels PVD-Verfahren mit Titancarbo-nitrid (TiCN) beschichteten Matrizen durchgeführt.

6.1 Oberflächencharakterisierung der Versuchswerkzeuge

Für eine objektive Beurteilung der Reibung ist eine Untersuchung des vorliegenden tribologischen Systems erforderlich. Ein tribologisches System besteht dabei aus der Oberflächenbeschaffenheit des Werkzeugs, der Oberfläche des Werkstücks und dem verwendeten Schmierstoff. Für die Fertigung des Werkstücks ist zwar eine enge Oberflächentoleranz vorgegeben, jedoch variiert die Oberflächenbeschaffenheit zwischen den Teilen. Um diese Varianz adäquat zu berücksichtigen, werden für die Auswertung 15 Wiederholversuche durchgeführt. Für die Minimierung des Einflusses von Prozessschwankungen durch ein Einlaufverhalten, erfolgt die

Auswertung erst nach zehn Versuchsdurchläufen. Da Reste des auf die Werkstücke aufgetragenen Schmierstoffs während der Umformung an der Matrize haften bleiben, dienen diese Umformvorgänge zur Erreichung eines stationären Zustands. Die für die Umformtechnik relevante Gleitreibung resultiert durch eine Relativbewegung des Werkstücks im Werkzeug. Diese tritt im DCE-Test hauptsächlich in axiale Richtung an der Innenfläche der Matrize auf. Für die tribologischen Untersuchungen ist deshalb ausschließlich dieser Bereich relevant. Mittels des in Abschnitt 4.7.2 beschriebenen taktilen Messverfahrens werden über die Mantelfläche der Matrizenbohrung verteilt fünf Messstrecken in axiale Richtung aufgenommen nach den relevanten Rauheitskenngrößen R_a und R_z ausgewertet. Eine Gegenüberstellung der ermittelten Kennwerte der aus X37CrMoV5.1 gefertigten Matrizen ist in Bild 54 aufgeführt.

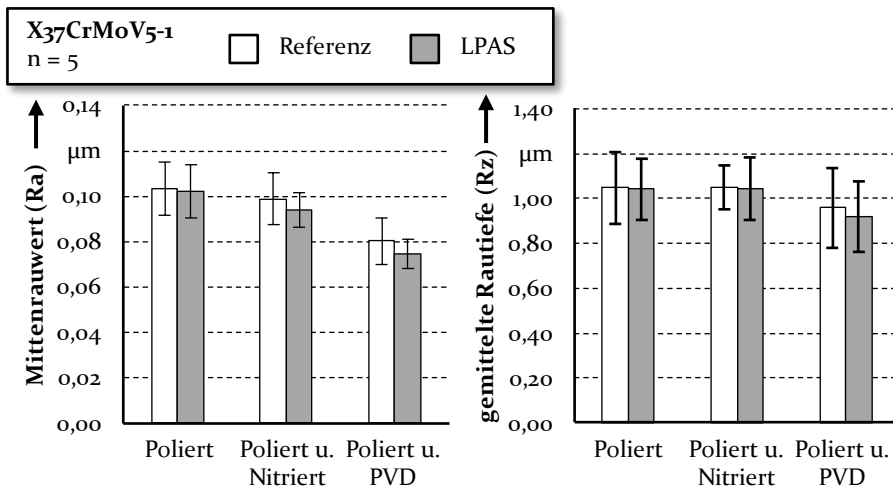


Bild 54: Gegenüberstellung des Mittenrauwerths und der gemittelten Rautiefe der konventionell und der mittels LPAS gefertigten DCE-Matrizen aus X37CrMoV5-1

Der Fokus dieser Arbeit liegt auf dem Einfluss der additiven Fertigung auf das Einsatzverhalten der Werkzeuge. Deshalb findet für die unterschiedlichen Herstellungsverfahren der Matrizen jeweils ein Vergleich der aus konventionellem Rundmaterial und der additiv gefertigten Werkzeuge statt. Nach dem Polieren erreicht der in Bild 54 dargestellte arithmetische Mittenrauwert (R_a) des aus konventionell Material hergestellten Werkzeugs nach dem Polieren einen Wert von $0,103 \mu\text{m}$ ($\pm 0,012 \mu\text{m}$). Mit einem R_a von $0,102 \mu\text{m}$ ($\pm 0,012 \mu\text{m}$) entspricht die Rauheit des mittels LPAS gefertigten Werkzeugs der des Referenzwerkzeugs. Ein nachträgliches Nitrieren der polierten Werkzeugoberfläche hat keinen signifikanten Einfluss auf den R_a , wobei die Werte mit $0,099 \mu\text{m}$ ($\pm 0,012 \mu\text{m}$) für die konventionell gefertigte

Matrize und $0,094 \mu\text{m}$ ($\pm 0,0076 \mu\text{m}$) für die additiv gefertigte Matrize minimal niedriger liegen als die der nicht nitrierten Werkzeuge. Das Auftragen einer TiCN Beschichtung reduziert den R_a um circa $0,02 \mu\text{m}$. Für das konventionell gefertigte Werkzeug ergibt sich somit ein R_a von $0,080 \mu\text{m}$ ($\pm 0,010 \mu\text{m}$). Die mittels LPAS gefertigte Matrize erreicht ein R_a von $0,074 \mu\text{m}$ ($\pm 0,006 \mu\text{m}$).

Der R_a -Wert ist vor allem für die Fertigung relevant, da dieser in der Konstruktion üblicherweise als Toleranz und als Anforderung für zu bearbeitende Oberflächen angegeben wird. Für das Einsatzverhalten in der Massivumformung stellt die gemittelte Rautiefe (R_z) eine geeignetere Größe dar, da diese auch Profilspitzen und -täler berücksichtigt, welche durch die Mittelung der Rauheit beim R_a gefiltert werden. Wie schon der R_a , weist auch R_z keine signifikanten Unterschiede zwischen den konventionell und den additiv gefertigten Werkzeugen auf. Nach dem Polieren liegt sowohl im unbehandelten Zustand als auch nach dem Nitrieren ein R_z von circa $1,04 \mu\text{m}$ ($\pm 0,13 \mu\text{m}$) vor. Das Aufbringen einer Beschichtung reduziert die R_z des konventionell gefertigten Werkzeugs auf $0,959 \mu\text{m}$ ($\pm 0,178 \mu\text{m}$), die der additiv gefertigten Matrize auf $0,918 \mu\text{m}$ ($\pm 0,157 \mu\text{m}$).

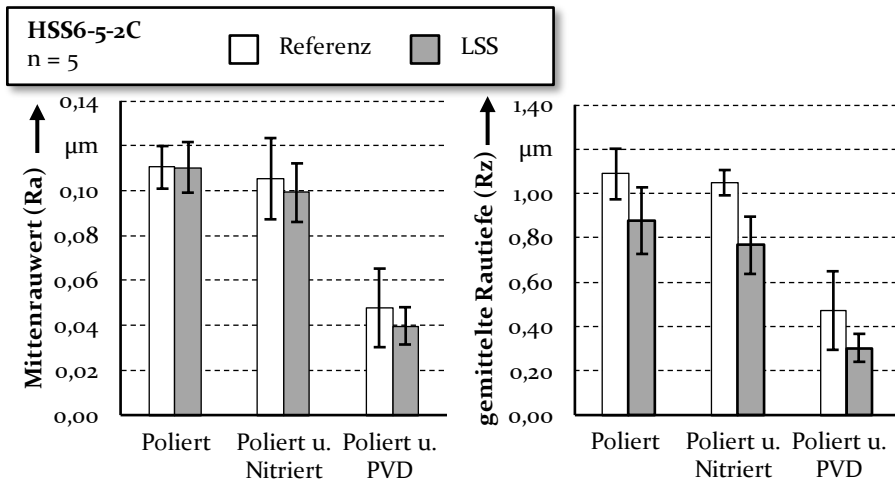


Bild 55: Gegenüberstellung des Mittentrauwerts und der gemittelten Rautiefe der konventionell und der mittels LSS gefertigten DCE-Matrizen aus HSS6-5-2C

Für den Werkstoff HSS6-5-2C werden neben den konventionell gefertigten Matrizen noch mittels LSS Vergleichswerkzeuge gefertigt. Die Ergebnisse der Rauheitsmessungen der aus dem Schnellarbeitsstahl gefertigten Werkzeuge sind in Bild 55 dargestellt. Ähnlich wie bei den für den Warmarbeitsstahl vorgestellten Ergebnissen ist auch beim Schnellarbeitsstahl kein

signifikanter Einfluss des Herstellungsprozesses auf den R_a zu identifizieren. Lediglich die starke Reduktion des R_a nach Aufbringen einer TiCN Beschichtung ist auffällig. Dies ist auf die gute Beschichtbarkeit des Werkstoffs zurückzuführen, wobei auch hierzu kein Einfluss des Herstellungsprozesses auf das Aufbringen der Beschichtung festzustellen ist.

Für die in Bild 55 dargestellte R_z ist die Tendenz einer Abhängigkeit des Herstellungsverfahrens abzuleiten. Zwar überschneiden sich die Standardabweichungen der Messwerte der konventionell und der additiv gefertigten Werkzeuge geringfügig, jedoch liegt die R_z der mittels LSS gefertigten Matrizen für alle untersuchten Bearbeitungszustände um circa 18 % unter jener der konventionell gefertigten Matrizen. Dies kann auf das sehr feine Gefüge nach der additiven Fertigung zurückgeführt werden, welches auch nach dem Vergüten des Werkstoffs vorliegt. Ein feinkörniges Gefüge hat einen positiven Effekt auf die Oberflächenbearbeitbarkeit eines Werkstücks [114].

6.2 Modellversuche zur Bestimmung des Einsatzverhaltens additiv gefertigter Werkzeuge

Ein qualitativer Vergleich der beim DCE-Test ermittelten Reibbedingungen wird nach Abschnitt 4.7.1 anhand des Napfhöhenverhältnisses (NHV) durchgeführt. Um Übertragungsfehler zu vermeiden, findet anstatt einer inversen Reibfaktorermittlung ein direkter Vergleich der aus den Einzelversuchen resultierenden NHV statt. Die aus den Versuchen mit den aus X37CrMoV5-1 gefertigten Werkzeugen resultierenden Ergebnisse sind in Bild 56 dargestellt. Für ein Werkzeug aus konventionell hergestelltem Werkstoff wird für eine polierte Kontaktfläche ein NHV von 2,335 ($\pm 0,106$) ermittelt. Für ein Werkzeug dessen Rohling mittels LPAS gefertigt und anschließend poliert wurde, resultiert ein ähnliches NHV von 2,274 ($\pm 0,303$). Durch das Nitrieren der Oberfläche ist eine minimale Reduktion der Reibung erkennbar, sodass sich für die konventionell gefertigte Matrize ein NHV von 2,163 ($\pm 0,156$) und für das mittels LPAS gefertigte Werkzeug ein NHV von 2,109 ($\pm 0,077$) ergibt. Das Auftragen einer TiCN Beschichtung mittels PVD reduziert das NHV weiter. Aus den Versuchen mit einem konventionell gefertigten Werkzeug resultiert demnach ein NHV von 2,002 ($\pm 0,257$) und beim Einsatz der additiv gefertigten Matrize ein NHV von 1,985 ($\pm 0,154$). Ein Vergleich der Ergebnisse zeigt, dass eine Oberflächenbehandlung einen Einfluss auf die Reibbedingungen eines aus X37CrMoV5-1 gefertigten Werkzeugs hat, jedoch die Herstellung des

Rohlings mittels LPAS für den Einsatz keine signifikanten Auswirkungen aufweist.

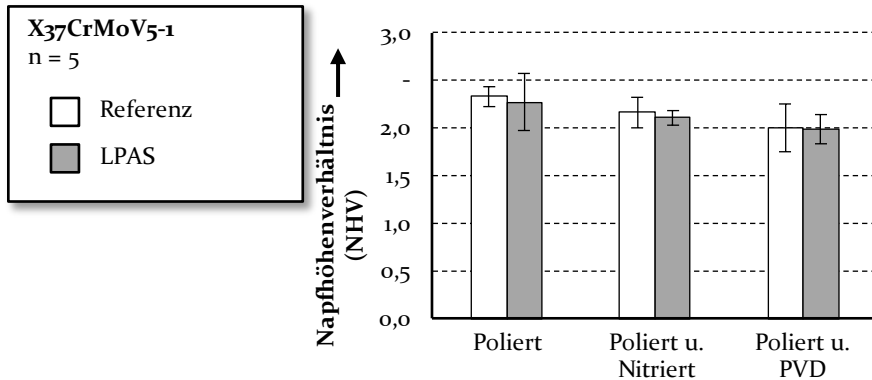


Bild 56: Gegenüberstellung der Napfhöhenverhältnisse der konventionell und der mittels LPAS gefertigten DCE-Matrizen aus X37CrMoV5-1

Bei den in Bild 57 dargestellten Ergebnissen der Versuche mit den aus dem Schnellarbeitsstahl HSS6-5-2C gefertigten Werkzeugen, sind deutlichere Unterschiede zwischen konventionell und additiv gefertigten Werkzeugen messbar. Dies kann, wie auch schon die Differenz der Rauheitsmessungen, auf ein feinkörniges Gefüge zurückgeführt werden, welches aus dem LSS resultiert. Jedoch ist auch für diesen Werkstoff unter Berücksichtigung der Standardabweichung lediglich die Tendenz zur Reibungsreduktion zu erkennen.

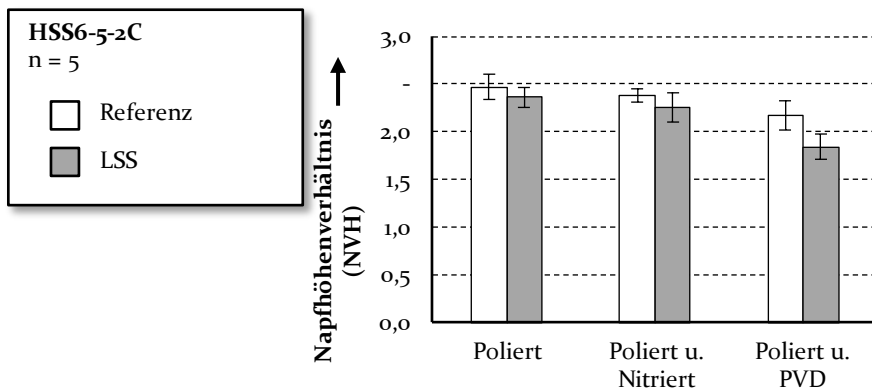


Bild 57: Gegenüberstellung der Napfhöhenverhältnisse der konventionell und der mittels LSS gefertigten DCE-Matrizen aus HSS6-5-2C

Es kann jedoch nicht auf eine signifikante Reduktion der Reibung geschlossen werden. Da im Rahmen der Laborversuche nur geringe Unterschiede

zwischen den verschiedenen gefertigten Werkzeugen analysiert werden konnten, wird im Weiteren auch der Einsatz im industriellen Serienbetrieb untersucht.

6.3 Einsatzverhalten additiv gefertigter Werkzeuge im industriellen Betrieb

Für die Standzeituntersuchungen eines Schmiedewerkzeugs wird das Gesenk der mittleren Umformstufe zur Herstellung einer Achsgabel gewählt, welche in einem dreistufigen Umformprozess gefertigt wird. Als Werkzeugwerkstoff wird hierfür der im Rahmen dieser Arbeit schon zuvor charakterisierte Warmarbeitsstahl X37CrMoV5-1 verwendet. Aufgrund eines massiven Sockels des Gesenks wird ein hybrider Ansatz für die Fertigung des Werkzeugs gewählt [P6]. Wie in Bild 58 a) schematisch dargestellt, wird auf den aus Rundmaterial gefertigten Grundkörper mittels LPAS eine endkonturnahe Geometrie des formgebenden Aktivelements aufgetragen. Eine besondere Herausforderung stellt dabei die Größe des Aktivelements für die hybride Fertigung dar, da das massive Substrat als große Wärmesenke fungiert und die Querschnittsfläche der ersten Schichten zudem circa 50 % der Grundfläche des Substrats bedeckt. Im Gegensatz zur Fertigung der in Abschnitt 5 gefertigten Prüfkörper reicht die durch den Laser eingebrachte Prozesswärme nun nicht mehr aus, das gesamte Bauteil über die T_{Ms} aufzuheizen. Während des Aufbaus des Aktivelements mittels LPAS kann dies zur Rissbildung und zum Ablösen der Schichten vom Substrat führen.

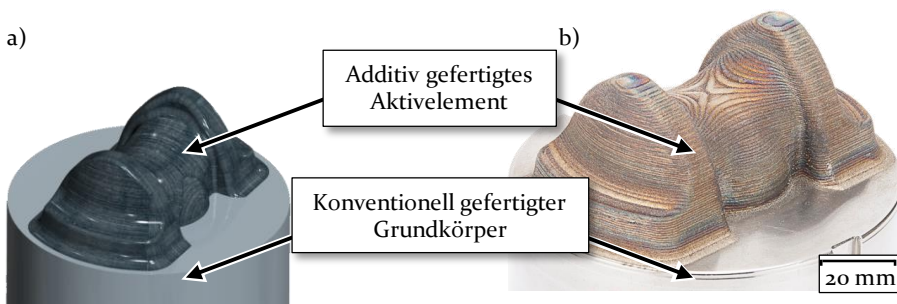


Bild 58: a) Schematische Darstellung des hybriden Fertigungsprinzips mit konventionell gefertigtem Grundkörper und additiv gefertigtem Aktivelement; b) Additiv gefertigtes Aktivelement für den Einsatz im Schmiedeprozess (nach [P6])

Bild 58 b) zeigt den am Lehrstuhl für Photonische Technologien endkonturnah gefertigten Rohling des Werkzeugs [P6]. Nachdem die mittels LPAS

hergestellte Oberfläche nicht den Anforderungen eines Schmiedewerkzeugs genügt, ist eine mechanische Nachbearbeitung des Werkzeugs notwendig. Diese ist im Konzept der hybriden Fertigung des Werkzeugs berücksichtigt, so dass neben der Oberflächennachbearbeitung des Aktivelements auch die zur Ausformung der Gabel benötigten Taschen nachträglich mittels Fräsen in den Grundkörper eingearbeitet werden.

Im Anschluss an die mechanische Nachbearbeitung des hybrid gefertigten Rohlings erfolgt die Wärmebehandlung und die Oberflächenbehandlung mittels Nitrieren. Um Einflüsse aufgrund von Gefügeumwandlungen, welche durch den hybriden Aufbau in der Anbindungszone stattfinden, auszuschließen wird, wie in Abschnitt 5 herausgearbeitet, eine konventionelle Wärmebehandlung mit Austenitisieren, Abschrecken und mehrmaligem Anlassen durchgeführt. Nach der Fertigstellung des Werkzeugs wird dessen Oberfläche optisch untersucht. In Bild 59 sind die dabei festgestellten Auffälligkeiten dargestellt. Zum einen wurde an einer der Schultern des Aktivelements eine durch das Fräsen freigelegte Pore mit einem Durchmesser von circa 500 μm festgestellt. Da für das LPAS aktuell noch keine verlässliche Regelung des Prozesses existiert, können wegen eines Wärmetaus oder Unstetigkeiten im Pulverstrom Defekte im gefertigten Bauteil auftreten [P3]. Häufig liegen solche Strukturfehler nahe der Oberfläche, da durch das Aufbauen einer Kontur und das anschließende Füllen der Fläche bei unzureichender Überdeckung der aufgetragenen Schweißbahnen Fehlstellen entstehen können. Durch die nach der additiven Fertigung häufig notwendige Oberflächennachbearbeitung können diese Materialfehler freigelegt werden. Da Oberflächenfehler rissinitiiierend wirken, können sie ursächlich für das Versagen der dynamisch hochbelasteten Umformwerkzeuge sein. [P6]

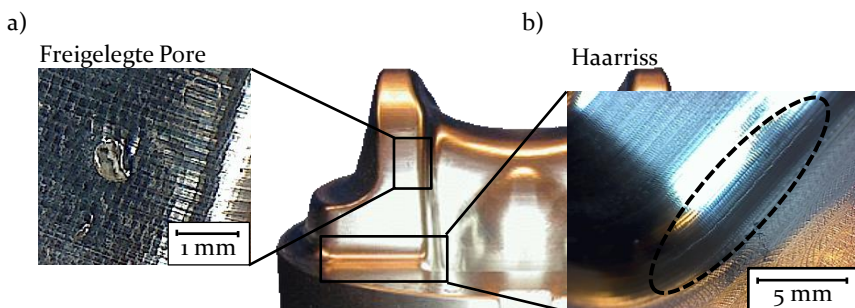


Bild 59: Während des Oberflächenendbearbeitung freigelegte Gefügefehler (a) Pore, b) Haarriss (nach [P6])

Ähnlich sind die in Bild 59 b) dargestellten Haarrisse zu bewerten, welche nach dem Fräsen knapp oberhalb der Anbindungszone des additiv gefertigten Aktivelements am Grundkörper zu erkennen sind. Durch eine Anpassung der Prozessführung können diese Risse im Bereich der Anbindung bei der Fertigung weiterer Werkzeuge vermieden werden. Dies und die Erkenntnis, dass die in Bild 59 a) dargestellte Pore, die einzigen Fehler auf der Oberfläche des Werkzeugs sind, bestätigen, dass das LPAS, mit den für die Fertigung dieses Werkzeugs gewählten Parametern, für den Warmarbeitsstahl X37CrMoV5-1, schon ein relativ robuster Prozess ist. Für den endgültigen Einsatz im Serienbetrieb bedarf es jedoch einer Qualitätssicherung durch optische Kontrollen vor der Verwendung der Werkzeuge oder einer Fehlererkennung während des Herstellungsprozesses, wie sie aktuell Bestandteil von Forschungsarbeiten ist [118].

