

Vergleichende Untersuchungen zum Laser- und Elektronenstrahlschweißen von konventionell und additiv gefertigtem AlSi10Mg

Jan Drechsel¹, Tim Langer¹, Liu Gan¹, Udo Löschner¹,
Paul Hollmann², Anja Buchwalder², Horst Biermann², Rolf Zenker³

1) Hochschule Mittweida – Laserinstitut, Technikumplatz 17, 09648 Mittweida

2) TU Bergakademie Freiberg – Institut für Werkstofftechnik, Gustav-Zeuner-Str. 5, 09599 Freiberg

3) Zenker Consult, Johann-Sebastian-Bach-Str. 12, 09648 Mittweida

In den letzten Jahren haben sich für die additive Fertigung von metallischen Werkstoffen mit pulver- und drahtbasierten Schmelzverfahren Hochenergiestrahlfverfahren mittels Laser- und Elektronenstrahl durchgesetzt. Dabei eröffnet die additive Herstellung z.B. durch Laser powder bed fusion (LPBF), auch als Selective Laser Melting (SLM) bekannt, vollkommen neue Designmöglichkeiten und Fertigungsstrategien. Zur wirtschaftlichen Herstellung größerer Bauteile bietet sich die Hybridbauweise unter Nutzung von Fügeverfahren, wie z.B. das LB- und EB-Schweißen, an. Der vorliegende Beitrag beschäftigt sich mit vergleichenden Untersuchungen zur Schweißbarkeit von aus Pulver additiv gefertigtem Material und der konventionellen Gusslegierung aus AlSi10Mg als Referenz. Unabhängig von der verwendeten Energiequelle (10 kW Monomode Faserlaser; 15 kW Elektronenstrahl) kam es beim pulverbasierten LPBF-Material zu einer ausgeprägten Porenbildung in den Schweißnähten, die beim Elektronenstrahlschweißen durch Nutzung einer Mehrspot-Technik reduziert werden konnte.

In recent years, high-energy beam processes using lasers and electron beams have gained acceptance for the additive manufacturing of metallic materials from powder- and wire-based melting processes. Additive manufacturing, e.g. by laser powder bed fusion (LPBF), also known as selective laser melting (SLM), opens up completely new design possibilities and manufacturing strategies. For the economic production of larger components, the hybrid construction method using joining processes, such as laser (LB) and electron beam (EB) welding, is a good choice. This paper deals with comparative investigations on the weldability of powder additively manufactured material and the conventional cast alloy of AlSi10Mg as a reference. Regardless of the energy source used (10 kW monomode fibre laser; 15 kW electron beam), the powder-based LPBF material showed pronounced pore formation in the weld seams, which could be reduced in electron beam welding by using a multi-spot technique.

1. Einleitung

Die Gusslegierung AlSi10Mg kommt vornehmlich in der Automobil- sowie Luft- und Raumfahrt zur Anwendung. Sie verfügt neben den guten mechanischen Eigenschaften auch über eine gute Gieß- und Schweißbarkeit. Als Pulver lässt sich die AlSi10Mg-Legierung u.a. auch mit dem LPBF-Verfahren zuverlässig verarbeiten [1, 2]. Neben dem Vorteil Bauteile direkt aus dem CAD herstellen zu können, bietet das LPBF-Verfahren ein hohes Maß an Designfreiheiten. Allerdings ist durch die verfügbare Anlagentechnik die Größe additiv gefertigter (AM) Bauteile meist auf ca. 350 × 350 × 300 mm³ limitiert, was die Einsatzbreite begrenzt. Die Baugröße ist neben der entsprechenden Pulverbereitstellung auch ein bedeutender Kostenfaktor. Der Grund hierfür ist in der begrenzten Baurate und der daraus resultierenden Bauzeit des LPBF-Prozesses zu sehen. 3D gedruckte Strukturen sollten somit kosteneffizient gezielt dort eingesetzt werden, wo ein hoher Grad an Komplexität oder Funktionalität für die Anwendung erforderlich ist. Die Größenbeschränkung und die Einsatzfunktionalität können jedoch durch Fügen, insbesondere durch

Schweißen, von additiv gefertigten Bauteilen bzw. von additiv und konventionell hergestellten Komponenten überwunden werden. Bekanntermaßen hat Aluminium eine sehr hohe Wasserstoff- und Sauerstoffaffinität. Da das Aluminiumpulver eine sehr große Oberfläche hat, wird beim LPBF-Prozess ein nicht unwesentlicher Anteil an Wasserstoff und Sauerstoff im Material eingelagert bzw. kann auch in gebundener Form vorliegen [3, 4]. Bei der Erstarrung der Aluminiumschmelze kommt es zu einem Löslichkeitssprung für Wasserstoff, der Abnahme der Löslichkeit um Faktor 20 [4, 5, 6], was sich auf Grund von Porenbildung negativ auf die Schweißbarkeit von Aluminium auswirkt [4, 7, 8]. Im Rahmen des Beitrages sollte geklärt werden, welche Gefüge und Eigenschaften Schweißnähte in pulverbasiertem additiv gefertigtem LPBF-Material im Vergleich zu gegossenem Material aufweisen. Dazu erfolgten an Blindschweiß- und I-Nähten vergleichende Untersuchungen mit zwei unterschiedlichen Hochenergie-Strahlquellen: einem 10 kW Monomode Faserlaser (LB) sowie einem 15 kW Elektronenstrahl (EB).

