Additive Fertigung von CuSn11 Werkstoffen mit selektivem Laserschmelzen (SLM)

Poltz, I. (1); Jürgens, P. (2); Blüm, M. (1); Weber, S. (1)

Additive Fertigungsverfahren gewinnen in der metallverarbeitenden Industrie zunehmend an Bedeutung. Das SLM Cu-basierter Werkstoffe stellt eine spezielle Herausforderung dar, da bekanntlich nur geringe Energieanteile der Laserleistung in das Aufschmelzen des Pulvers umgesetzt werden können [1], sowie aufgrund der hervorragenden Wärmeleitfähigkeit von Cu hohe Beträge der eingesetzten Energie in Form von Wärme abgeführt werden. Die vorliegende Studie befasst sich mit der Findung geeigneter Fertigungsparameter zur Verdichtung binärer Zinnbronze-Pulver CuSn11 mittels SLM. Die Realisierbarkeit SLM-gefertigter CuSn11-Bauteile konnte schließlich durch die Fertigung eines entsprechenden Kleinbauteils, dessen Druckdichtigkeit verifiziert wurde, auf Basis der vorliegenden Parameterstudie nachgewiesen werden.

Beim selektiven Laserschmelzen (SLM) handelt es sich um ein generatives Pulverbettverfahren, wobei ausgehend von CAD-Daten durch lokale Aufschmelzung des Pulvers mit Hilfe eines Lasers dreidimensionale Bauteile gefertigt werden. Diese Möglichkeit besteht bereits für verschiedenste Materialien wie etwa keramische, Komposit- und metallische Werkstoffe [2]. Auch entsprechende Studien zur SLM-Verdichtung von Cu und Cu-Legierungen sind erschienen [1], die jedoch keine Daten über die Verarbeitbarkeit binärer Cu-Sn-Legierungen beinhalten.

Vorteile generativer Fertigungsverfahren bestehen z.B. darin, dass der Einsatz kostspieliger Rohstoffe reduziert sowie eine verbesserte Funktionalität aufgrund größerer geometrischer Formenvielfalt realisierbar wird. Bei der Findung geeigneter Fertigungsparameter darf nicht außer Acht gelassen werden, dass entsprechende Bauteile durch das Fertigungsverfahren andere individuelle Gefügeeigenschaften, wie etwa Porösität und Erstarrungsgefüge, aufweisen, als z.B. konventionell gefertigte Gussteile. Diese mikroskopischen Gefügeeigenschaften nehmen wiederum unmittelbaren Einfluss auf die makroskopischen Werkstoff- bzw. Bauteileigenschaften.

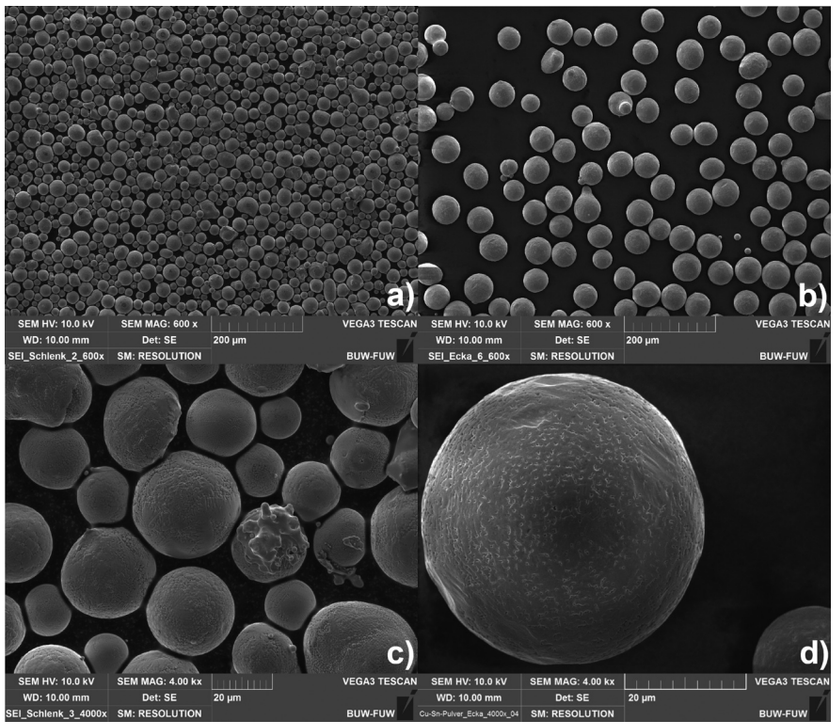

Bild 1: Sekundärelektronenbilder des nahezu vollständig sphärischen Zinnbronze-Pulvers von Schlenk (a) und Ecka (b) mit einigen wenigen Satelliten sowie oberflächlich erkennbarem dendritischen Gefüge (c bzw. d).