6.3.1 Numerische Analyse der Werkzeugbelastung

Aufgrund der ermittelten Strukturfehler in dem hybrid gefertigten Werkzeug wird vor dessen Einsatz im Serienbetrieb auf Grundlage eines numerischen Modells geprüft, ob vor allem wegen der Haarrisse mit einem vorzeitigen Versagen des Werkzeugs zu rechnen ist. Für die Untersuchung wird in der Software *simufact.forming 12.0.1* ein numerisches Modell des Schmiedeprozesses erstellt. Als Werkstück dient ein vorgeformtes Halbzeug, welches im realen Prozess aus der Vorstufe stammt. Dabei werden homogene Materialeigenschaften angenommen. Für die Vernetzung des Werkstücks werden hexagonale Elemente mit einer Kantenlänge von 1 mm verwendet. Für die Umformung relevante Materialkenngrößen werden durch die Verwendung einer in der Software implementierten Materialkarte des Werkstoffs 16MnCr5 bei einer Umformtemperatur von 900 °C hinterlegt. Um die Werkzeugbelastung ermitteln zu können, wird auch dieses als deformierbar definiert und mit tetragonalen Elementen mit einer Kantenlänge von 0,5 mm vernetzt. Als Materialeigenschaften werden die ermittelten Kennwerte des Warmarbeitsstahls X37CrMoV5-1 hinterlegt. Da die Simulation vor allem einer qualitativen Abschätzung der auftretenden Belastungen dient, wird auf eine thermisch-gekoppelte Simulation, welche die thermische Wechselwirkung zwischen dem heißen Werkstück und dem kalten Werkzeug berücksichtigt, verzichtet. Für die Reibung wird ein Reibfaktor von $m = 0,15$ und für die Umformung eine Pressengeschwindigkeit von 200 mm/s definiert. Da für den Werkstoff jedoch keine dehnratenabhängigen Kennwerte vorhanden sind, hat die gewählte Umformgeschwindigkeit keinen wesentlichen Einfluss auf die Ergebnisse.

Zunächst wird für die Abschätzung zur generellen Eignung des Werkstoffs X37CrMoV5-1 der Kontaktdruck während der Umformung ausgewertet. Das in Bild 60 dargestellte Ergebnis dieser Analyse zeigt, dass ein Kontaktdruck von über 1200 MPa nur punktuell an der Schulter des Werkzeugs auftritt. Eine Analyse der in Z-Richtung wirkenden Spannungen bestätigt, dass die in diesem Bereich wirkende Belastung ausschließlich im Druckbereich liegt. Da für den additiv gefertigten, vergüteten Werkstoff, wie in Abschnitt 5.1.1 aufgezeigt, eine Druckfließgrenze über 1600 MPa ermittelt wurde, ist das Material somit für den Einsatz in dieser Umformstufe geeignet. [P6]

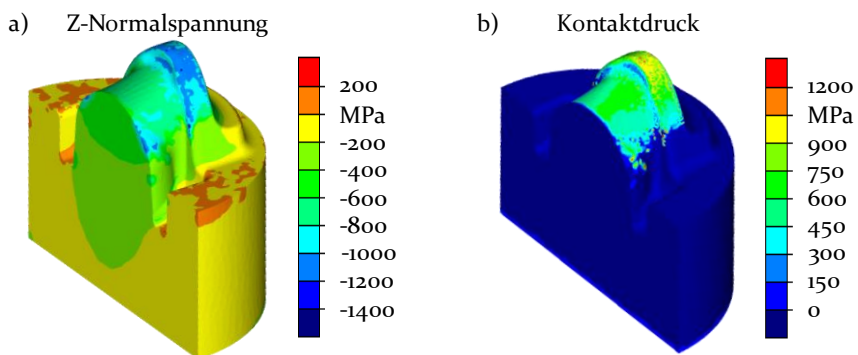


Bild 60: Numerische Analyse der Werkzeugbelastung anhand von a) der auftretenden Spannungen in Richtung der Stempelbewegung und b) des maximalen Kontaktdrucks (nach [P6])

Anhand der in Bild 60 aufgeführten Analyse der Vergleichsspannung nach von Mises und der in z-Richtung auftretenden Spannungen, sind die im Werkzeug vorhandenen Haarrisse in einem Bereich, in dem ausschließlich im Druckbereich mit unter 450 MPa relativ geringe Spannungen vorliegen. Auf Grundlage dieser Ergebnisse und der Einbaubegebenheiten vor Ort ist ein sicheres Testen des Werkzeugs trotz der vorhandenen Risse möglich. Für die Standmengenuntersuchung werden weitere drei hybrid gefertigte sowie drei konventionell gefertigte Werkzeuge aus dem Warmarbeitsstahl X37CrMoV5-1 im Serienbetrieb getestet. Für diese Werkzeuge kann der LPAS-Prozess derart angepasst werden, dass während der additiven Fertigung keine Risse auftreten.

6.3.2 Standmengenuntersuchung im Serieneinsatz

Für die Standmengenuntersuchung werden die Werkzeuge beim Kooperationspartner im Serienbetrieb eingesetzt. Die additiv gefertigten

Aktivelemente ermöglichen dabei die gleiche Menge an Umformvorgängen wie die konventionell aus Vollmaterial gefertigten Serienwerkzeuge [P6]. In Bild 61 sind die Ausbaukriterien für den Werkzeugwechsel dargestellt. Diese entsprechen denen konventionell gefertigter Gesenke. Zum einen tritt Kantenbildung am Sattel, an dem das glühende Halbzeug auf das Werkzeug trifft, auf. Die entstehende Kante entspricht circa der projizierten Fläche des Halbzeugs auf der gekrümmten Satteloberfläche. Ein weiteres Kriterium ist der thermo-mechanische Verschleiß an der Schulter des Werkzeugs, an der auch anhand der Simulation der höchste Kontaktdruck ermittelt wird. Beide Verschleißerscheinungen führen zu starken Abweichungen der für die umgeformten Bauteile vorgesehenen Toleranzen.

Die in dem ersten hybrid gefertigten Werkzeug vorliegenden Haarrisse im Übergang des Aktivelements zum Grundkörper sind während des Einsatzes oberflächlich etwas gewachsen, haben jedoch zu keinem frühzeitigen Versagen des Werkzeugs geführt. In dem in Bild 61 aufgeführten Querschliff ist zu erkennen, dass der Riss leicht oberhalb der Anbindungszone beginnt, sich jedoch nur bis zur Oberfläche des Grundkörpers fortsetzt.

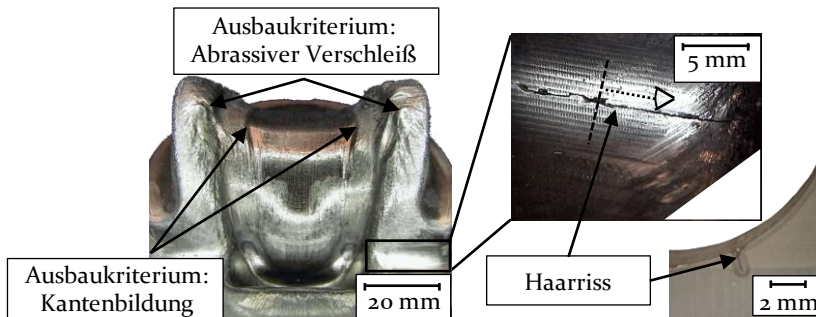


Bild 61: Analyse des Schmiedegesenks nach dem Einsatz im Serienbetrieb (nach [P6])

Im Rahmen der für diese Arbeit durchgeführten Untersuchungen können keine signifikanten Einflüsse des Herstellungsverfahrens für einen Rohling auf das Einsatzverhalten der daraus gefertigten Werkzeuge ermittelt werden. Auch während der Standzeituntersuchungen an additiv gefertigten Schmiedewerkzeugen im industriellen Einsatz sind keine Defizite zu ermitteln. Die additive Fertigung bietet somit das Potenzial durch endkonturnahe Fertigung der Halbzeuge zukünftig im Werkzeugbau der Umformtechnik eingesetzt zu werden. [P6]

7 Wissenschaftliche Bewertung der Untersuchungsergebnisse

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde die Eignung laserbasierter additiver Fertigungsverfahren für den Einsatz im Werkzeugbau der Massivumformung untersucht. Anhand von Gefügeanalysen und der Ermittlung der Werkstoffkennwerte mittels statischer Prüfmethode wurden die Eigenschaften additiv gefertigter Körper mit denen konventionell hergestellter Strukturen verglichen. Die Untersuchung zweier unterschiedlicher Werkstoffe unter Verwendung zweier unterschiedlicher additiver Fertigungsverfahren erlauben eine Übertragung der erarbeiteten Erkenntnisse auf die Gruppe der Werkzeugstähle.

7.1 Bewertung der laserbasierten additiven Fertigung zum Einsatz im Werkzeugbau der Massivumformung

Zur Untersuchung der Eignung des aktuellen Stands der Technik laserbasierter additiver Fertigungsverfahren für den Einsatz im Werkzeugbau ist die Analyse der Werkstoffeigenschaften nach dem Vergüten heranzuziehen. Dieser Zustand bildet die im Werkzeugbau übliche Prozesskette ab und erlaubt einen direkten Vergleich additiv und konventionell gefertigter Körper. Unter Berücksichtigung der Schwankungen der chemischen Zusammensetzung entsprechen die mechanischen Kennwerte der mittels additiver Verfahren hergestellten Prüfkörper nach dem Vergüten denen der konventionell gefertigten Referenzwerkstoffe. Auch die Untersuchungen des Gefüges nach dem Vergüten ergaben keine signifikanten Unterschiede zwischen den Herstellungsverfahren. Durch die Erwärmung der Werkstoffe über die A_{C_3} -Temperatur findet auch in den additiv gefertigten Körpern eine vollständige Austenitisierung statt und damit die Neubildung des Gefüges. Umwandlungsprozesse, die durch die thermischen Begebenheiten während der additiven Fertigung auftreten, haben deshalb nach dem Vergüten keinen signifikanten Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften des produzierten Körpers. Die auf Grundlage dieser Ergebnisse durchgeführten Standzeitversuche an Schmiedegesenken im Serienbetrieb unterstreichen die Erkenntnisse. Im Rahmen der Varianz der ertragbaren Hubzahl, kann mit additiv gefertigten Werkzeugen die gleiche Anzahl an Gut-Teilen produziert werden, wie dies mit konventionellen Werkzeugen

möglich ist. Dies konnte im Einzelversuch auch für einen Kaltfließpressstempel mit einer leicht konisch geformten Stirnfläche ermittelt werden.

Zusammenfassend weisen die nach aktuellem Stand der Technik mittels laserbasierter additiver Fertigung verarbeitbaren Werkzeugstähle nach dem Vergüten die gleichen Werkstoffeigenschaften auf, wie sie auch in konventionell gefertigten Werkstoffen vorliegen. Für vorwiegend druckbelastete Werkzeuge können additiv gefertigte Werkzeuge damit erfolgreich in Umformprozessen eingesetzt werden. Besonders für Produktneuentwicklungen bietet diese Technologie Potenzial für Einsparungen der Entwicklungs- und Prozesskosten. Bisher müssen bei Änderungen der Geometrie Werkzeuge neu gefertigt werden. Auf Basis der in dieser Arbeit präsentierten Ergebnisse sind Modifikationen auch durch Auftragen des Werkzeugwerkstoffs möglich. Auch die Überführung der Umformprozesse vom Prototypenbau in die Serie lässt sich durch diese Technologie beschleunigen, wenn schon ab Beginn der Produktentwicklung die Werkstoffe der Serienwerkzeuge eingesetzt werden können.

7.2 Bewertung der Wärmebehandlungsstrategien additiv verarbeiteter Werkzeugstähle

Neben den Werkstoffeigenschaften nach dem Vergüten wird in dieser Arbeit auch eine Wärmebehandlungsstrategie untersucht, bei der das additiv gefertigte Bauteil nicht durch Austenitisieren und Abschrecken gehärtet wird sondern das Anlassen direkt im Zustand nach der additiven Fertigung stattfindet. Hintergrund für die Untersuchungen dieser Wärmebehandlungsstrategie ist die Annahme eines in-situ Härtens während der additiven Fertigung. Diese wird durch die in Abschnitt 5.1.1 diskutierten Härtemessungen des Warmarbeitsstahls X37CrMoV5-1 nach der additiven Fertigung bestätigt. Hierbei entspricht die Härte nach der additiven Fertigung der eines Körpers, der direkt nach dem Härten untersucht wurde. Durch das Anlassen des aus der additiven Fertigung resultierenden Gefüges ist eine Veränderung der mechanischen Eigenschaften festzustellen, bei der die Härte des Bauteils ähnlich der nach dem Vergüten ist, die statischen Festigkeiten jedoch signifikant erhöht sind. Anhand der durchgeführten Gefügeuntersuchungen ist dies unter anderem auf die Feinkönigkeit des Gefüges zurück zu führen, welche aus dem sukzessiven Aufschmelzen und Erstarren des Stahls während der Fertigung resultiert. Eine weitere Auffälligkeit der Werkstoffe, bei denen eine ausgeprägte Festigkeitssteigerung gemessen wird, ist die Bildung von

Anhäufungen der gebildeten Karbide. In den untersuchten EDX-Messungen bilden diese eine Art Netz innerhalb des Gefüges, wobei an den Schnittpunkten verstärk Karbide auftreten.

Eine weitere Erklärung für die Festigkeitssteigerung ist die Ausbildung eines Mischgefüges. Besonders fällt dies durch die in Abschnitt 5.1.4 präsentierten Ergebnisse des mittel LPAS verarbeiteten Schnellarbeitsstahls HSS6-5-2C. Dieser weist bei den Härtemessungen in Aufbaurichtung einen signifikanten Härteabfall in der Mitte des Körpers auf. Da diese Härtereduktion auch nach dem Anlassen ohne vorheriges Härten vorliegt, ist auf eine Gefügeänderung zu schließen, welche durch die thermischen Prozesse während des LPAS Prozesses bewirkt wird. Aufgrund der Homogenisierung der Eigenschaften durch das Vergüten, ist eine prozessbedingte Änderung der chemischen Zusammensetzung durch Verdampfen einzelner Elemente, wie dies für andere Werkstoffe schon analysiert wurde [119], auszuschließen. Nach dem LSS können in dem Werkstoff X₃₇CrMoV₅₋₁ Bainitanteile identifiziert werden. Diese liegen auch nach einer Wärmebehandlung ohne Austenitisierung weiterhin vor.

Anhand eines Gedankenexperiments für den Werkstoff HSS6-5-2C zur Herstellung eines Würfels mit einer Kantenlänge von 15 mm, wie er in dieser Arbeit für die Gefügeuntersuchungen hergestellt wird, soll unter Zuhilfenahme des werkstoffspezifischen ZTU-Diagramms das Gefüge nach dem LPAS nachvollzogen werden. Die Herstellung eines Würfels hat im Experiment circa 20 Min. benötigt, wobei das Auftragen einer Schicht jeweils circa 30 Sek. dauert. Für die Erstellung der in Bild 62 dargestellten Temperaturverläufe werden die von Krakhmalev et al. [120] gemessenen Ergebnisse zum Temperaturverlauf während der additiven Fertigung herangezogen. Diese zeigen eine deutliche Wiedererwärmung der gefertigten Lagen durch das Auftragen weiterer Schichten. Des Weiteren werden die Gesetzmäßigkeiten der Wärmeübertragung, sowie die während der Fertigung durchgeführten Beobachtungen für die qualitative Erstellung der Zeit-Temperatur-Kurven berücksichtigt. Die Wärmeübertragung während der additiven Fertigung wird von der Wärmeleitung im Metall dominiert und durch Konvektion an der Oberfläche unterstützt. Die durch Wärmestrahlung abgegebene Energie ist bei diesem Prozess zu vernachlässigen.

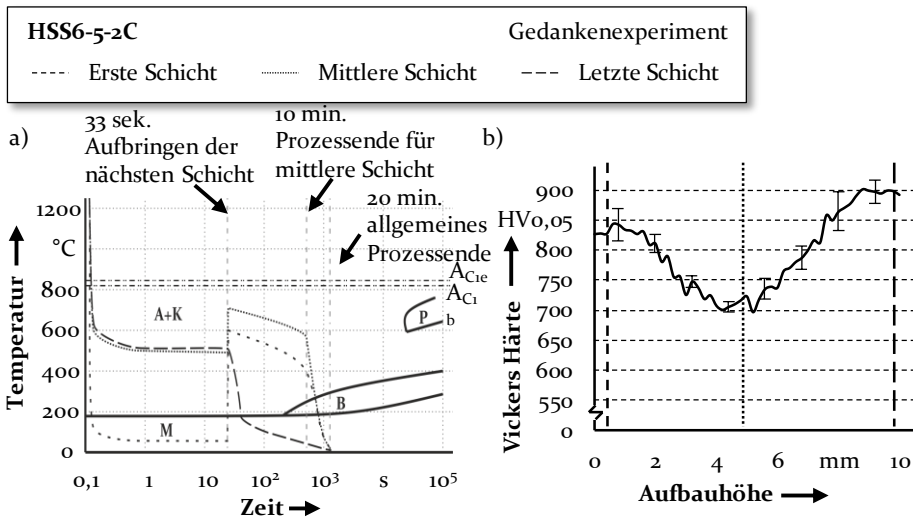


Bild 62: Gedankenexperiment zur additiven Fertigung eines Würfels mit einer Kantenlänge von 15 mm aus dem Werkzeugstahl HSS6-5-2C mittels LPAS. a) Hypothetischer Zeit-Temperatur-Verlauf unterschiedlicher Schichten während der additiven Fertigung; b) Härteverlauf in Abhängigkeit der Aufbauhöhe des Prüfkörpers aus HSS6-5-2C nach der additiven Fertigung ohne anschließende Wärmebehandlung

Nachdem für die Herstellung der Würfel ein nicht beheiztes Substrat verwendet wird, kühlt die erste Schicht aufgrund der großen thermischen Masse des Substrats sehr schnell von Schmelz- auf Raumtemperatur ab. Bei dem verwendeten Werkstoff findet dabei eine Martensitbildung statt. Durch das Aufbringen der zweiten Schicht nach 30 Sek. und der dritten Schicht nach 60 Sek. wird der Werkstoff nochmals über die Austenittemperatur erwärmt, kann jedoch aufgrund der Wärmeleitung in das Substrat jeweils wieder sehr schnell unter die T_{Ms} abkühlen. Nach Krakhmalev et al. [120] ist die Wärmeenergie ab dem Aufbringen der vierten Schicht nicht mehr ausreichend, um die erste Lage über die Austenitisierungstemperatur zu erwärmen. Der gebildete Martensit wird anschließend aufgrund der Wärmeleitung durch den Bauteilquerschnitt zwar wieder erwärmt, jedoch findet dabei lediglich ein Anlassen der ersten Schicht statt. Während des weiteren additiven Aufbaus des Würfels fungiert das Substrat weiterhin als thermische Senke, weshalb ständig eine Wärmeleitung von jedem neu aufgetragenen Inkrement in das Substrat stattfindet. Dabei durchläuft der Wärmetransport die zuvor erstellten Lagen, wodurch diese durchgehend erwärmt werden. Aufgrund der stetigen Erwärmung des Bauteils ist nach dem Auftragen der im fertigen Würfel mittleren Schicht eine Abkühlung unter die T_{Ms} nicht mehr möglich. Während des Prozesses ist dies daran zu erkennen, dass neu aufgetragenes Material noch über einige Sekunden

nachglüht, wohingegen zu Beginn der Fertigung das Material schon kurz nach dem Auftragen wieder eine metallische Erscheinung aufweist. Wie im ZTU-Schaubild dargestellt, liegt somit ein austenitisches Gefüge mit teilweiser Karbidbildung vor. Lediglich die Oberfläche des neu aufgetragenen Materials wird durch Konvektion in Wechselwirkung mit dem Schutzgas schneller abgekühlt. Aufgrund der Dauer des weiteren Aufbaus des Würfels ist eine Abkühlung unter die T_{Ms} vor dem Beginn der Bainitbildung nicht möglich. Durch die langanhaltende Erwärmung des Materials über der T_{Ms} sind Umklappvorgänge im Kristallgitter und Diffusionsvorgänge gekoppelt [92]. Dabei entstehen Phasen aus Ferrit und Zementit, was charakteristisch für die Bildung des Bainits ist. Diese unterscheiden sich nur durch Größe und Form von Perlit, welcher bei höheren Haltetemperaturen und einer längeren Haltezeit als sie für die Bainitbildung notwendig ist, entsteht. Auch beim Aufbringen der letzten Lage des additiv gefertigten Würfels ist aufgrund der Bauteilerwärmung eine Abkühlung unter die T_{Ms} zunächst nicht möglich. Da der Prozess jedoch anschließend beendet wird, findet nun auch verstärkt die Wärmeübertragung durch Konvektion über die Oberfläche des Bauteils statt. Nachdem dem Körper keine weitere Energie in Form von Wärme durch den Laser zugeführt wird, kann dieser an der Luft rasch abkühlen. Für die zuletzt aufgetragenen Schichten reicht dies aus, die T_{Ms} noch vor einer Bainitbildung zu unterschreiten.