2. Experimentelle Durchführung

2.1. Herstellungsrouten des AlSi10Mg (3.2381)

AlSi10Mg ist eine nah-eutektische Legierung, deren Gefüge typischerweise aus Al-Mischkristall und Al-Si-Eutektikum sowie je nach Wärmebehandlungszustand und Legierungsgehalten verschiedenen intermetallischen Ausscheidungen besteht. Die chemische Zusammensetzung der Ausgangsmaterialien vor und nach dem LPBF-Prozess sowie der Referenz-Gusslegierung sind in Tabelle 1 zusammengestellt. Das für den LPBF-Prozess verwendete AlSi10Mg-Pulver der Fa. m4p enthielt überwiegend sphärische Körner im Größenbereich von 15–90 µm, mit einer Gaußähnlichen Korngrößenverteilung und einem Maximum bei ca. 23 µm (Abb. 1). Die additive Fertigung im LPBF-Prozess erfolgte mit der Maschine SLM 280 HL der Fa. SLM Solutions AG. Die gemessene mittlere Baudichte betrug 99,3%. In Abhängigkeit von der Lage auf der Bauplattform ergaben sich Dichteschwankungen im Bereich von 98,7–99,7%. Mit einer Optimierung der Prozessparameter (Laserstrahlleistung: 300–325 W, Hatch-Abstände: 70/90/110 µm) konnte die Bauteildichte bis auf Werte von 99,96% erhöht werden. Als Folge des sehr lokalen Wärmeeintrags entstand beim LPBF-Bauprozesses ein sehr feinkörniges Gefüge (Abb. 2 a). Dieses verfügte auch über eine deutlich höhere Festigkeit gegenüber dem Gussmaterial. Die als Referenz verwendete Gusslegierung war durch ein relativ grobes Gefüge (SDAS \approx 35 µm) und einen hohen Lunkeranteil geprägt (Abb. 2b).

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung des AlSi10Mg-Pulvers im Vergleich zum LPBF-Material sowie dem Gusswerkstoff

Elementkonzentration [Gew.-%]*								
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni/Zn	Ti	Al	Material
10,1	0,18	0,02	<0,01	0,37	<0,01	0,01	Rest	Pulver
10,7	0,1	<0,01	<0,01	0,3	<0,01	0,01	Rest	LPBF AM
9,1±0,3	0,3±0,1	0,23	0,06	0,4	0,01	0,09	Rest	Guss MM

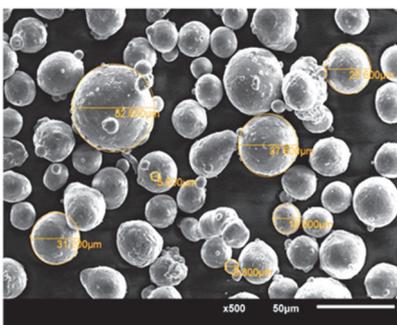


Abbildung 1: REM-Aufnahme des verwendeten AlSi10Mg-Pulvers der Fa. m4p

Durch eine nachträgliche Wärmebehandlung, bestehend aus Lösungsglügen (30 min @ 450°C) und anschließendem Auslagern (2h @ 150°C) wurde die Härte des im LPBF-Prozess generierten Materials, durch eine Gefügevergrößerung geringfügig reduziert.

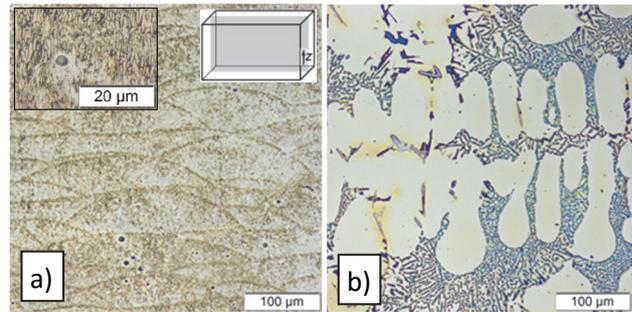


Abbildung 2: Gefüge im Längsschliff des AlSi10Mg-Ausgangsmaterials: a) pulverbasiertes LPBF-Material, b) Gussmaterial