Pulver		Schlenk		Ecka	
Element		Cu	Sn	Cu	Sn
EDX	/Atom-%	93 ± 1	7 ± 1	95 ± 1	5 ± 1
	/Ma.-%	88 ± 2	12 ± 1	91 ± 2	9 ± 1
Herstellerangabe	/Ma.-%	89	11	89	11

Tabelle 1: Binäre chemische Zusammensetzung der Zinnbronze-Pulver auf Basis der EDX-Analyse, nicht berücksichtigt: Phosphor-Gehalte: Schlenk: 0.14 Ma.-%, Ecka: 0.33 Ma.-% lt. Herstellerangaben.

Da das Fließverhalten der pulverförmigen Ausgangsmaterialien deren Verarbeitbarkeit entscheidend beeinflusst, wurde neben der chemischen Analyse auch die Partikelgrößenverteilungs-Analyse mit Laserbeugung sowie die Messung der Fließfähigkeit (Hall Flowmeter) ermittelt.

Die Anfertigung von Gefügeproben erfolgte unter systematischer Variation von Belichtungsdauer und Hatchabstand.

Nach Charakterisierung der Gefügeproben wurden somit Parameter zur Fertigung eines Kleinbauteils in Form eines Doppelnippels ermittelt, dessen Luft-Druckdichtigkeit abschließend verifiziert wurde.

Experimentelles

Die SLM-Fertigung der Gefügeproben und des Kleinbauteils erfolgte mit zwei verschiedenen kommerziellen Zinnbronze-Pulvern der Firmen Ecka und Schlenk, deren Partikelmorphologie an einem Tescan Vega3 SBH Rasterelektronenmikroskop untersucht wurde. Die chemische Analyse erfolgte mit energiedispersiver Röntgenspektroskopie (EDX) mit Hilfe eines Bruker XFlash 5030 Detektors. Die Berechnung der chemischen Zusammensetzung der Pulver (Tab. 1) basiert auf jeweils zehn Einzelmessungen, um auf

diese Weise ein hinreichendes statistisches Mittel zu erreichen.

Die Ermittlung der Partikelgrößenverteilung mit Laserbeugung erfolgte an einem HORIBA Partica LA-950 Laser-Streulichtspektrometer. Die Beugungsexperimente wurden mit zwei verschiedenen Lichtquellen-Wellenlängen von λ = 650 nm (für Partikel > 500 nm) und λ = 405 nm (für Partikel < 500 nm) durchgeführt. Deionisiertes H_2O diente als Dispergiermedium. Die optische Dichte des Probenmaterials wurde mit Hilfe des komplexen Fraunhofer Brechungsindexes, verfügbar in der internen Datenbank des Streulichtspektrometers, beschrieben. Jeweils drei Messungen wurden an beiden Probenkollektiven durchgeführt, so dass die Datenauswertung anhand statistischer Mittelwerte und deren Standardabweichung σ erfolgte. Da im späteren Fertigungsprozess stets ein bestimmtes Pulvervolumen zugeführt wird bzw. im Pulverbett vorliegt, wird anstelle der numerischen die volumetrische Partikelgrößenverteilung betrachtet.

Die Fließfähigkeit beider Pulver wurde in jeweils drei Durchgängen mit Hilfe eines ACuPowder Hall Flowmeters (DIN EN ISO 4490) bestimmt.

Die Anfertigung von Gefügeproben erfolgte bei systematischer Variation der Prozessparameter Hatchabstand und Belichtungszeit (Tab. 3) an einer Realizer SLM 100 Fertigungsanlage. Diese Anlage ist mit einem Yb-dotierten Faserlaser (effektive Leistung P_{eff} = 75 W) ausgestattet. Gefertigt wurde stets unter Zufuhr von Ar-Schutzgas und mit einer Schichtdicke (Pulverauftragshöhe) von 50 µm. Als Scanstrategie wurde ein mit jeder neu aufgetragenen Pulverschicht alternierend im 90°-Winkel versetzter Verfahrweg des Lasers parallel zu den Probenkanten gewählt. Vor dem Pulverauftrag für jede neue Schicht wurde der Laser zweimal entlang der Gefügeprobenkontur verfahren.

Sämtliche Gefügeproben verfügen über quadratische Abmaße von 5 x 5 mm bei einer Höhe von 3,2 mm, die am Probenrand angeordnete Support-Struktur eingeschlossen (Bild 3).

