

M. Schneider, D. Bettge, M. Binder, K. Dollmeier, M. Dreyer, K. Hilgenberg, B. Klöden, T. Schlingmann, J. Schmidt

Reproducibility and Scattering in Additive Manufacturing: Results from a Round Robin on PBF-LB/M AlSi10Mg Alloy

Reproduzierbarkeit und Streuung bei der additiven Fertigung: Ergebnisse eines Ringversuchs mit einer PBF-LB/M AlSi10Mg-Legierung

Received: 01.07.2022

Accepted: 21.07.2022

Eingegangen: 01.07.2022

Angenommen: 21.07.2022

Übersetzung: Edda Engert

Abstract

The round robin test investigated the reliability users can expect for AlSi10Mg additive manufactured specimens by laser powder bed fusion through examining powder quality, process parameter, microstructure defects, strength and fatigue. Besides for one

Kurzfassung

Im Rahmen eines Ringversuchs wurde durch die Untersuchung der Pulverqualität, der Prozessparameter, der Gefügefehler, der Festigkeit und der Ermüdung die Zuverlässigkeit bestimmt, die Nutzer von AlSi10Mg-Proben erwarten können, die mit pulverbettbasiertes

Authors:

Markus Schneider GKN Powder Metallurgy GmbH, Radevormwald, Germany
Dirk Bettge, Kai Hilgenberg BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, Berlin, Germany; E-Mail: dirk.bettge@bam.de
Maximilian Binder Fraunhofer IGCV, Augsburg, Germany
Klaus Dollmeier Georgsmarienhütte Holding GmbH
Malte Dreyer Universität Paderborn, Germany
Burghardt Klöden Fraunhofer IFAM, Germany
Tina Schlingmann EOS GmbH, Krailing, Germany
Jonathan Schmidt DB AG, Berlin, Germany

outlier, expected static material properties could be found. Optical microstructure inspection was beneficial to determine true porosity and porosity types to explain the occurring scatter in properties. Fractographic analyses reveal that the fatigue crack propagation starts at the rough as-built surface for all specimens. Statistical analysis of the scatter in fatigue using statistical derived safety factors concludes that at a stress of 36.87 MPa the fatigue limit of 10^7 cycles could be reached for all specimens with a survival probability of 99.999 %.

Keywords: additive manufacturing, PBF-LB/M, aluminum alloy, fatigue properties, defects, fractography, MGA Mobility goes Additive, reliability, reproducibility

1 Introduction

When it comes to higher accuracies, new technologies and real applications in additive manufacturing, there is one topic that cannot be avoided: materials. In industrial additive manufacturing, standards in terms of printing parameters, protection gas atmospheres or powder handling are not obligatory. Therefore, the question must be answered whether the additive manufacturing process is reproducible and reliable over different printing companies.

This was the motivation to realize a round robin test between 6 European printing companies, and further academic partners within the "Materials" working group of Mobility goes Additive, the leading international network for industrial additive manufacturing. A commonly used cast aluminum alloy, AlSi10Mg, was chosen as test material for

Schmelzen mittels Laser (engl. Laser Powder Bed Fusion) gefertigt worden sind. Abgesehen von einem Ausreißer wurden die erwarteten statischen Materialeigenschaften erreicht. Eine optische Gefügeprüfung diente dazu, die tatsächliche Porosität und Arten von Porosität zu ermitteln, um die bei den Eigenschaften auftretende Streuung zu erklären. Fraktographische Untersuchungen zeigen eine bei allen Proben von der rauen Oberfläche im As-built-Zustand ausgehende Ermüdungsrissoausbreitung. Aus der statistischen Analyse der Streuung bezüglich der Ermüdung unter Anwendung von statistischen abgeleiteten Sicherheitsfaktoren geht hervor, dass alle Proben die Dauerfestigkeit von 10^7 Zyklen bei einer Spannung von 36,87 MPa mit einer Überlebenswahrscheinlichkeit von 99,999 % erreichten.

Schlagwörter: Additive Fertigung, PBF-LB/M, Aluminiumlegierung, Ermüdungseigenschaften, Fehler, Fraktographie, MGA Mobility goes Additive, Zuverlässigkeit, Reproduzierbarkeit

1 Einleitung

Wenn es um höhere Genauigkeiten, neue Technologien und konkrete Anwendungen im Bereich der additiven Fertigung geht, muss man sich zwangsläufig mit einem Thema beschäftigen: Materialien. In der industriellen additiven Fertigung gibt es keine verpflichtenden Standards bezüglich der Druckparameter, der Schutzgasatmosphäre oder dem Pulverhandling. Man muss sich daher die Frage nach der Reproduzierbarkeit und Zuverlässigkeit eines bei unterschiedlichen Unternehmen ausgeführten additiven Fertigungsprozesses stellen.

Diese Frage war die Motivation hinter dem Ringversuch mit sechs europäischen Druckunternehmen und weiteren akademischen Partnern im Rahmen der Arbeitsgruppe „Materials“ von „Mobility goes Additive“, dem führenden internationalen Netzwerk für industrielle additive Fertigung. Für das Verfahren Laser Powder Bed Fusion (PBF-LB/M) wurde eine

the laser powder bed fusion (PBF-LB/M) process. Hundreds of samples were comparatively tested for fatigue and strength and many other material properties were determined and discussed in detail.

1.1 State of the art

AlSi10Mg is a casting alloy that is widely used in additive manufacturing (AM) for metals parts. The applications for the alloy in PBF-LB/M range from lightweight applications in the automotive and aerospace industry [1, 2] to parts with integrated sensors [3, 4]. The reported material properties for the alloy in the as-built condition (AB) at 0° vary [5–8]. *Kempf et al.* show that the typical sub-cell structure in PBF-LB/M substantially affects the mechanical properties in the AB condition [9]. The VDI3405 Page 2 defines for AB at 0° a Young's modulus E of 68 to 78 GPa, an 0.2% offset yield strength $\sigma_{0.2}$ of 210 to 272 MPa, an ultimate tensile strength σ_u of 353 to 482 MPa and a uniform strain ϵ_u of 2 to 5 %. These properties are greater than the values for the untreaded casted alloy. With T6 heat treatment the ultimate tensile strength σ_u declined to a range from 281 to 309 MPa, in reference the ultimate tensile strength σ_u for heat treated casted AlSi10Mg is in the range from 220 to 260 MPa [5]. *Kempf et al.* reported that the different strengths of different build settings homogenize after T6 heat treatment, whereas the differences in ductility remain due to material defects, such as keyhole pores and lack of fusion defects [10].

The fatigue of AlSi10Mg processed by PBF-LB/M is strongly influenced by the heat treatment and the surface roughness of the specimens [11–13]. *Brandao et al.* show that AB specimens without heat treatment reach a lifetime up to 10^4 cycles under a load of 120 MPa at a layer thickness of

häufig verwendete Aluminiumgusslegierung, AlSi10Mg, als Untersuchungsmaterial gewählt. Hunderte Proben wurden bezüglich ihrer Ermüdung und Festigkeit vergleichend geprüft sowie zahlreiche andere Eigenschaften ermittelt und ausführlich behandelt.

1.1 Stand der Technik

AlSi10Mg ist eine Gusslegierung, die häufig in der additiven Fertigung von Metallteilen verwendet wird. Die Anwendungen der mittels Laser Pulver Bed Fusion (PBF-LB/M) verarbeiteten Legierung reichen von Leichtbaukonstruktionen in der Automobil- und Luftfahrtbranche [1, 2] bis hin zu Bauteilen mit integrierten Sensoren [3, 4]. In der Literatur variieren die Angaben zu den Werkstoffeigenschaften der Legierung im As-built-Zustand (AB) für einen Druckwinkel von 0° [5–8]. *Kempf et al.* zeigen, dass die für PBF-LB/M typische Subzellenstruktur die mechanischen Eigenschaften im AB-Zustand maßgeblich beeinflusst [9]. Die VDI 3405 definiert auf Seite 2 für AB bei 0° einen E-Modul von 68 bis 78 GPa, eine 0,2-%-Streckgrenze $\sigma_{0.2}$ von 210 bis 272 MPa, eine Zugfestigkeit σ_u von 353 bis 482 MPa und eine Gleichmaßdehnung ϵ_u von 2 bis 5 %, wobei diese Werte höher ausfallen als für eine unbehandelte Gusslegierung. Bei einer T6-Wärmebehandlung reduzierte sich die Zugfestigkeit σ_u und lag im Bereich 281 bis 309 MPa. Zum Vergleich: Die Zugfestigkeit von wärmebehandeltem AlSi10Mg liegt im Bereich 220 bis 260 MPa [5]. *Kempf et al.* gaben an, dass sich die bei verschiedenen Bauszenarien auftretenden Unterschiede bei den Festigkeiten nach einer T6-Wärmebehandlung einpendeln, während die bei der Duktilität auftretenden Unterschiede aufgrund von Materialfehlern wie beispielsweise Schlüssellochporosität und Bindefehlern bestehen bleiben [10].

Wärmebehandlung und Oberflächenrauheit von mittels PBF-LB/M gefertigten Proben aus AlSi10Mg wirken sich wesentlich auf deren Ermüdungsverhalten aus [11–13]. *Brandao et al.* zeigen, dass AB-Proben mit einer Schichtdicke von 90 μm ohne Wärmebehandlung bei einer Belastung von 120 MPa eine Lebensdauer von

90 μm . The best performance reaching the fatigue limit of over 10^7 cycles at 120 MPa could be achieved with milled specimens at a layer thickness of 30 μm and no heat treatment [12].

For additively manufactured cyclic loaded parts, it is possible to carry out lifetime estimations based on [14], as Kass et al. showed, by recording the needed parameters based on specimens additively manufactured with standard build parameters and validating by destructive testing on a cyclic loaded bike shaft [15].

2 Experimental

The round robin consists of 7 sample series. Series A, B, C, D, F, H were produced out of AlSi10Mg (EN AC-43000) in the PBF-LB/M process. Series G was forged out of AlSi1MgMn (EN AW-6082) to compare the mechanical properties and defects of the PBF-LB/M to forging. For each series 60 unnotched fatigue specimens, according to DIN EN ISO 3928, and 10 tensile specimens, according to DIN EN ISO 2740, were manufactured.

2.1 Forging

Series G was prepared by means of drop forging. Forged samples cannot serve as a typical reference for additively manufactured samples, as they experience a quite different time-temperature history and undergo severe plastic deformation during forming. The latter process step is well known to have a pronounced impact on the mechanical response of aluminum alloys. Nevertheless, the outcome represents a low scatter benchmark, when comparing the resulting properties of the AM process to conventional technologies.

The test samples were machined from forged components, produced at Wildauer

bis zu 10^4 Zyklen erreichen. Die mit einer Dauerfestigkeit von über 10^7 Zyklen bei 120 MPa beste Leistung erreichten geätzte Proben mit einer Schichtdicke von 30 μm , die keiner Wärmebehandlung unterzogen wurden [12].

Wie Kass et al. aufzeigten, kann die Lebensdauer additiv gefertigter und zyklisch beanspruchter Teile gemäß [14] durch Erfassen der erforderlichen Parameter von unter Anwendung von Standard-Bauparametern additiv gefertigten Proben abgeschätzt und durch eine zerstörende Prüfung einer zyklisch beanspruchten Fahrradwelle bestätigt werden [15].

2 Versuchsablauf

Der Ringversuch umfasst sieben Probenreihen. Die Reihen A, B, C, D, F, H wurden mittels PBF-LB/M aus AlSi10Mg (EN AC-43000) hergestellt. Die Reihe G wurde aus AlSi1MgMn (EN AW-6082) geschmiedet, um die im Rahmen des PBF-LB/M-Prozesses erzielten mechanischen Eigenschaften und auftretenden Fehler mit den beim Schmieden auftretenden zu vergleichen. Für jede Reihe wurden jeweils 60 ungekerbte Ermüdungsproben nach DIN EN ISO 3928 und 10 Zugproben nach DIN EN ISO 2740 angefertigt.