2.2. Laser- (LB) und Elektronenstrahl- (EB) Schweißen

Die Versuche wurden zum einen mit einem 10 kW Monomode Faserlaser (LB) an der Hochschule Mittweida sowie an einer 15 kW Universal-Elektronenstrahlanlage (EB) des IWT der TU Bergakademie Freiberg durchgeführt. Der Faserlaser verfügt dabei über die bestmögliche Strahlqualität, wodurch auch bei Verwendung von Bearbeitungsoptiken mit großen Brennweiten (z.B. F500) mit diesem Laser im Fokus Spitzenintensitäten von $2,54 \times 10^8$ W/cm² erzielt werden können. Dies ermöglicht auch bei der Bearbeitung von sehr gut wärmeleitenden Materialien hohe Einschweißtiefen. Bei den Laserschweißversuchen wurden Bearbeitungsoptiken mit Brennweiten von F250 – F1500 eingesetzt und die Fokusslage (FL) variiert, einmal auf der Werkstückoberfläche (WSO) sowie im Unterfokus auf – 6 mm. Die LB-Blindschweißversuche erfolgten an 20 mm dicken und die Stumpfstoßschweißungen an 10 mm dickem Material. Dabei wurde die Einschweißtiefe (ET) im Bereich der Vorschubgeschwindigkeit von 2-10 m/min ermittelt. Die EB-Schweißversuche erfolgten an gleichartigen Materialproben. Zusätzlich ermöglichte der Elektronenstrahl verschiedene Energieverteilungsmodi, die zur Schweißprozessoptimierung genutzt wurden. Die trägheitslose Ablenkbarkeit der Elektronen gestattet die Generierung von mehreren quasi gleichzeitig einwirkenden Schweißbädern, welche in ihrer Anordnung sowie der übertragenen Strahlleistung variiert und aufeinander abgestimmt wurden. In den vorgestellten Untersuchungen wird durch diese Technologie ein Mehrspot-Schweißprozess umgesetzt, welcher zur Verbesserung der Nahtqualität beitragen sollte.

Die Versuchsauswertung erfolgte an Hand von lichtmikroskopischen Aufnahmen und Härtemessung an den entsprechenden Schweißnahtquerschliffen. Fallweise wurden auch Zugversuche durchgeführt.

3. Ergebnisse und Diskussion

3.1. Schweißen von Sandguss

Das verwendete Sandgussmaterial wies eine große Anzahl von Poren und Lunkern auf, was auch in der CT-Aufnahme in Abb. 3 deutlich zu erkennen ist. Hingegen

sind in den hier dargestellten Schweißnähten nur sehr vereinzelt Schweißprozessporen festzustellen.

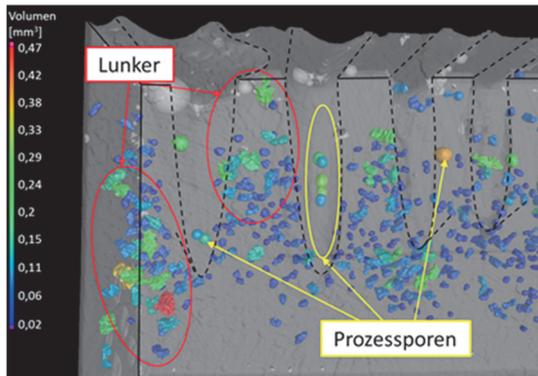


Abbildung 3: Mittels CT im Guss-Grundwerkstoff nachgewiesene Poren (blau) und Lunker (grün) sowie fallweise in einigen Schweißnähten vorhandene Schweißprozessporen, wobei die Farbe für die Größe der Fehlstelle steht

Bei den LB-Blindschweißungen konnten im untersuchten Geschwindigkeitsbereich (2-10 m/min) Schweißnähte mit sehr geringer Nahtbreite (NB) und großem Aspektverhältnis erzeugt werden. Mit der Bearbeitungsoptik F1500 lagen im LB-Schweißprozess z.B. die NB bei 0,7-2,2 mm sowie das Aspektverhältnis bei 8-14. Die Nahtberrauten waren sehr gleichmäßig und hatten nur eine geringe Nahtüberhöhung. Humping konnte nicht festgestellt werden. Die maximale Einschweißtiefe mit Fokuslage WSO lag bei 17,8 mm und reduzierte sich mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit auf ca. 10 mm (Abb. 5). Bei den verwendeten Bearbeitungsoptiken mit kürzerer Brennweite (F250, F500) war die ET deutlich geringer und lag bei maximal 10,8 bzw. 14 mm ($v_s = 2$ m/min). Das LB-Schweißen im Unterfokus (FL: - 6 mm) führte im Vergleich zum Scharffokus zu einer Steigerung der ET um ca. 25–30%, die mit größerer Brennweite deutlich geringer war, so dass im Unterfokus bei F1500 nahezu keine Erhöhung der ET mehr festgestellt werden konnte (vgl. Abb. 4).