Die metallographische Präparation der Proben erfolgte in Auf- und Seitenansicht (Bild 3b, c). Nach der Warmeinbettung wurden die Proben zunächst angeschliffen und sukzessive bis zu 1 µm Abrasiv-Partikelgröße poliert, so dass eine hinreichend genaue Porositätsanalyse mit Hilfe von Auflichtmikroskopie und Bildanalyse (ImageJ [3] Software) gewährleistet ist. Zunächst erfolgte die Untersuchung sämtlicher Gefügeproben via Punktzählverfahren, das an jeweils fünf Bildern der quadratischen Fläche sämtlicher Gefügeproben durchgeführt wurde. Auf Basis der geringsten Porösitätswerte als Gütekriterium wurden daraufhin fünf Proben (Tab. 3, grau hinterlegt) für die detaillierte Charakterisierung via Bildanalyse sowie die Untersuchung der mechanischen Eigenschaften unter Zugbelastung ausgewählt. Eine Zusammenfassung der Fertigungsparameter sämtlicher Gefügeproben sowie der resultierenden Porösitätswerte aus der Bildanalyse mit Punktzählverfahren ist in Tabelle 3 wiedergegeben.

Die detaillierte Bildanalyse der fünf vorausgewählten Proben wurde jeweils anhand von fünf Bildern der quadratischen Aufsicht (Bild 3b) sowie von drei Bildern der Seitenansicht des Vollkörpers (d.h. ohne Berücksichtigung der Supportstruktur, Bild 3c) mit Hilfe der ImageJ Software [3] durchgeführt. Dabei lassen die Betrachtung der Aufsicht und der Seitenansicht die Kalkulation eines auf das Probenvolumen [mm³] bezogenen Porengehaltes, der Volumenporösität zu. Ausgangspunkt dieser Kalkulation ist die Annahme, die Flächenporösität der Gefügeproben sei in der rechteckigen Seitenansicht gleich. Diese Annahme ist insofern berechtigt, als dass die angewendete Scanstrategie zu gleichmäßigen, zu beiden Probenkanten parallel verlaufenden Schmelzmustern führt. Aus der quantitativen Bildanalyse mit ImageJ [3] lassen sich somit zunächst relative [%] und absolute [mm²] zweidimensionale (2D), d.h. auf die einzelnen Flächen des Probenkörpers bezogene Porositätswerte kalkulieren (Tab. 4). Dies wiederum lässt die Berechnung der (fiktiven) Porosität mit 2D Bezug auf die Gesamtoberfläche durch Summierung der Porositatswerte der sechs Einzelflächen des Quaders zu. Aus den bekannten Größen Volumen V sowie Oberfläche A des Probenkörpers resultiert ein A/V-Verhältnis von 1,826 (Tab. 4), das die notwendige Relation dieser beiden Größen zueinander herstellt. Somit wird die Berechnung der auf die dreidimensionale Volumengröße bezogenen Porosität möglich (Tab. 4). Die Fortpflanzung der Fehler auf die kalkulierten Größen erfolgte dabei nach dem allgemein anerkannten Modell der Fehlerfortpflanzung nach Carl Friedrich Gauß.

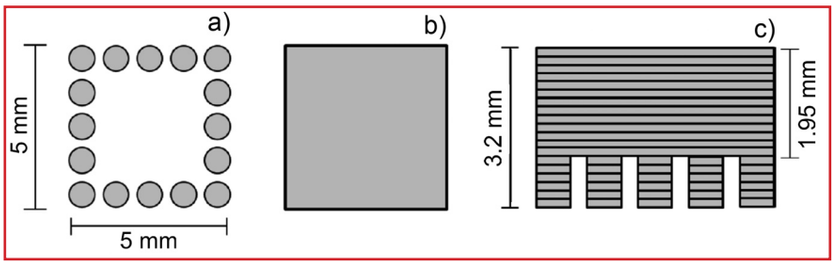

Bild 3: Aufbau und Geometrie der Gefügeproben mit Supportstruktur (a) bzw. Probenoberfläche in Aufsicht (b) sowie Probenoberfläche in Seitenansicht (c) mit schematischer Darstellung der Schichtung, die durch das Fertigungsverfahren bedingt ist.

Pulver		Schlenk	Ecka
Median /µm		26,99	42,34
Durchschnittswert /µm		27,94	44,29
Modalwert /µm		27,83	42,08
Durchmesser „on Cumulative %“	5%	15,83	24,60
	10%	18,07	28,14
	30%	23,14	36,11
	50%	26,99	42,34
	90%	38,75	62,93
Herstellerangabe: ≤ /µm		50	63

Tabelle 2: Volumetrische Partikelgrößenverteilung der Zinnbronze-Partikel aus Laserbeugungsdaten.