Dieses Gedankenexperiment dient lediglich der vereinfachten Veranschaulichung der während der additiven Fertigung auftretenden Vorgänge zur Gefügeumwandlung. Um die genauen Mechanismen der Gefügeumwandlungen während des Prozesses zu verstehen, müssen neben dem kontinuierlichen auch das isotherme ZTU-Diagramm sowie alle Umgebungseinflüsse berücksichtigt werden. Zudem ist eine Temperaturmessung während des Fertigungsprozesses notwendig, um die hier angenommenen Temperaturen experimentell nachzuweisen. Ein Vergleich der oben aufgeführten Überlegungen mit den in Bild 62 b) aufgeführten Härtemessungen des Schnellarbeitsstahls HSS6-5-2C weist allerdings auf die Plausibilität der These hin. Für den unteren und oberen Bereich des Würfels werden Härtewerte von über 800 HV_{0,05} ermittelt, wohingegen die Härte in der Mitte bis auf 700 HV_{0,05} absinkt. Da Bainit eine wesentlich geringere Härte als Martensit besitzt und auch während des Anlassens ohne vorheriges Härten keine Homogenisierung des Härteverlaufs erreicht werden kann, ist ein erhöhter Bainitanteil in diesem Bereich sehr wahrscheinlich. Bainit zeichnet sich ähnlich wie auch Martensit durch eine hohe Festigkeit aus, besitzt jedoch eine erhöhte Zähigkeit. Teilweise sind die mechanischen Eigenschaften des bainitischen Gefüges den Vergütungsgefügen sogar überlegen [92]

und weisen besonders unter variabler dynamischer Beanspruchung ein vorteilhaftes Werkstoffverhalten auf [121]. Lediglich die maximale Härte liegt unter der des Martensits.

Auf Grundlage des Gedankenexperiments, der Eigenschaften des Bainits und der Untersuchungsergebnisse ist die gemessene Festigkeitssteigerung nach dem Anlassen der additiv gefertigten Körper ohne vorheriges Austenitisieren vor allem auf das Beibehalten der durch den inkrementellen Aufbau resultierenden Kornstruktur sowie die Bildung eines Mischgefüges aus Martensit, Zementit und Ferrit zurückzuführen. Ähnlich wie bei Verbundwerkstoffen steuert jede Komponente des Mischgefüges spezifische mechanische Eigenschaften bei, die in ihrer Kombination die der bekannten Werkstoffe übertreffen. Die Entstehung dieses Gefüges unterliegt dem inkrementellen Aufbau bei der additiven Fertigung, wobei jedes Inkrement bis zum Erkalten des gesamten Bauteils eine unterschiedliche Temperaturhistorie durchläuft. Aufgrund dieser inkrementellen Entstehung des Gefüges ist ein vergleichbarer Zustand durch herkömmliche Fertigungsverfahren nicht herzustellen. Um durch die Anpassungen der Laserleistung oder weiterer externer Wärmequellen die Gefügeänderungen während der additiven Prozesse zu steuern, bedarf es aktuell noch weiterer technischer Entwicklungen. Hinsichtlich der Reproduzierbarkeit ist nach aktuellem Stand der Technik deshalb ein konventionelles Vergüten additiv verarbeiteter Werkzeugstähle zu empfehlen, da auftretende Inhomogenitäten hierdurch ausgeglichen werden können.

8 Zusammenfassung und Ausblick

In einer wachsenden Gesellschaft besitzen Konsumgüter neben ihrer Funktionalität häufig den Wert eines individuellen Statussymbols. Der daraus resultierenden Forderung zur Individualisierung der Produkte begegnen moderne produzierende Unternehmen mit einer hohen Variantenvielfalt, modularen Konzepten und verkürzten Produktlebenszyklen. Um auch zukünftig diese rasanten Entwicklungen wirtschaftlich gewährleisten zu können, steigt die Nachfrage nach flexiblen Fertigungsprozessen, wie sie die additive Fertigung bietet. Für Komponenten an denen hohe oder dynamische Lasten wirken, reichen die Werkstoffeigenschaften additiv gefertigter Teile häufig jedoch noch nicht aus. Hier sind vor allem mittels Massivumformung gefertigte Elemente im Vorteil, die aufgrund eines während der Umformung entstehenden Faserverlaufs eine maximale Festigkeit bei minimalen Bauteilabmessungen aufweisen. Um die Flexibilität der additiven Fertigung auch für diesen Sektor nutzen zu können, werden im Rahmen dieser Arbeit die Eigenschaften additiv verarbeiteter Werkzeugwerkstoffe untersucht und für den Einsatz in Massivumformwerkzeugen qualifiziert.

Ziel der vorliegenden Arbeit ist das Schaffen eines grundlegenden Verständnisses zur Wechselwirkung des inkrementellen, thermischen Prozesses der laserbasierten additiven Fertigung konventioneller Werkzeugstähle, dem resultierenden Gefüge und den damit verbundenen mechanischen Eigenschaften von Bauteilen. Für die Erlangung allgemeingültiger Erkenntnisse werden die Prüfkörper unter Anwendung einer einheitlichen Untersuchungsmethodik analysiert. Diese ist aufgeteilt in eine Gefügeuntersuchung und die Ermittlung der mechanischen Kennwerte. Im Zuge der Gefügeanalyse werden mittels Auflichtmikroskopie geätzte Querschliffe der additiv gefertigten Strukturen untersucht. Durch eine EDX-Analyse wird anschließend die Verteilung der karbidbildenden Elemente ermittelt. Für die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften wird durch die Verwendung eines Kleinlasthärtemessgeräts zunächst der Härteverlauf in Aufbaurichtung gemessen. Anschließend findet die Bestimmung der mechanischen Kennwerte mittels Druck- und Zugversuches statt.

Durch den Vergleich der so ermittelten Ergebnisse von konventionell und additiv gefertigten Prüfkörpern kann dargelegt werden, dass nach dem Vergleichen des Werkstoffs das Herstellungsverfahren keinen wesentlichen Einfluss auf die resultierenden Eigenschaften hat. Auch wenn nach der additiven Fertigung Inhomogenitäten im Gefüge des Werkzeugstahls vorliegen,

können diese durch das Glühen über der Ac_3 -Temperatur gelöst werden. Somit ist nach der Durchführung einer Vergütung die Verwendung additiv gefertigter Elemente in Massivumformwerkzeugen möglich, was durch den Einsatz von Schmiedegesenken im Serienbetrieb nachgewiesen wird.

Des Weiteren wird im Rahmen der Arbeit aufgezeigt, dass durch eine Anpassung der Wärmenachbehandlung für additiv gefertigte Komponenten mittels des direkten Anlassens ohne vorheriges Härten ein Potenzial zum Erreichen höherer Festigkeiten gegenüber konventionell hergestelltem Material vorliegt. Das schnelle Abkühlen des sehr kleinen Schmelzbads während der laserbasierten additiven Fertigung erzeugt inkrementelle Bereiche, in denen der Werkstoff eine zeit- und temperaturabhängige Umwandlung durchläuft. Besonders bei einer Martensitbildung ist die Ausbreitung des Gefüges durch die Dimension des Schmelzbads stark begrenzt, was zu einer feinkörnigen Struktur des Martensits führt. Da bei der angepassten Wärmebehandlungsstrategie keine Austenitisierung durchgeführt wird, findet keine Gefügeneubildung statt, so dass die Feinkörnigkeit auch nach einem Anlassen erhalten bleibt. In der vorliegenden Arbeit wird dieses Werkstoffverhalten für unterschiedliche Werkstoffe und additive Fertigungsverfahren experimentell nachgewiesen. Für die präzise Ermittlung des daraus resultierenden Potenzials sind jedoch weitere Untersuchungen hinsichtlich Anlasstemperaturen und Haltezeiten sinnvoll, um daraus Anlassdiagramme abzuleiten, wie sie auch für das konventionelle Vergüten vorliegen.

Maßgeblich für die Standzeiten von Umformwerkzeugen ist, neben den in dieser Arbeit untersuchten mechanischen Eigenschaften unter statischer Krafteinwirkung vor allem das Werkstoffverhalten unter dynamischer Beanspruchung. Besonders bei Vorkommen struktureller Fehler wie Lunkern und Poren, die bei additiven Verfahren vermehrt auftreten können, führt eine dynamische Bauteilbeanspruchung zur Rissbildung und damit zu einem vorzeitigen Werkzeugversagen. Zusätzlich zur Untersuchung des dynamischen Werkstoffverhaltens additiv gefertigter Elemente ist deshalb die Weiterentwicklung einer in-situ Erkennung der Fehlstellen während des Herstellungsprozesses notwendig [118]. Von besonderem Interesse ist die Analyse des Werkstoffverhaltens unter dynamischer Beanspruchung nach dem Anlassen ohne vorheriges Härten des additiv gefertigten Bauteils. Daraus lassen sich die Möglichkeiten, welche die additive Fertigung für den Werkzeugbau mit sich bringt, konkretisieren.

Zur exakten Beurteilung der Gefügezusammensetzung nach dem Anlassen der additiv gefertigten Teile ist die genaue Kenntnis der während der

Fertigung durchlaufenen Temperaturhistorie und der damit verbundenen Gefügeänderung notwendig. Um diesen Zustand reproduzierbar herstellen zu können, ist ebenfalls eine Regelung des additiven Prozesses notwendig. Durch die Überwachung und Regelung der Temperatur kann das nach der additiven Fertigung vorliegende Gefüge, welches die Basis für den Zustand nach dem Anlassen ohne Härten ist, beeinflusst werden. In diesem Zusammenhang bedarf es weiterer Untersuchungen zur Erfassung der Temperaturen während der additiven Fertigung sowie die Ermittlung der Grenzen zur Variation der Prozessparameter. Anhand solcher Ergebnisse kann eine inverse Bestimmung der Prozessparameter für neue Werkstoffe durchgeführt werden, bei der auf Grundlage eines ZTU-Diagramms eine Zieltemperatur für den Prozess zu definieren ist. Gegenüber den derzeit durchgeführten experimentellen Parameterstudien könnte sich der Aufwand gebundener Ressourcen, wie entwicklungsbedingte Maschinenbelegung und die Entwicklungsdauer stark reduzieren. Zudem ist die Variation der mechanischen Eigenschaften innerhalb eines Bauteils ein interessanter Aspekt, den aktuelle Forschungsvorhaben untersuchen. Dies kann die Fertigung maßgeschneiderter Werkzeuge ermöglichen und einen weiteren positiven Effekt auf die Standzeiten von Umformwerkzeugen haben.

9 Summary and outlook

Within a growing society consumer goods often have the value of an individual status symbol in addition to their functionality. The modern manufacturing industry faces the resulting demand for individualization of the products with a wide range of product variations, modular concepts and shortened product life cycles. In order to guarantee the fast developments in the future in an economically manner, the demand for flexible manufacturing processes, like those offered by additive manufacturing, is increasing. For parts for high or dynamic loads, the material properties of additively manufactured parts are often not sufficient. Here, elements manufactured by means of bulk metal forming have an advantage, as they have maximum strength by minimal component dimensions due to a filamentary structure that occurs during the forming. To be able to use the flexibility of additive manufacturing for this sector, the properties of additively processed tool materials are analyzed and qualified for use in bulk metal forming tools.

The aim of the present work is the investigation for a basic understanding of the interaction of the incremental, thermal process of laser-based additive manufacturing of commonly used tool steels, the resulting structure and the associated mechanical properties of the components. To obtain general knowledge, the test specimens are analyzed using a consistent research methodology. This is divided into the structural examination and the determination of the mechanical parameters. Within the structural analysis, etched cross sections of the additively manufactured structures are inspected using incident light microscopy. The distribution of the carbide-forming elements is then determined by means of an EDX analysis. To define the mechanical properties, the hardness is measured in the building direction by using a low-load hardness measuring device. The mechanical parameters are then determined using compression and tensile tests.

By comparing the results of conventionally and additively manufactured specimens, it could be shown that after annealing, the manufacturing process has no significant influence on the resulting material properties. Even if there are inhomogeneities in the structure after additive manufacturing, they can be solved by annealing above the A_{c3} temperature. Thus, after performing quenching and tempering, the use of additively manufactured elements in bulk metal forming tools is possible, which has been demonstrated by using additively manufactured forging dies within a serial production process.

Furthermore, it is shown that there is a high potential to achieve higher strengths compared to conventionally manufactured material by adapting the heat treatment strategy for additively manufactured components. The fast cooling of the very small melt pool during laser-based additive manufacturing creates incremental areas in which the material experiences a time and temperature-dependent transformation. Especially in the case of martensite formation, the expansion of the structure is limited by the dimension of the weld pool, which leads to a fine-grained structure of the martensite. Since no austenitization was carried out during this post heat treatment strategy, no structural regeneration occurs. Therefore, the fine-grained structure retains even after tempering. In the present work, this material behavior is demonstrated for different materials and different additive manufacturing processes. However, further investigations regarding tempering temperatures and holding times are expedient for the precise determination of the resulting potential of this heat treatment strategy.

In addition to the mechanical properties at static load, as presented within this work, the material behavior under dynamic stress has to be investigated. This is relevant for the tool life. Especially structural defects such as blowholes and pores, which occur more often by using additive manufacturing processes, lead to crack formation within dynamic loaded components. This possibly leads to premature tool failure. In addition to the investigation of the dynamic material behavior of additively manufactured elements, it is therefore necessary to further develop an in-situ detection of defects during the manufacturing process [118]. Of particular interest is the analysis of the dynamic material behavior after tempering without previous hardening of the additively manufactured component. Based on this, the potential of additive manufacturing for tool production can be derived.

For an exact determination of the microstructure after the tempering of the additively manufactured parts, it is necessary to have precise knowledge of the temperature history and the associated microstructural changes during the additive manufacturing process. In order to reproduce these structural conditions, a closed-loop control for the additive manufacturing process is necessary. By monitoring and regulating the temperature, the microstructure existing after additive manufacturing can be influenced. That is the basis for the post heat treatment by tempering. In this context, further investigations are required to record the temperatures during additive manufacturing to investigate the limits for the variation of the process parameters. Based on such results, an inverse determination of the process parameters could possibly be carried out for new materials, in which a target temperature for the process must be defined based on a time-temperature-

transformation diagram. Compared to the currently common experimental parameter studies, the amount of needed resources and the development time could be reduced. In addition, the specifically variation in mechanical properties within one component could be very interesting. This would enable the production of tailored tools and could have a positive effect on the lifetime of bulk metal forming tools.

Literaturverzeichnis

- [1] Schimank, U.: Die individualisierte Gesellschaft: In: Kron, T. (Hrsg.): Individualisierung und soziologische Theorie. Wiesbaden: Springer Verlag, 2000, 107 – 128
- [2] Lindemann, U.; Reichwald, R.; Zäh, M.: Individualisierte Produkte – Komplexität beherrschen in Entwicklung und Produktion. Berlin: Springer Verlag, 2006
- [3] Gebhardt, A.: Generative Fertigungsverfahren: Additive Manufacturing und 3D Drucken für Prototyping-Tooling-Produktion. München: Carl Hanser Verlag, 2013, 4. Ausgabe
- [4] Galba, M.J.; Szwedka, G.: Additive Herstellung medizinischer Produkte. RTejournal - Forum für Rapid Technologie, Ausgabe 9, 2012, URN: urn:nbn:de:0009-2-33573, URL: <http://www.rtejournal.de/ausgabeg9/3357>
- [5] Krüger, R.E.: Flugzeugteile aus dem 3D-Drucker – Airbus setzt auf Eigenproduktion. n-tv.de (2015), URL: <https://www.n-tv.de/wirtschaft/Airbus-setzt-auf-Eigenproduktion-article15722631.html>, (aufgerufen am 08.07.2017)
- [6] A third industrial revolution, The Economist, 2012
- [7] <https://www.heise.de/newsticker/meldung/Missing-Link-Der-3D-Drucker-oder-die-industrielle-Revolution-die-nicht-stattfind-4480733.html>, (aufgerufen am 27.08.2019)
- [8] Bericht des Ausschusses für Bildung, Forschung und Technikfolgenabschätzung – Additive Fertigungsverfahren. Deutscher Bundestag, 2017, Drucksache 18/134455, URL: <https://www.dgm.de/fileadmin/DGM/Archiv/Print-Medien/Positionspapiere/2017-09-06-Technikfolgeabschaetzung-Additive-Fertigung.pdf> (aufgerufen am 20.09.2018)
- [9] Haubert, K.: Konturnahe Kühlung reduziert Zykluszeit beim Spritzgießen. MaschinenMarkt, 2011, URL: <https://www.maschinenmarkt.vogel.de/konturnahe-kuehlung-reduziert-zykluszeit-beim-spritzgiessen-a-342518/> (aufgerufen am 13.02.2019)
- [10] Fahrenwaldt, H.J.; Schuler, V.: Praxiswissen Schweißtechnik. Wiesbaden: Springer Verlag, 2011, 4. Auflage

- [11] DIN EN ISO/ASTM 52900: Additive Fertigung – Grundlagen – Terminologie. Deutsches Institut für Normung E.V. (DIN): Berlin, 2017, EN ISO 52900:2017
- [12] Swainson, W.: Method, medium and apparatus for processing three dimensional figure product. Patent US4041476 A, 1971
- [13] Crump, S.: Apparatus and method for creating three-dimensional objects. Patent US5121329A, 1989
- [14] Ciraud, P.A.: Verfahren und Vorrichtung zur Herstellung beliebiger Gegenstände aus beliebigem schmelzbarem Material. Patent DE2263777 A1, 1971
- [15] DIN 8580: Fertigungsverfahren – Begriffe, Einteilung. Deutsches Institut für Normung E.V. (DIN): Berlin, 2003, DIN 8580:2003-09
- [16] Blather, J.E.: Manufacture of contour relief maps. Patent US473901 A1, 1890
- [17] Hull, C.: Apparatus for production of three-dimensional objects by stereolithography. Patent US4575330, 1984
- [18] <https://de.3dsystems.com/our-story> (aufgerufen am 13.02.2019)
- [19] Matsubara, K.: Molding Method of Casting using Photocurable Substance, Japanese Kokai Patent Application. Sho 51 [1976]-10813, 1974
- [20] <https://www.3dnatives.com/de/bmw-erstellt-zyylinderkopf-mit-3d-druck-19022019/> (aufgerufen am 29.04.2019)
- [21] Toyserkani, E.; Khajepour, A.; Corbin, S.: Laser Cladding. CRC Press, Boca Raton, 2005
- [22] Householder, R.: Molding Process. Patent US4247508 A, 1979
- [23] Deckard, C.: Method and Apparatus for Producing Parts by Selective Sintering. Patent US4863538, 1986
- [24] Deckard, C.: Apparatus for Producing parts by Selective Sintering. Patent US5597589 A, 1994
- [25] Meiners, W.; Wissenbach, K.; Gasser, A.: Selective Laser Sintering at Melting Temperature. Patent US6215093 B1, 1996
- [26] Frank, C.: Kunststoff als Werkzeugwerkstoff für das Tiefziehen von Feinblechen. Dissertation, Universität Hannover, 1999

- [27] Brummler, M.; Saal, P.: Individualität bei Serienqualität. BLECH Inform, Ausgabe 6/09, München: Carl Hanser Verlag, 2009, 74 - 75
- [28] Pötschke, J.; Berger, C.; Richter, H.-J.; Moritz, T.: 3D-Binder-Jetting von Hartmetallen. Werkstatttechnik Online, Ausgabe 107, Düsseldorf: Springer-VDI-Verlag, 2017, 439 - 440
- [29] Körner, C.: Additive manufacturing of metallic components by selective electron beam melting - a review. International Materials Reviews, Ausgabe 61/5, 2016, 361 - 377
- [30] acatech – Deutsche Akademie der Technikwissenschaften; Deutsche Akademie der Naturforscher Leopoldina; Union der deutschen Akademien der Wissenschaften: Stellungnahme Additive Fertigung. München: Schriftreihe zur wissenschaftlichen Politikberatung, 2016
- [31] <https://www.matsuura.de/produkte/additive-manufacturing/lumex-avance-25> (aufgerufen am 19.08.2018)
- [32] Bayerlein, F.; Zäh, M.: Qualitätssicherung beim Laserstrahlschmelzen von metallischen Bauteilen durch thermographische Schichtüberwachung. Schlussbericht IGF-Vorhaben 17.911 N „AMThermoQS“, 2016
- [33] <https://www.beam-machines.com/> (aufgerufen am 10.07.2019)
- [34] Weisheit, A.; Gasser, A.; Backes, G.; Jambor, T.; Pirch, N.; Wissenbach, K.: Direct Laser Cladding, Current Status and Future Scope of Application. Laser-Assisted Fabrication of Materials. Berlin: Springer Verlag, 2013, 221 - 240
- [35] Yakovlev, A.; Bertrand, Ph.; Smurov, I.: Laser cladding of wear resistant metal matrix composite coatings. Thin Solid Films, Elsevier, Ausgabe 453 - 454, 2004, 133 - 138
- [36] Schöpf, G.: Einstieg in die Additive Fertigung bei WFL: Eine für Alles. x-technik – Additive Fertigung, x-technik IT Medien GmbH, 2015, 44 - 48
- [37] DMG MORI, LaserTec 65 Additive Manufacturing – Additive manufacturing for exceptional finished part quality. DMG MORI Journal, No. 1 - 2014, DMG MORI USA, IL, 2014, 17
- [38] https://www.herml.de/downloadfile/5cd5328eccd62d25414bfd6f-45aofaebc/broschre_mpa_de_final.pdf (aufgerufen am 20.08.2018)