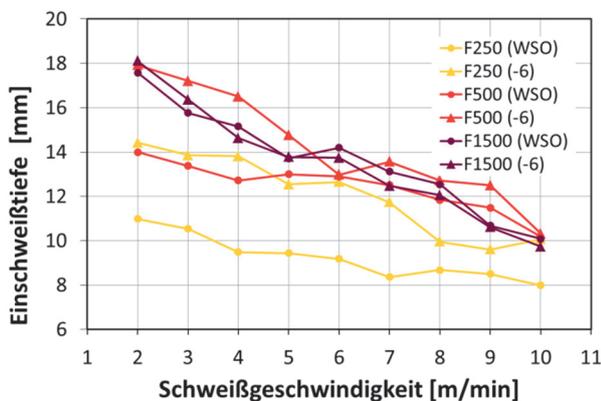


Abbildung 4: Einschweißtiefen in Abhängigkeit von der Schweißgeschwindigkeit für verschiedene Optik-Brennweiten und Fokuslage: WSO bzw. - 6 mm [Laserleistung: $P_L = 10$ kW]

In den Querschliffen der Schweißnähte war ein sehr feinkörniges, gegenüber dem Grundmaterial deutlich

dichteres Gefüge erkennbar. Es zeigten sich nur vereinzelt Poren im Schweißgut.

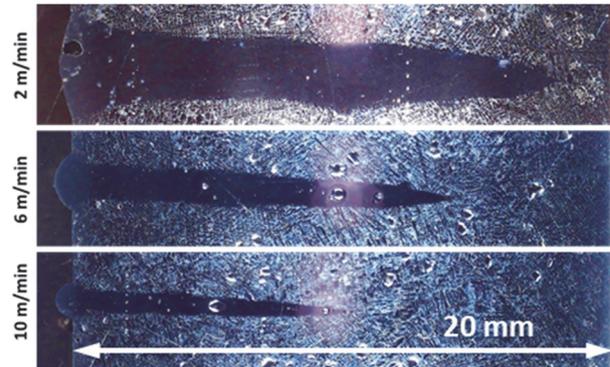


Abbildung 5: Einfluss der Schweißgeschwindigkeit v_s auf die Nahtquerschnitte und Einschweißstiefen beim Blindnahtschweißen [Bearbeitungsoptik F1500, $P_L = 10$ kW, Fokuslage: WSO]

Im oberen Bereich der Schweißnähte (2 mm unterhalb WSO) wurde über die Nahtbreite eine mittlere Härte von 111 ± 4 HV0,3 ermittelt, die zu beiden Seiten der Schweißnaht ohne erkennbare Wärmeeinflusszone auf das Härteniveau des Guss-Grundmaterials von ca. 70–80 HV0,3 überging (s. Abb. 6). Dabei war die Aufhärtung in der Schweißnaht unabhängig von der gewählten Brennweite der Bearbeitungsoptik. In Abb. 7 ist das grobe Ausgangsgefüge des AlSi10Mg-Gussmaterials, bestehend aus dem Al α -Mischkristall und dem Eutektikum, im Vergleich zum sehr feinkörnigen Gefüge im Bereich der LB-Schweißnaht gut zu erkennen.

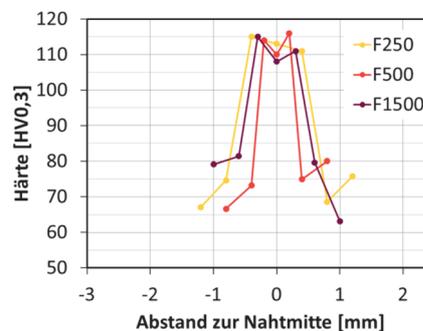


Abbildung 6: Aufhärtung und Breite der Härtezone beim LB-Blindschweißen mit verschiedenen Bearbeitungsoptikbrennweiten [$P_L = 10$ kW, $v_s = 10$ m/min, FL: WSO]

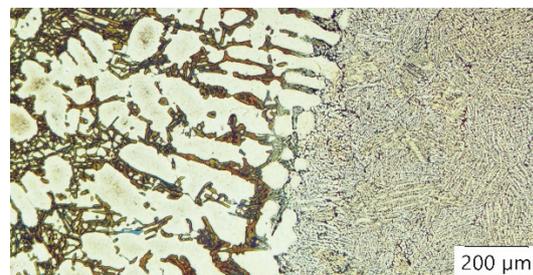


Abbildung 7: Übergang vom Guss zur LB-Schweißnaht ohne WEZ [Optik F250, $P_L = 10$ kW, $v_s = 3$ m/min, FL: - 6 mm]

Die ermittelten Zugfestigkeiten von I-Nahtproben (F500) lagen im Bereich von 120-140 N/mm² und waren damit vergleichbar hoch wie beim Guss-Grundmaterial.