2.1 Schmieden

Die Proben der Reihe G wurden gesenkgeschmiedet. Die Schmiedeproben können nicht als typische Referenz für additiv gefertigte Proben herangezogen werden, da sie einen völlig anderen Zeit-Temperatur-Verlauf aufweisen und beim Umformen stark plastisch verformt werden, wobei bekannt ist, dass sich dieser letzte Prozessschritt wesentlich auf das mechanische Verhalten von Aluminiumlegierungen auswirkt. Im Vergleich mit im Rahmen konventioneller Verfahren erzielten Eigenschaften zeigt sich für den AF-Prozess jedoch ein geringerer Benchmarkwert für die Streuung.

Die untersuchten Proben wurden aus geschmiedeten Komponenten angefertigt, die

Schmiede- und Kurbelwellentechnik GmbH on a hydraulically controlled so-called counterblow hammer, using a process temperature of roughly 560 °C and a striking / impact energy of about 400 kJ at a ram velocity of approximately 6 m/s. The original shape of the parts is shown in Figure 5.

2.2 Powder analysis

Within the scope of the investigations, 6 different AlSi10Mg powders (A, B, C, D, F and H) of varying origin were processed. To be able to quantify and estimate the influence of the powder used on the samples produced later, these were examined in advance with regard to their particle size distribution and their oxygen concentration. While the particle size distribution is a standard indicator for the processability of powders in PBF-LB/M, the prevailing oxygen content can, for example, be used to draw conclusions about the powder age [16].

The particle size distribution is measured via laser diffraction method (DIN EN 13320) on a Mastersizer 3000 (Malvern Panalytical Ltd, United Kingdom). For this purpose, one powder sample was measured, respectively, by wet dispersion in distilled water. Figure 1 shows the results of the analysis. All powders have a monomodal particle distribution in a range of 9 µm and 87 µm. The powders show only slight differences in their distribution. For example, the distribution for powder H is wider than for powder A. In addition, the Gaussian distribution for powders D and F is slightly "skewed" to the right, so that the distribution maximum is not found in the middle of the curve, but at a larger number of particles.

The particle size distribution is usually expressed in percentile values d10, d50 and d90. They indicate the size below which

bei der Wildauer Schmiede- und Kurbelwellentechnik GmbH bei einer Prozesstemperatur von rund 560 °C und mit einer Schlagenergie von etwa 400 kJ bei einer Stößelgeschwindigkeit von etwa 6 m/s auf einem sogenannten Gegenschlaghammer mit hydraulischer Steuerung hergestellt wurden. Bild 5 zeigt die ursprüngliche Form der Bauteile.

2.2 Pulveranalyse

Im Rahmen des Versuchs wurden sechs unterschiedliche AlSi10Mg-Pulver (A, B, C, D, F und H) unterschiedlicher Herkunft verarbeitet. Um den Einfluss der für die Anfertigung der Proben verwendeten Pulver quantifizieren und einschätzen zu können, wurden diese zuvor hinsichtlich ihrer Partikelgrößenverteilung und Sauerstoffkonzentration untersucht. Die Partikelgrößenverteilung ist eine Standardkennzahl für die Verarbeitbarkeit von Pulvern mittels PBF-LB/M. Der vorherrschende Sauerstoffgehalt erlaubt beispielsweise Rückschlüsse auf das Pulveralter [16].

Die Partikelgrößenverteilung wird unter Anwendung des Laserbeugungsverfahrens (DIN EN 13320) auf einem Mastersizer 3000 (Malvern Panalytical Ltd, Großbritannien) gemessen. Im Rahmen dieser Untersuchung wurde jeweils eine Pulverprobe mittels Nass-Dispergierung in destilliertem Wasser vermessen. Bild 1 zeigt die Ergebnisse dieser Messung. Alle Pulver weisen eine monomodale Partikelverteilung in einem Bereich von 9 µm bis 87 µm auf. Bezüglich der Verteilung sind zwischen den Pulvern lediglich geringfügige Unterschiede festzustellen. Die Werte des Pulvers H sind beispielsweise breiter gestreut als die des Pulvers A. Hinzu kommt, dass die Gauß-Verteilung der Pulver D und F leicht „rechtsschief“ ist, so dass das Verteilungsmaximum nicht in der Mitte der Kurve liegt, sondern bei einer größeren Anzahl von Partikeln.

Die Partikelgrößenverteilung wird üblicherweise mit den Perzentilwerten d10, d50 und d90 ausgedrückt. Entsprechend bedeutet

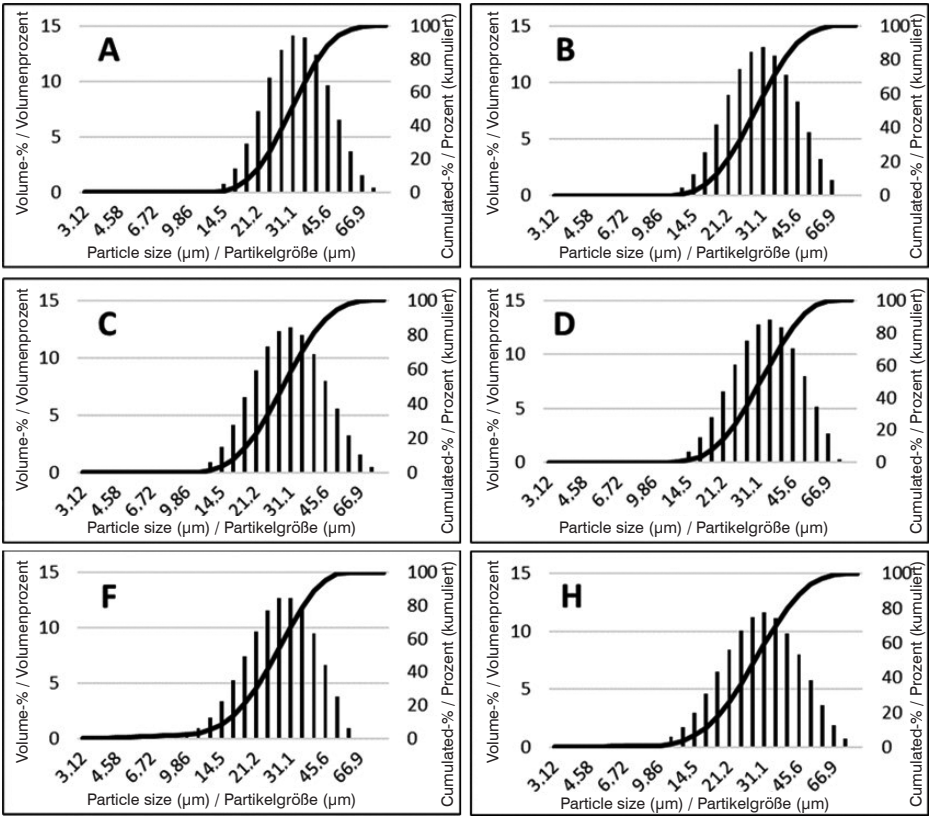


Figure 1: Particle size distributions of the investigated powders.

Bild 1: Partikelgrößenverteilungen der untersuchten Pulver.

10%, 50% or 90% of all particles are found. Table 1 shows that the powders differ only slightly from each other, and the average values are at $d_{10} = 19.6 \mu\text{m}$, $d_{50} = 32.4 \mu\text{m}$ and $d_{90} = 51.5 \mu\text{m}$ (see Table 1). Furthermore, powder F has the finest and powder D the coarsest particle size distribution.

The oxygen content is measured via a concentration analyzer G8 GALILEO ON/H (Bruker Corporation, USA) by melt extraction under carrier gas. 6 measurements

das, dass 10 %, 50 % bzw. 90 % aller festgestellten Partikel kleiner sind als der entsprechende Wert. Tabelle 1 zeigt, dass die Pulver sich lediglich geringfügig voneinander unterscheiden. Die Durchschnittswerte liegen bei jeweils $d_{10} = 19,6 \mu\text{m}$, $d_{50} = 32,4 \mu\text{m}$ und $d_{90} = 51,5 \mu\text{m}$ (siehe hierzu Tabelle 1). Darüber hinaus weist Pulver F die feinste und Pulver D die gröbste Partikelgrößenverteilung auf.

Der Sauerstoffgehalt wird mit einem Konzentrationsanalysator G8 GALILEO ON/H (Bruker Corporation, USA) über eine Trägergas-schmelzextraktion gemessen. Mit Helium als

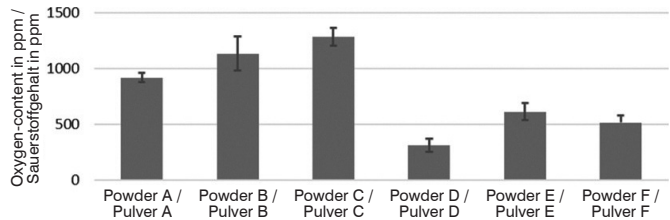
	A	B	C	D	F	H	Mean Value / Mittelwert
D10 in μm	22.2	20.2	19.6	22.1	17.2	18.0	19.6
D50 in μm	34.7	32.6	32.3	36.1	29.4	32.0	32.4
D90 in μm	53.8	51.9	52.8	57.0	45.6	54.3	51.5

Table 1: D10, D50 and D90 of the powders tested.

Tabelle 1: D10, D50 und D90 der geprüften Pulver.

Figure 2: Oxygen content of the examined powders.

Bild 2: Sauerstoffgehalt der untersuchten Pulver.



were carried out using helium as carrier gas for each powder variant. Figure 2 shows that the oxygen contents of the powders differ considerably from each other. While powders A, B and C have an oxygen content of between 800 and 1400 ppm, powders D, F and H are far less oxygenated with values between 300 and 700 ppm. This may indicate that oxidation of the particles already occurred during powder atomization (powder production) in some of the powders considered. On the other hand, it is also possible that the powders differ in their age and have therefore been recycled more or less frequently. With each additional building process, the proportion of process spatters in the powder can increase, leading to an increased oxygen content and thus material embrittlement. This in turn can lead to losses in the mechanical strength of the manufactured components [17]. In terms of powder quality assurance, it is therefore important to avoid high oxygen contents in the powder.

Trärgas wurden sechs Messungen der einzelnen Pulvervarianten durchgeführt. Aus Bild 2 gehen für die verschiedenen Pulver stark unterschiedliche Sauerstoffgehalte hervor. Während die Pulver A, B und C einen Sauerstoffgehalt von zwischen 800 und 1400 ppm aufweisen, sind Pulver D, F und H mit Werten zwischen 300 und 700 ppm weit- aus weniger sauerstoffhaltig. Das kann ein Hinweis dafür sein, dass eine Partikeloxi- dation bei einigen der untersuchten Pulver bereits während der Pulververdüsung (Pulver- herstellung) stattgefunden hat. Es besteht aber auch die Möglichkeit, dass sich die Pul- ver bezüglich ihres Alters unterscheiden, sie also mehr oder weniger häufig wiederver- wendet wurden. Mit jedem zusätzlichen Bau- prozess kann der Anteil von durch den Vor- gang entstehenden Spritzern im Pulver zunehmen, was wiederum einen erhöhten Sauerstoffgehalt und somit eine Materialver- sprödung zur Folge hat. Das aber kann zu einer abnehmenden mechanischen Festig- keit der hergestellten Komponenten führen [17]. Hinsichtlich der Qualitätssicherung der Pulver gilt es daher, einen hohen Sauerstoff- gehalt im Pulver zu vermeiden.