- [39] Akula, S.; Karuakaran, K.P.; Amarnath, C.: Statistical process design for hybrid adaptive layer manufacturing. *Rapid Prototyping Journal*, Ausgabe 11/4, 2005, 235 - 248
- [40] Kunieda, M.; Nakagawa, T.: Manufacturing of laminated deep drawing dies by laser beam cutting. *Advanced Technology of Plasticity* 1, 1984, 520 - 525
- [41] Hölker-Jäger, R., Tekkaya A.E.: Additive manufacturing of tools and dies for metal forming. *Laser Additive Manufacturing*, Elsevier, 2017, 439 - 464
- [42] Geiger, M.; Euringer, M.; Neugebauer, R.; Garreis, F.: Lammelierte Aktiv-Werkzeugelemente in flexiblen Blechumformwerkzeugen. *Blech Rohre Profile* 1/2, 1998, 34 - 37
- [43] Thompson, M.K.; Moroni, G.; Vaneker, T.; Fadel, G.; Campell, R.I.; Gibson, I.; Bernard, A.; Schulz, J.; Graf, P.; Ahuja, B.; Martina, F.: Design for Additive Manufacturing: Trends, opportunities, considerations and constraints. *Annals of the CIRP* 65(2016)2, 737 - 760
- [44] Brøtan, V.; Berg, O.; Sørby, K.: Additive Manufacturing for Enhanced Performance of Molds. *Procidia CIRP*, Ausgabe 54, 2016, 186 - 190
- [45] Müller, B.; Kochan, D.: Laminated objekt manufacturing for rapid tooling and patternmaking in foundry industry. *Computers in Industry*, Ausgabe 39, 1999, 47 - 53
- [46] Menger, G.; Michaeli, W.; Mohren, P.: *Spritzgießwerkzeuge - Auslegung, Bau, Anwendung*. München: Carl Hanser Verlag, 2007
- [47] Walczyk, D.F.; Dolar, N.Y.: Bonding methods for laminated tooling. *Solid Freedom Fabrication Symposium Proceedings*, Austin, TX, 1997, 211 - 222
- [48] Berns, H., Theisen, W., *Eisenwerkstoffe - Stahl und Gusseisen*. Berlin: Springer Verlag, 2008
- [49] Dörrenberg *Edelstahl: 1.2709 - X₃NiCoMoTi8-9-5*, Datenblatt
- [50] Müssig, B.: *Temperierung von Schmiedewerkzeugen zur Erhöhung der Bauteilgenauigkeit*. Dissertation, Universität Hannover, 2002

- [51] Müller, B.; Hund, R.; Malek, R.; Kotzian, M.; Gebauer, M.; Polster, S.; Neugebauer, R.: Generativ gefertigte Werkzeuge mit Mehrwert für die Blechumformung. 4th International Conference on Accuracy in Forming Technology, 2012, 451 – 464
- [52] Müller, B.; Neugebauer, R.: Direkte generativer Fertigung von Schmiedegesesenken eröffnet neue Möglichkeiten. RTejournal - Forum für Rapid Technologie, Ausgabe 7, 2010, URN: urn:nbn:de:0009-2-26398, URL: <http://www.rtejournal.de/ausgabe7/2639>
- [53] Huskic, A.; Behrens, B.-A.; Giedenbacher, J.; Huskic, A.: Standzeituntersuchungen generativ hergestellter Schmiedewerkzeuge. Schmiedejournal 9/2013, 2013, 66 – 70
- [54] Huskic, A.; Giedenbacher, J.; Pschebezin, U.; Wild, N.: Rapid Tooling für Umformwerkzeuge. RTejournal – Forum für Rapid Technologie, Ausgabe 9, 2012, URN: urn:nbn:de:0009-2-33289, URL: <http://www.rtejournal.de/ausgabeg9/3328>
- [55] [https://www.mmsonline.com/articles/additive-manufacturing-makes-subtractive-cutting-tools\(2\)](https://www.mmsonline.com/articles/additive-manufacturing-makes-subtractive-cutting-tools(2)) (aufgerufen am 26.09.2017)
- [56] Schulze, G.: Die Metallurgie des Schweißens. Heidelberg: Springer Verlag, 2010, 4. Auflage
- [57] Cormier, D.; Harrysson, O.; West, H.: Characterization of H13 steel produced via electron beam melting. Rapid Prototyping journal, Ausgabe 10/1, 2004, 35 – 41
- [58] Thompson, S.; Aspin, Z.; Shamsaei, N.; Elwany, A.; Bian, L.: Additive manufacturing of heat exchangers: a case study on a multi-layered Ti-6Al-4V oscillating heat pipe. Additive manufacturing, Ausgabe 8, 2015, 163 – 174
- [59] Badrossamay, M.; Childs, T.H.C.: Further studies in selective laser melting of stainless and tool steelpowders. International Journal of Machine Tools and Manufacture 47, 2007, 779 – 784
- [60] Mertens, R.; Vranken, B.; Holmstock, N.; Kinds, Y.; Kruth, J.-P.; Van Humbeeck, J.: Influence of powder bed preheating on microstructure and mechanical properties of H13 tool steel SLM parts. Physic Procedia, Ausgabe 83, 2016, 882 – 890

- [61] https://www.trumpf.com/de_DE/produkte/maschinen-systeme/additive-fertigungssysteme/truprint-5000/ (aufgerufen am 01.08.2019)
- [62] Dlugosch, G.: Schneidwerkzeuge profitieren von additiver Fertigung. VDI-Nachrichten, Ausgabe 31, 2015, URL: <https://www.vdi-nachrichten.com/Technik-Wirtschaft/Schneidwerkzeuge-profitieren-additiver-Fertigung> (aufgerufen am 28.03.2018)
- [63] Kempen, K.; Vrancken, B.; Buls, S.; Thijs, L.; Van Humbeeck, J.; Kruth, J.-P.: Selective Laser Melting of Crack-Free High Density M2 High Speed Steel Parts by Baseplate Preheating. Journal of Manufacturing Science and Engineering, Ausgabe 136, 2014, 061026 1 – 6
- [64] Uhlmann, E.; Bergmann, A.; Gridin, W.: Investigation on Additive Manufacturing of tungston carbide-cobalt by Selective Laser Melting. Procedia CIRP, Ausgabe 35, 2015, 8 – 15
- [65] Frenk, A.; Vandyoussefi, M.; Wagnière, J.-D.; Zryd, A.; Kurz, W.: Anaysis of the Laser-Cladding Process for Stellite on Steel. Metallurgical and Materials Transactions B 28(1997)B, 501 – 508
- [66] Klocke, F.; Arntz, K.; Teli, M.; Winands, K.; Wegener, M.; Oliari, S.: State-of-the-art Laser Additive Manufacturing for Hot-Work Tool Steel. Procedia CIRP, Ausgabe 63, 2017, S. 58 – 63
- [67] Ocylok, S.; Weisheit, A.; Kelbassa, I.: Funktionally graded multi-layers by laser cladding for increased wear and corrosion protection. In Physics Procedia, Ausgabe 5/A, 2010, 359 – 367
- [68] Engel, U.: Beanspruchung und Beanspruchbarkeit von Werkzeugen der Massivumformung. Bamberg: Meisenbach, 1996
- [69] Falk, B.; Völkl, R.; Engel, U.: Vorhersage der Lebensdauer und Ausfallwahrscheinlichkeit von Werkzeugen der Kaltmassivumformung. In: Vollertsen, F. (Hrsg.): Idee – Vision – Innovation, Meisenbach, 2001, 153 – 162
- [70] Bay, N.: Surface Stresses in Cold Forward Extrusion. Annals of the CIRP 32(1983)1, 195 – 199
- [71] Everberg, K.-R.: Verschleißschutzschichten auf Werkzeugen für die Kaltmassivumformung. In: Siegert, K. (Hrsg.): Neue Entwicklungen in der Massivumformung DGM-Informationsgesellschaft, 1993, 129 – 152

- [72] Lange, K.: Umformtechnik - Grundlagen. In: Lange, K. (Hrsg.): Umformtechnik, Bd. 1, Berlin: Springer Verlag, 1988
- [73] Qin, Y.; Balendra, R.; Chodnikiewicz, K.: A Method for the simulation of temperature stabilisation in the tools during multi-cycle cold-forging operations. *Journal of Materials Processing Technology* 107(2000)1-3, 252 - 259
- [74] Kling, E.: Aufweitung von Fließpressmatrizen mit überlagerter thermischer und mechanischer Beanspruchung. In: Lange, K. (Hrsg.): Berichte aus dem Institut für Umformtechnik, Universität Stuttgart, Bd. 81, Berlin: Springer Verlag, 1985
- [75] Lange, K.: Umformtechnik - Massivumformung. In: Lange, K. (Hrsg.): Umformtechnik, Bd. 2, Berlin: Springer Verlag, 1988
- [76] Lange, K.; Cser, L.; Geiger, M.; Kals, J.A.G.: Tool life and tool quality in bulk metal forming. *Annals of the CIRP* 41(1992)2, 667 - 675
- [77] Lange, K.; Kammerer, M.; Pöhland, K.; Schöck, J.: Fließpressen. Berlin: Springer Verlag, 2008
- [78] VDI-Richtlinie VDI 3176:1985-10: Vorgespannte Presswerkzeuge für das Kaltmassivumformen, 1986
- [79] Tschätsch, H.: Praxis der Umformtechnik - Arbeitsverfahren, Maschinen, Werkzeuge. Wiesbaden: Springer Verlag, Auflage 8, 2005
- [80] Hänsel, M.: Beitrag zur Simulation der Oberflächenermüdung von Umformwerkzeugen. Berlin: Springer Verlag, 1993
- [81] Radaj, D.: Ermüdungsfestigkeit - Grundlagen für Leichtbau, Maschinen- und Stahlbau. Berlin: Springer-Verlag, 1995
- [82] Christ, H.-J.: Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe. Weinheim: Wiley-VCH, 2009
- [83] Skov-Hansen, P.; Bay, N.; Groenbaek, J.; Broendsted, P.: Fatigue in cold-forging dies: Tool life analysis. *Journal of Materials Processing Technology* 95(1999)1-3, 40 - 48
- [84] Geiger, R.: Bedeutung moderner Präzisionsumformtechnik für die Kaltmassivumformung. *Draht* 38(1987)11, 864 - 869
- [85] ICFG-Document: Tool Life and Tool Quality in Cold Forging, Part One: General Aspects of Tool Life. International Cold Forging Group (ICFG), Doc. 14/02, Bamberg: Meisenbach, 2002

- [86] Reiss, W.; Schröder, G.: Werkzeuglebensdauer und Werkzeugbruch in der Massivumformung. Berichte aus dem Institut für Umformtechnik, Universität Stuttgart, Bd. 90, Berlin: Springer Verlag, 1986, 152 – 188
- [87] Czichos, H.; Habig, K.-H.: Tribologie-Handbuch. Wiesbaden: Vieweg+Teubner, 2010, 3. Auflage
- [88] Czichos, H.: Systems approach to wear problems. In: Peterson, M.B.; Winer, W.O. (Hrsg.): Wear Control Handbook. American Society of Mechanical Engineers (ASME), 1980, 17 – 34
- [89] Schröder, G.: Lebensdauer von Umformwerkzeugen – Neuere Ansätze zur Abschätzung und Standzeitverbesserung. In: Forschungsgesellschaft Umformtechnik (Hrsg.): Neuere Entwicklungen in der Massivumformung, 1985, 7/1 - 7/19
- [90] Hänsel, M.: Systematic investigation of tool life problems. In: ICFG (Hrsg.): Proceedings of the 32nd ICFG Plenary Meeting, 1999
- [91] Lange, K.: Some aspects of the development of cold forging to a high-tech precision technology. Journal of Materials Processing Technology 35(1992)3-4, 245 - 257
- [92] Läßle, V.: Wärmebehandlung des Stahls. Haan-Gruiten: Verlag Europa-Lehrmittel, 2010, Auflage 10
- [93] Kammer, C.; Läßle, V.; Steuernagel, L.: Werkstofftechnik Maschinenbau: Theoretische Grundlagen und praktische Anwendungen. Haan-Gruiten: Verlag Europa-Lehrmittel, 2017, Auflage 6
- [94] Oettel, H.; Schumann, H.: Metallographie: Mit einer Einführung in die Keramografie. Weinheim: Wiley-VCH, 2011, Auflage 15
- [95] Berns, H.; Haberling, E.; Wendl, F.: Einfluss des Glühgefüges auf die Zähigkeit von Warmarbeitsstählen. Technische Berichte – Thyssen-Edelstahl (1985), 150 – 157
- [96] Buchmayr, B.: Werkstoff- und Produktionstechnik mit Mathcad: Modellierung und Simulation in Anwendungsbeispielen. Berlin: Springer Verlag, 2002
- [97] Labsandt, M.: Untersuchung des Wechselverformungsverhaltens von Werkzeugstählen bei isothermer und thermoelastischer Ermüdung im Temperaturbereich RT bis 650 °C. Dissertation, Universität Kassel, kassel university press, 2014

- [98] Huber, F.; Bischof, C.; Hetschel, O.; Heberle, J.; Zettl, J.; Nagulin, K.Y.; Schmidt, M.: Laser Beam Melting and heat-treatment of 1.2343 (AISI H11) tool steel – microstructure and mechanical properties. Materials Science and Engineering A – Structural Materials Properties Microstructure and Processing 742 (2018), 109 – 115
- [99] Meiners, W.: Direktes Selektives Laser Sintern einkomponentiger metallischer Werkstoffe. Dissertation, Berichte aus der Lasertechnik, Aachen: Shaker Verlag, 1999
- [100] Weißbach, W.; Dahms, M.; Jaroschek, Ch.: Werkstoffkunde – Strukturen, Eigenschaften, Prüfung. Wiesbaden, Springer Verlag, 2015
- [101] DIN EN ISO 4957: Werkzeugstähle. Deutsches Institut für Normung e.V. (DIN): Berlin, 2001, EN ISO 4957:2001-02
- [102] Dörrenberg Edelstahl: 1.2343 – X37CrMoV5-1, Datenblatt
- [103] Dörrenberg Edelstahl: 1.3343 – HS6-5-2C, Datenblatt
- [104] DIN EN ISO 14577-1: Metallische Werkstoffe - Instrumentierte Eindringprüfung zur Bestimmung der Härte und anderer Werkstoffparameter - Teil 1: Prüfverfahren. Deutsches Institut für Normung e.V. (DIN): Berlin, 2015, EN ISO 14577-1:2015-11
- [105] DIN EN ISO 6507-1: Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers – Teil 1: Prüfverfahren. Deutsches Institut für Normung e.V. (DIN): Berlin, 2006, EN ISO 6507-1:2006-03
- [106] DIN 50106: Prüfung metallischer Werkstoffe - Druckversuch bei Raumtemperatur. Deutsches Institut für Normung e.V. (DIN): Berlin, 2016, 50106:2016-11
- [107] DIN 50125: Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben. Deutsches Institut für Normung e.V. (DIN): Berlin, 2016, 50125:2016-12
- [108] DIN EN ISO 6892-1: Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren Bei Raumtemperatur. Deutsches Institut für Normung e.V. (DIN): Berlin, 2009, EN ISO 6892-1:2009-12
- [109] Leistner, E.; Weck, E.: Metallographische Anleitung zum Farbätzen nach dem Tauchverfahren – Farbätzmittelnach Beraha und ihre Abwandlungen. Düsseldorf: DVS Media GmbH, 1983
- [110] Reimer, L.; Pfefferkorn, G.: Raster-Elektronenmikroskopie. Berlin: Springer-Verlag, 1977

- [111] Heine, B.: Werkstoffprüfung: Ermittlung von Werkstoffeigenschaften. München: Carl Hanser Verlag GmbH & Co.KG, 2011
- [112] Schrader, T.; Shirgaokar, M.; Altan, T.: A critical evaluation of the double cup extrusion test for selection of cold forging lubricants. *Journal of Materials Processing Technology* 189(2007)1-3, 36 – 44
- [113] Geiger, R.: Der Stofffluss beim kombinierten Napffließpressen. In: Lange, K. (Hrsg.): *Berichte aus dem Institut für Umformtechnik, Universität Stuttgart, Band 36*, Essen: Giradet, 1976
- [114] Klocke, F.: *Fertigungsverfahren 1 – Zerspanung mit geometrisch bestimmter Schneide*. Berlin: Springer-Verlag, 2018
- [115] Geier, M.: *Untersuchungen über den Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit auf die Dauerschwingfestigkeit metallischer Bauteile bei Raumtemperatur*. Dissertation, Technische Hochschule Stuttgart, 1955
- [116] DIN EN ISO 4287: *Geometrische Produktspezifikation (GPS) – Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren – Benennung, Definition und Kenngrößen der Oberflächenbeschaffenheit*. Deutsches Institut für Normung e.V. (DIN): Berlin, 2010, EN ISO 4287:2010-07
- [117] Andreas, K.: Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit auf das Werkzeugeinsatzverhalten beim Kaltfließpressen. In: J. Franke; M. Merklein, M. Schmidt (Hrsg.): *Fertigungstechnik – Erlangen, Band 275*, Bamberg: Meisenbach Verlag, 2015
- [118] Hassler, U.; Gruber, D.; Hentschel, O.; Sukowski, F.; Gurlich, T.; Seifert, L.: In-Situ monitoring and defect detection for laser metal deposition by using infrared thermography. *Physics Procedia* (83) 2016, 1244 - 1252
- [119] Butzhammer, L.; Dubjella, P.; Huber, F.; Schaub, A.; Aumüller, M.; Baum, A.; Petrunenko, O.; Merklein, M.; Schmidt, M.: Experimental investigation of a process chain combining sheet metal bending and laser beam melting of Ti-6Al-4V. In: *Laser in Manufacturing Conference 2017* (Hrsg.): 2017
- [120] Krakhmalev, P.; Yadroitsava, I.; Fredriksson, G.; Yadroitsev, I.: In Situ heat treatment in selective laser melting martensitic AISI 420 stainless steel. *Materials & Design* (87) 2015, 380 – 385

- [121] Wirths V.: Prozessführung und zyklisches Werkstoffverhalten von karbidfreien bainitischen Stählen. Dissertation, RWTH Aachen, 2016

Verzeichnis promotionsbezogener, eigener Publikationen

- [P1] Merklein, M.; Junker, D.; Schaub, A.; Neubauer, F.: Hybrid Additive Manufacturing Technologies – An Analysis regarding Potentials and Applications, *Procedia Engineering* 83, 2016, S. 549 - 559
- [P2] Merklein, M.; Plettke, R.; Junker, D.; Schaub, A.; Ahuja, B.: Mechanical Testing of Additive Manufacturing Metal Parts. *Key Engineering Materials* 651 – 653 (2015), 713 – 718
- [P3] Hentschel, O.; Scheitler, C.; Fedorov, A.; Junker, D.; Gorunow, A.; Haimerl, A.; Merklein, M.; Schmidt, M.: Experimental investigations of processing the high carbon cold-work tool steel 1.2358 by laser metal deposition for the additive manufacturing of cold forging tools. *Journal of Laser Applications* 29, 022307 (2017)
- [P4] Junker, D.; Hentschel, O.; Schmidt, M.; Merklein, M.: Qualification of Laser Based Additive Production for Manufacturing of Forging Tools. In: EDP Science (Hrsg.): *Journal of Manufacturing Review*, 2015, 08010- p1-7
- [P5] Junker, D.; Hentschel, O.; Schmidt, M.; Merklein, M.: Investigation of Heat Treatment Strategies for Additively-Manufactured Tools of X37CrMoV5-1. *Metals* 2018, Ausgabe 8, Artikel 854
- [P6] Junker, D.; Hentschel, O.; Schramme, R.; Schmidt, M.; Merklein, M.: Performance of Hot Forging Tools built by Laser Metal Deposition of Hot Work Tool Steel X37CrMoV5-1. In: *Laser in Manufacturing Conference 2017* (Hrsg.): 2017, 1 - 9
- [P7] Papke, T.; Junker, D.; Huber, F.; Hentschel, O.; Schmidt, M.; Merklein, M.: Verknüpfung additiver Fertigung und Umformtechnik in Form hybrider Bauteile und Werkzeuge. In: Witt, G. (Hrsg.): *Tagungsband Fachtagung Werkstoffe und additive Fertigung*, 2018, 64 – 69
- [P8] Junker, D.; Fedorov, A.; Hentschel, O.; Schmidt, M.; Merklein, M.: Connection strength of additive manufactured tool elements to the substrate. *Key Engineering Material* (716) 2016, 389 – 394

- [P9] Karg, M.; Hentschel, O.; Ahuja, B.; Junker, D.; Hassler, U.; Schäperkötter, C.; Haimerl, A.; Arnet, H.; Merklein, M.; Schmidt, M.: Comparison of process characteristics and resulting microstructures of maraging steel 1.2709 in Additive Manufacturing via Laser Metal Deposition and Laser Beam Melting in Powder Bed. 6th International Conference on Additive Technologies, 2016, 39 – 50
- [P10] Junker, D.; Hentschel, O.; Schmidt, M.; Merklein, M.: Tailor-Made Forging Tools by Laser Metal Deposition. Key Engineering Materials (651 – 653) 2015, 707 – 712

Verzeichnis promotionsbezogener, studentischer Arbeiten.

Die folgenden studentischen Arbeiten wurden von dem Autor und der Lehrstuhlinhaberin betreut:

- [S1] Reisener, C.: Einfluss eines Wärmeeintrags vor dem Härten auf die mechanischen Eigenschaften des Warmarbeitsstahls X37CrMoV5-1. Bachelorarbeit. Erlangen, 2017
- [S2] Braun, F.: Einfluss eines Wärmeeintrags vor dem Härten auf die mechanischen Eigenschaften des Schnellarbeitsstahls HSS6-5-2C. Bachelorarbeit. Erlangen, 2017
- [S3] Wagner, T.: Einfluss der additiven Fertigung auf das Gefüge und die Prozessführung beim Vergüten des Warmarbeitsstahls X37CrMoV5-1. Projektarbeit. Erlangen, 2017
- [S4] Zirngibl, C.: Einfluss der additiven Fertigung auf das Gefüge und die Prozessführung beim Vergüten des Schnellarbeitsstahls HSS6-5-2C. Projektarbeit. Erlangen, 2018
- [S5] Müller, L.: Charakterisierung von mittels Laserstrahlschmelzen aus dem Pulverbett (LSS) verarbeiteten Warmarbeitsstahl 1.2709. Bachelorarbeit. Erlangen, 2014
- [S6] Lüssmann, T.: Untersuchung tribologischer Eigenschaften additiv hergestellter Werkzeuge. Bachelorarbeit. Erlangen, 2017

Reihenübersicht

Koordination der Reihe (Stand 2021):
Geschäftsstelle Maschinenbau, Dr.-Ing. Oliver Kreis, www.mb.fau.de/diss/

Im Rahmen der Reihe sind bisher die nachfolgenden Bände erschienen.