Mit dem EB-Schweißen konnte das Sandguss-Material ohne Schweißfehler gefügt werden. Das Aspektverhältnis in den erzeugten Nahtquerschliffen lag, je nach verwendeter Vorschubgeschwindigkeit, zwischen 7 und 11 und konnte durch Fokusverlagerung (ca. 6-8 mm unterhalb der WSO) noch gesteigert werden. Die erzeugten Schweißnähte zeigten dabei die typische Geometrie für das EB-Schweißen mit einem etwas breiteren Nagelkopf an der Materialoberseite. Mit einer EB-Strahlleistung von 5,6 kW konnte bei einem Vorschub von 1,2 m/min eine sichere Durchschweißung der 20 mm dicken Proben erreicht werden. Die Mikrostruktur innerhalb der Schweißnaht war, wie auch beim LB-Schweißen, wesentlich feiner als im Grundwerkstoff ausgebildet. Die ermittelten Härteverläufe quer zur Schweißnaht zeigten einen abrupten Übergang der Härte vom schnell erstarrten Bereich innerhalb der Schweißnaht (101 ± 2 HV_{0,3}) zum Grundwerkstoff (71 ± 9 HV_{0,3}) (Abb. 8). Lichtmikroskopisch konnte ebenfalls keine Wärmeinflusszone identifiziert werden.

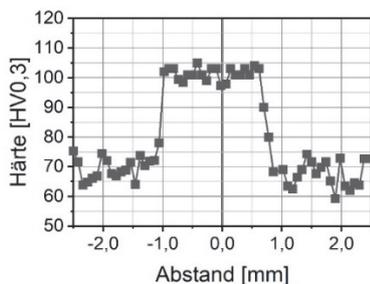


Abbildung 8: Aufhärtung und Breite der Härtezone beim EB-Blindschweißen [$P_{EB} = 5,6$ kW, $v_s = 1,2$ m/min]

Die kleinere Standardabweichung, die über alle ausgewerteten Härteeindrücke in der Schweißnaht ermittelt wurde, zeigt, dass produktionsbedingte Werkstofffehler (Poren, Mikrolunker) auf Grund des im Vakuum durchgeführten EB-Schweißens egalisiert werden konnten.

3.2. Schweißen von LPBF-hergestelltem Material

Beim LB-Blindnahtschweißen an dem aus Pulver generiertem Material waren im Vergleich zum Gussmaterial deutlich breitere Nahtberraupen mit einer ausgeprägten Nahtüberhöhung festzustellen. Die Querschliffe zeigten auf Grund der Freisetzung von beim LPBF-Prozess eingelagertem sowie gebundenem Wasserstoff im Schweißprozess eine ausgeprägte Porenbildung im Schweißgut, während das Grundgefüge hingegen als porenfrei mit hoher Materialdichte erschien (Abb. 9). Dabei waren Poren im Schweißgeschwindigkeitsbereich von 2-5 m/min innerhalb der gesamten Schweißnaht zu erkennen (Abb. 10). Bei höheren Schweißgeschwindigkeiten von 6-10 m/min waren in den deutlich schmaleren Schweißnähten (NB ca. 1,3 mm) die Poren perlenkettenartig in der Nahtmitte angeordnet. Prozesstechnische Maßnahmen, wie Vorwärmen, Doppelschweißen, Schrägeinstrahlung, Glühen und Auslagern des LPBF-Materials u.ä. führten hinsichtlich Porenreduktion zu keiner wesentlichen Verbesserung des

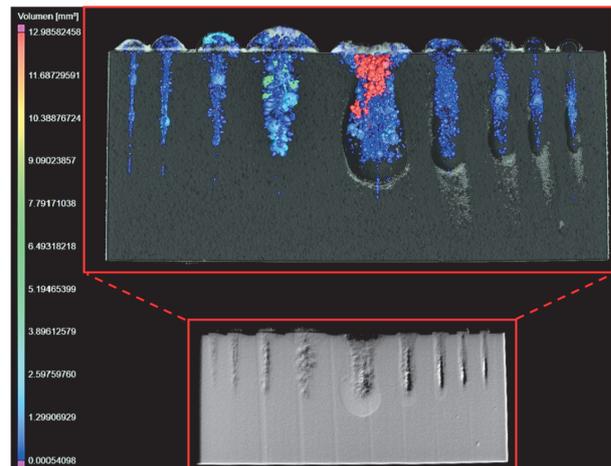


Abbildung 9: Mittels CT (oben) und Röntgen (unten) visualisierte Porenbildung in den Blindschweißnähten am LPBF-generiertem Material

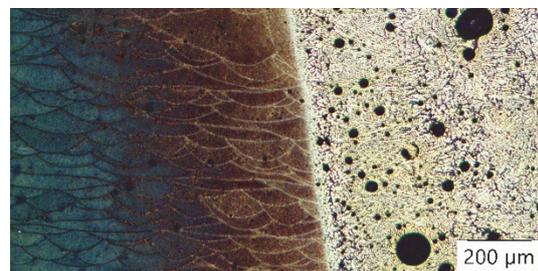


Abbildung 10: Übergang vom LPBF-Material zur LB-Schweißnaht ohne erkennbare WEZ [Bearbeitungsoptik F250, $P_L = 10$ kW, $v_s = 3$ m/min, FL: - 6 mm]