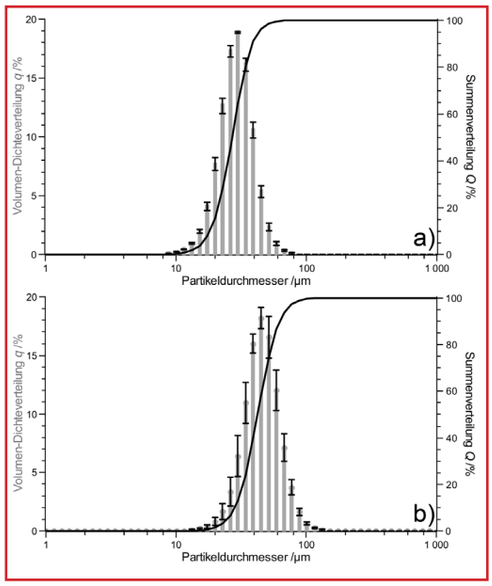

Bild 2: Unimodale Summen- und Volumendichteverteilungskurven aus der Partikelgrößenanalyse der Schlenk (a) und Ecka (b) Zinnbronzepulver.

Belichtungszeit /µs	Porosität [%] aus Punktzählverfahren Hatchabstand /µm		
	25	50	75
125	21,6	21,3	15,5
250	14,7	14,1	12,7
375	14,3	12,4	14,5
500	13,1	12,5	15,3
625	11,2	12,1	17,6
750	12,4	11,2	13,5
1000	20,0	8,9	19,7
1500	20,8	12,9	22,2
2000	18,1	10,9	18,7
2500	10,9	13,3	10,0

Tabelle 3: Per Punktzählverfahren ermittelte Porositätswerte der Gefügeproben, gefertigt aus dem Pulver der Fa. Schlenk, in Abhängigkeit der Parameter Belichtungszeit und Hatchabstand. Die für die detaillierte Charakterisierung ausgewählten Proben sind grau hinterlegt.

Aufsicht, Probenkörper-Einzelflächen				
	- relative Angaben -		*- absolute Angaben -*	
Belichtungszeit /µs	Porosität /%	σ /%	Porosität /mm²	σ /mm²
750	9,54	1,39	2,39	0,35
1000	5,34	3,38	1,33	0,84
1500	12,48	3,47	3,12	0,87
2000	0,99	0,18	0,25	0,05
2500	13,95	1,96	3,49	0,49
Seitenansicht, Probenkörper-Einzelflächen				
	- relative Angaben -		*- absolute Angaben -*	
Belichtungszeit /µs	Porosität /%	σ /%	Porosität /mm²	σ /mm²
750	16,96	1,10	4,24	0,27
1000	5,57	1,23	1,39	0,31
1500	15,60	5,28	3,90	1,32
2000	9,92	1,90	2,48	0,48
2500	13,43	2,20	3,36	0,55
Oberfläche *A* (Probenkörper)				
	- relative Angaben -		*- absolute Angaben -*	
Belichtungszeit /µs	Porosität /%	σ /%	Porosität /mm²	σ /mm²
750	-	-	21,73	1,30
1000	-	-	8,24	2,09
1500	-	-	21,84	5,56
2000	-	-	10,41	1,91
2500	-	-	20,40	2,41
Volumen *V* (Probenkörper) (mit *A*/*V* = *89 mm²/48,75 mm³* ≈ 1,826)				
	- relative Angaben -		*- absolute Angaben -*	
Belichtungszeit /µs	Porosität /%	σ /%	Porosität /mm³	σ /mm³
750	24,42	1,46	11,90	0,71
1000	9,26	2,35	4,51	1,14
1500	24,54	6,25	11,96	3,04
2000	11,70	2,14	5,70	1,04
2500	22,92	2,71	11,17	1,32

Tabelle 4: Flächen- und Volumenporosität derjenigen fünf Gefügeproben mit zuvor ermittelter durchschnittlich geringster Flächenporosität (grau hinterlegt in Tab. 3, Hatchabstand konst. 50 µm).

Zur Beschreibung des Erstarrungsgefüges wurden jeweils eine repräsentative SLM-gefertigte Gefügeprobe und der Guss-Referenzwerkstoff mit einer Ätzlösung aus $(NH_4)_2S_2O_8$, HCl und H_2O [4] geätzt und via Auflichtmikroskopie untersucht.
Zugversuche erfolgten an einer Zwick Roell Z100 Zugprüfmaschine nach nach DIN EN 10002. Bevor die Proben bis zum Bruch belastet wurden, wurde eine Vorkraft von 10 N aufgebracht. Die Bestimmung des Elastizitätsmoduls erfolgte mit Hilfe von Dehnungsmessstreifen. Zu Vergleichszwecken wurden zudem aus einem Referenz-Gussbauteil gefertigte Flachzugproben in analoger Art und Weise geprüft.