Band 1 – 52
Fertigungstechnik – Erlangen
ISSN 1431-6226
Carl Hanser Verlag, München

Band 53 – 307
Fertigungstechnik – Erlangen
ISSN 1431-6226
Meisenbach Verlag, Bamberg

ab Band 308
FAU Studien aus dem Maschinenbau
ISSN 2625-9974
FAU University Press, Erlangen

Die Zugehörigkeit zu den jeweiligen Lehrstühlen ist wie folgt gekennzeichnet:

Lehrstühle:

FAPS	Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik
FMT	Lehrstuhl für Fertigungsmesstechnik
KTmfk	Lehrstuhl für Konstruktionstechnik
LFT	Lehrstuhl für Fertigungstechnologie
LPT	Lehrstuhl für Photonische Technologien
REP	Lehrstuhl für Ressourcen- und Energieeffiziente Produktionsmaschinen

Band 1: Andreas Hemberger
Innovationspotentiale in der
rechnerintegrierten Produktion durch
wissensbasierte Systeme
FAPS, 208 Seiten, 107 Bilder. 1988.
ISBN 3-446-15234-2.

Band 2: Detlef Classe
Beitrag zur Steigerung der Flexibilität
automatisierter Montagesysteme
durch Sensorintegration und erweiterte
Steuerungskonzepte
FAPS, 194 Seiten, 70 Bilder. 1988.
ISBN 3-446-15529-5.

Band 3: Friedrich-Wilhelm Nolting
Projektierung von Montagesystemen
FAPS, 201 Seiten, 107 Bilder, 1 Tab. 1989.
ISBN 3-446-15541-4.

Band 4: Karsten Schlüter
Nutzungsgradsteigerung von
Montagesystemen durch den Einsatz
der Simulationstechnik
FAPS, 177 Seiten, 97 Bilder. 1989.
ISBN 3-446-15542-2.

Band 5: Shir-Kuan Lin
Aufbau von Modellen zur Lageregelung
von Industrierobotern
FAPS, 168 Seiten, 46 Bilder. 1989.
ISBN 3-446-15546-5.

Band 6: Rudolf Nuss
Untersuchungen zur Bearbeitungsquali-
tät im Fertigungssystem Laserstrahl-
schneiden
LFT, 206 Seiten, 115 Bilder, 6 Tab. 1989.
ISBN 3-446-15783-2.

Band 7: Wolfgang Scholz
Modell zur datenbankgestützten Planung
automatisierter Montageanlagen
FAPS, 194 Seiten, 89 Bilder. 1989.
ISBN 3-446-15825-1.

Band 8: Hans-Jürgen Wißmeier
Beitrag zur Beurteilung des Bruchverhal-
tens von Hartmetall-Fließpreßmatrizen
LFT, 179 Seiten, 99 Bilder, 9 Tab. 1989.
ISBN 3-446-15921-5.

Band 9: Rainer Eisele
Konzeption und Wirtschaftlichkeit von
Planungssystemen in der Produktion
FAPS, 183 Seiten, 86 Bilder. 1990.
ISBN 3-446-16107-4.

Band 10: Rolf Pfeiffer
Technologisch orientierte
Montageplanung am Beispiel der
Schraubtechnik
FAPS, 216 Seiten, 102 Bilder, 16 Tab. 1990.
ISBN 3-446-16161-9.

Band 11: Herbert Fischer
Verteilte Planungssysteme zur
Flexibilitätssteigerung der
rechnerintegrierten Teilefertigung
FAPS, 201 Seiten, 82 Bilder. 1990.
ISBN 3-446-16105-8.

Band 12: Gerhard Kleineidam
CAD/CAP: Rechnergestützte Montage-
feinplanung
FAPS, 203 Seiten, 107 Bilder. 1990.
ISBN 3-446-16112-0.

Band 13: Frank Vollertsen
Pulvermetallurgische Verarbeitung eines
übereutektoiden verschleißfesten Stahls
LFT, XIII u. 217 Seiten, 67 Bilder, 34 Tab.
1990. ISBN 3-446-16133-3.

Band 14: Stephan Biermann
Untersuchungen zur Anlagen- und
Prozeßdiagnostik für das Schneiden
mit CO₂-Hochleistungslasern
LFT, VIII u. 170 Seiten, 93 Bilder, 4 Tab.
1991. ISBN 3-446-16269-0.

Band 15: Uwe Geißler
Material- und Datenfluß in einer flexiblen
Blechbearbeitungszelle
LFT, 124 Seiten, 41 Bilder, 7 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16358-1.

Band 16: Frank Oswald Hake
Entwicklung eines rechnergestützten
Diagnosesystems für automatisierte
Montagezellen
FAPS, XIV u. 166 Seiten, 77 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16428-6.

Band 17: Herbert Reichel
Optimierung der Werkzeugbereitstellung
durch rechnergestützte
Arbeitsfolgenbestimmung
FAPS, 198 Seiten, 73 Bilder, 2 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16453-7.

Band 18: Josef Scheller
Modellierung und Einsatz von
Softwaresystemen für rechnergeführte
Montagezellen
FAPS, 198 Seiten, 65 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16454-5.

Band 19: Arnold vom Ende
Untersuchungen zum Biegeumforme mit
elastischer Matrize
LFT, 166 Seiten, 55 Bilder, 13 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16493-6.

Band 20: Joachim Schmid
Beitrag zum automatisierten Bearbeiten
von Keramikguß mit Industrierobotern
FAPS, XIV u. 176 Seiten, 111 Bilder, 6 Tab.
1991. ISBN 3-446-16560-6.

Band 21: Egon Sommer
Multiprozessorsteuerung für
kooperierende Industrieroboter in
Montagezellen
FAPS, 188 Seiten, 102 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-17062-6.

Band 22: Georg Geyer
Entwicklung problemspezifischer
Verfahrensketten in der Montage
FAPS, 192 Seiten, 112 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16552-5.

Band 23: Rainer Flohr
Beitrag zur optimalen
Verbindungstechnik in der
Oberflächenmontage (SMT)
FAPS, 186 Seiten, 79 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16568-1.

Band 24: Alfons Rief
Untersuchungen zur Verfahrensfolge
Laserstrahlschneiden und -schweißen
in der Rohkarosseriefertigung
LFT, VI u. 145 Seiten, 58 Bilder, 5 Tab.
1991. ISBN 3-446-16593-2.

Band 25: Christoph Thim
Rechnerunterstützte Optimierung
von Materialflußstrukturen in der
Elektronikmontage durch Simulation
FAPS, 188 Seiten, 74 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17118-5.

Band 26: Roland Müller
CO₂-Laserstrahlschneiden von
kurzglasverstärkten Verbundwerkstoffen
LFT, 141 Seiten, 107 Bilder, 4 Tab. 1992.
ISBN 3-446-17104-5.

Band 27: Günther Schäfer
Integrierte Informationsverarbeitung
bei der Montageplanung
FAPS, 195 Seiten, 76 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17117-7.

Band 28: Martin Hoffmann
Entwicklung einer
CAD/CAM-Prozesskette für die
Herstellung von Blechbiegeteilen
LFT, 149 Seiten, 89 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17154-1.

Band 29: Peter Hoffmann
Verfahrensfolge Laserstrahlschneiden
und -schweißen: Prozeßführung und
Systemtechnik in der 3D-Laserstrahlbear-
beitung von Blechformteilen
LFT, 186 Seiten, 92 Bilder, 10 Tab. 1992.
ISBN 3-446-17153-3.

Band 30: Olaf Schrödel
Flexible Werkstattsteuerung mit
objektorientierten Softwarestrukturen
FAPS, 180 Seiten, 84 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17242-4.

Band 31: Hubert Reinisch
Planungs- und Steuerungswerkzeuge
zur impliziten Geräteprogrammierung
in Roboterzellen
FAPS, XI u. 212 Seiten, 112 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17380-3.

Band 32: Brigitte Bärnreuther
Ein Beitrag zur Bewertung des Kommuni-
kationsverhaltens von Automatisierungs-
geräten in flexiblen Produktionszellen
FAPS, XI u. 179 Seiten, 71 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17451-6.

Band 33: Joachim Hutfless
Laserstrahlregelung und Optikdiagnostik
in der Strahlführung einer
CO₂-Hochleistungslaseranlage
LFT, 175 Seiten, 70 Bilder, 17 Tab. 1993.
ISBN 3-446-17532-6.

Band 34: Uwe Günzel
Entwicklung und Einsatz eines Simula-
tionsverfahrens für operative und
strategische Probleme der
Produktionsplanung und -steuerung
FAPS, XIV u. 170 Seiten, 66 Bilder, 5 Tab.
1993. ISBN 3-446-17604-7.

Band 35: Bertram Ehmann
Operatives Fertigungscontrolling durch
Optimierung auftragsbezogener Bearbei-
tungsabläufe in der Elektronikfertigung
FAPS, XV u. 167 Seiten, 114 Bilder. 1993.
ISBN 3-446-17658-6.

Band 36: Harald Kolléra
Entwicklung eines benutzerorientierten
Werkstattprogrammiersystems für das
Laserstrahlschneiden
LFT, 129 Seiten, 66 Bilder, 1 Tab. 1993.
ISBN 3-446-17719-1.

Band 37: Stephanie Abels
Modellierung und Optimierung von
Montageanlagen in einem integrierten
Simulationssystem
FAPS, 188 Seiten, 88 Bilder. 1993.
ISBN 3-446-17731-0.

Band 38: Robert Schmidt-Hebbel
Laserstrahlbohren durchflußbestimmen-
der Durchgangslöcher
LFT, 145 Seiten, 63 Bilder, 11 Tab. 1993.
ISBN 3-446-17778-7.

Band 39: Norbert Lutz
Oberflächenfeinbearbeitung
keramischer Werkstoffe mit
XeCl-Excimerlaserstrahlung
LFT, 187 Seiten, 98 Bilder, 29 Tab. 1994.
ISBN 3-446-17970-4.

Band 40: Konrad Grampp
Rechnerunterstützung bei Test und
Schulung an Steuerungssoftware von
SMD-Bestücklinien
FAPS, 178 Seiten, 88 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18173-3.

Band 41: Martin Koch
Wissensbasierte Unterstützung der
Angebotsbearbeitung in der
Investitionsgüterindustrie
FAPS, 169 Seiten, 68 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18174-1.

Band 42: Armin Gropp
Anlagen- und Prozeßdiagnostik beim
Schneiden mit einem gepulsten
Nd:YAG-Laser
LFT, 160 Seiten, 88 Bilder, 7 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18241-1.

Band 43: Werner Heckel
Optische 3D-Konturerfassung und
on-line Biegewinkelmessung mit
dem Lichtschnittverfahren
LFT, 149 Seiten, 43 Bilder, 11 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18243-8.

Band 44: Armin Rothhaupt
Modulares Planungssystem zur
Optimierung der Elektronikfertigung
FAPS, 180 Seiten, 101 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18307-8.

Band 45: Bernd Zöllner
Adaptive Diagnose in der
Elektronikproduktion
FAPS, 195 Seiten, 74 Bilder, 3 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18308-6.

Band 46: Bodo Vormann
Beitrag zur automatisierten
Handhabungsplanung komplexer
Blechbiegeteile
LFT, 126 Seiten, 89 Bilder, 3 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18345-0.

Band 47: Peter Schnepf
Zielkostenorientierte Montageplanung
FAPS, 144 Seiten, 75 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18397-3.

Band 48: Rainer Klotzbücher
Konzept zur rechnerintegrierten
Materialversorgung in flexiblen
Fertigungssystemen
FAPS, 156 Seiten, 62 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18412-0.

Band 49: Wolfgang Greska
Wissensbasierte Analyse und
Klassifizierung von Blechteilen
LFT, 144 Seiten, 96 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18462-7.

Band 50: Jörg Franke
Integrierte Entwicklung neuer
Produkt- und Produktionstechnologien
für räumliche spritzgegossene
Schaltungsträger (3-D MID)
FAPS, 196 Seiten, 86 Bilder, 4 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18448-1.

Band 51: Franz-Josef Zeller
Sensorplanung und schnelle
Sensorregelung für Industrieroboter
FAPS, 190 Seiten, 102 Bilder, 9 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18601-8.

Band 52: Michael Solvie
Zeitbehandlung und
Multimedia-Unterstützung in
Feldkommunikationssystemen
FAPS, 200 Seiten, 87 Bilder, 35 Tab. 1996.
ISBN 3-446-18607-7.

Band 53: Robert Hopperdietzel
Reengineering in der Elektro- und
Elektronikindustrie
FAPS, 180 Seiten, 109 Bilder, 1 Tab. 1996.
ISBN 3-87525-070-2.

Band 54: Thomas Rebhahn
Beitrag zur Mikromaterialbearbeitung
mit Excimerlasern - Systemkomponenten
und Verfahrensoptimierungen
LFT, 148 Seiten, 61 Bilder, 10 Tab. 1996.
ISBN 3-87525-075-3.

Band 55: Henning Hanebuth
Laserstrahlhartlöten mit
Zweistrahlschweißtechnik
LFT, 157 Seiten, 58 Bilder, 11 Tab. 1996.
ISBN 3-87525-074-5.

Band 56: Uwe Schönherr
Steuerung und Sensordatenintegration
für flexible Fertigungszellen mit
kooperierenden Robotern
FAPS, 188 Seiten, 116 Bilder, 3 Tab. 1996.
ISBN 3-87525-076-1.

Band 57: Stefan Holzer
Berührungslose Formgebung mit
Laserstrahlung
LFT, 162 Seiten, 69 Bilder, 11 Tab. 1996.
ISBN 3-87525-079-6.

Band 58: Markus Schultz
Fertigungsqualität beim
3D-Laserstrahlschweißen von
Blechformteilen
LFT, 165 Seiten, 88 Bilder, 9 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-080-X.

Band 59: Thomas Krebs
Integration elektromechanischer
CA-Anwendungen über einem
STEP-Produktmodell
FAPS, 198 Seiten, 58 Bilder, 8 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-081-8.

Band 60: Jürgen Sturm
Prozeßintegrierte Qualitätssicherung
in der Elektronikproduktion
FAPS, 167 Seiten, 112 Bilder, 5 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-082-6.

Band 61: Andreas Brand
Prozesse und Systeme zur Bestückung
räumlicher elektronischer Baugruppen
(3D-MID)
FAPS, 182 Seiten, 100 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-087-7.

Band 62: Michael Kauf
Regelung der Laserstrahlleistung und
der Fokusparameter einer
CO₂-Hochleistungslaseranlage
LFT, 140 Seiten, 70 Bilder, 5 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-083-4.

Band 63: Peter Steinwasser
Modulares Informationsmanagement
in der integrierten Produkt- und
Prozeßplanung
FAPS, 190 Seiten, 87 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-084-2.

Band 64: Georg Liedl
Integriertes Automatisierungskonzept
für den flexiblen Materialfluß in der
Elektronikproduktion
FAPS, 196 Seiten, 96 Bilder, 3 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-086-9.

Band 65: Andreas Otto
Transiente Prozesse beim
Laserstrahlschweißen
LFT, 132 Seiten, 62 Bilder, 1 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-089-3.

Band 66: Wolfgang Blöchl
Erweiterte Informationsbereitstellung
an offenen CNC-Steuerungen zur
Prozeß- und Programoptimierung
FAPS, 168 Seiten, 96 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-091-5.

Band 67: Klaus-Uwe Wolf
Verbesserte Prozeßführung und
Prozeßplanung zur Leistungs- und
Qualitätssteigerung beim
Spulenwickeln
FAPS, 186 Seiten, 125 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-092-3.

Band 68: Frank Backes
Technologieorientierte Bahnplanung
für die 3D-Laserstrahlbearbeitung
LFT, 138 Seiten, 71 Bilder, 2 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-093-1.

Band 69: Jürgen Kraus
Laserstrahlumformen von Profilen
LFT, 137 Seiten, 72 Bilder, 8 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-094-X.

Band 70: Norbert Neubauer
Adaptive Strahlführungen für
CO₂-Laseranlagen
LFT, 120 Seiten, 50 Bilder, 3 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-095-8.

Band 71: Michael Steber
Prozeßoptimierter Betrieb flexibler
Schraubstationen in der
automatisierten Montage
FAPS, 168 Seiten, 78 Bilder, 3 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-096-6.

Band 72: Markus Pfestorf
Funktionale 3D-Oberflächenkenngrößen
in der Umformtechnik
LFT, 162 Seiten, 84 Bilder, 15 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-097-4.

Band 73: Volker Franke
Integrierte Planung und Konstruktion
von Werkzeugen für die Biegebearbeitung
LFT, 143 Seiten, 81 Bilder. 1998.
ISBN 3-87525-098-2.

Band 74: Herbert Scheller
Automatisierte Demontagesysteme
und recyclinggerechte Produktgestaltung
elektronischer Baugruppen
FAPS, 184 Seiten, 104 Bilder, 17 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-099-0.

Band 75: Arthur Meißner
Kaltmassivumformung metallischer
Kleinstteile - Werkstoffverhalten,
Wirkflächenreibung, Prozeßauslegung
LFT, 164 Seiten, 92 Bilder, 14 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-100-8.

Band 76: Mathias Glasmacher
Prozeß- und Systemtechnik zum
Laserstrahl-Mikroschweißen
LFT, 184 Seiten, 104 Bilder, 12 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-101-6.

Band 77: Michael Schwind
Zerstörungsfreie Ermittlung mechani-
scher Eigenschaften von Feinblechen mit
dem Wirbelstromverfahren
LFT, 124 Seiten, 68 Bilder, 8 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-102-4.

Band 78: Manfred Gerhard
Qualitätssteigerung in der
Elektronikproduktion durch
Optimierung der Prozeßführung
beim Löten komplexer Baugruppen
FAPS, 179 Seiten, 113 Bilder, 7 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-103-2.

Band 79: Elke Rauh
Methodische Einbindung der Simulation
in die betrieblichen Planungs- und
Entscheidungsabläufe
FAPS, 192 Seiten, 114 Bilder, 4 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-104-0.

Band 80: Sorin Niederkorn
Meßeinrichtung zur Untersuchung
der Wirkflächenreibung bei umformtech-
nischen Prozessen
LFT, 99 Seiten, 46 Bilder, 6 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-105-9.

Band 81: Stefan Schubert
Regelung der Fokuslage beim Schweißen
mit CO₂-Hochleistungslasern unter
Einsatz von adaptiven Optiken
LFT, 140 Seiten, 64 Bilder, 3 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-106-7.

Band 82: Armando Walter Colombo
Development and Implementation of
Hierarchical Control Structures of
Flexible Production Systems Using High
Level Petri Nets
FAPS, 216 Seiten, 86 Bilder. 1998.
ISBN 3-87525-109-1.

Band 83: Otto Meedt
Effizienzsteigerung bei Demontage
und Recycling durch flexible
Demontagetechologien und optimierte
Produktgestaltung
FAPS, 186 Seiten, 103 Bilder. 1998.
ISBN 3-87525-108-3.

Band 84: Knuth Götz
Modelle und effiziente Modellbildung
zur Qualitätssicherung in der
Elektronikproduktion
FAPS, 212 Seiten, 129 Bilder, 24 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-112-1.

Band 85: Ralf Luchs
Einsatzmöglichkeiten leitender Klebstoffe zur zuverlässigen Kontaktierung elektronischer Bauelemente in der SMT FAPS, 176 Seiten, 126 Bilder, 30 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-113-7.

Band 86: Frank Pöhlau
Entscheidungsgrundlagen zur Einführung räumlicher spritzgegossener Schaltungsträger (3-D MID) FAPS, 144 Seiten, 99 Bilder. 1999.
ISBN 3-87525-114-8.

Band 87: Roland T. A. Kals
Fundamentals on the miniaturization of sheet metal working processes LFT, 128 Seiten, 58 Bilder, 11 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-115-6.

Band 88: Gerhard Luhn
Implizites Wissen und technisches Handeln am Beispiel der Elektronikproduktion FAPS, 252 Seiten, 61 Bilder, 1 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-116-4.

Band 89: Axel Sprenger
Adaptives Streckbiegen von Aluminium-Strangpreßprofilen LFT, 114 Seiten, 63 Bilder, 4 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-117-2.

Band 90: Hans-Jörg Pucher
Untersuchungen zur Prozeßfolge Umformen, Bestücken und Laserstrahllöten von Mikrokontakten LFT, 158 Seiten, 69 Bilder, 9 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-119-9.

Band 91: Horst Arnet
Profilbiegen mit kinematischer Gestalterzeugung LFT, 128 Seiten, 67 Bilder, 7 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-120-2.

Band 92: Doris Schubart
Prozeßmodellierung und Technologieentwicklung beim Abtragen mit CO₂-Laserstrahlung LFT, 133 Seiten, 57 Bilder, 13 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-122-9.

Band 93: Adrianus L. P. Coremans
Laserstrahlsintern von Metallpulver - Prozeßmodellierung, Systemtechnik, Eigenschaften laserstrahlgesinterter Metallkörper LFT, 184 Seiten, 108 Bilder, 12 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-124-5.

Band 94: Hans-Martin Biehler
Optimierungskonzepte für Qualitätsdatenverarbeitung und Informationsbereitstellung in der Elektronikfertigung FAPS, 194 Seiten, 105 Bilder. 1999.
ISBN 3-87525-126-1.

Band 95: Wolfgang Becker
Oberflächenausbildung und tribologische Eigenschaften excimerlaserstrahlbearbeiteter Hochleistungskeramiken LFT, 175 Seiten, 71 Bilder, 3 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-127-X.

Band 96: Philipp Hein
Innenhochdruck-Umformen von Blechpaaren: Modellierung, Prozeßauslegung und Prozeßführung LFT, 129 Seiten, 57 Bilder, 7 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-128-8.

Band 97: Gunter Beitinger
Herstellungs- und Prüfverfahren für
thermoplastische Schaltungsträger
FAPS, 169 Seiten, 92 Bilder, 20 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-129-6.