Schweißergebnisses. Die maximale Einschweißtiefe lag bei 12,3 mm und war damit im Vergleich zum Gusswerkstoff bei vergleichbaren Prozessparametern um ca. 30% geringer. Eine Fokusverlagerung im Unterfokus (FL: - 6 mm) ermöglichte auch hier, je nach verwendeter Brennweite der Bearbeitungsoptik, eine Steigerung der ET zwischen 10-20% (Abb. 11). Die ermittelten Härtewerte des LPBF-generierten Materials waren infolge der hohen Abkühlgeschwindigkeit im LPBF-Bauprozess und der dadurch extrem feinen Verteilung der Ausscheidungen im Gefüge mit 131 ± 8 HV_{0,3} sehr hoch. Im Schweißgut lagen die gemessenen Härtewerte dagegen deutlich niedriger und variierten in einem Bereich von 82-101 HV_{0,3}.

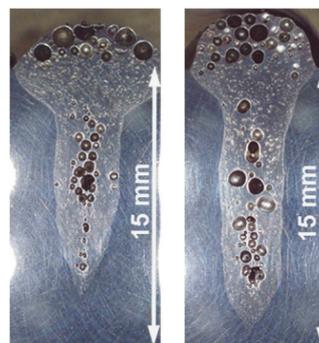


Abbildung 11: Nahtquerschnitte am LPBF-Material; links mit FL: WSO (ET = 12,3 mm) und rechts mit FL: - 6 mm (14,3 mm) [Bearbeitungsoptik F1000, $P_L = 10$ kW, $v_s = 2$ m/min]

Beim EB-Schweißen des LPBF-Materials mit Einspot-Technik kam es analog zu den LB-Versuchen ebenfalls zu einer starken Porenbildung innerhalb der Schweißnähte. Optional sollte die Ausgasung während des Schweißprozesses durch die Verwendung einer Mehrspot-Technologie verbessert werden. Die Erzeugung von drei Schweißbädern erfolgt dabei durch die schnelle Ablenkung des EB an verschiedenen Positionen auf der Werkstückoberfläche, sodass quasi gleichzeitig drei Dampfkapillaren mit Tiefschweißeffekt geöffnet waren. Das wiederholte Aufschmelzen während des EB-Prozesses sollte die Schmelzentgasung des rekombinierten Wasserstoffs fördern. Unterstützt wird dieser Prozess durch das vorhandene Vakuum von ca. 2×10^{-2} mbar innerhalb der EB-Kammer. Beim Mehrspot-EB-Schweißen kommt der Energieverteilung zwischen den einzelnen Schweißbädern sowie deren Abstand zueinander eine große Bedeutung zu. Insbesondere die Einschweißtiefe sowie die laterale Ausdehnung der Dampfkapillaren muss so aufeinander abgestimmt werden, dass jedes Schweißbad möglichst nur den bereits vorher aufgeschmolzenen Bereich erneut verflüssigt und kein bzw. möglichst wenig Grundwerkstoff einbezogen wird. Es wurden daher eine Vielzahl an Parameterkombinationen auf ihre Auswirkung hinsichtlich der Nahtqualität insbesondere im Hinblick auf den verbliebenen Porenanteil innerhalb der Schweißnaht untersucht (Abb. 12).

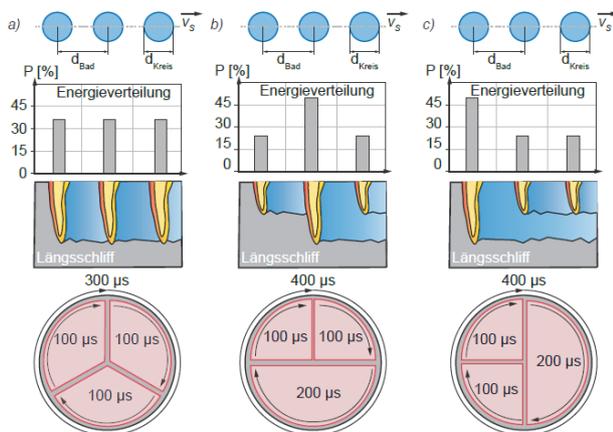


Abbildung 12: Betrachtete Energieverteilungen beim Mehrspot-EB-Schweißen: a) 1:1:1, b) 1:2:1, c) 2:1:1, mit den entsprechenden Zeitanteilen (Zeitscheiben unten)