Ergebnisse und Diskussion

Durch die Zugabe von Phosphor während des Luftverdüsungs-Prozesses zur Pulverherstellung weisen beide Pulver eine nahezu kugelförmige Partikelmorphologie auf. Diese Eigenschaft wiederum wirkt sich positiv auf die Fließfähigkeit der Pulver im späteren Fertigungsprozess aus.
Die Sekundärelektonenbilder (SE-Bilder, Bild 1) belegen die nahezu ideale sphärische Partikelmorphologie; nur wenige die Fließfähigkeit beeinträchtigende Satelliten sind an den Partikeloberflächen erkennbar. Darüber hinaus zeigen die SE-Bilder, dass die Partikel beider Pulver weitestgehend nicht agglomerieren, was ebenfalls das für die Fertigung unerlässliche gleichmäßige Fließverhalten begünstigt. Lokal lässt sich ein dendritisches Gefüge innerhalb des Pulvers erkennen (Bild 1).

Die chemische Analyse auf Basis der EDX-Analyse (Tab. 1) zeigt, dass die gemessene Legierungszusammensetzung erwartungsgemäß mit der nominellen Herstellerangabe übereinstimmt. Abweichungen befinden sich innerhalb der berechneten Standardabweichungen.
Die volumetrischen Dichteverteilungskurven beider Zinnbronzepulver sind unimodal (Bild 2); beide Pulver verfügen jeweils nur über eine Partikelpopulation. Die jeweiligen volumetrischen Durchmesser ($Ø_V$, Tab. 2) und die entsprechende Verteilungskurven (Bild 2) zeigen, dass das Schlenk-Pulver gegenüber dem Ecka-Pulver den vereinbarten Siebfraktionen entsprechend über den deutlich höheren Feinanteil verfügt; so sind die $Ø_V$ (Durchmesser „on Cumulative“, Tab. 2) von D5 bis D90 des Ecka-Pulvers stets um etwa ein 1,6-faches höher als die $Ø_V$ des Schlenk-Pulvers. Median, Durchschnitts- und Modalwert sind statistisch gesehen unmittelbar an die Siebfraktion der Pulver gekoppelt und spiegeln somit die Herstellerangaben bzgl. der Partikelgrößen wider.
Die Fließgeschwindigkeit des Schlenk-Pulvers beträgt 11,1 ± 0,1 s; diejenige des Ecka-Pulvers 8,1 ± 0,3 s. Dabei war nach dem Fertigungsdurchlauf im Pulverbett mit 11,6 ± 0,1 s bzw. 8,3 ± 0,4 s nur eine marginale Verringerung der Fließgeschwindigkeiten zu verzeichnen, so dass sich die Pulver ohne Weiteres auch als Ausgangsmaterial für die Fertigung weiterer Teile eignen. Dies ist vor allem relevant, sobald sich die Frage nach Fertigungskosten und Ressourceneffizienz stellt.
Die höhere Fließgeschwindigkeit des Ecka-Pulvers ist somit vorwiegend auf den geringeren Feinanteil in der volumetrischen Dichteverteilung zurückzuführen, da beide Pulver eine nahezu vollständig sphäri-

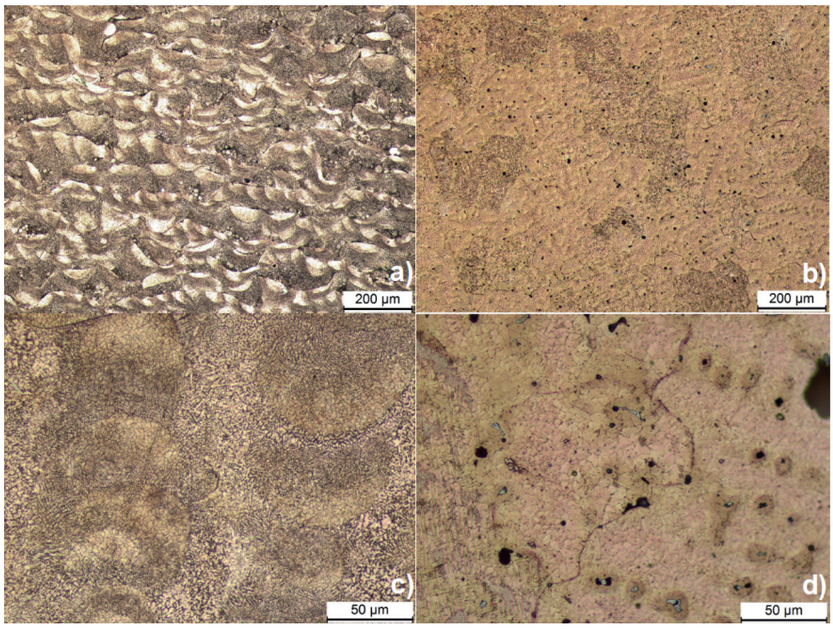

Bild 4: Erstarrungsgefüge einer repräsentativen SLM-gefertigten Probe in Seitenansicht (a) sowie Aufsicht (c) im Vergleich mit dem Erstarrungsgefüge des Guss-Referenzzustandes (b, c).