2.3 Build Parameters

For the PBF-LB/M process three different machine types from EOS and SLM Solution were used. Each series was built up in the z-direction and had an individual parameter set, regarding the choice of the inert gas (*Argon or nitrogen*), layer thickness (*D*) (*ranging from 30 μm to 60 μm*), preheat temperature of the build plate (*T_{BP}*) (*ranging from 35° up to 200 °C*), laser power (*P*), scanning speed (*v*) and hatch distance (*γ*). The laser power, scanning speed and hatch distance where not shared from all manufactures. Therefore the energy density (*ρ_E*) was calculated using:

$$\rho_E = \frac{P}{D \times v \times \gamma} \tag{1}$$

2.3 Bauparameter

Für den PBF-LB/M-Prozess kamen drei verschiedene Anlagentypen von EOS und SLM Solutions zum Einsatz. Jede Reihe wurde unter Anwendung eines bezüglich der Wahl des Inertgases (*Argon oder Stickstoff*), der Schichtdicke (*D*) (*Bereich: 30 μm bis 60 μm*), der Vorwärmtemperatur der Bauplatte (*T_{BP}*) (*Bereich: 35° bis 200 °C*), der Laserleistung (*P*), der Abtastgeschwindigkeit (*v*) und des Hatch-Abstandes (*γ*) individuellen Parametersatzes in z-Richtung aufgebaut. Laserleistung, Abtastgeschwindigkeit und Hatch-Abstand waren nicht bei allen Fertigungen gleich. Daher wurde die Energiedichte (*ρ_E*) unter Anwendung folgender Formel berechnet:

$$\rho_E = \frac{P}{D \times v \times \gamma} \tag{1}$$

Parameter	A	B	C	D	F	H
Machine / Anlage	SLM280	SLM280	EOS M400	EOS M290	EOS M290	EOS M400
Inert Gas / Inertgas	Argon / Argon	Nitrogen / Stickstoff	Nitrogen / Stickstoff	Argon / Argon	Nitrogen / Stickstoff	Argon / Argon
Layer thickness (<i>D</i>) / Schichtdicke (<i>D</i>)	60 μm	50 μm	50 μm	30 μm	30 μm	60 μm
preheat Temperature of the build plate (<i>T_{BP}</i>) / Vorwärmtemperatur der Bauplatte (<i>T_{BP}</i>)	80 °C	150 °C	165 °C	35 °C	Conf.	165 °C
Laser Power (<i>P</i>) / Laserleistung (<i>P</i>)	370 W	700 W	600 W	370 W	Conf.	Conf.
Scanning Speed (<i>v</i>) / Abtastgeschwindigkeit (<i>v</i>)	1650 mm/s	2262 mm/s	1850 mm/s	1300 mm/s	Conf.	Conf.
Hatch distance (<i>γ</i>) / Hatch-Abstand (<i>γ</i>)	0.10 mm	0.17 mm	0.17 mm	0.13 mm	Conf.	Conf.
Energy Density (<i>ρ_E</i>) / Energiedichte (<i>ρ_E</i>)	37.37 J/mm³	36.40 J/mm³	38.16 J/mm³	72.98 J/mm³	50 J/mm³	55 J/mm³

Table 2: Process Parameters.

Tabelle 2: Prozessparameter.

All specimens were built using a contour hatch strategy with hatch rotation (typically 67°) between adjacent layers. Table 2 shows the used combination of build parameters for the individual sample series. Based on the energy density the series A, B, and C can be clustered with a mean energy density of 35.98 J/mm^3 and series F and H with a mean energy density of 52.5 J/mm^3 and series D has an energy density of 72.98 J/mm^3 .

2.4 Specimen Characterisation

All surface roughness measurements were determined according to DIN EN ISO 25178-2 using a Keyence VR-3200 digital macro-scope. The characterization happens optically as a non-contact surface measurement, which was carried out with an 80-fold magnification. A bandpass digital gaussian filter was used as a smoothing filter to suppress the signal noise with a low pass filter of $8 \mu\text{m}$ and a high pass filter of 2.5 mm . The main focus of the surface measurement was on the mean arithmetic height (S_a), an area extension of the line roughness parameter (R_a). The amount of height difference of each point is compared to the arithmetic mean of the surface to assess the surface quality of the additively manufactured specimens.

All computer tomographic scans were performed by means of the X-ray based micro-CT desktop scanner SkyScan 1275 from Bruker (μCT) with a source power of 10 W and a 1.0 mm copper filter. The samples were examined with a rotation step of 0.4° and a voxel size of $7 \mu\text{m}$. The reconstruction of the sample projections to transverse cross-sections was carried out using the software NRecon. The cross-sections were then processed in the software CTAn to distinguish defects from the solid material, and finally assembled into a volume and cap-

Alle Proben wurden mithilfe einer Kontur-Hatch-Strategie mit Hatch-Rotation (in der Regel 67°) zwischen angrenzenden Schichten aufgebaut. Tabelle 2 zeigt die für die einzelnen Probenreihen geltenden unterschiedlichen Bauparameterkombinationen. Ausgehend von der Energiedichte können die Reihen A, B und C mit einer mittleren Energiedichte von $35,98 \text{ J/mm}^3$ gruppiert werden, das Gleiche gilt für F und H bei einer mittleren Energiedichte von $52,5 \text{ J/mm}^3$. Reihe D hingegen weist eine Energiedichte von $72,98 \text{ J/mm}^3$ auf.

2.4 Probencharakterisierung

Alle Messungen der Oberflächenrauheit wurden nach DIN EN ISO 25178-2 mit einem digitalen Keyence-Makroskop VR-3200 durchgeführt. Charakterisiert wurden die Proben optisch im Rahmen einer berührungslosen Oberflächenmessung, die bei einer Vergrößerung von 80 ausgeführt wurde. Ein digitaler Gauß-Bandpassfilter mit einem $8\text{-}\mu\text{m}$ -Tiefpassfilter und einem $2,5\text{-mm}$ -Hochpassfilter diente als Glättungsfilter zur Unterdrückung des Signalrauschens. Das Hauptaugenmerk der Oberflächenmessung wurde hier auf die mittlere arithmetische Höhe (S_a) gelegt. Dabei handelt es sich um eine Erweiterung des Liniengerauheitsparameters (R_a) in die Fläche. Zur Beurteilung der Oberflächenqualität der additiv gefertigten Proben wird der Betrag der Höhendifferenz der einzelnen Punkte mit dem arithmetischen Mittel der Fläche verglichen.

Alle computertomographischen Scans wurden mit einem auf Röntgentechnik basierenden Mikro-CT-Desktopscanner Bruker SkyScan 1275 (μCT) mit einer Quellenleistung von 10 W und einem $1,0\text{-mm}$ -Kupferfilter durchgeführt. Die Proben wurden bei einem Rotationsschritt von $0,4^\circ$ und einer Voxelgröße von $7 \mu\text{m}$ untersucht. Die Probenprojektionen wurden mithilfe der Software NRecon als transversale Querschnitte rekonstruiert. Die Querschnitte wurden anschließend mit der Software CTAn verarbeitet, um Fehler und Vollmaterial gegeneinander abgrenzen zu kön-

tured with the software CTVox. In contrast to metallographic examination via the typical two-dimensional micrograph, this non-destructive testing method allows the object under examination to be analyzed in volume. Without restriction, any material can be tested for porosity or rather density analysis with little or no sample preparation. Furthermore, the distribution and accumulation of defects can be clearly visualized. Especially regarding the fabrication via additive manufacturing, not only the occurrence of pores, but also their geometric position and orientation is of crucial importance.

Specimen density was measured according to DIN EN ISO 623-2. First, the mass of the dry sample (m_1) is measured. Afterwards, this sample is infiltrated with an immersion liquid (in this case water) under vacuum. Thereafter, the mass of the infiltrated sample (m_3) and the apparent mass of the infiltrated sample within the immersion liquid (m_2) is measured. The density ρ_b can then be calculated by the following formula (ρ_L = density of immersion liquid):

$$\rho_b = \rho_L \frac{m_1}{(m_3 - m_2)} \quad (2)$$

The element distribution was analyzed by energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS) on a scanning electron microscope (SEM, model: Zeiss EVO 50) using a Si(Li) detector (Oxford Instruments).

2.5 Mechanical Testing

Hardness was measured on a machine type DIA Testor RC from the company Otto Wolpert in accordance with DIN EN ISO 4498. The ultimate tensile strength s_u , the 0.2 % offset yield strength $s_{0.2}$ and the uniform

nen, und schließlich mithilfe der Software CTVox zu einem Volumen zusammengesetzt und erfasst. Im Gegensatz zur metallographischen Untersuchung anhand einer üblicherweise zweidimensionalen Mikroskopaufnahme, ermöglicht dieses zerstörungsfreie Prüfverfahren eine Analyse des Volumens des entsprechenden Objekts. Ohne jede Einschränkung kann so mit geringem oder keinem Vorbereitungs Aufwand die Porosität jedes Materials überprüft bzw. dessen Dichte analysiert werden. Außerdem können die Verteilung und Häufung von Fehlern so anschaulich dargestellt werden. Insbesondere bezüglich einer additiven Fertigung ist nicht nur das Vorhandensein von Poren, sondern auch deren geometrische Position und Ausrichtung wesentlich.

Die Probendichte wurde gemäß DIN EN ISO 623-2 gemessen. Zunächst wird hierbei die Masse der trockenen Probe (m_1) ermittelt. Anschließend wird die Probe unter Vakuum mit einer Immersionsflüssigkeit (in diesem Fall Wasser) infiltriert. Danach werden die Masse der infiltrierten Probe (m_3) sowie die scheinbare Masse der infiltrierten Probe in der Immersionsflüssigkeit (m_2) ermittelt. Die Dichte ρ_b kann anschließend mit der folgenden Formel (ρ_L = Dichte der Immersionsflüssigkeit) berechnet werden:

$$\rho_b = \rho_L \frac{m_1}{(m_3 - m_2)} \quad (2)$$

Die Elementverteilung wurde mittels energie-dispersiver Röntgenspektroskopie (EDX) mit einem mit einem Si(Li)-Detektor (Oxford Instruments) ausgerüsteten Rasterelektronenmikroskop (REM, Modell: Zeiss EVO 50) analysiert.

2.5 Mechanische Prüfung

Die Härte wurde auf einem Härteprüfgerät DIA Testor RC der Otto Wolpert Werke GmbH gemäß DIN EN ISO 4498 gemessen. Die Zugfestigkeit s_u , die 0,2% Streckgrenze $s_{0.2}$ und die Gleichmaßdehnung e_u wurden auf einer

strain ϵ_u were measured on a machine of type Z100 from the company Zwick Roell in accordance with DIN EN ISO 6892-1.

High cycle fatigue testing by fully reversed flat bending fatigue test ($R = 1$, $s_a = 0$ MPa) with specimens according to DIN EN ISO 3928 were carried out on a resonance bending fatigue testing machine of the type "Rumul Cracktronic". The design of the test and the calculation of the stress horizon s_a as well as the number of specimens per horizon, is shown in [18].

2.6 Metallographic and Fractographic Methods

For a first simple evaluation of the defects, specimens were cut out of the hourglass part of the specimens along the build-up direction, ground and polished. Etching was not applied. The specimens were then examined with an optical microscope (Reichert-Jung Polyvar Met, with camera Jenoptik Gryphax Altair) and a contrast-based automatic porosity measurement was performed in a measuring range of 65 mm² using the IMS easyLab software.

For metallographic investigation of the microstructure, two specimens from each series were cut parallel and perpendicular to their longitudinal axes to get cross sections and longitudinal sections, respectively. Cross sections were located at the thinnest part of the specimen, whereas the longitudinal sections were placed through the hourglass shaped gauge section of the specimens. The sections were embedded using epoxy resin, then ground, polished and etched to uncover the microstructure. For etching Kroll color etching agent was used. For imaging an Olympus BX53 inverse light microscope with DP74 camera was used.