Im Vergleich zu den Einspot-EB-Schweißversuchen konnte mit dem Mehrspot-EB-Schweißen bei einer Energieverteilung von 1:1:1 und einem Badabstand von 4 mm zwischen den Spots der Porenanteil bezogen auf die Schweißnahtfläche von 16% auf 6,4% reduziert werden (Abb. 13). Dies stellt einerseits eine erhebliche Verbesserung dar, genügt aber andererseits der Qualitätsgruppe B nach DIN EN ISO 131912-2 noch nicht. Dementsprechend müsste der Anteil an Poren an der Nahtfläche weniger als 3 % betragen, um die höchste Nahtgüteklasse B einzustellen. Möglicherweise könnten solche Nahtqualitäten bei geringeren zu fügenden Materialdicken (bis zu 10 mm) erreicht werden. Mit einem Badabstand von 3 mm und einer Energieverteilung von

1:2:1 konnte schließlich, bei einem Porenanteil von 6,9 %, das Probenmaterial durchgeschweißt werden (ET: ≥ 20 mm). Die Nahtbreite lag hierbei im Bereich von 4 mm mit einer Nahtkopfbreite von ca. 14 mm.

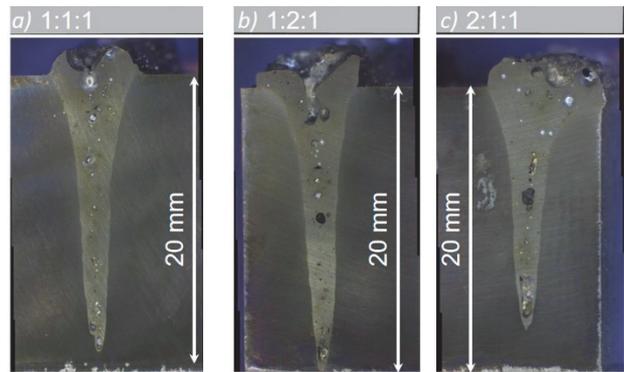


Abbildung 13: Nahtquerschnitte und Porenreduktion beim Mehrspot-EB-Schweißen mit verschiedenen Energieverteilungen: a) 1:1:1, b) 1:2:1, c) 2:1:1 mit 3 mm Badabstand

Das LPBF-generierte Material verfügte auf Grund der hohen Abkühlgeschwindigkeit im LPBF-Prozess und der dadurch extrem feinen Verteilung der Ausscheidungen im Gefüge über eine hohe Härte. Der große Wärmeeintrag durch die drei einzelnen Schmelzbäder in Verbindung mit der guten Wärmeleitfähigkeit des Aluminiummaterials führte im Grundmaterial zu einer ausgeprägten Wärmeeinflusszone sowie einer Vergrößerung des Gefüges und einer damit verbundenen Abnahme der Härte im Schweißgut auf 95 ± 7 HV_{0,3}. Im Bereich der Wärmeeinflusszone lag die Härte um < 90 HV_{0,3} (Abb. 14).

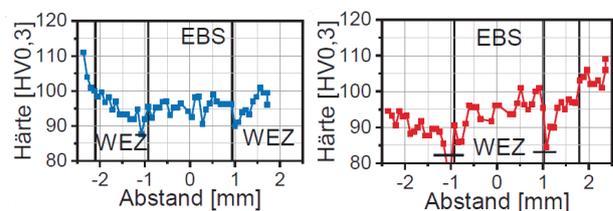


Abbildung 14: Härteverläufe an Mehrspot-Schweißnähten, links: 1:1:1 und rechts: 1:2:1 bei jeweils 3 mm Badabstand

4. Vergleich von LB- und EB-Schweißen

Beim Laserstrahlschweißen des Gussmaterials konnten Einschweißtiefen von bis zu 18 mm realisiert werden (Abb. 16, a/c). Hingegen war die Einschweißtiefe beim LPBF-generierten Material um ca. 30% geringer. Eine weitere Reduzierung der Schweißgeschwindigkeit auf weniger als 2 m/min erbrachte bei beiden Materialien keiner Vergrößerung der Einschweißtiefe, sondern lediglich eine Nahtverbreiterung. Beim Elektronenstrahlschweißen wurde mit einer Schweißgeschwindigkeit von 1,2 m/min bei beiden Materialkonfigurationen eine maximalen Einschweißtiefe von 20 mm erreicht und das Material damit durchgeschweißt (Abb. 16, b/d). Generell war anhand der Nahtquerschliffe ein hohes Aspektverhältnis festzustellen. Mit einer Fokusverlagerung im Unterfokus (- 6 mm) konnte bei beiden Ener-

giestrahlsystemen die Einschweißtiefe gesteigert werden. Beim LB-Schweißen entstanden mit Streckenenergien von 100 J/mm sehr schmale Schweißnähte mit Nahtbreiten von 0,8–1,2 mm (siehe Abb. 6). Mit zum EB-Schweißen vergleichbaren Streckenenergien von ca. 300 J/mm fielen die LB-Schweißnähte jedoch deutlich breiter aus, wie die Messungen der Härteverläufe im Abstand von 2 mm unterhalb der WSO an entsprechenden Nahtquerschliffen zeigen (Abb. 15).