sche Partikelmorphologie aufweisen. In der Fertigung muss allerdings berücksichtigt werden, dass die mittels Hall Flowmeter ermittelten Fließgeschwindigkeiten nicht unmittelbar auf das Pulververhalten im Fertigungsprozess übertragbar sind. Diese Tatsache begründet sich darin, dass das Fließverhalten stark von der Anlagengeometrie, d.h. in erster Linie der Geometrie der Vorrichtung zur Pulverzufuhr, abhängt, da dort der Pulverfluss nicht dem Flowmeterversuch unter Normbedingungen entspricht. Dennoch kann eine prinzipielle Eignung des Pulvers als Ausgangsmaterial für generative Pulverbettverfahren aus den Fließeigenschaften abgeschätzt werden. In der Literatur [5] wurde zudem beobachtet, dass teils Pulver mit ähnlicher Pulverfraktion und längeren Fließgeschwindigkeiten in der praktischen Fertigung einen einwandfreien Schichtauftrag ermöglichen können. Eine naheliegende Überlegung ist, dass es nicht nur auf hohe Fließgeschwindigkeiten, sondern mehr auf einen möglichst gleichmäßigen Pulverfluss ankommt.

Die mangelnde Fließfähigkeit pulverförmiger Werkstoffe mit hohem Feinanteil geht auf die daraus resultierende große spezifische Oberfläche zurück [6]. Die somit höhere Reibung zwischen den Partikeln fördert die Bildung von Hohlräumen in der Pulverschüttung, die wiederum zu Agglomeration oder Brückenbildung führen [6]. Auch Satellitenbildung während der Gasverdüsung wirkt sich hinderlich auf den Pulverfluss aus [7], ist jedoch bei den vorliegenden Pulvern gering.

Die quantitative Bildanalyse zeigt, dass diejenige Gefügeprobe, die bei 50 µm Hatchabstand und einer Belichtungszeit von 1000 µs gefertigt wurde, mit Porenvolumina von 9,3 ± 2,3 % den relativ zum Probenvolumen geringsten Porositätswert aufweist (Tab. 4). Bei Berücksichtigung der Standardabweichungen σ ist diese dicht gefolgt von der mit 2000 µs Belichtungszeit gefertigten Gefügeprobe mit 11,7 ± 2,1 % Volumenporosität (Tab. 4). Die geringeren Volumenporositätswerte der Proben mit 750 µs und 2500 µs Belichtungszeit sind auf mangelnde Energiezufuhr bei kürzeren bzw. zu hohe Energiezufuhr während des Fertigungsprozesses zurückzuführen. Ersteres führt zur unvollständigen Aufschmelzung der Pulverpartikel. In letzterem Fall kann es zur zu umfangreichen Aufschmelzung des Materials und resultierenden Balling-Effekten [8] kommen. Solche Effekte wurden beispielsweise auch von Kruth et al. [8] und Yadroitsev et al. [9] in Abhängigkeit von Laser-Vorschubgeschwindigkeit (aus der die Belichtungszeit resultiert) und -Leistung beobachtet. Warum die Volumenporosität der mit einer Zeit von 1500 µs belichteten Gefügeprobe deutlich höher ist als diejenige der beiden besten Proben, bleibt hier offen.

Festgehalten werden kann, dass an der beschriebenen Anlage mit den gewählten Fertigungsparametern beste Porositäts-Ergebnisse mit einem Hatchabstand von 50 µm und 1.000 µs bzw. 2.000 µs Belichtungszeit erreicht werden können. Diese befinden sich dabei in derselben Größenordnung wie die entsprechenden Werte des Guss-Referenzzustandes mit einer Volumenporösität von 6,15 ± 1,88 %. Bei zusätzlicher Berücksichtigung technisch