After fatigue testing in double sided bending, samples were selected, and the loca-

ZwickRoell-Prüfmaschine vom Typ Z100 nach DIN EN ISO 6892-1 ermittelt.

Hochzyklische Ermüdungsprüfungen wurden im Rahmen einer reinen Flachbiegewechselprüfung ($R = 1$, $s_a = 0$ MPa) mit Proben nach DIN EN ISO 3928 mit einer Resonanzbiegeprüfmaschine vom Typ „Rumul Cracktronic“ durchgeführt. Der Versuchsaufbau, die Berechnung des Spannungshorizonts s_a sowie die Anzahl der Proben pro Horizont gehen aus [18] hervor.

2.6 Metallographische und fraktographische Verfahren

Für eine erste einfache Beurteilung von Fehlern wurden aus dem sanduhrförmigen Teil der Proben entlang der Baurichtung Teilstücke geschnitten, geschliffen und poliert. Es wurde kein Ätzmittel aufgetragen. Die Proben wurden anschließend mit einem mit einer Jenoptik Gryphax Altair-Kamera ausgestatteten Reichert-Jung Lichtmikroskop Polyvar Met untersucht. Mit der Software IMS easyLab wurde eine kontrastbasierte automatische Porositätsmessung in einem Messbereich von 65 mm² durchgeführt.

Zur metallographischen Untersuchung des Gefüges wurden zwei Proben aus jeder Reihe parallel und senkrecht zu ihrer Längsachse geschnitten, um so jeweils Quer- und Längsschnitte zu erhalten. Die Querschnitte wurden jeweils am dünnsten Teil der Probe ausgeführt, wohingegen die Längsschnitte durch den sanduhrförmigen Messabschnitt der Probe verliefen. Diese Schnitte wurden in Epoxidharz eingebettet, anschließend geschliffen, poliert und geätzt, um das Gefüge zu freizulegen. Für den Ätzzvorgang wurde Farbbätzmittel nach Kroll verwendet. Zur Bildgebung kam ein mit einer DP74-Kamera ausgestattetes inverses Lichtmikroskop Olympus BX53 zum Einsatz.

Nach der Ermüdungsprüfung durch doppel-seitige Biegung wurden Proben ausgewählt

tion of the main fatigue cracks were evaluated. Some of these cracks were immediately opened, but additional samples were further fatigue tested in one-sided bending mode and the cracks were subsequently opened to introduce well defined fatigue crack propagation. By opening the existing fatigue cracks, forced fractures were generated to be compared to the fatigue cracks. The fracture surfaces were analyzed macroscopically to obtain general properties up to high magnification revealing the characteristic features at each scale.

For the visual investigation of the fracture surfaces, the following light optical methods were used: macro photography using a Olympus E-M1III camera with 2.8/60 macro lens and stereo microscopy using Olympus SZX-12 microscope with SC50 camera. Higher magnifications were obtained using SEM Tescan Vega 3 (with tungsten emitter) and LEO 1530VP (with field emitter). Software tools Adobe Photoshop and DxO Photolab were used for image conversion and development.

3 Results and Discussion

3.1 Building Quality

Even a simple sample preparation by grinding and polishing is sufficient to show the occurring defects, see Figure 3. Spherical pores are present in all specimens to varying extents, whereas cracks are not observed – except for the cracks formed in the fatigue test. Inclusions or irregularly shaped pores, which would indicate insufficient powder fusion (so-called lack of fusion defects), are not visible in these cross-sections.

und die Stellen der Hauptermüdungsrisse ermittelt. Bei einigen dieser Proben wurden die Risse sofort geöffnet, während zusätzliche Proben weiter auf ihr Ermüdungsverhalten bei einseitiger Biegung geprüft und die Risse anschließend geöffnet wurden, um eine klar definierte Ermüdungsrissausbreitung herbeizuführen. Durch das Öffnen der vorliegenden Ermüdungsrisse entstanden Gewaltbrüche, die dem Vergleich mit den Ermüdungsrisse dienen. Die Bruchflächen wurden makroskopisch bis hin zu einer hohen Vergrößerung untersucht, um allgemeine Eigenschaften zu ermitteln, wobei bei den jeweiligen Maßstäben die charakteristischen Merkmale zum Vorschein kamen.

Zur optischen Untersuchung der Bruchflächen kamen lichtoptische Verfahren wie Makrophotographie unter Verwendung einer Olympus E-M1III-Kamera mit 2.8/60-Makroobjektiv und Stereomikroskopie unter Verwendung eines Olympus SZX-12-Mikroskops mit einer SC50-Kamera zum Einsatz. Höhere Vergrößerungen wurden mit den Rasterelektronenmikroskopen (REM) Tescan Vega 3 (mit Wolfram-Emitter) und LEO 1530VP (mit Feldemitter) erzielt. Zur Bildkonvertierung und -entwicklung kamen die Softwaretools Adobe Photoshop und DxO Photolab zum Einsatz.

3 Ergebnisse und Diskussion

3.1 Bauqualität

Selbst eine einfache Probenpräparation durch Schleifen und Polieren ist ausreichend, um die auftretenden Fehler darzustellen (Siehe hierzu Bild 3). Kugelförmige Poren treten in unterschiedlichem Ausmaß in allen Proben auf. Allerdings wurden, mit Ausnahme der Risse, die sich bei der Ermüdungsprüfung bildeten, keine Risse festgestellt. Einschlüsse oder Poren mit unregelmäßiger Form, die auf eine unzureichende Aufschmelzung des Pulvers (sogenannte Bindefehler) hinweisen würden, sind in den Querschnitten nicht feststellbar.

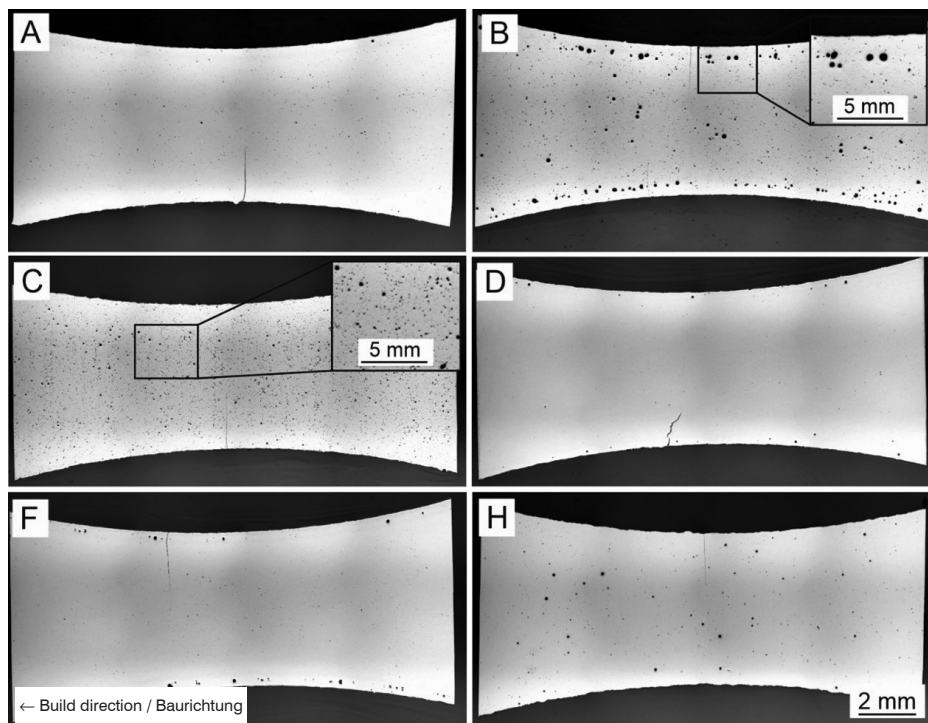


Figure 3: Specimens after grinding and polishing, optical microscopy.

Bild 3: Proben nach dem Schleifen und Polieren, Lichtmikroskopie.

Specimens A, D, F, and H are almost completely dense with only some little spherical pores present. In contrast, specimen B shows a significant porosity slightly below the surface. Spherical pores with an average size of $50\ \mu\text{m}$ are found in a distinctive alignment below the contour. The cause probably is local overheating at the turning points of the exposed hatch vectors, which has led to deeper melting and remaining keyhole pores. The high applied laser power of 700 W has a disadvantageous effect here. A similar, albeit less pronounced, phenomenon can also be seen in sample F, where pores are present in the outer contour.

Die Proben A, D, F, und H sind nahezu völlig dicht und enthalten lediglich wenige kleine kugelförmige Poren. Im Gegensatz dazu weist Probe B etwas unterhalb der Oberfläche eine ausgeprägte Porosität auf. Kugelförmige Poren mit einer durchschnittlichen Größe von $50\ \mu\text{m}$ treten unterhalb der Kontur in einer markanten Anordnung auf. Ursächlich hierfür ist vermutlich eine lokale Überhitzung an den Drehpunkten des exponierten Hatch-Vektors, wodurch es zu einer tieferen Aufschmelzung und der Ausbildung bleibender Schlüssellochporen kam. Die hohe angelegte Laserleistung von 700 W wirkt sich hier nachteilig aus. Bei Probe F ist ein ähnliches, wenn auch weniger ausgeprägtes Phänomen zu beobachten. Diese weist Poren in der äußeren Kontur auf.

In sample C, small pores (approx. 10 μm diameter) are uniformly distributed within the entire cross-section of the material. This phenomenon, also known as metallurgical pores, is most likely due to an overly high hydrogen content in the material. The sharp drop in the solubility of hydrogen in aluminum below the liquidus temperature causes these fine pores to precipitate. A humid powder or a powder which has already been reused many times in build processes can be considered as cause. This assumption is supported by the higher oxygen content of this powder, see Figure 2.

With regard to the microtomographic examination, according to Figure 4, the differ-

In Probe C sind kleine Poren (Durchmesser: ca. 10 μm) gleichmäßig im ganzen Querschnitt des Materials verteilt. Dieses auch als metallurgische Poren bekannte Phänomen ist höchstwahrscheinlich auf einen übermäßig hohen Wasserstoffgehalt im Werkstoff zurückzuführen. Der starke Rückgang der Löslichkeit von Wasserstoff im Aluminium unterhalb der Liquidustemperatur führt zur Ausbildung dieser feinen Poren. Als Ursache kann feuchtes Pulver oder ein Pulver, das in Bauprozessen bereits mehrmals wiederverwendet wurde, in Betracht gezogen werden. Für diese Annahme spricht der höhere Sauerstoffgehalt dieses Pulvers (siehe Bild 2).

Zur mikrotomographischen Untersuchung werden die unterschiedlichen Chargen, wie in

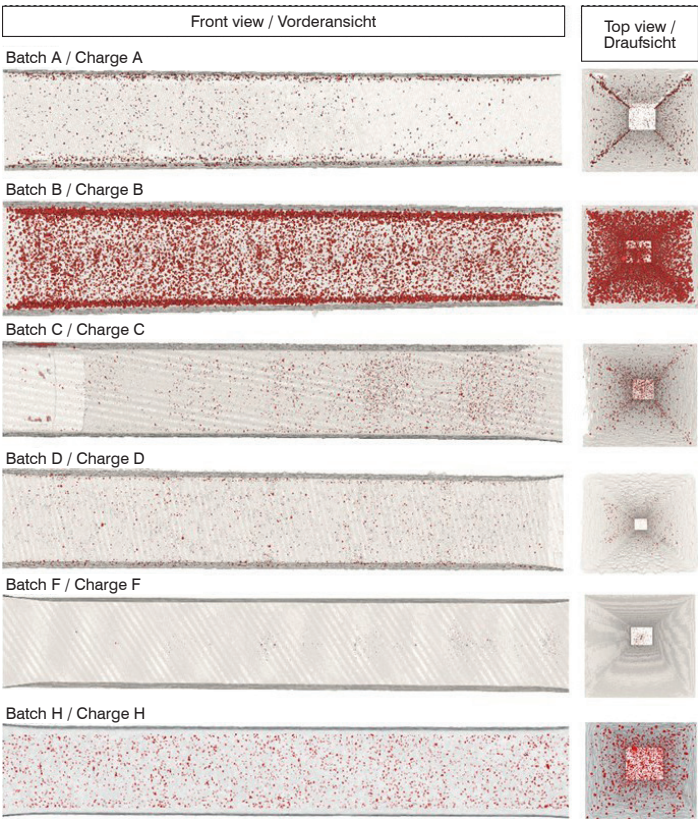


Figure 4: Computer tomography scans revealing front and top view of the AlSi10Mg specimens fabricated via PBF-LB/M.