Band 98: Jürgen Knoblach
Beitrag zur rechnerunterstützten
verursachungsgerechten
Angebotskalkulation von Blechteilen
mit Hilfe wissensbasierter Methoden
LFT, 155 Seiten, 53 Bilder, 26 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-130-X.

Band 99: Frank Breitenbach
Bildverarbeitungssystem zur Erfassung
der Anschlußgeometrie elektronischer
SMT-Bauelemente
LFT, 147 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab. 2000.
ISBN 3-87525-131-8.

Band 100: Bernd Falk
Simulationsbasierte
Lebensdauer vorhersage für Werkzeuge
der Kaltmassivumformung
LFT, 134 Seiten, 44 Bilder, 15 Tab. 2000.
ISBN 3-87525-136-9.

Band 101: Wolfgang Schlögl
Integriertes Simulationsdaten-Management für Maschinenentwicklung und Anlagenplanung
FAPS, 169 Seiten, 101 Bilder, 20 Tab. 2000.
ISBN 3-87525-137-7.

Band 102: Christian Hinsel
Ermüdungsbruchversagen
hartstoffbeschichteter Werkzeugstähle
in der Kaltmassivumformung
LFT, 130 Seiten, 80 Bilder, 14 Tab. 2000.
ISBN 3-87525-138-5.

Band 103: Stefan Bobbert
Simulationsgestützte Prozessauslegung
für das Innenhochdruck-Umformen
von Blechpaaren
LFT, 123 Seiten, 77 Bilder. 2000.
ISBN 3-87525-145-8.

Band 104: Harald Rottbauer
Modulares Planungswerkzeug zum
Produktionsmanagement in der
Elektronikproduktion
FAPS, 166 Seiten, 106 Bilder. 2001.
ISBN 3-87525-139-3.

Band 105: Thomas Hennige
Flexible Formgebung von Blechen
durch Laserstrahlumformen
LFT, 119 Seiten, 50 Bilder. 2001.
ISBN 3-87525-140-7.

Band 106: Thomas Menzel
Wissensbasierte Methoden für die
rechnergestützte Charakterisierung
und Bewertung innovativer
Fertigungsprozesse
LFT, 152 Seiten, 71 Bilder. 2001.
ISBN 3-87525-142-3.

Band 107: Thomas Stöckel
Kommunikationstechnische Integration
der Prozeßebe in Produktionssysteme
durch Middleware-Frameworks
FAPS, 147 Seiten, 65 Bilder, 5 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-143-1.

Band 108: Frank Pitter
Verfügbarkeitssteigerung von
Werkzeugmaschinen durch Einsatz
mechatronischer Sensorlösungen
FAPS, 158 Seiten, 131 Bilder, 8 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-144-X.

Band 109: Markus Korneli
Integration lokaler CAP-Systeme in
einen globalen Fertigungsdatenverbund
FAPS, 121 Seiten, 53 Bilder, 11 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-146-6.

Band 110: Burkhard Müller
Laserstrahljustieren mit Excimer-Lasern -
Prozeßparameter und Modelle zur
Aktorkonstruktion
LFT, 128 Seiten, 36 Bilder, 9 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-159-8.

Band 111: Jürgen Göhringer
Integrierte Telediagnose via Internet
zum effizienten Service von
Produktionssystemen
FAPS, 178 Seiten, 98 Bilder, 5 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-147-4.

Band 112: Robert Feuerstein
Qualitäts- und kosteneffiziente Integra-
tion neuer Bauelementetechnologien in
die Flachbaugruppenfertigung
FAPS, 161 Seiten, 99 Bilder, 10 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-151-2.

Band 113: Marcus Reichenberger
Eigenschaften und Einsatzmöglichkeiten
alternativer Elektroniklote in der
Oberflächenmontage (SMT)
FAPS, 165 Seiten, 97 Bilder, 18 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-152-0.

Band 114: Alexander Huber
Justieren vormontierter Systeme mit dem
Nd:YAG-Laser unter Einsatz von Aktoren
LFT, 122 Seiten, 58 Bilder, 5 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-153-9.

Band 115: Sami Krimi
Analyse und Optimierung von Montage-
systemen in der Elektronikproduktion
FAPS, 155 Seiten, 88 Bilder, 3 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-157-1.

Band 116: Marion Merklein
Laserstrahlumformen von
Aluminiumwerkstoffen - Beeinflussung
der Mikrostruktur und
der mechanischen Eigenschaften
LFT, 122 Seiten, 65 Bilder, 15 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-156-3.

Band 117: Thomas Collisi
Ein informationslogistisches
Architekturkonzept zur Akquisition
simulationsrelevanter Daten
FAPS, 181 Seiten, 105 Bilder, 7 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-164-4.

Band 118: Markus Koch
Rationalisierung und ergonomische
Optimierung im Innenausbau durch
den Einsatz moderner
Automatisierungstechnik
FAPS, 176 Seiten, 98 Bilder, 9 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-165-2.

Band 119: Michael Schmidt
Prozeßregelung für das Laserstrahl-
Punktschweißen in der Elektronikpro-
duktion
LFT, 152 Seiten, 71 Bilder, 3 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-166-0.

Band 120: Nicolas Tiesler
Grundlegende Untersuchungen zum
Fließpressen metallischer Kleinstteile
LFT, 126 Seiten, 78 Bilder, 12 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-175-X.

Band 121: Lars Pursche
Methoden zur technologieorientierten
Programmierung für
die 3D-Lasermikrobearbeitung
LFT, 111 Seiten, 39 Bilder, 0 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-183-0.

Band 122: Jan-Oliver Brassel
Prozeßkontrolle beim
Laserstrahl-Mikroschweißen
LFT, 148 Seiten, 72 Bilder, 12 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-181-4.

Band 123: Mark Geisel
Prozeßkontrolle und -steuerung beim
Laserstrahlschweißen mit den Methoden
der nichtlinearen Dynamik
LFT, 135 Seiten, 46 Bilder, 2 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-180-6.

Band 124: Gerd Eßer
Laserstrahlunterstützte Erzeugung
metallischer Leiterstrukturen auf
Thermoplastsubstraten für die
MID-Technik
LFT, 148 Seiten, 60 Bilder, 6 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-171-7.

Band 125: Marc Fleckenstein
Qualität laserstrahl-gefügter
Mikroverbindungen elektronischer
Kontakte
LFT, 159 Seiten, 77 Bilder, 7 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-170-9.

Band 126: Stefan Kaufmann
Grundlegende Untersuchungen zum
Nd:YAG- Laserstrahlfügen von Silizium
für Komponenten der Optoelektronik
LFT, 159 Seiten, 100 Bilder, 6 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-172-5.

Band 127: Thomas Fröhlich
Simultanes Löten von Anschlußkontak-
ten elektronischer Bauelemente mit
Diodenlaserstrahlung
LFT, 143 Seiten, 75 Bilder, 6 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-186-5.

Band 128: Achim Hofmann
Erweiterung der Formgebungsgrenzen
beim Umformen von
Aluminiumwerkstoffen durch den Ein-
satz prozessangepasster Platinen
LFT, 113 Seiten, 58 Bilder, 4 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-182-2.

Band 129: Ingo Kriebitzsch
3 - D MID Technologie in der
Automobilelektronik
FAPS, 129 Seiten, 102 Bilder, 10 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-169-5.

Band 130: Thomas Pohl
Fertigungsqualität und Umformbarkeit
laserstrahlgeschweißter Formplatinen
aus Aluminiumlegierungen
LFT, 133 Seiten, 93 Bilder, 12 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-173-3.

Band 131: Matthias Wenk
Entwicklung eines konfigurierbaren
Steuerungssystems für die flexible
Sensorführung von Industrierobotern
FAPS, 167 Seiten, 85 Bilder, 1 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-174-1.

Band 132: Matthias Negendanck
Neue Sensorik und Aktorik für
Bearbeitungsköpfe zum
Laserstrahlschweißen
LFT, 116 Seiten, 60 Bilder, 14 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-184-9.

Band 133: Oliver Kreis
Integrierte Fertigung - Verfahrensin-
tegration durch Innenhochdruck-Umfor-
men, Trennen und Laserstrahlschweißen
in einem Werkzeug sowie ihre tele- und
multimediale Präsentation
LFT, 167 Seiten, 90 Bilder, 43 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-176-8.

Band 134: Stefan Trautner
Technische Umsetzung produktbezoge-
ner Instrumente der Umweltpolitik bei
Elektro- und Elektronikgeräten
FAPS, 179 Seiten, 92 Bilder, 11 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-177-6.

Band 135: Roland Meier
Strategien für einen produktorientierten
Einsatz räumlicher spritzgegossener
Schaltungsträger (3-D MID)
FAPS, 155 Seiten, 88 Bilder, 14 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-178-4.

Band 136: Jürgen Wunderlich
Kostensimulation - Simulationsbasierte
Wirtschaftlichkeitsregelung komplexer
Produktionssysteme
FAPS, 202 Seiten, 119 Bilder, 17 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-179-2.

Band 137: Stefan Novotny
Innenhochdruck-Umformen von Blechen
aus Aluminium- und Magnesiumlegie-
rungen bei erhöhter Temperatur
LFT, 132 Seiten, 82 Bilder, 6 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-185-7.

Band 138: Andreas Licha
Flexible Montageautomatisierung zur
Komplettmontage flächenhafter Produkt-
strukturen durch kooperierende
Industrieroboter
FAPS, 158 Seiten, 87 Bilder, 8 Tab. 2003.
ISBN 3-87525-189-X.

Band 139: Michael Eisenbarth
Beitrag zur Optimierung der Aufbau- und
Verbindungstechnik für mechatronische
Baugruppen
FAPS, 207 Seiten, 141 Bilder, 9 Tab. 2003.
ISBN 3-87525-190-3.

Band 140: Frank Christoph
Durchgängige simulationsgestützte
Planung von Fertigungseinrichtungen der
Elektronikproduktion
FAPS, 187 Seiten, 107 Bilder, 9 Tab. 2003.
ISBN 3-87525-191-1.

Band 141: Hinnerk Hagenah
Simulationsbasierte Bestimmung der
zu erwartenden Maßhaltigkeit für das
Blechbiegen
LFT, 131 Seiten, 36 Bilder, 26 Tab. 2003.
ISBN 3-87525-192-X.

Band 142: Ralf Eckstein
Scherschneiden und Biegen metallischer
Kleinstteile - Materialeinfluss und
Materialverhalten
LFT, 148 Seiten, 71 Bilder, 19 Tab. 2003.
ISBN 3-87525-193-8.

Band 143: Frank H. Meyer-Pittroff
Excimerlaserstrahlbiegen dünner
metallischer Folien mit homogener
Lichtlinie
LFT, 138 Seiten, 60 Bilder, 16 Tab. 2003.
ISBN 3-87525-196-2.

Band 144: Andreas Kach
Rechnergestützte Anpassung von
Laserstrahlschneidbahnen
an Bauteilabweichungen
LFT, 139 Seiten, 69 Bilder, 11 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-197-0.

Band 145: Stefan Hierl
System- und Prozesstechnik für das
simultane Löten mit Diodenlaserstrah-
lung von elektronischen Bauelementen
LFT, 124 Seiten, 66 Bilder, 4 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-198-9.

Band 146: Thomas Neudecker
Tribologische Eigenschaften keramischer
Blechumformwerkzeuge- Einfluss einer
Oberflächenendbearbeitung mittels
Excimerlaserstrahlung
LFT, 166 Seiten, 75 Bilder, 26 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-200-4.

Band 147: Ulrich Wenger
Prozessoptimierung in der Wickeltechnik
durch innovative maschinenbauliche und
regelungstechnische Ansätze
FAPS, 132 Seiten, 88 Bilder, 0 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-203-9.

Band 148: Stefan Slama
Effizienzsteigerung in der Montage durch
marktorientierte Montagestrukturen und
erweiterte Mitarbeiterkompetenz
FAPS, 188 Seiten, 125 Bilder, 0 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-204-7.

Band 149: Thomas Wurm
Laserstrahljustieren mittels Aktoren-Ent-
wicklung von Konzepten und Methoden
für die rechnerunterstützte Modellierung
und Optimierung von komplexen
Aktorsystemen in der Mikrotechnik
LFT, 122 Seiten, 51 Bilder, 9 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-206-3.

Band 150: Martino Celeghini
Wirkmedienbasierte Blechumformung:
Grundlagenuntersuchungen zum Einfluss
von Werkstoff und Bauteilgeometrie
LFT, 146 Seiten, 77 Bilder, 6 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-207-1.

Band 151: Ralph Hohenstein
Entwurf hochdynamischer Sensor- und
Regelsysteme für die adaptive
Laserbearbeitung
LFT, 282 Seiten, 63 Bilder, 16 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-210-1.

Band 152: Angelika Hutterer
Entwicklung prozessüberwachender
Regelkreise für flexible
Formgebungsprozesse
LFT, 149 Seiten, 57 Bilder, 2 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-212-8.

Band 153: Emil Egerer
Massivumformen metallischer Kleinst-
teile bei erhöhter Prozesstemperatur
LFT, 158 Seiten, 87 Bilder, 10 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-213-6.

Band 154: Rüdiger Holzmann
Strategien zur nachhaltigen Optimierung
von Qualität und Zuverlässigkeit in
der Fertigung hochintegrierter
Flachbaugruppen
FAPS, 186 Seiten, 99 Bilder, 19 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-217-9.

Band 155: Marco Nock
Biegeumformen mit
Elastomerwerkzeugen Modellierung,
Prozessauslegung und Abgrenzung des
Verfahrens am Beispiel des Rohrbiegens
LFT, 164 Seiten, 85 Bilder, 13 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-218-7.

Band 156: Frank Niebling
Qualifizierung einer Prozesskette zum
Laserstrahlsintern metallischer Bauteile
LFT, 148 Seiten, 89 Bilder, 3 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-219-5.

Band 157: Markus Meiler
Großserientauglichkeit trockenschmier-
stoffbeschichteter Aluminiumbleche im
Presswerk Grundlegende Untersuchun-
gen zur Tribologie, zum Umformverhal-
ten und Bauteilversuche
LFT, 104 Seiten, 57 Bilder, 21 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-221-7.

Band 158: Agus Sutanto
Solution Approaches for Planning of
Assembly Systems in Three-Dimensional
Virtual Environments
FAPS, 169 Seiten, 98 Bilder, 3 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-220-9.

Band 159: Matthias Boiger
Hochleistungssysteme für die Fertigung
elektronischer Baugruppen auf der Basis
flexibler Schaltungsträger
FAPS, 175 Seiten, 111 Bilder, 8 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-222-5.

Band 160: Matthias Pitz
Laserunterstütztes Biegen höchstfester
Mehrphasenstähle
LFT, 120 Seiten, 73 Bilder, 11 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-223-3.

Band 161: Meik Vahl
Beitrag zur gezielten Beeinflussung des
Werkstoffflusses beim Innenhochdruck-
Umformen von Blechen
LFT, 165 Seiten, 94 Bilder, 15 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-224-1.

Band 162: Peter K. Kraus
Plattformstrategien - Realisierung
einer varianz- und kostenoptimierten
Wertschöpfung
FAPS, 181 Seiten, 95 Bilder, 0 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-226-8.

Band 163: Adrienn Cser
Laserstrahlschmelzabtrag - Prozessana-
lyse und -modellierung
LFT, 146 Seiten, 79 Bilder, 3 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-227-6.

Band 164: Markus C. Hahn
Grundlegende Untersuchungen zur
Herstellung von Leichtbauverbundstruk-
turen mit Aluminiumschaumkern
LFT, 143 Seiten, 60 Bilder, 16 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-228-4.

Band 165: Gordana Michos
Mechatronische Ansätze zur Optimie-
rung von Vorschubachsen
FAPS, 146 Seiten, 87 Bilder, 17 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-230-6.

Band 166: Markus Stark
Auslegung und Fertigung hochpräziser
Faser-Kollimator-Arrays
LFT, 158 Seiten, 115 Bilder, 11 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-231-4.

Band 167: Yurong Zhou
Kollaboratives Engineering Management
in der integrierten virtuellen Entwicklung
der Anlagen für die Elektronikproduktion
FAPS, 156 Seiten, 84 Bilder, 6 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-232-2.

Band 168: Werner Enser
Neue Formen permanenter und lösbarer elektrischer Kontaktierungen für mechatronische Baugruppen
FAPS, 190 Seiten, 112 Bilder, 5 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-233-0.

Band 169: Katrin Melzer
Integrierte Produktpolitik bei elektrischen und elektronischen Geräten zur Optimierung des Product-Life-Cycle
FAPS, 155 Seiten, 91 Bilder, 17 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-234-9.

Band 170: Alexander Putz
Grundlegende Untersuchungen zur Erfassung der realen Vorspannung von armierten Kaltfließpresswerkzeugen mittels Ultraschall
LFT, 137 Seiten, 71 Bilder, 15 Tab. 2006.
ISBN 3-87525-237-3.

Band 171: Martin Prechtl
Automatisiertes Schichtverfahren für metallische Folien - System- und Prozesstechnik
LFT, 154 Seiten, 45 Bilder, 7 Tab. 2006.
ISBN 3-87525-238-1.

Band 172: Markus Meidert
Beitrag zur deterministischen Lebensdauerabschätzung von Werkzeugen der Kaltmassivumformung
LFT, 131 Seiten, 78 Bilder, 9 Tab. 2006.
ISBN 3-87525-239-X.

Band 173: Bernd Müller
Robuste, automatisierte Montagesysteme durch adaptive Prozessführung und montageübergreifende Fehlerprävention am Beispiel flächiger Leichtbauteile
FAPS, 147 Seiten, 77 Bilder, 0 Tab. 2006.
ISBN 3-87525-240-3.

Band 174: Alexander Hofmann
Hybrides Laserdurchstrahlsschweißen von Kunststoffen
LFT, 136 Seiten, 72 Bilder, 4 Tab. 2006.
ISBN 978-3-87525-243-9.

Band 175: Peter Wölflick
Innovative Substrate und Prozesse mit feinsten Strukturen für bleifreie Mechatronik-Anwendungen
FAPS, 177 Seiten, 148 Bilder, 24 Tab. 2006.
ISBN 978-3-87525-246-0.

Band 176: Attila Komlodi
Detection and Prevention of Hot Cracks during Laser Welding of Aluminium Alloys Using Advanced Simulation Methods
LFT, 155 Seiten, 89 Bilder, 14 Tab. 2006.
ISBN 978-3-87525-248-4.

Band 177: Uwe Popp
Grundlegende Untersuchungen zum Laserstrahlstrukturieren von Kaltmassivumformwerkzeugen
LFT, 140 Seiten, 67 Bilder, 16 Tab. 2006.
ISBN 978-3-87525-249-1.

Band 178: Veit Rückel
Rechnergestützte Ablaufplanung und Bahngenerierung Für kooperierende Industrieroboter
FAPS, 148 Seiten, 75 Bilder, 7 Tab. 2006.
ISBN 978-3-87525-250-7.

Band 179: Manfred Dirscherl
Nicht-thermische Mikrojustiertechnik mittels ultrakurzer Laserpulse
LFT, 154 Seiten, 69 Bilder, 10 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-251-4.

Band 180: Yong Zhuo
Entwurf eines rechnergestützten integrierten Systems für Konstruktion und Fertigungsplanung räumlicher spritzgegossener Schaltungsträger (3D-MID)
FAPS, 181 Seiten, 95 Bilder, 5 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-253-8.

Band 181: Stefan Lang
Durchgängige Mitarbeiterinformation zur Steigerung von Effizienz und Prozesssicherheit in der Produktion
FAPS, 172 Seiten, 93 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-257-6.

Band 182: Hans-Joachim Krauß
Laserstrahlinduzierte Pyrolyse präkeramischer Polymere
LFT, 171 Seiten, 100 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-258-3.

Band 183: Stefan Junker
Technologien und Systemlösungen für die flexibel automatisierte Bestückung permanent erregter Läufer mit oberflächenmontierten Dauermagneten
FAPS, 173 Seiten, 75 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-259-0.

Band 184: Rainer Kohlbauer
Wissensbasierte Methoden für die simulationsgestützte Auslegung wirkmedienbasierter Blechumformprozesse
LFT, 135 Seiten, 50 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-260-6.

Band 185: Klaus Lamprecht
Wirkmedienbasierte Umformung tiefgezogener Vorformen unter besonderer Berücksichtigung maßgeschneiderter Halbzeuge
LFT, 137 Seiten, 81 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-265-1.

Band 186: Bernd Zolleiß
Optimierte Prozesse und Systeme für die Bestückung mechatronischer Baugruppen
FAPS, 180 Seiten, 117 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-266-8.

Band 187: Michael Kerausch
Simulationsgestützte Prozessauslegung für das Umformen lokal wärmebehandelter Aluminiumplatten
LFT, 146 Seiten, 76 Bilder, 7 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-267-5.

Band 188: Matthias Weber
Unterstützung der Wandlungsfähigkeit von Produktionsanlagen durch innovative Softwaresysteme
FAPS, 183 Seiten, 122 Bilder, 3 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-269-9.

Band 189: Thomas Frick
Untersuchung der prozessbestimmenden Strahl-Stoff-Wechselwirkungen beim Laserstrahlschweißen von Kunststoffen
LFT, 104 Seiten, 62 Bilder, 8 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-268-2.

Band 190: Joachim Hecht
Werkstoffcharakterisierung und
Prozessauslegung für die wirkmedienba-
sierte Doppelblech-Umformung von
Magnesiumlegierungen
LFT, 107 Seiten, 91 Bilder, 2 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-270-5.

Band 191: Ralf Völkl
Stochastische Simulation zur Werkzeug-
lebensdaueroptimierung und Präzisions-
fertigung in der Kaltmassivumformung
LFT, 178 Seiten, 75 Bilder, 12 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-272-9.