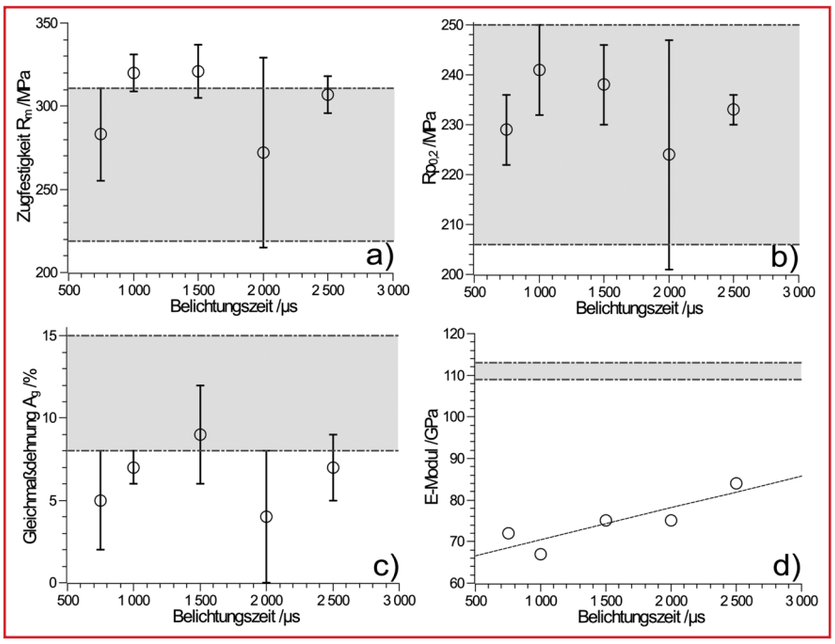

Bild 5: Mechanische Kennwerte SLM-gefertigter Werkstoffe (Kreise) in Abhängigkeit der Belichtungszeit im Vergleich zu einem konventionell gefertigten Gusswerkstoff (grau hinterlegt) vergleichbarer chemischer Zusammensetzung.

relevanter Fertigungszeiten empfiehlt sich unter den gegebenen Bedingungen die geringere Belichtungszeit von 1.000 µs, da sie in der Hälfte der Zeit zu einem besseren Ergebnis führt.
Das Gefüge der SLM-gefertigten Proben ist sehr fein und stark durch die Schmelzspuren entlang des Laser-Verfahrwegs (Bild 4c) sowie den lagigen Aufbau während der Fertigung geprägt (Bild 4a). Bei teils partieller Aufschmelzung der Pulverpartikel bestimmt deren dendritisches Erstarrungsgefüge lokal das Gefüge der SLM-gefertigten Proben. Das grobkörnige Gefüge des Guss-Referenzwerkstoffs (Bild 4b, d) ist durch die langsamere Erstarrung aufgrund des geringeren Temperaturgradienten während der Fertigung bedingt.
Bild 5 zeigt die mechanischen Eigenschaften der SLM-gefertigten Flachzugproben unter Zuglast.
Die mechanischen Kennwerte R_m und $R_{p0,2}$ (Bild 5a bzw. b) der SLM-gefertigten Proben unter Zugbelastung liegen im Bereich der Referenzwerte des Gusswerkstoffs. Nur Gleichmaßdehnung A_g (Bild 5c) sowie E-Modul der SLM-gefertigten Proben fallen geringer aus, wobei letzterer mit längerer Belichtungszeit sukzessive gesteigert werden kann (Bild 5d). Andererseits bleibt der E-Modul unter den untersuchten mechanischen Kennwerten der einzige, für den sich eine Korrelation zur Belichtungszeit herstellen lässt. Bemerkenswert ist, dass die SLM-gefertigten Proben mit einigen mechanischen Eigenschaften dasselbe Niveau erreichen können wie der Guss-Referenzwerkstoff, und dass obwohl z.B. hinsichtlich des eingesetzten Lasers (Wellenlänge λ) und der folglich geringen Energie-Absorption der Cu-basierten Werkstoffe noch Optimierungspotential besteht.

Kleinbauteilfertigung und Dichtigkeitsprüfung

Die Fertigung des Kleinbauteils, eines Doppelnippels, erfolgte mit einer Belichtungsdauer von 750 µs und 50 µm Punktabstand aus dem Ecka-Bronzepulver. Trotz etwas höherer Porösitätswerte relativ zur mit 1000 µs Belichtungszeit gerfertigten Probe (Tab. 4) wurde erstere Parameterkombination zur Fertigung des Kleinbauteils gewählt, da die kürzere Belichtungszeit in einer um ein Viertel geringeren Fertigungszeit resultiert und somit eher dem praktischen Ziel diente.

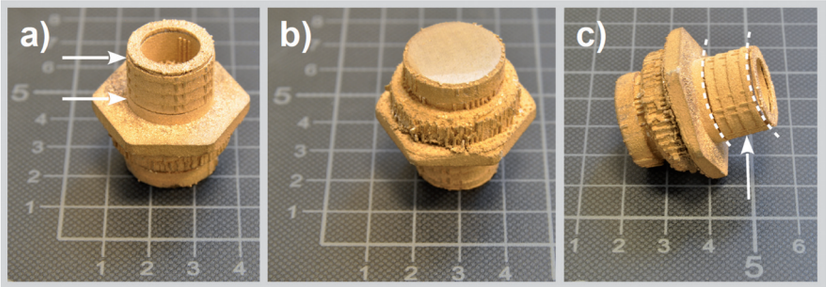

Bild 6: Mit SLM gefertigtes Kleinbauteil (Doppelnippel). a) fehlerhafte Schichtanbindung (Pfeile), b) massiv gefertigte Bauteilunterseite, c) für Dichtheitsprüfung abgetrennter Bereich in Seitenansicht.