Bild 4: Computertomographie-Scans mit Vorder- und Draufsicht der mittels PBF-LB/M hergestellten AlSi10Mg-Proben.

ent batches are visualized in a front and a top view. The different perspectives of the three-dimensional image support the two-dimensional interpretation. The distribution of the defects does not seem to vary unusually with the built direction. Batch-specifically, defects of varying incidence are found distributed over the entire cross-section. According to Table 3, specimens A, D, F and H have the smallest porosity values. The occurrence of pores is a significant influencing factor regarding the mechanical characterization. Thus, the subsurface porosity close to the surface tends to have an impact on the fatigue strength, as it represents a crack initiator and can lead to material failure.

The low porosity values determined reflect the findings of optical microscopy but show differences in detail between the different measurement methods, see Table 3. The Archimedes measurement consistently shows the highest porosity values, the CT measurement the lowest, whereas the porosity determination in the cross sections lies in between. In particular, the CT measurement underestimates the true porosity, since small pores are not detected due to

Bild 4 ersichtlich, jeweils in Vorderansicht und Draufsicht dargestellt. In unterschiedlichen Perspektiven bestätigt das dreidimensionale Bild die Interpretation der zweidimensionalen Darstellung. Die Verteilung der Fehler scheint nicht in einem ungewöhnlichen Ausmaß mit der Baurichtung zu schwanken. Fehler waren chargenspezifisch in unterschiedlicher Anzahl über den gesamten Querschnitt verteilt. Aus Tabelle 3 geht hervor, dass die Proben A, D, F und H die niedrigsten Porositätswerte aufweisen. Bezüglich der mechanischen Charakterisierung stellt das Auftreten von Poren einen wesentlichen Einflussfaktor dar. So wirkt sich die knapp unter der Oberfläche liegende Porosität in der Regel auf die Ermüdungsfestigkeit aus, da sie bei einem Materialversagen rissauslösend wirkt.

Die niedrigen ermittelten Porositätswerte spiegeln die Ergebnisse der Lichtmikroskopie wider, dabei zeigen sich zwischen den unterschiedlichen Messverfahren jedoch Unterschiede im Detail. Siehe Tabelle 3. Die Messung nach Archimedes erzielt durchweg die höchsten Porositätswerte und die CT-Messung die niedrigsten, während die Ermittlung der Porosität in den Querschnitten dazwischenliegt. Insbesondere im Rahmen der CT-Messung wird die tatsächliche Porosität stark

Sample / Probe	Porosity by CT / Porosität durch CT	Porosity by optical inspection / Porosität durch optische Prüfung	Porosity by Archimedes (N = 5) / Porosität durch Archimedes (N = 5)	Roughness Sa in μm / Rauheit Sa in μm
A	0.03 %	0.1 %	0.24 %	5.5 ± 0.5
B	1.11 %	1.2 %	1.26 %	6.0 ± 0.0
C	0.20 %	1.4 %	2.2 %	7.0 ± 0.0
D	0.02 %	< 0.1 %	0 %	21.0 ± 4.0
F	0.01 %	0.1 %	1.1 %	4.0 ± 0.0
H	0.08 %	0.3 %	0.86 %	11.0 ± 0.0

Table 3: Properties of samples A-H.

Tabelle 3: Eigenschaften der Proben A-H.

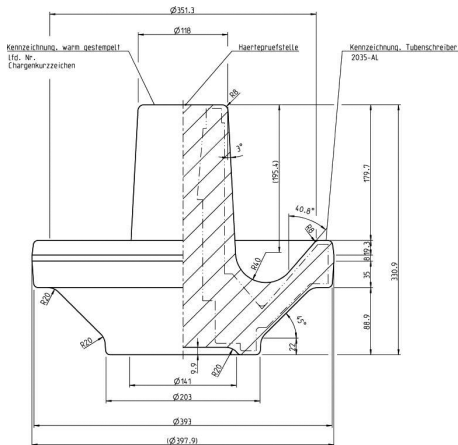


Figure 5: Design drawing of the original aluminum forging component.

Bild 5: Konstruktionszeichnung des ursprünglichen Aluminiumschmiedeteils.

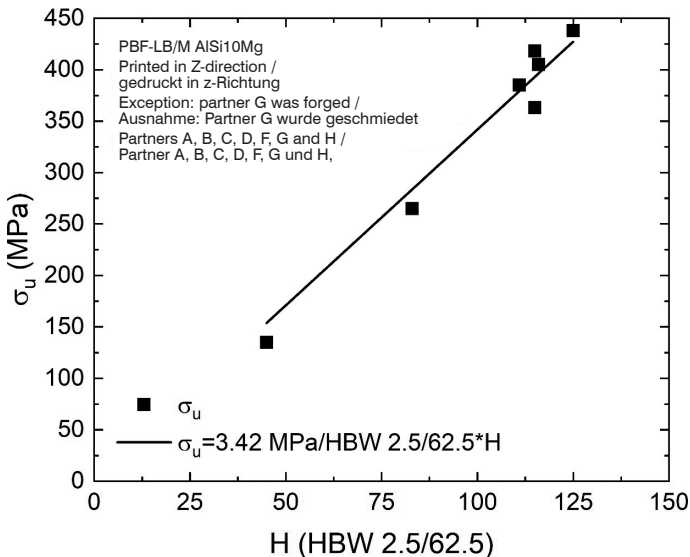


Figure 6: Static tensile testing properties of PBF-LB/M AlSi10Mg as function of density ρ (exception: samples series G were forged).

Bild 6: Statische Zugversuchseigenschaften von PBF-LB/M AlSi10Mg als Funktion der Dichte ρ (Ausnahme: Proben der Serie G wurden geschmiedet).

the limited spatial resolution. Interestingly, for specimens F and H there is also a clear difference between the measured porosities in cross section and by means of Archimedes. Additional longitudinal sections of these specimens show that there are more pores present than the amount found in the cross sections of Figure 3.

unterschätzt, da kleine Poren aufgrund der begrenzten räumlichen Auflösung nicht erfasst werden. Interessanterweise wird für die Proben F und H außerdem ein klarer Unterschied zwischen den im Querschnitt und nach Archimedes gemessenen Porositäten deutlich. In zusätzlichen Längsschnitten dieser Proben werden mehr Poren beobachtet als zuvor in den Querschnitten (Bild 3) festgestellt worden waren.

Figure 7: Correlation between the hardness H and the ultimate tensile strength s_u of PBF-LB/M AlSi10Mg (exception: samples series G were forged).

Bild 7: Korrelation zwischen der Härte H und der Zugfestigkeit s_u von PBF-LB/M AlSi10Mg (Ausnahme: Proben der Serie G wurden geschmiedet).

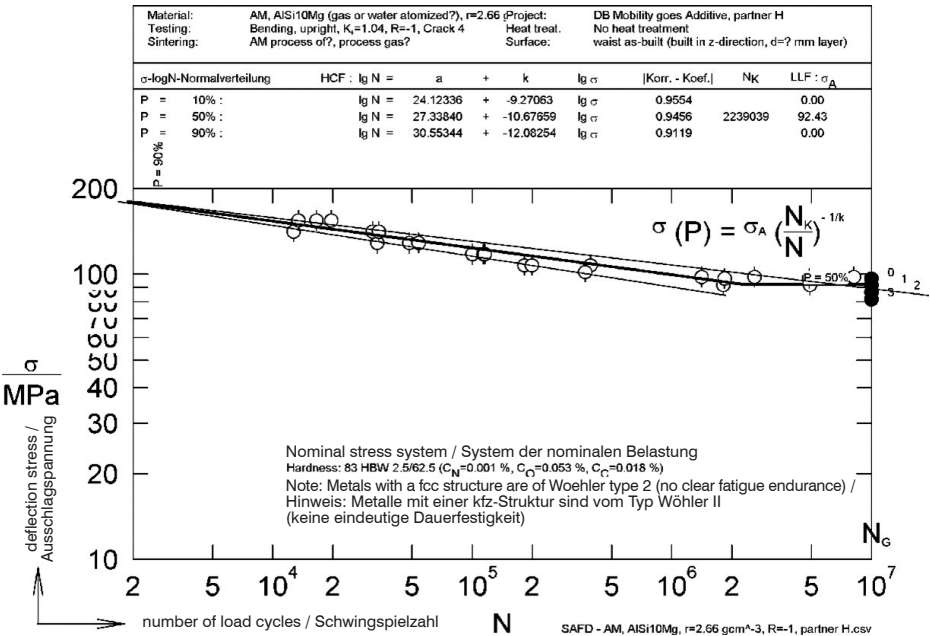
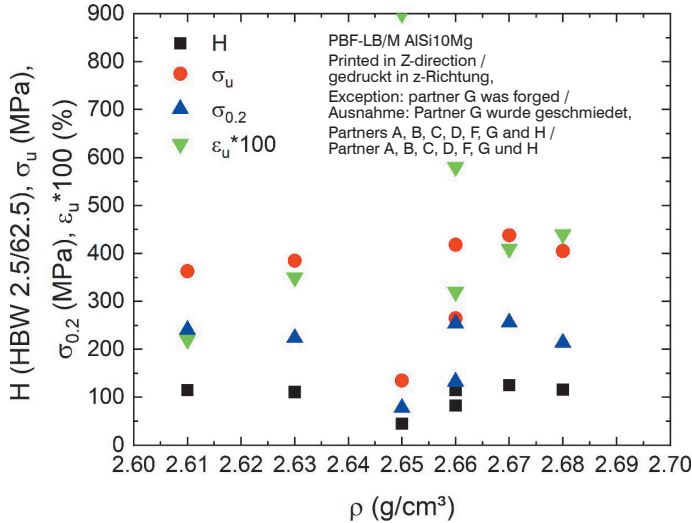


Figure 8: Example bending s - N line (loading ratio: $R = -1$, stress concentration factor: $K_t = 1.04 \approx 1$) of PBF-LB/M AlSi10Mg (partner H) exhibiting the highest observed bending fatigue strength at the knee point of $\sigma_A = 92.43$ MPa ($\rho = 2.66$ g/cm³, $H = 83$ HBW 2.5/62.5).

Bild 8: Beispiel einer Biege- s - N -Linie (Belastungsverhältnis: $R = -1$, Spannungskonzentrationsfaktor: $K_t = 1,04 \approx 1$) von PBF-LB/M AlSi10Mg (Partner H) mit der höchsten beobachteten Biegewechselfestigkeit am Knickpunkt von $\sigma_A = 92,43$ MPa ($\rho = 2,66$ g/cm³, $H = 83$ HBW 2,5/62,5).