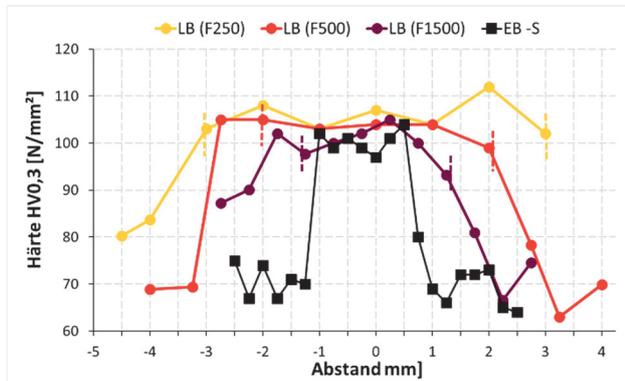


Abbildung 15: Härteverläufe quer zur Schweißnaht für LB-S und EB-S am Sandguss bei annähernd vergleichbaren Streckenenergien $E_s = 300$ bzw. 320 J/mm [LB-S: $P_{LB} = 10$ kW, $v_s = 33$ mm/s, FL: WSO und EB-S: $P_{EB} = 6,8$ kW, $v_s = 20$ mm/s, FL: - 6 mm]

Unabhängig vom Strahlsystem zeigten die Querschliffe bei gegossenem AlSi10Mg-Material oft nur wenige kleine Poren, während beim LPBF-generiertem Material unabhängig von der jeweiligen Schweißstrahlquelle generell viele Poren festzustellen waren. Diese wurden auf den beim LPBF-Prozess eingelagerten und gebundenen Wasserstoff zurückgeführt. Beim EB-Schweißen besteht mit der Mehrspot-Technik eine Möglichkeit, die Porenanzahl und -größe in den Schweißnähten des LPBF-Materials zu reduzieren.

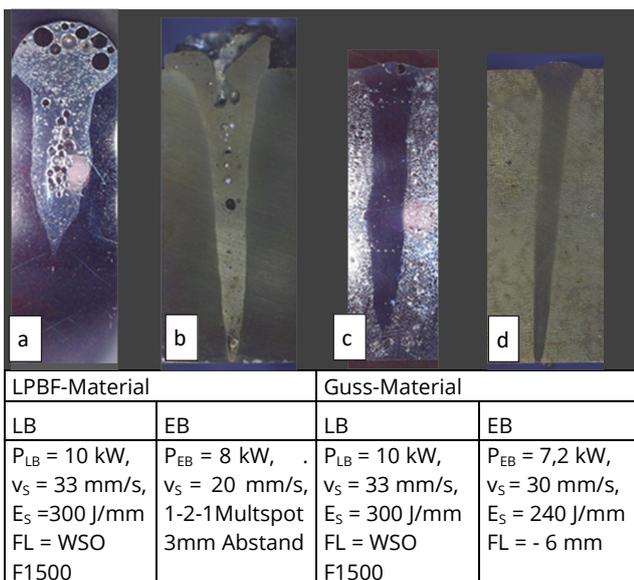


Abbildung 16: Typische Nahtquerschliffe von LB- bzw. EB-geschweißten Blindnähten am LPBF- bzw. Guss-Material

Danksagung

Die Autoren bedanken sich für die finanzielle Unterstützung des Projektes EBS/LBS-AM/MM-Al (FKZ: 100368360/3815; 100368366/3815) aus Mitteln des Europäischen Fonds für regionale Entwicklung (EFRE) und aus Steuermitteln auf Grundlage des von den Abgeordneten des Sächsischen Landtags beschlossenen Haushaltes.



Literaturverzeichnis

- [1] S. Caba: Aluminiumlegierung für die additive Fertigung im Automobilbau. ATZ 11/2020, 122. Jg., 58-61.
- [2] D. Buchbinder, et al.: Generative Fertigung von Aluminiumbauteilen für die Serienproduktion (AluGenerativ). ILT Aachen, 2010, Abschlussbericht FKZ 01RIO639A-D.
- [3] D.M. Bauer, et al.: Investigations of aging behaviour for aluminum powders during an atmosphere simulation of the LBM process, Powder Metallurgy, 2017, DOI: 10.1080/00325899.2017.1288841
- [4] P. Lutze, J. Runge: Wasserstoff in Aluminium und seinen Legierungen. Materialwissenschaft + Technik (44). 8/1990, 741-748.
- [5] NN: Wasserstofflöslichkeit. Giesserei Lexikon.
- [6] <https://migal.co/service/schweissen-von-aluminium/loeslichkeit-von-wasserstoff>.
- [7] J. Rapp: Laserschweißung von Aluminiumwerkstoffen für Anwendungen im Leichtbau. Diss. 1996. DOI: 10.1007/978-3-663-12209-8
- [8] D. Dittrich, J. Standfuss, A. Jahn: Neuartiges Verfahren zum Druckdichten Laserstrahlschweißen von Aluminium aus Atmosphären-Druckguss. Giesserei 104, 08/2017, 56-61.