Das Bauteil zeigt makroskopisch keine Mängel, abgesehen von zwei fehlerhaften Schichtanbindungen (Bild 6). Diese sind voraussichtlich durch die hohe Wärmeleitfähigkeit des Materials, welche beim massiven Bauteil zu einer hohen Energieabfuhr in Form von Wärme führt, bedingt. Um eine Beeinflussung der Leckage-Prüfung durch diese fehlerhaften Schichtanbindungen auszuschließen, wurde für diese Prüfung lediglich am Ringteil des Doppelnippels - als dünnwandigster Bestandteil bei konstanter Scanstrategie über die gesamte Probe repräsentativ für das gesamte Bauteil - durchgeführt.
Zur Dichtheitsprüfung mit Hilfe eines ATEQ-Geräts wurde der Prüfling zunächst mit Luft bis zu einem Druck von 3 bar gefüllt. Nach der Stabilisierung der Messmembran erfolgte schließlich die Messung des Innendrucks. Mit einem Leckage-Messwert von 3 Pa/s ist der Innendruck als konstant zu betrachten und das Bauteil unter gegebenen Bedingungen als dicht.
Damit liefert die vorliegende Studie zur SLM-Verarbeitung kommerzieller CuSn11-Bronzen einen weiteren Beitrag zur positiven Entwicklung der generativen Fertigungstechnik, innerhalb derer das Spektrum der zu verarbeitenden Werkstoffe stetig erweitert wird.

Danksagung

Die vorliegenden Ergebnisse sind im Rahmen des AiF-ZIM Projektes „ProTypRG“ (KF2168639MU4) enstanden. Dieses Kooperationsprojekt unterliegt dankenswerter Weise der finanziellen Förderung durch das Bundesministerium für Wirtschaft und Energie (BMWi), vertreten durch die AiF Projekt GmbH, Berlin.
Dem Kooperationspartner Hugo Lahme GmbH, Ennepetal, gilt Dank für die einwandfreie Zusammenarbeit, für die Durchführung der Dichtigkeitsmessungen am Kleinbauteil sowie die Bereitstellung der entsprechenden stl-Datei.
Der ECKA Granules GmbH und der Schlenk Metallic Pigments GmbH gilt Dank für die Bereitstellung der Bronzepulver.
Ebenfalls gedankt sei Herrn Matthias Parey, M.Sc., vom Fachgebiet Sicherheitstechnik / Umweltschutz der Bergischen Universität Wuppertal (Lehrstuhl Prof. Dr.-Ing. E. Schmidt) für die freundliche Möglichkeit, dort die D50 Laserbeugungsmessungen unter seiner fachkundigen Anleitung durchzuführen.

Literatur

[1] D. Becker, Selektives Laserschmelzen von Kupfer und Kupferlegierungen, Dissertation, RWTH Aachen, Apprimus Verlag, Aachen, 1. Auflage (2014).
[2] C.Y. Yap, C.K. Chua, Z.L. Dong, Z.H. Liu, D.Q. Zhang, L.E. Loh, S.L. Sing, Appl. Phys. Rev. 2 (2015) 041101.
[3] C.A. Schneider, W.S. Rasband, K.W. Eliceiri, Nature Methods 9 (2012) 671–675.
[4] H. Oettel, H. Schumann (Hrsg.), Metallografie - Mit einer Einführung in die Keramographie. Wiley-VCH Weinheim, 15. Auflage (2011) S. 901.
[5] C. Haberland, Additive Verabreitung von NiTi-Formgedächnis-Werkstoffen mittels Selective Laser Melting. Dissertation, Ruhr-Universität Bochum, Shaker Verlag Aachen, 2012.
[6] W. Schatt, K. P. Wieters, B. Kieback (Hrsg.), Pulvermetallurgie - Technologie und Werkstoffe. Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 2. Auflage 2007.
[7] F. Wittmann, H. Splittgerber, K. Ebert, Zeitschrift für Physik 245 (1971) 354-360.
[8] J.P. Kruth, L. Froyen, J. Van Vaerenbergh, P. Mercelis, M. Rombouts, B. Lauwers, J. Mater. Process. Tech. 149 (2004) 616–622.
[9] I. Yadroitsev, Ph. Bertrand, I. Smurov, Appl. Surf. Sci. 253 (2007) 8064–8069.

(1) Lehrstuhl für Neue Fertigungstechnologien und Werkstoffe, Bergische Universität Wuppertal, Bahnhofstr. 15, 42651 Solingen
(2) Lehrstuhl Werkstofftechnik, Ruhr-Universität Bochum, 44780 Bochum