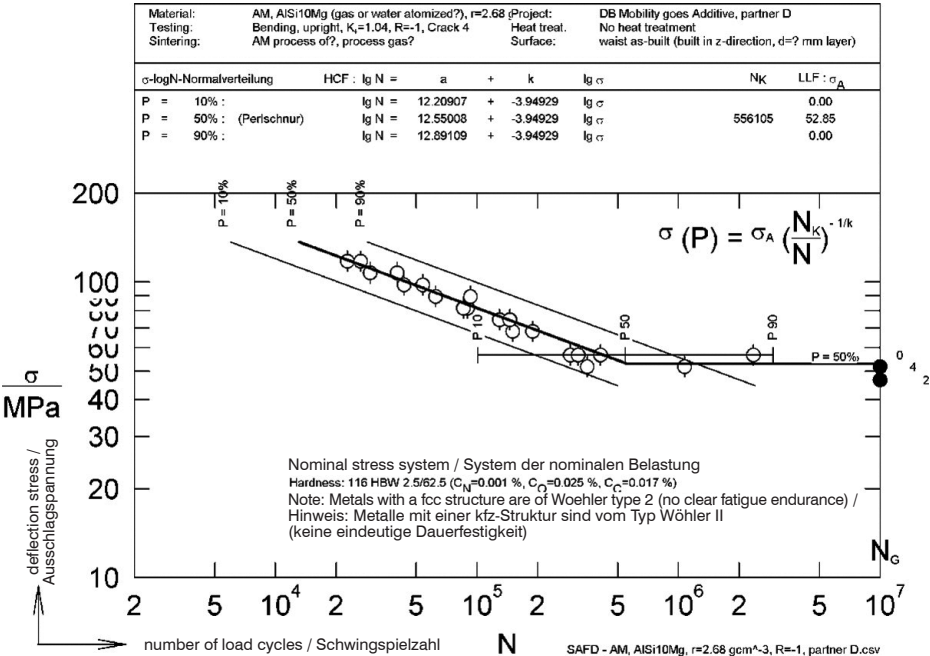


Figure 9: Example bending s-N line (loading ratio: $R = -1$, stress concentration factor: $K_t = 1.04 \approx 1$) of PBF-LB/M AISi10Mg (partner D) exhibiting the lowest observed bending fatigue strength at the knee point of $\sigma_A = 52.85$ MPa ($\rho = 2.68$ g/cm³, $H = 116$ HBW 2.5/62.5).

Bild 9: Beispiel einer Biege-s-N-Linie (Belastungsverhältnis: $R = -1$, Spannungskonzentrationsfaktor: $K_t = 1,04 \approx 1$) von PBF-LB/M AISi10Mg (Partner D) mit der niedrigsten beobachteten Biegewechsel-festigkeit im Knickpunkt von $\sigma_A = 52,85$ MPa ($\rho = 2,68$ g/cm³, $H = 116$ HBW 2,5/62,5).

The obtained surface roughnesses are within the expected range. The slightly higher roughness of sample D can be attributed to the slightly larger particle size distribution and the contour parameters used.

The surface roughness is overall relatively equivalent with the exception of batch D and borderline in comparison also H, see Table 3. Production batch D offers with 21.0 ± 4.0 μm the absolutely highest surface roughness and is thus about a factor of 3–4 times more distinct than the other batches. It must be considered that the quality of the surface is decisive for the fa-

Die Werte für die Oberflächenrauheit liegen im erwarteten Bereich. Die bei Probe D geringfügig höhere Rauheit kann auf die etwas breitere Partikelgrößenverteilung und die angewendeten Konturparameter zurückgeführt werden.

Mit Ausnahme der Charge D und, im Vergleich gesehen, auch eines grenzwertigen Rauheitswerts bei Charge H ist eine insgesamt nahezu gleiche Oberflächenrauheit festzustellen. Siehe Tabelle 3. Produktionscharge D weist mit $21,0 \pm 4,0$ μm die absolut höchste Oberflächenrauheit auf. Sie ist um einen Faktor 3–4 höher als bei den anderen Chargen. An dieser Stelle muss berücksichtigt werden,

Figure 10: Bending fatigue strength at the knee point σ_A values of PBF-LB/M AlSi10Mg as function of density ρ (exception: samples series G were forged).

Bild 10: σ_A Werte der Biegewechselfestigkeit im Knickpunkt von PBF-LB/M AlSi10Mg in Abhängigkeit von der Dichte ρ (Ausnahme: Proben der Serie G wurden geschmiedet).

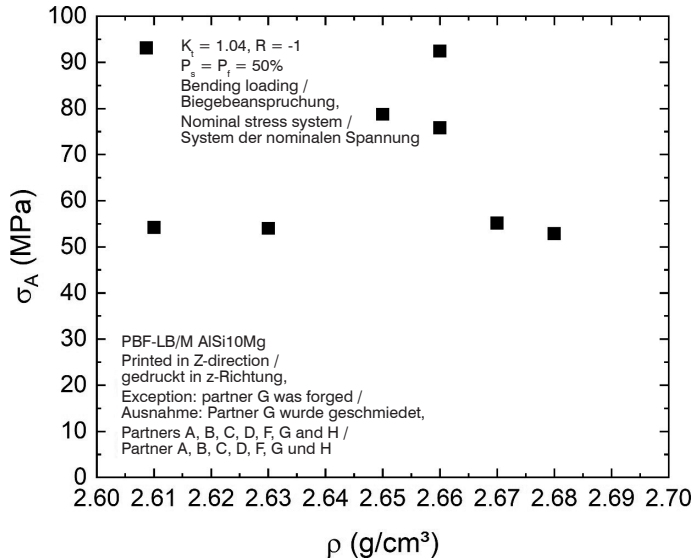
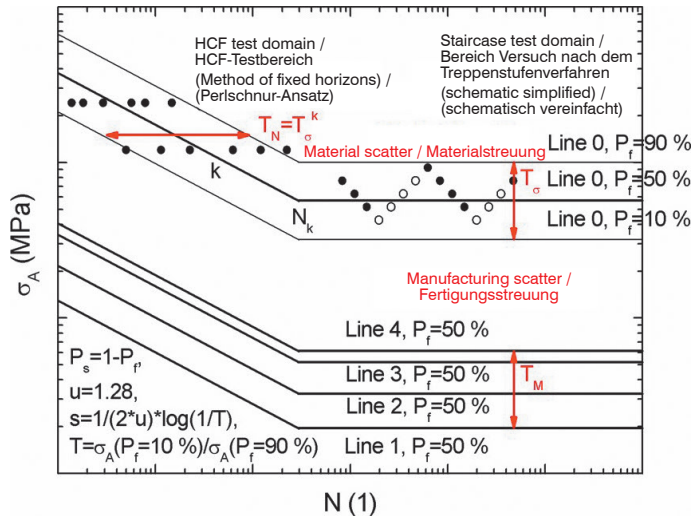


Figure 11: Schematic of the material scatter and the manufacturing scatter.

Bild 11: Schematische Darstellung der Werkstoffstreuung und der Fertigungsstreuung.



tigue performance. Irregularities in the surface act as the initial cause of failure. A typical example in the context of the surface roughness of additively manufactured components is represented by the staircase effect, which results from the layer build-up

dass die Oberflächenqualität entscheidend für das Ermüdungsverhalten ist. Unregelmäßigkeiten in der Oberfläche wirken als initiale Schadensverursacher. Ein typisches Beispiel im Zusammenhang mit der Oberflächenrauheit additiv gefertigter Komponenten ist der

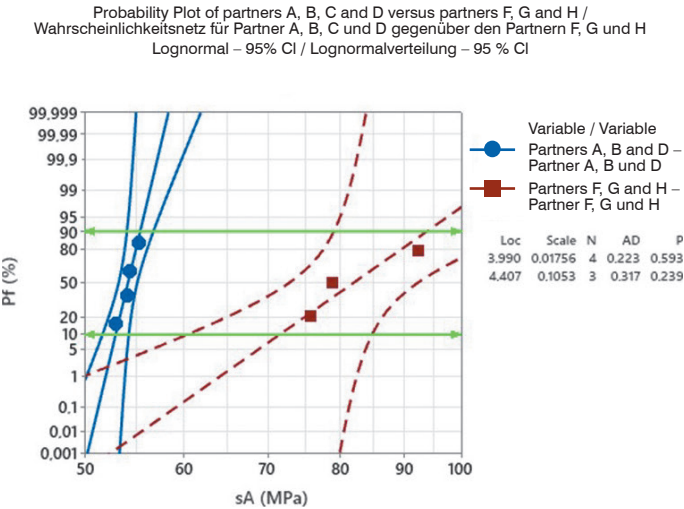


Figure 12: Logarithmic normal distribution probability plots of the bending fatigue strength at the knee point σ_A values of PBF-LB/M AlSi10Mg (partners A, B, C and D versus F, G and H) to estimate the manufacturing scatter.

Bild 12: Wahrscheinlichkeitsnetz der logarithmischen Normalverteilung der Biegewechselfestigkeit am Knickpunkt σ_A von PBF-LB/M AlSi10Mg (Partner A, B, C und D versus F, G und H) zur Abschätzung der Fertigungsstreuung.

process of the PBF-LB/M method. The lowest surface roughness is offered by sample set F with a mean roughness value of $4.0 \pm 0.0 \mu\text{m}$.

3.2 Microstructure

Metallographic longitudinal and cross sections were prepared from all series A to H. Specimens from series H are representatively shown in the following paragraphs.

An overview of a longitudinal section is shown in Figure 13. Color etching reveals the microstructure of the specimen. The build direction is from left to the right side of this image, looking on the laser scanning planes and showing the edges. At the outer surfaces of the specimen (top and bottom in Figure 13) the edge layer is clearly apparent. Some pores were cut by the observation plane, the largest ranging around some tenth of a millimeter, and many smaller pores with sizes down to the image resolution. A detail of the microstructure is given in Figure 14, same orientation as Figure 13, but from another specimen. The melt pool

Treppenstufeneffekt, der durch den Schichtaufbauprozess des PBF-LB/M-Verfahrens entsteht. Die mit einem mittleren Wert von $4,0 \pm 0,0 \mu\text{m}$ geringste Oberflächenrauheit weist Probensatz F auf.

3.2 Gefüge

Metallographische Längs- und Querschnitte wurden von den Reihen A bis H angefertigt. Stellvertretend wird im Folgenden auf Proben der Reihe H eingegangen.

Bild 13 zeigt einen Längsschnitt. Eine Farbätzung bringt das Gefüge zum Vorschein. Das Bild bietet einen Blick auf die Kanten bzw. die Laserscanebenen; die Baurichtung verläuft von links nach rechts. Oben und unten im Bild ist die Randschicht an den Außenflächen der Probe deutlich zu erkennen. Die Betrachtungsebene verlief durch einige Poren, sodass diese geschnitten wurden. Die größte Pore hatte eine Größe von einigen Zehntel Millimetern und es traten zahlreiche kleinere Poren bis zur Bildauflösung auf. Bild 14 zeigt einen Ausschnitt des Gefüges einer anderen Probe mit gleicher Ausrichtung wie das Gefüge in Bild 13. Die Grenzen des Schmelzbades sind

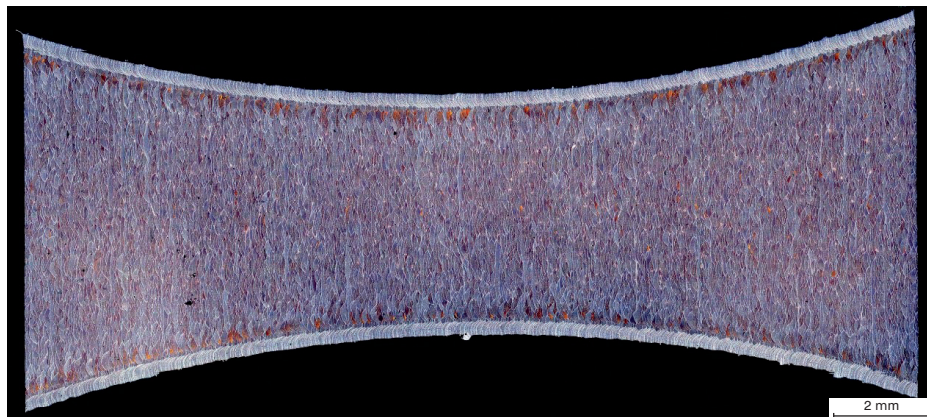


Figure 13: Longitudinal section, from specimen series A, overview. Build direction from left to right. Light microscope, Kroll etchant.