Band 192: Massimo Tolazzi
Innenhochdruck-Umformen verstärkter
Blech-Rahmenstrukturen
LFT, 164 Seiten, 85 Bilder, 7 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-273-6.

Band 193: Cornelia Hoff
Untersuchung der Prozesseinflussgrößen
beim Presshärten des höchstfesten
Vergütungsstahls 22MnB5
LFT, 133 Seiten, 92 Bilder, 5 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-275-0.

Band 194: Christian Alvarez
Simulationsgestützte Methoden zur
effizienten Gestaltung von Lötprozessen
in der Elektronikproduktion
FAPS, 149 Seiten, 86 Bilder, 8 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-277-4.

Band 195: Andreas Kunze
Automatisierte Montage von makrome-
chatronischen Modulen zur flexiblen
Integration in hybride
Pkw-Bordnetzsysteme
FAPS, 160 Seiten, 90 Bilder, 14 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-278-1.

Band 196: Wolfgang Hußnätter
Grundlegende Untersuchungen zur
experimentellen Ermittlung und zur
Modellierung von Fließortkurven bei
erhöhten Temperaturen
LFT, 152 Seiten, 73 Bilder, 21 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-279-8.

Band 197: Thomas Bigl
Entwicklung, angepasste Herstellungs-
verfahren und erweiterte Qualitätssiche-
rung von einsetzgerechten elektroni-
schen Baugruppen
FAPS, 175 Seiten, 107 Bilder, 14 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-280-4.

Band 198: Stephan Roth
Grundlegende Untersuchungen zum
Excimerlaserstrahl-Abtragen unter
Flüssigkeitsfilmen
LFT, 113 Seiten, 47 Bilder, 14 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-281-1.

Band 199: Artur Giera
Prozesstechnische Untersuchungen
zum Rührreibschweißen metallischer
Werkstoffe
LFT, 179 Seiten, 104 Bilder, 36 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-282-8.

Band 200: Jürgen Lechler
Beschreibung und Modellierung
des Werkstoffverhaltens von
presshärtbaren Bor-Manganstählen
LFT, 154 Seiten, 75 Bilder, 12 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-286-6.

Band 201: Andreas Blankl
Untersuchungen zur Erhöhung der
Prozessrobustheit bei der Innenhoch-
druck-Umformung von flächigen Halb-
zeugen mit vor- bzw. nachgeschalteten
Laserstrahlfügeoperationen
LFT, 120 Seiten, 68 Bilder, 9 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-287-3.

Band 202: Andreas Schaller
Modellierung eines nachfrageorientierten
Produktionskonzeptes für mobile
Telekommunikationsgeräte
FAPS, 120 Seiten, 79 Bilder, 0 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-289-7.

Band 203: Claudius Schimpf
Optimierung von Zuverlässigkeitsunter-
suchungen, Prüfabläufen und Nachar-
beitsprozessen in der Elektronikproduk-
tion
FAPS, 162 Seiten, 90 Bilder, 14 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-290-3.

Band 204: Simon Dietrich
Sensoriken zur Schwerpunktlagebestim-
mung der optischen Prozessemissionen
beim Laserstrahliefschweißen
LFT, 138 Seiten, 70 Bilder, 5 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-292-7.

Band 205: Wolfgang Wolf
Entwicklung eines agentenbasierten
Steuerungssystems zur
Materialflussorganisation im
wandelbaren Produktionsumfeld
FAPS, 167 Seiten, 98 Bilder. 2009.
ISBN 978-3-87525-293-4.

Band 206: Steffen Polster
Laserdurchstrahlenschweißen
transparenter Polymerbauteile
LFT, 160 Seiten, 92 Bilder, 13 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-294-1.

Band 207: Stephan Manuel Dörfler
Rührreibschweißen von walzplattiertem
Halbzeug und Aluminiumblech zur
Herstellung flächiger Aluminiumschaum-
Sandwich-Verbundstrukturen
LFT, 190 Seiten, 98 Bilder, 5 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-295-8.

Band 208: Uwe Vogt
Seriennahe Auslegung von Aluminium
Tailored Heat Treated Blanks
LFT, 151 Seiten, 68 Bilder, 26 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-296-5.

Band 209: Till Laumann
Qualitative und quantitative Bewertung
der Crashtauglichkeit von höchstfesten
Stählen
LFT, 117 Seiten, 69 Bilder, 7 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-299-6.

Band 210: Alexander Diehl
Größeneffekte bei Biegeprozessen-
Entwicklung einer Methodik zur
Identifikation und Quantifizierung
LFT, 180 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-302-3.

Band 211: Detlev Staud
Effiziente Prozesskettenauslegung für das
Umformen lokal wärmebehandelter und
geschweißter Aluminiumbleche
LFT, 164 Seiten, 72 Bilder, 12 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-303-0.

Band 212: Jens Ackermann
Prozesssicherung beim Laserdurchstrahl-
schweißen thermoplastischer Kunststoffe
LFT, 129 Seiten, 74 Bilder, 13 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-305-4.

Band 213: Stephan Weidel
Grundlegende Untersuchungen zum
Kontaktzustand zwischen Werkstück
und Werkzeug bei umformtechnischen
Prozessen unter tribologischen
Gesichtspunkten
LFT, 144 Seiten, 67 Bilder, 11 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-307-8.

Band 214: Stefan Geißdörfer
Entwicklung eines mesoskopischen Modells zur Abbildung von Größeneffekten in der Kaltmassivumformung mit Methoden der FE-Simulation
LFT, 133 Seiten, 83 Bilder, 11 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-308-5.

Band 215: Christian Matzner
Konzeption produktspezifischer Lösungen zur Robustheitssteigerung elektronischer Systeme gegen die Einwirkung von Betauung im Automobil
FAPS, 165 Seiten, 93 Bilder, 14 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-309-2.

Band 216: Florian Schüßler
Verbindungs- und Systemtechnik für thermisch hochbeanspruchte und miniaturisierte elektronische Baugruppen
FAPS, 184 Seiten, 93 Bilder, 18 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-310-8.

Band 217: Massimo Cojutti
Strategien zur Erweiterung der Prozessgrenzen bei der Innhochdruck-Umformung von Rohren und Blechpaaren
LFT, 125 Seiten, 56 Bilder, 9 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-312-2.

Band 218: Raoul Plettke
Mehrkriterielle Optimierung komplexer Aktorsysteme für das Laserstrahljustieren
LFT, 152 Seiten, 25 Bilder, 3 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-315-3.

Band 219: Andreas Dobroschke
Flexible Automatisierungslösungen für die Fertigung wickeltechnischer Produkte
FAPS, 184 Seiten, 109 Bilder, 18 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-317-7.

Band 220: Azhar Zam
Optical Tissue Differentiation for Sensor-Controlled Tissue-Specific Laser Surgery
LPT, 99 Seiten, 45 Bilder, 8 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-318-4.

Band 221: Michael Rösch
Potenziale und Strategien zur Optimierung des Schablonendruckprozesses in der Elektronikproduktion
FAPS, 192 Seiten, 127 Bilder, 19 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-319-1.

Band 222: Thomas Rechtenwald
Quasi-isothermes Laserstrahlintern von Hochtemperatur-Thermoplasten - Eine Betrachtung werkstoff-prozessspezifischer Aspekte am Beispiel PEEK
LPT, 150 Seiten, 62 Bilder, 8 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-320-7.

Band 223: Daniel Craiovan
Prozesse und Systemlösungen für die SMT-Montage optischer Bauelemente auf Substrate mit integrierten Lichtwellenleitern
FAPS, 165 Seiten, 85 Bilder, 8 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-324-5.

Band 224: Kay Wagner
Beanspruchungsangepasste
Kaltmassivumformwerkzeuge durch
lokal optimierte Werkzeugoberflächen
LFT, 147 Seiten, 103 Bilder, 17 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-325-2.

Band 225: Martin Brandhuber
Verbesserung der Prognosegüte des Ver-
sagens von Punktschweißverbindungen
bei höchstfesten Stahlgüten
LFT, 155 Seiten, 91 Bilder, 19 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-327-6.

Band 226: Peter Sebastian Feuser
Ein Ansatz zur Herstellung von
pressgehärteten Karosseriekomponenten
mit maßgeschneiderten mechanischen
Eigenschaften: Temperierte Umform-
werkzeuge. Prozessfenster, Prozesssimu-
lation und funktionale Untersuchung
LFT, 195 Seiten, 97 Bilder, 60 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-328-3.

Band 227: Murat Arbak
Material Adapted Design of Cold Forging
Tools Exemplified by Powder
Metallurgical Tool Steels and Ceramics
LFT, 109 Seiten, 56 Bilder, 8 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-330-6.

Band 228: Indra Pitz
Beschleunigte Simulation des
Laserstrahlumformens von
Aluminiumblechen
LPT, 137 Seiten, 45 Bilder, 27 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-333-7.

Band 229: Alexander Grimm
Prozessanalyse und -überwachung des
Laserstrahlhartlötens mittels optischer
Sensorik
LPT, 125 Seiten, 61 Bilder, 5 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-334-4.

Band 230: Markus Kupper
Biegen von höhenfesten Stahlblechwerk-
stoffen - Umformverhalten und Grenzen
der Biegebarkeit
LFT, 160 Seiten, 57 Bilder, 10 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-339-9.

Band 231: Thomas Kroiß
Modellbasierte Prozessauslegung für
die Kaltmassivumformung unter
Brücksichtigung der Werkzeug- und
Pressenauffederung
LFT, 169 Seiten, 50 Bilder, 19 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-341-2.

Band 232: Christian Goth
Analyse und Optimierung der Entwick-
lung und Zuverlässigkeit räumlicher
Schaltungsträger (3D-MID)
FAPS, 176 Seiten, 102 Bilder, 22 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-340-5.

Band 233: Christian Ziegler
Ganzheitliche Automatisierung
mechatronischer Systeme in der Medizin
am Beispiel Strahlentherapie
FAPS, 170 Seiten, 71 Bilder, 19 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-342-9.

Band 234: Florian Albert
Automatisiertes Laserstrahllöten
und -reparaturlöten elektronischer
Baugruppen
LPT, 127 Seiten, 78 Bilder, 11 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-344-3.

Band 235: Thomas Stöhr
Analyse und Beschreibung des
mechanischen Werkstoffverhaltens
von presshärtbaren Bor-Manganstählen
LFT, 118 Seiten, 74 Bilder, 18 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-346-7.

Band 236: Christian Kägeler
Prozessdynamik beim
Laserstrahlschweißen verzinkter
Stahlbleche im Überlappstoß
LPT, 145 Seiten, 80 Bilder, 3 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-347-4.

Band 237: Andreas Sulzberger
Seriennahe Auslegung der Prozesskette
zur wärmeunterstützten Umformung
von Aluminiumblechwerkstoffen
LFT, 153 Seiten, 87 Bilder, 17 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-349-8.

Band 238: Simon Opel
Herstellung prozessangepasster
Halbzeuge mit variabler Blechdicke
durch die Anwendung von Verfahren
der Blechmassivumformung
LFT, 165 Seiten, 108 Bilder, 27 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-350-4.

Band 239: Rajesh Kanawade
In-vivo Monitoring of Epithelium
Vessel and Capillary Density for the
Application of Detection of Clinical
Shock and Early Signs of Cancer Develop-
ment
LPT, 124 Seiten, 58 Bilder, 15 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-351-1.

Band 240: Stephan Busse
Entwicklung und Qualifizierung eines
Schneidclinchverfahrens
LFT, 119 Seiten, 86 Bilder, 20 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-352-8.

Band 241: Karl-Heinz Leitz
Mikro- und Nanostrukturierung mit kurz
und ultrakurz gepulster Laserstrahlung
LPT, 154 Seiten, 71 Bilder, 9 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-355-9.

Band 242: Markus Michl
Webbasierte Ansätze zur ganzheitlichen
technischen Diagnose
FAPS, 182 Seiten, 62 Bilder, 20 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-356-6.

Band 243: Vera Sturm
Einfluss von Chargenschwankungen
auf die Verarbeitungsgrenzen von
Stahlwerkstoffen
LFT, 113 Seiten, 58 Bilder, 9 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-357-3.

Band 244: Christian Neudel
Mikrostrukturelle und mechanisch-technologische Eigenschaften widerstandspunktgeschweißter Aluminium-Stahl-Verbindungen für den Fahrzeugbau
LFT, 178 Seiten, 171 Bilder, 31 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-358-0.

Band 245: Anja Neumann
Konzept zur Beherrschung der Prozessschwankungen im Presswerk
LFT, 162 Seiten, 68 Bilder, 15 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-360-3.

Band 246: Ulf-Hermann Quentin
Laserbasierte Nanostrukturierung mit optisch positionierten Mikrolinsen
LPT, 137 Seiten, 89 Bilder, 6 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-361-0.

Band 247: Erik Lamprecht
Der Einfluss der Fertigungsverfahren auf die Wirbelstromverluste von Stator-Einzelzahnblechpaketen für den Einsatz in Hybrid- und Elektrofahrzeugen
FAPS, 148 Seiten, 138 Bilder, 4 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-362-7.

Band 248: Sebastian Rösler
Wirkmedienbasierte Umformung von Blechhalbzeugen unter Anwendung magnetorheologischer Flüssigkeiten als kombiniertes Wirk- und Dichtmedium
LFT, 148 Seiten, 61 Bilder, 12 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-363-4.

Band 249: Paul Hippchen
Simulative Prognose der Geometrie indirekt pressgehärteter Karosseriebauteile für die industrielle Anwendung
LFT, 163 Seiten, 89 Bilder, 12 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-364-1.

Band 250: Martin Zubeil
Versagensprognose bei der Prozesssimulation von Biegeumform- und Falzverfahren
LFT, 171 Seiten, 90 Bilder, 5 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-365-8.

Band 251: Alexander Kühl
Flexible Automatisierung der Statorenmontage mit Hilfe einer universellen ambidexteren Kinematik
FAPS, 142 Seiten, 60 Bilder, 26 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-367-2.

Band 252: Thomas Albrecht
Optimierte Fertigungstechnologien für Rotoren getriebeintegrierter PM-Synchronmotoren von Hybridfahrzeugen
FAPS, 198 Seiten, 130 Bilder, 38 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-368-9.

Band 253: Florian Risch
Planning and Production Concepts for Contactless Power Transfer Systems for Electric Vehicles
FAPS, 185 Seiten, 125 Bilder, 13 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-369-6.

Band 254: Markus Weigl
Laserstrahlschweißen von Mischverbindungen aus austenitischen und ferritischen korrosionsbeständigen Stahlwerkstoffen
LPT, 184 Seiten, 110 Bilder, 6 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-370-2.

Band 255: Johannes Noneder
Beanspruchungserfassung für die Validierung von FE-Modellen zur Auslegung von Massivumformwerkzeugen
LFT, 161 Seiten, 65 Bilder, 14 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-371-9.

Band 256: Andreas Reinhardt
Ressourceneffiziente Prozess- und Produktionstechnologie für flexible Schaltungsträger
FAPS, 123 Seiten, 69 Bilder, 19 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-373-3.

Band 257: Tobias Schmuck
Ein Beitrag zur effizienten Gestaltung globaler Produktions- und Logistiknetzwerke mittels Simulation
FAPS, 151 Seiten, 74 Bilder. 2014.
ISBN 978-3-87525-374-0.

Band 258: Bernd Eichenhüller
Untersuchungen der Effekte und Wechselwirkungen charakteristischer Einflussgrößen auf das Umformverhalten bei Mikroumformprozessen
LFT, 127 Seiten, 29 Bilder, 9 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-375-7.

Band 259: Felix Lütteke
Vielseitiges autonomes Transportsystem basierend auf Weltmodellerstellung mittels Datenfusion von Deckenkameras und Fahrzeugsensoren
FAPS, 152 Seiten, 54 Bilder, 20 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-376-4.

Band 260: Martin Grüner
Hochdruck-Blechumformung mit formlos festen Stoffen als Wirkmedium
LFT, 144 Seiten, 66 Bilder, 29 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-379-5.

Band 261: Christian Brock
Analyse und Regelung des Laserstrahl-tiefschweißprozesses durch Detektion der Metaldampffackelposition
LPT, 126 Seiten, 65 Bilder, 3 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-380-1.

Band 262: Peter Vatter
Sensitivitätsanalyse des 3-Rollen-Schubbiegens auf Basis der Finite Elemente Methode
LFT, 145 Seiten, 57 Bilder, 26 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-381-8.

Band 263: Florian Klämpfl
Planung von Laserbestrahlungen durch simulationsbasierte Optimierung
LPT, 169 Seiten, 78 Bilder, 32 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-384-9.

Band 264: Matthias Domke
Transiente physikalische Mechanismen
bei der Laserablation von dünnen
Metallschichten
LPT, 133 Seiten, 43 Bilder, 3 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-385-6.

Band 265: Johannes Götz
Community-basierte Optimierung des
Anlagenengineerings
FAPS, 177 Seiten, 80 Bilder, 30 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-386-3.

Band 266: Hung Nguyen
Qualifizierung des Potentials von
Verfestigungseffekten zur Erweiterung
des Umformvermögens aushärtbarer
Aluminiumlegierungen
LFT, 137 Seiten, 57 Bilder, 16 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-387-0.

Band 267: Andreas Kuppert
Erweiterung und Verbesserung von Ver-
suchs- und Auswertetechniken für die
Bestimmung von Grenzformänderungs-
kurven
LFT, 138 Seiten, 82 Bilder, 2 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-388-7.

Band 268: Kathleen Klaus
Erstellung eines Werkstofforientierten
Fertigungsprozessfensters zur Steigerung
des Formgebungsvermögens von Alumi-
niumlegierungen unter Anwendung einer
zwischeneschalteten Wärmebehandlung
LFT, 154 Seiten, 70 Bilder, 8 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-391-7.

Band 269: Thomas Svec
Untersuchungen zur Herstellung von
funktionsoptimierten Bauteilen im
partiellen Presshärtprozess mittels lokal
unterschiedlich temperierter Werkzeuge
LFT, 166 Seiten, 87 Bilder, 15 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-392-4.

Band 270: Tobias Schrader
Grundlegende Untersuchungen zur
Verschleißcharakterisierung beschichte-
ter Kaltmassivumformwerkzeuge
LFT, 164 Seiten, 55 Bilder, 11 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-393-1.

Band 271: Matthäus Brela
Untersuchung von Magnetfeld-Messme-
thoden zur ganzheitlichen Wertschöp-
fungsoptimierung und Fehlerdetektion
an magnetischen Aktoren
FAPS, 170 Seiten, 97 Bilder, 4 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-394-8.

Band 272: Michael Wieland
Entwicklung einer Methode zur Prognose
adhäsiven Verschleißes an Werkzeugen
für das direkte Presshärten
LFT, 156 Seiten, 84 Bilder, 9 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-395-5.

Band 273: René Schramm
Strukturierte additive Metallisierung
durch kaltaktives
Atmosphärendruckplasma
FAPS, 136 Seiten, 62 Bilder, 15 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-396-2.

Band 274: Michael Lechner
Herstellung beanspruchungsangepasster
Aluminiumblechhalbzeuge durch
eine maßgeschneiderte Variation der
Abkühlgeschwindigkeit nach
Lösungsglühen
LFT, 136 Seiten, 62 Bilder, 15 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-397-9.

Band 275: Kolja Andreas
Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit
auf das Werkzeugeinsatzverhalten beim
Kaltfließpressen
LFT, 169 Seiten, 76 Bilder, 4 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-398-6.

Band 276: Marcus Baum
Laser Consolidation of ITO Nanoparticles
for the Generation of Thin Conductive
Layers on Transparent Substrates
LPT, 158 Seiten, 75 Bilder, 3 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-399-3.

Band 277: Thomas Schneider
Umformtechnische Herstellung
dünnwandiger Funktionsbauteile
aus Feinblech durch Verfahren der
Blechmassivumformung
LFT, 188 Seiten, 95 Bilder, 7 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-401-3.

Band 278: Jochen Merhof
Sematische Modellierung automatisierter
Produktionssysteme zur Verbesserung
der IT-Integration zwischen Anlagen-
Engineering und Steuerungsebene
FAPS, 157 Seiten, 88 Bilder, 8 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-402-0.

Band 279: Fabian Zöller
Erarbeitung von Grundlagen zur
Abbildung des tribologischen Systems
in der Umformsimulation
LFT, 126 Seiten, 51 Bilder, 3 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-403-7.

Band 280: Christian Hezler
Einsatz technologischer Versuche zur
Erweiterung der Versagensvorhersage
bei Karosseriebauteilen aus höchstfesten
Stählen
LFT, 147 Seiten, 63 Bilder, 44 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-404-4.

Band 281: Jochen Bönig
Integration des Systemverhaltens von
Automobil-Hochvoltleitungen in die
virtuelle Absicherung durch
strukturmechanische Simulation
FAPS, 177 Seiten, 107 Bilder, 17 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-405-1.

Band 282: Johannes Kohl
Automatisierte Datenerfassung für disk-
ret ereignisorientierte Simulationen in
der energieflexiblen Fabrik
FAPS, 160 Seiten, 80 Bilder, 27 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-406-8.

Band 283: Peter Bechtold
Mikroschockwellenumformung mittels
ultrakurzer Laserpulse
LPT, 155 Seiten, 59 Bilder, 10 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-407-5.

Band 284: Stefan Berger
Laserstrahlschweißen thermoplastischer
Kohlenstofffaserverbundwerkstoffe mit
spezifischem Zusatzdraht
LPT, 118 Seiten, 68 Bilder, 9 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-408-2.

Band 285: Martin Bornschlegl
Methods-Energy Measurement - Eine
Methode zur Energieplanung für
Fügeverfahren im Karosseriebau
FAPS, 136 Seiten, 72 Bilder, 46 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-409-9.

Band 286: Tobias Rackow
Erweiterung des Unternehmenscontrol-
lings um die Dimension Energie
FAPS, 164 Seiten, 82 Bilder, 29 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-410-5.