Bild 13: Längsschnitt aus Probenserie A, Übersicht. Baurichtung von links nach rechts. Lichtmikroskop, Kroll-Ätzung.

boundaries are visible as bright lines with a thickness of about $10\ \mu\text{m}$. Within the melt pools, an acicular substructure is evident, whereas distinct grains are not visible. In Figure 15 a fatigue crack started from the

als helle Linien einer Dicke von etwa $10\ \mu\text{m}$ zu erkennen. Innerhalb der Schmelzbäder ist eine nadelige Substruktur zu sehen. Einzelne Körner sind hingegen nicht erkennbar. Bild 15 zeigt einen von der Außenfläche (unten) aus-

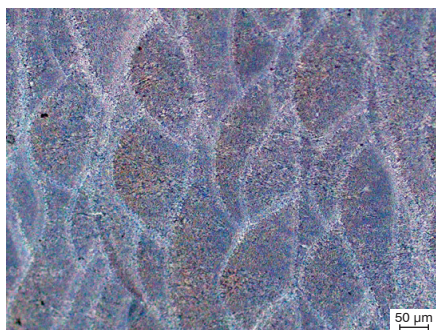


Figure 14: Longitudinal section, detail series H. Light microscope, Kroll etchant.

Bild 14: Längsschnitt, Detail Serie H. Lichtmikroskop, Kroll-Ätzung.

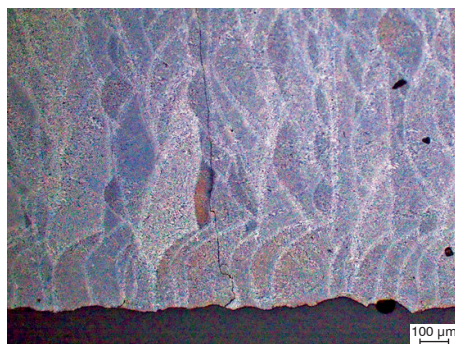


Figure 15: Longitudinal section, detail from series H. Fatigue crack starting from the specimen's outer surface on bottom of this image. Light microscope, Kroll etchant.

Bild 15: Längsschnitt, Detail aus Serie H. Ermüdungsriss ausgehend von der Außenfläche der Probe am unteren Rand des Bildes. Lichtmikroskop, Kroll-Ätzung.



Figure 16: Cross section, overview. Light microscope, Kroll etchant. Segments of melt pools in multiple orientations from multiple build planes.

Bild 16: Querschliff, Übersicht. Lichtmikroskop, Kroll-Ätzung. Teile des Schmelzepools in verschiedenen Ausrichtungen aus mehreren Aufbauebene.

specimen's outer surface on the bottom of the image. After a wavy initiation phase of about 100 μm through the border scan, the crack propagates in a predominantly flat manner through the melt pools in the bulk.

The cross section, Figure 16, reveals the microstructure within a build plane. Due to the scan strategy using an odd angle between the adjacent build planes, a complex pattern of melt pool segments is unveiled after etching the section. Again, at higher magnifications, Figure 17, the acicular substructure is revealed.

The needles of the acicular substructure indicate the local direction of a rapid solidification within the melt pools. Such structures are well known from classic welding processes and occur at very high local cooling rate of around 10^5 K/s [19–21]. During LBPF process the needles start at the melt pool boundary in a radial manner. The acicular

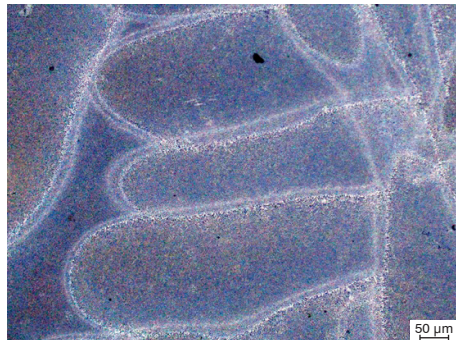


Figure 17: Cross section, detail from Figure 16. Light microscope, Kroll etchant. Some segments of melt pools with acicular substructure.

Bild 17: Querschliff, Detail aus Bild 16. Lichtmikroskop, Kroll-Ätzung. Einige Teile des Schmelzepools mit nadelförmiger Substruktur.

gehenden Ermüdungsriß. Nach einem wellenförmigen Anfangsverlauf einer Länge von ca. 100 μm durch den Randbereich breitet sich der Riß weitestgehend flach durch die Schmelzbäder im Probenvolumen aus.

Der Querschnitt, Bild 16 zeigt das Gefüge in einer Bauebene. Aufgrund der Scanstrategie mit einem ungewöhnlichen Winkel zwischen den aneinandergrenzenden Bauebene kommt nach jedem Ätzworgang ein komplexes Muster aus Schmelzbadersegmenten zum Vorschein. Bei höherer Vergrößerung (Bild 17) kann wiederum zunehmend die nadelige Substruktur abgegrenzt werden.

Die Nadeln dieser Substruktur zeigen in die lokale Richtung der in den Schmelzbädern abgelaufenen raschen Erstarrung. Solche Strukturen sind aus klassischen Schweißprozessen bekannt. Sie treten bei sehr hohen lokalen Abkühlgeschwindigkeiten von etwa 10^5 K/s auf [19–21]. Während des LBPF-Prozesses beginnen die Nadeln sich radial an der Schmelz-

structure is generated due to segregation and consists of dislocation networks due to crystallographic misfit [22, 20].

3.3 Fractography

The aims of the fractographic investigation were the determination of crack start locations, of macroscopic and microscopic features of the crack surfaces and the differences in cracking behavior due to different build strategies of the specimen series. Specimens from all series A to H were inspected to find the side with the largest fatigue crack and the crack was then opened using a caliper, thereby creating a laboratory forced fracture, Figure 18 and Figure 19. Both crack surfaces of such a specimen are shown in Figure 20. In this case a large fatigue crack has initiated on the bottom surface in this image, Figure 20.

Under grazing light, Figure 21, the crack propagation lines on the fatigue crack surface clearly show that the crack initiation took place on the outer surface of the specimens, which is very rough. The pores pre-

badgrenze auszubreiten. Die nadelige Struktur entsteht durch Seigerung. Sie setzt sich infolge einer kristallographischen Fehlpassung (Misfit) aus Versetzungsnetzwerken zusammen [22, 20].

3.3 Fraktographie

Ziele der fraktographischen Untersuchung waren die Ermittlung der Rissausgangsstellen, der makroskopischen sowie mikroskopischen Merkmale der Rissflächen und der Unterschiede beim Rissverhalten für die verschiedenen für die Probenreihen gewählten Baustrategien. Die Proben der Reihen A bis H wurden kontrolliert, um die Seite mit dem größten Ermüdungsriß zu finden. Dieser wurde jeweils anschließend mit einem Messschieber geöffnet, wodurch ein Laborgewaltbruch herbeigeführt wird (Bilder 18 und 19). Bild 20 zeigt beide Rissflächen einer solchen Probe. In diesem Fall bildete sich ausgehend von der unteren Oberfläche ein großer Ermüdungsriß (Bild 20).

Unter Streiflicht, Bild 21, ist an den Rissausbreitungslinien auf der Ermüdungsrißfläche deutlich zu erkennen, dass sich der Riss an der sehr rauen Außenfläche der Probe bildete. Die im Probenvolumen auftretenden Poren hatten kei-

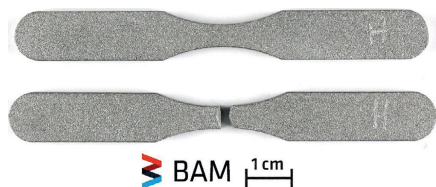


Figure 18: Two fatigue cracked specimens, series H. The specimen on bottom was forced fractured in the lab.

Bild 18: Zwei Proben mit Ermüdungsrisen, Serie H. Die untere Probe wurde im Labor gewaltsam gebrochen.

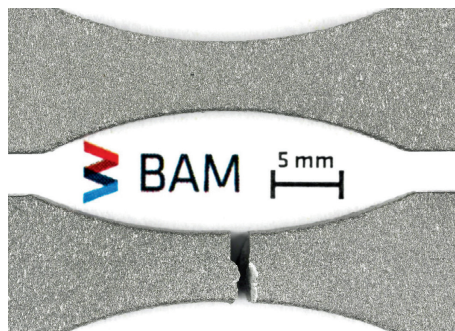


Figure 19: Detailed view of the specimens in Figure 18.

Bild 19: Detailaufnahme der Proben aus Bild 18.

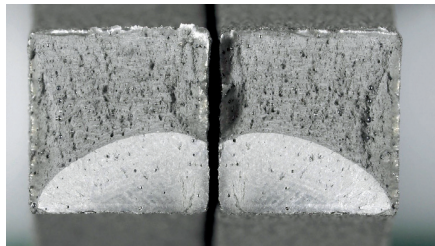


Figure 20: Overview of the fracture surfaces of the specimen on bottom of Figure 19. Fatigue crack has started from bottom.

Bild 20: Übersicht über die Bruchflächen der Probe auf der Unterseite von Bild 19. Der Ermüdungsriß hat von unten begonnen.

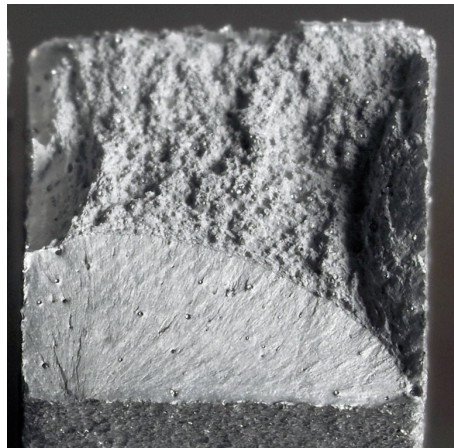


Figure 21: Revealing more macroscopic feature using grazing light. Fracture surface from Figure 20, right side.

Bild 21: Weitere makroskopische Merkmale werden durch Streiflicht sichtbar gemacht. Bruchfläche aus Bild 20, rechte Seite.

sent in the bulk material did not influence the crack initiation and did not visibly influence the fatigue crack propagation. A faint grid can be seen on the fatigue crack surface, which is probably related to the scanning strategy and the arrangement of the weld pool lines, Figures 21 and 22. At high magnification, the fatigue crack surface shows no discernible fatigue striations, but an array of microparticles with a succession of lines perpendicular to the direction of crack propagation, Figure 23 and Figure 24.

The laboratory forced fracture is macroscopically only slightly ductile but shows a ductile honeycomb structure when inspected under medium magnification in SEM, Figure 25, which is partly based on the pores in the material. At high magnification in the SEM, Figure 26, additional micro honeycombs are visible with a size of approx. $0.5\ \mu\text{m}$. These are probably related to the acicular substructure within the crystallites, which were seen to some extent in the met-

nen Einfluss auf die Rissinitiation und wirkten sich nicht erkennbar auf die Ermüdungsrisssausbreitung aus. Auf der Ermüdungsrisssfläche ist schwach ein Gitter zu erkennen, das vermutlich in einem Zusammenhang mit der Scanstrategie und der Anordnung der Schmelzbadlinien steht (Bilder 21 und 22). Bei hoher Vergrößerung sind auf der Ermüdungsrisssfläche keine Schwingstreifen festzustellen, sondern eine Anordnung von Mikropartikeln und senkrecht zur Richtung der Rissausbreitung verlaufende, aufeinanderfolgende Linien (Bilder 23 und 24).