Band 287: Johannes Koch
Grundlegende Untersuchungen zur
Herstellung zyklisch-symmetrischer
Bauteile mit Nebenformelementen durch
Blechmassivumformung
LFT, 125 Seiten, 49 Bilder, 17 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-411-2.

Band 288: Hans Ulrich Vierzigmann
Beitrag zur Untersuchung der
tribologischen Bedingungen in der
Blechmassivumformung - Bereitstellung
von tribologischen Modellversuchen und
Realisierung von Tailored Surfaces
LFT, 174 Seiten, 102 Bilder, 34 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-412-9.

Band 289: Thomas Senner
Methodik zur virtuellen Absicherung
der formgebenden Operation des
Nasspressprozesses von
Gelege-Mehrschichtverbunden
LFT, 156 Seiten, 96 Bilder, 21 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-414-3.

Band 290: Sven Kreitlein
Der grundoperationsspezifische
Mindestenergiebedarf als Referenzwert
zur Bewertung der Energieeffizienz in
der Produktion
FAPS, 185 Seiten, 64 Bilder, 30 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-415-0.

Band 291: Christian Roos
Remote-Laserstrahlschweißen verzinkter
Stahlbleche in Kehlnahtgeometrie
LPT, 123 Seiten, 52 Bilder, 0 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-416-7.

Band 292: Alexander Kahrmanidis
Thermisch unterstützte Umformung von
Aluminiumblechen
LFT, 165 Seiten, 103 Bilder, 18 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-417-4.

Band 293: Jan Tremel
Flexible Systems for Permanent
Magnet Assembly and Magnetic Rotor
Measurement / Flexible Systeme zur
Montage von Permanentmagneten und
zur Messung magnetischer Rotoren
FAPS, 152 Seiten, 91 Bilder, 12 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-419-8.

Band 294: Ioannis Tsoupis
Schädigungs- und Versagensverhalten
hochfester Leichtbauwerkstoffe unter
Biegebeanspruchung
LFT, 176 Seiten, 51 Bilder, 6 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-420-4.

Band 295: Sven Hildering
Grundlegende Untersuchungen zum
Prozessverhalten von Silizium als
Werkzeugwerkstoff für das
Mikroscherschneiden metallischer Folien
LFT, 177 Seiten, 74 Bilder, 17 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-422-8.

Band 296: Sasia Mareike Hertweck
Zeitliche Pulsformung in der
Lasermikromaterialbearbeitung –
Grundlegende Untersuchungen und
Anwendungen
LPT, 146 Seiten, 67 Bilder, 5 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-423-5.

Band 297: Paryanto
Mechatronic Simulation Approach for
the Process Planning of Energy-Efficient
Handling Systems
FAPS, 162 Seiten, 86 Bilder, 13 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-424-2.

Band 298: Peer Stenzel
Großserientaugliche Nadelwickeltechnik
für verteilte Wicklungen im
Anwendungsfall der E-Traktionsantriebe
FAPS, 239 Seiten, 147 Bilder, 20 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-425-9.

Band 299: Mario Lušić
Ein Vorgehensmodell zur Erstellung
montageführender Werkerinformations-
systeme simultan zum
Produktentstehungsprozess
FAPS, 174 Seiten, 79 Bilder, 22 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-426-6.

Band 300: Arnd Buschhaus
Hochpräzise adaptive Steuerung und
Regelung robotergeführter Prozesse
FAPS, 202 Seiten, 96 Bilder, 4 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-427-3.

Band 301: Tobias Laumer
Erzeugung von thermoplastischen
Werkstoffverbunden mittels simultanem,
intensitätsselektivem
Laserstrahlschmelzen
LPT, 140 Seiten, 82 Bilder, 0 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-428-0.

Band 302: Nora Unger
Untersuchung einer thermisch unter-
stützten Fertigungskette zur Herstellung
umgeformter Bauteile aus der höherfes-
ten Aluminiumlegierung EN AW-7020
LFT, 142 Seiten, 53 Bilder, 8 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-429-7.

Band 303: Tommaso Stellin
Design of Manufacturing Processes for
the Cold Bulk Forming of Small Metal
Components from Metal Strip
LFT, 146 Seiten, 67 Bilder, 7 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-430-3.

Band 304: Bassim Bachy
Experimental Investigation, Modeling,
Simulation and Optimization of Molded
Interconnect Devices (MID) Based on
Laser Direct Structuring (LDS) / Experi-
mentelle Untersuchung, Modellierung,
Simulation und Optimierung von Molded
Interconnect Devices (MID) basierend
auf Laser Direktstrukturierung (LDS)
FAPS, 168 Seiten, 120 Bilder, 26 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-431-0.

Band 305: Michael Spahr
Automatisierte Kontaktierungsverfahren
für flachleiterbasierte
Pkw-Bordnetzsysteme
FAPS, 197 Seiten, 98 Bilder, 17 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-432-7.

Band 306: Sebastian Suttner
Charakterisierung und Modellierung
des spannungszustandsabhängigen
Werkstoffverhaltens der Magnesium-
legierung AZ31B für die numerische
Prozessauslegung
LFT, 150 Seiten, 84 Bilder, 19 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-433-4.

Band 307: Bhargav Potdar
A reliable methodology to deduce
thermo-mechanical flow behaviour of
hot stamping steels
LFT, 203 Seiten, 98 Bilder, 27 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-436-5.

Band 308: Maria Löffler
Steuerung von Blechmassivumformpro-
zessen durch maßgeschneiderte
tribologische Systeme
LFT, viii u. 166 Seiten, 90 Bilder, 5 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-133-1.

Band 309: Martin Müller
Untersuchung des kombinierten Trenn-
und Umformprozesses beim Fügen art-
ungleicher Werkstoffe mittels
Schneidlinchverfahren
LFT, xi u. 149 Seiten, 89 Bilder, 6 Tab.
2018. ISBN: 978-3-96147-135-5.

Band 310: Christopher Kästle
Qualifizierung der Kupfer-Drahtbond-
technologie für integrierte Leistungs-
module in harschen Umgebungs-
bedingungen
FAPS, xii u. 167 Seiten, 70 Bilder, 18 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-145-4.

Band 311: Daniel Vipavc
Eine Simulationsmethode für das
3-Rollen-Schubbiegen
LFT, xiii u. 121 Seiten, 56 Bilder, 17 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-147-8.

Band 312: Christina Ramer
Arbeitsraumüberwachung und autonome
Bahnplanung für ein sicheres und
flexibles Roboter-Assistenzsystem
in der Fertigung
FAPS, xiv u. 188 Seiten, 57 Bilder, 9 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-153-9.

Band 313: Miriam Rauer
Der Einfluss von Poren auf die
Zuverlässigkeit der Lötverbindungen
von Hochleistungs-Leuchtdioden
FAPS, xii u. 209 Seiten, 108 Bilder, 21 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-157-7.

Band 314: Felix Tenner

Kamerabasierte Untersuchungen der Schmelze und Gasströmungen beim Laserstrahlschweißen verzinkter Stahlbleche

LPT, xxiii u. 184 Seiten, 94 Bilder, 7 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-160-7.

Band 315: Aarief Syed-Khaja

Diffusion Soldering for High-temperature Packaging of Power Electronics

FAPS, x u. 202 Seiten, 144 Bilder, 32 Tab.
2018. ISBN 978-3-87525-162-1.

Band 316: Adam Schaub

Grundlagenwissenschaftliche Untersuchung der kombinierten Prozesskette aus Umformen und Additive Fertigung

LFT, xi u. 192 Seiten, 72 Bilder, 27 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-166-9.

Band 317: Daniel Gröbel

Herstellung von Nebenformelementen unterschiedlicher Geometrie an Blechen mittels Fließpressverfahren der Blechmassivumformung

LFT, x u. 165 Seiten, 96 Bilder, 13 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-168-3.

Band 318: Philipp Hildenbrand

Entwicklung einer Methodik zur Herstellung von Tailored Blanks mit definierten Halbzeugeigenschaften durch einen Taumelprozess

LFT, ix u. 153 Seiten, 77 Bilder, 4 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-174-4.

Band 319: Tobias Konrad

Simulative Auslegung der Spann- und Fixierkonzepte im Karosserierohbau: Bewertung der Baugruppenmaßhaltigkeit unter Berücksichtigung schwankender Einflussgrößen

LFT, x u. 203 Seiten, 134 Bilder, 32 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-176-8.

Band 320: David Meinel

Architektur applikationsspezifischer Multi-Physics-Simulationskonfiguratoren am Beispiel modularer Triebzüge

FAPS, xii u. 166 Seiten, 82 Bilder, 25 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-184-3.

Band 321: Andrea Zimmermann

Grundlegende Untersuchungen zum Einfluss fertigungsbedingter Eigenschaften auf die Ermüdungsfestigkeit kaltmassivumgeformter Bauteile

LFT, ix u. 160 Seiten, 66 Bilder, 5 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-190-4.

Band 322: Christoph Amann

Simulative Prognose der Geometrie nassgepresster Karosseriebauteile aus Gelege-Mehrschichtverbunden

LFT, xvi u. 169 Seiten, 80 Bilder, 13 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-194-2.

Band 323: Jennifer Tenner

Realisierung schmierstofffreier Tiefziehprozesse durch maßgeschneiderte Werkzeuoberflächen

LFT, x u. 187 Seiten, 68 Bilder, 13 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-196-6.

Band 324: Susan Zöller

Mapping Individual Subjective Values to Product Design

KTmfk, xi u. 223 Seiten, 81 Bilder, 25 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-202-4.

Band 325: Stefan Lutz
Erarbeitung einer Methodik zur
semiempirischen Ermittlung der
Umwandlungskinetik durchhärtender
Wälzlagerstähle für die Wärme-
behandlungssimulation
LFT, xiv u. 189 Seiten, 75 Bilder, 32 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-209-3.

Band 326: Tobias Gnihl
Modellbasierte Prozesskettenabbildung
rührreibgeschweißter Aluminium-
halbzeuge zur umformtechnischen
Herstellung höchstfester Leichtbau-
strukturteile
LFT, xii u. 167 Seiten, 68 Bilder, 17 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-217-8.

Band 327: Johannes Bürner
Technisch-wirtschaftliche Optionen zur
Lastflexibilisierung durch intelligente
elektrische Wärmespeicher
FAPS, xiv u. 233 Seiten, 89 Bilder, 27 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-219-2.

Band 328: Wolfgang Böhm
Verbesserung des Umformverhaltens von
mehrlagigen Aluminiumblechwerk-
stoffen mit ultrafeinkörnigem Gefüge
LFT, ix u. 160 Seiten, 88 Bilder, 14 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-227-7.

Band 329: Stefan Landkammer
Grundsatzuntersuchungen, mathemati-
sche Modellierung und Ableitung einer
Auslegungsmethodik für Gelenkantriebe
nach dem Spinnenbeinprinzip
LFT, xii u. 200 Seiten, 83 Bilder, 13 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-229-1.

Band 330: Stephan Rapp
Pump-Probe-Ellipsometrie zur Messung
transienter optischer Materialeigen-
schaften bei der Ultrakurzpuls-Laser-
materialbearbeitung
LPT, xi u. 143 Seiten, 49 Bilder, 2 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-235-2.

Band 331: Michael Scholz
Intralogistics Execution System mit
integrierten autonomen, servicebasierten
Transportentitäten
FAPS, xi u. 195 Seiten, 55 Bilder, 11 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-237-6.

Band 332: Eva Bogner
Strategien der Produktindividualisierung
in der produzierenden Industrie im Kon-
text der Digitalisierung
FAPS, ix u. 201 Seiten, 55 Bilder, 28 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-246-8.

Band 333: Daniel Benjamin Krüger
Ein Ansatz zur CAD-integrierten
muskuloskelettalen Analyse der Mensch-
Maschine-Interaktion
KTmfk, x u. 217 Seiten, 102 Bilder, 7 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-250-5.

Band 334: Thomas Kuhn
Qualität und Zuverlässigkeit laserdirekt-
strukturierter mechatronisch integrierter
Baugruppen (LDS-MID)
FAPS, ix u. 152 Seiten, 69 Bilder, 12 Tab.
2019. ISBN: 978-3-96147-252-9.

Band 335: Hans Fleischmann
Modellbasierte Zustands- und Prozess-
überwachung auf Basis sozio-cyber-phy-
sischer Systeme
FAPS, xi u. 214 Seiten, 111 Bilder, 18 Tab.
2019. ISBN: 978-3-96147-256-7.

Band 336: Markus Michalski
Grundlegende Untersuchungen zum
Prozess- und Werkstoffverhalten bei
schwingungsüberlagerter Umformung
LFT, xii u. 197 Seiten, 93 Bilder, 11 Tab.
2019. ISBN: 978-3-96147-270-3.

Band 337: Markus Brandmeier
Ganzheitliches ontologiebasiertes
Wissensmanagement im Umfeld der
industriellen Produktion
FAPS, xi u. 255 Seiten, 77 Bilder, 33 Tab.
2020. ISBN: 978-3-96147-275-8.

Band 338: Stephan Purr
Datenerfassung für die Anwendung
lernender Algorithmen bei der Herstel-
lung von Blechformteilen
LFT, ix u. 165 Seiten, 48 Bilder, 4 Tab.
2020. ISBN: 978-3-96147-281-9.

Band 339: Christoph Kiener
Kaltfließpressen von gerad- und schräg-
verzahnten Zahnrädern
LFT, viii u. 151 Seiten, 81 Bilder, 3 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-287-1.

Band 340: Simon Spreng
Numerische, analytische und empirische
Modellierung des Heißscrimpprozesses
FAPS, xix u. 204 Seiten, 91 Bilder, 27 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-293-2.

Band 341: Patrik Schwingenschlögl
Erarbeitung eines Prozessverständnisses
zur Verbesserung der tribologischen
Bedingungen beim Presshärten
LFT, x u. 177 Seiten, 81 Bilder, 8 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-297-0.

Band 342: Emanuela Affronti
Evaluation of failure behaviour
of sheet metals
LFT, ix u. 136 Seiten, 57 Bilder, 20 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-303-8.

Band 343: Julia Degner
Grundlegende Untersuchungen zur
Herstellung hochfester Aluminiumblech-
bauteile in einem kombinierten Umform-
und Abschreckprozess
LFT, x u. 172 Seiten, 61 Bilder, 9 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-307-6.

Band 344: Maximilian Wagner
Automatische Bahnplanung für die Auf-
teilung von Prozessbewegungen in syn-
chrone Werkstück- und Werkzeugbewe-
gungen mittels Multi-Roboter-Systemen
FAPS, xxi u. 181 Seiten, 111 Bilder, 15 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-309-0.

Band 345: Stefan Härter
Qualifizierung des Montageprozesses
hochminiaturisierter elektronischer Bau-
elemente
FAPS, ix u. 194 Seiten, 97 Bilder, 28 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-314-4.

Band 346: Toni Donhauser
Ressourcenorientierte Auftragsregelung
in einer hybriden Produktion mittels
betriebsbegleitender Simulation
FAPS, xix u. 242 Seiten, 97 Bilder, 17 Tab.
2020. ISBN 978-3-96147-316-8.

Band 347: Philipp Amend
Laserbasiertes Schmelzkleben von Thermoplasten mit Metallen
LPT, xv u. 154 Seiten, 67 Bilder
2020. ISBN 978-3-96147-326-7.

Band 348: Matthias Ehlert
Simulationsunterstützte funktionale Grenzlagenabsicherung
KTmfk, xvi u. 300 Seiten, 101 Bilder, 73 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-328-1.

Band 349: Thomas Sander
Ein Beitrag zur Charakterisierung und Auslegung des Verbundes von Kunststoffsubstraten mit harten Dünnschichten
KTmfk, xiv u. 178 Seiten, 88 Bilder, 21 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-330-4.

Band 350: Florian Pilz
Fließpressen von Verzahnungselementen an Blechen
LFT, x u. 170 Seiten, 103 Bilder, 4 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-332-8.

Band 351: Sebastian Josef Katona
Evaluation und Aufbereitung von Produktsimulationen mittels abweichungsbehafteter Geometriemodelle
KTmfk, ix u. 147 Seiten, 73 Bilder, 11 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-336-6.

Band 352: Jürgen Herrmann
Kumulatives Walzplattieren. Bewertung der Umformigenschaften mehrlagiger Blechwerkstoffe der ausscheidungshärtbaren Legierung AA6014
LFT, x u. 157 Seiten, 64 Bilder, 5 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-344-1.

Band 353: Christof Küstner
Assistenzsystem zur Unterstützung der datengetriebenen Produktentwicklung
KTmfk, xii u. 219 Seiten, 63 Bilder, 14 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-348-9.

Band 354: Tobias Gläßel
Prozessketten zum Laserstrahlschweißen von flachleiterbasierten Formspulenumwicklungen für automobiler Traktionsantriebe
FAPS, xiv u. 206 Seiten, 89 Bilder, 11 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-356-4.

Band 355: Andreas Meinel
Experimentelle Untersuchung der Auswirkungen von Axialschwingungen auf Reibung und Verschleiß in Zylinderrollenlagern
KTmfk, xii u. 162 Seiten, 56 Bilder, 7 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-358-8.

Band 356: Hannah Riedle
Haptische, generische Modelle weicher anatomischer Strukturen für die chirurgische Simulation
FAPS, xxx u. 179 Seiten, 82 Bilder, 35 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-367-0.

Band 357: Maximilian Landgraf
Leistungselektronik für den Einsatz dielektrischer Elastomere in aktorischen, sensorischen und integrierten sensomotorischen Systemen
FAPS, xxiii u. 166 Seiten, 71 Bilder, 10 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-380-9.

Band 358: Alireza Esfandiyari
Multi-Objective Process Optimization for Overpressure Reflow Soldering in Electronics Production
FAPS, xviii u. 175 Seiten, 57 Bilder, 23 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-382-3.

Band 359: Christian Sand
Prozessübergreifende Analyse komplexer
Montageprozessketten mittels Data Mining
FAPS, XV u. 168 Seiten, 61 Bilder, 12 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-398-4.

Band 360: Ralf Merkl
Closed-Loop Control of a Storage-Sup-
ported Hybrid Compensation System for
Improving the Power Quality in Medium
Voltage Networks
FAPS, xxvii u. 200 Seiten, 102 Bilder, 2
Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-402-8.

Band 361: Thomas Reitberger
Additive Fertigung polymerer optischer
Wellenleiter im Aerosol-Jet-Verfahren
FAPS, xix u. 141 Seiten, 65 Bilder, 11 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-400-4.

Band 362: Marius Christian Fechter
Modellierung von Vorentwürfen in der
virtuellen Realität mit natürlicher
Fingerinteraktion
KTmfk, x u. 188 Seiten, 67 Bilder, 19 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-404-2.

Band 363: Franziska Neubauer
Oberflächenmodifizierung und Entwick-
lung einer Auswertemethodik zur Ver-
schleißcharakterisierung im Presshär-
teprozess
LFT, ix u. 177 Seiten, 42 Bilder, 6 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-406-6.

Band 364: Eike Wolfram Schäffer
Web- und wissensbasierter Engineering-
Konfigurator für roboterzentrierte Auto-
matisierungslösungen
FAPS, xxiv u. 195 Seiten, 108 Bilder, 25
Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-410-3.

Band 365: Daniel Gross
Untersuchungen zur kohlenstoffdioxid-
basierten kryogenen Minimalmengens-
schmierung
REP, xii u. 184 Seiten, 56 Bilder, 18 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-412-7.

Band 366: Daniel Junker
Qualifizierung laser-additiv gefertigter
Komponenten für den Einsatz im Werk-
zeugbau der Massivumformung
LFT, vii u. 142 Seiten, 62 Bilder, 5 Tab.
2021. ISBN 978-3-96147-416-5

Abstract

Shortened product life cycles and a raised degree of customization require an increased use of flexible manufacturing processes for production. Due to this, additive manufacturing technology is constantly gaining significance within production. Therefore, in this thesis the possibility of using laser-based additive manufacturing processes in toolmaking for bulk metal forming is investigated. The focus is on the resulting material properties, as these are significant for use in toolmaking. In particular, the behavior under tensile and compressive loads as well as the hardness are analyzed. The corresponding structure is identified by using microscopy. The analyzed structures are manufactured by Laser Beam Melting in powder bed and Laser Metal Deposition welding. Furthermore, the influence of a post-heat-treatment is part of the investigations. Based on the results, the potential of additive manufacturing for toolmaking for bulk metal forming is derived and the use of an additively manufactured tool is proven for a selected production sequence through use in serial production.

Verkürzte Produktlebenszyklen und ein erhöhtes Maß an Individualisierung erfordern den vermehrten Einsatz flexibler Fertigungsprozesse. Vor diesem Hintergrund gewinnt die Technologie der additiven Fertigung im Produktionsumfeld stetig an Bedeutung. In dieser Arbeit wird deshalb die Möglichkeit des Einsatzes laserbasierter additiver Fertigungsverfahren im Werkzeugbau der Massivumformung untersucht. Der Fokus liegt dabei auf den resultierenden Materialeigenschaften, da diese ausschlaggebend für den Einsatz im Werkzeugbau. Insbesondere werden das Verhalten unter Zug- und Druckbelastung sowie die Härte analysiert. Die Identifikation des zugrundeliegenden Gefüges findet mittels Mikroskopie statt. Die Fertigung der analysierten Körper erfolgt durch Laserstrahlschmelzen im Pulverbett und Laser-Pulverauftragschweißen. Des Weiteren ist der Einfluss einer thermischen Nachbehandlung Bestandteil der Untersuchungen. Auf Basis der erarbeiteten Ergebnisse wird das Potential der additiven Fertigung für den Werkzeugbau in der Massivumformung abgeleitet und der Einsatz eines additiv gefertigten Werkzeugs für eine ausgewählte Fertigungsfolge durch die Verwendung im Serienbetrieb nachgewiesen.