Der im Labor ausgeführte Gewaltbruch erweist sich makroskopisch als lediglich geringfügig duktil, bei einer Betrachtung mit mittlerer Vergrößerung im REM kommt allerdings eine duktile Wabenstruktur zum Vorschein, Bild 25, was teilweise auf die Poren im Material zurückgeführt werden kann. Bei hoher Vergrößerung im REM, Bild 26, sind zusätzlich Mikrowaben einer Größe von etwa $0,5\ \mu\text{m}$ zu erkennen. Hier besteht wahrscheinlich ein Zusammenhang mit der nadeligen Substruktur innerhalb

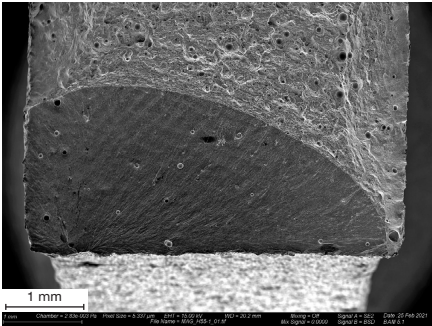


Figure 22: Overview of the fracture surface in Figure 21 imaged using secondary electrons in SEM.

Bild 22: Überblick über die Bruchfläche in Bild 21, aufgenommen mit Sekundärelektronen im REM.

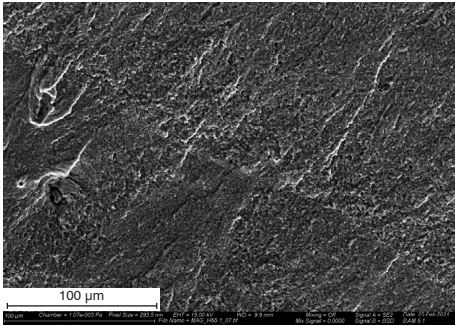


Figure 23: Magnification from fatigue crack in Figure 22. Arrest line from top left to bottom right. SEM, SE.

Bild 23: Vergrößerung des Ermüdungsrisse in Bild 22, aufgenommen mit Sekundärelektronen im REM.

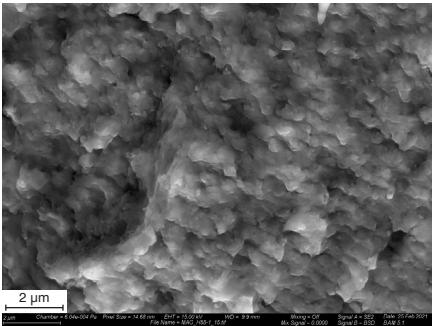


Figure 24: High resolution detail of the fatigue crack in Figure 23. SEM, SE.

Bild 24: Hochauflösendes Detail des Ermüdungsrisse in Bild 23. REM, SE.

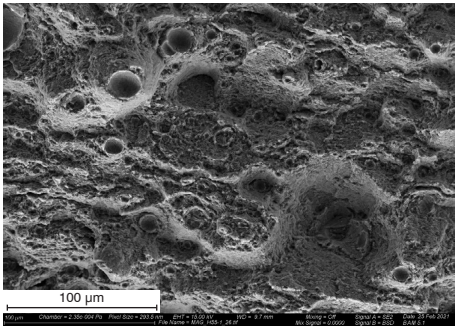


Figure 25: Detail of the forced fracture on top of Figure 22. SEM, SE.

Bild 25: Detail des Gewaltbruchs im oberen Teil von Bild 22. REM, SE.

allographic specimens when magnified to a higher level, Figure 14 and Figure 17. Such structures are created in the LBPf process when the melt pools cool down rapidly.

All investigated fatigue cracks of all series have initiated at the outer surfaces of the specimens, which are very rough due to being in as-built state, Figure 27. Pores can act as crack starters if they are directly ad-

der Kristallite, die bei höherer Vergrößerung zum Teil in den metallographischen Proben erkennbar war (Bilder 14 und 17). Solche Strukturen entstehen beim LBPf-Prozess, wenn die Schmelzbäder rasch abkühlen.

Alle untersuchten Ermüdungsrisse aller Reihen gingen von den aufgrund ihres As-built-Zustandes sehr rauen Außenflächen der Proben aus (Bild 27). Poren können rissauslösend wirken, wenn sie direkt an die Oberfläche an-

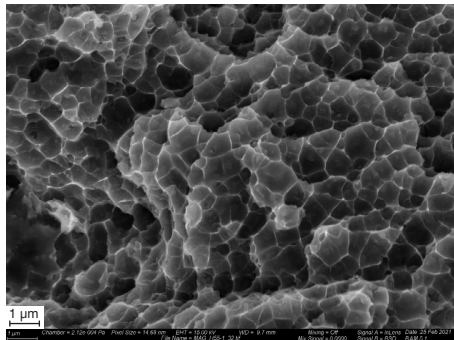


Figure 26: High resolution detail of the forced fracture in Figure 25. Micro honeycomb structure due to cellular substructure of the grains. SEM, SE.

Bild 26: Hochauflösendes Detail des Gewaltbruchs in Bild 25. Mikro-Wabenstruktur aufgrund der zellulären Substruktur der Körner. REM, SE.

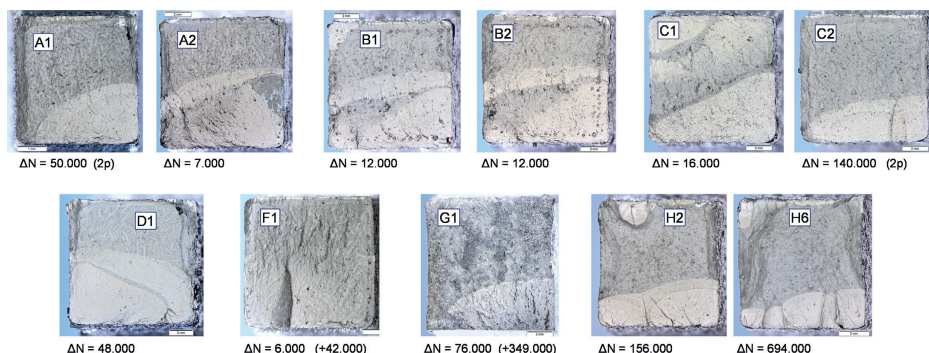


Figure 27: Overview investigated fracture surfaces after fatigue tests and subsequent laboratory forced fracture.

Bild 27: Übersicht über die untersuchten Bruchflächen nach Ermüdungsversuchen und anschließendem Gewaltbruch im Labor.

adjacent to the surface. Under this test regime, inner defects seem to not play a major role in crack initiation and propagation. In all cases multiple fatigue cracks were initiated, after a short period of propagation joining into some major cracks. The material behaves macroscopically and microscopically ductile when forced fractured. The fracture surfaces show some faint signs of the build process, such as hatching strategy.

grenzen. Im Rahmen dieses Prüfprogramms zeigt sich, dass die innenliegenden Fehler eine für die Rissinitiation und -ausbreitung untergeordnete Rolle zu spielen scheinen. In allen Fällen bildeten sich mehrere Ermüdungsrisse, die sich anschließend, nach einer kurzen Phase der Ausbreitung, zu mehreren großen Rissen vereinigten. Das Material zeigt bei Durchführung des Gewaltbruchs ein makroskopisch und mikroskopisch duktils Verhalten. Auf den Bruchflächen sind schwach einige Spuren des Bauprozesses, beispielsweise der Hatching-Strategie, zu erkennen.

3.4 Mechanical Properties

The results for the static material properties are shown in Table 4. Series A, B, C, D and

3.4 Mechanische Eigenschaften

Die Ergebnisse der Untersuchung der statischen Materialeigenschaften gehen aus Ta-

Partners / Partner	ρ (g/cm ³) GKN	H (HBW 2.5/ 62.5)	σ_u (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	ϵ_u (%)
A	2.67	125	438	256	4.1
B	2.63	111	385	224	3.5
C	2.61	115	363	241	2.2
D	2.68	116	405	214	4.4
F	2.66	115	418	254	3.2
G	2.65	45	135	78	9.0
H	2.66	83	265	133	5.8

Table 4: Static tensile testing properties of PBF-LB/M AlSi10Mg (exception: samples series G were forged).

Tabelle 4: Eigenschaften von PBF-LB/M AlSi10Mg beim statischen Zugversuch (Ausnahme: Proben der Reihe G wurden geschmiedet).

F show expected properties in the expected ranges [5]. Series C has a lower elongation at break, which is understandable due to reported uniformly distributed porosity in the micrographs and measured porosity by Archimedes density. From the series with a more detailed process parameter set (series A–D), series B and C have a lower strength, which could be due the higher pre-heat temperature of the build plate. A high preheat temperature of the build plate can result in an overaging of AlSi10Mg so that the Si-network of the alloy starts to dissolve [23]. Series H has a higher ductility and lower strength, more like the properties of forged rough alloy (series G). Further investigation into the process parameter would be needed to understand the properties better.

Density is an important factor, because only the melting temperature, the coefficient of thermal expansion and the specific heat are porosity independent properties. The Basquin power-law can be used to scale den-

belle 4 hervor. Für die Reihen A, B, C, D und F ergeben sich Werte in den erwarteten Bereichen [5]. Reihe C weist eine geringere Bruchdehnung auf, was angesichts der in den Mikroskopaufnahmen festgestellten gleichmäßig verteilten Porosität und der nach dem Archimedes-Verfahren gemessenen Dichte bzw. Porosität nachvollziehbar ist. Innerhalb der Reihen mit einem ausführlicheren Prozessparametersatz (Reihe A–D) weisen die Proben der Reihen B und C eine geringere Festigkeit auf, was möglicherweise auf die höhere Vorwärmtemperatur der Bauplatte zurückzuführen ist. Eine hohe Vorwärmtemperatur der Bauplatte kann dazu führen, dass AlSi10Mg überaltert und das Si-Netzwerk der Legierung infolgedessen beginnt, sich aufzulösen [23]. Proben der Reihe H weisen eine höhere Duktilität und eine geringere Festigkeit auf, wie es eher bei der geschmiedeten rauen Legierung der Fall ist (Reihe G). Für ein besseres Verständnis der Eigenschaften wäre eine eingehendere Auseinandersetzung mit den Prozessparametern erforderlich.

Die Dichte ist ein wichtiger Faktor, da lediglich die Schmelztemperatur, der Wärmeausdehnungskoeffizient und die spezifische Wärme von der Porosität unabhängige Eigenschaften sind. Sind in der Porositätsverteilung keine

sity dependent properties [24], if there is no large defect within the porosity distribution. By plotting hardness against density in Figure 6, the expected density dependency of the Basquin power-law could not be found. Nevertheless, specimen G could be visually identified as an outlier, seen that H follows similar tendencies to G and that A, B, C, D and F could be meaningfully clustered [18]. Plotting density vs. ultimate tensile strength shows the expected dependency (see Figure 7).

Figure 8 and Figure 9 show as an example two bending s-N lines. It is interesting to note that the softer and less dense variant of partner H exhibits a much higher bending fatigue strength at the knee point s_A compared with the variant of partner D. Moreover, the whole s-N line progression is different. The s-N line of partner H is much flatter and exhibits a slope of $k = -10.67659$. As a result, the cut-off point N_k is shifted to the right to a very high value of $N_k = 2239039$. That shape corresponds to the expected s-N line progression of crystallographically fcc materials like aluminum alloys.

Table 5 exhibits all derived Basquin parameters together with three different scatter metrics (standard deviation of the strength s , percentual standard deviation of the strength $s\%$ and logarithmic standard deviation of the strength ss) for a direct comparison. For a comparison with other manufacturing techniques a unique metric for the material scatter is needed. Due to the logarithmic definition of the Basquin power-law ("Woehler line") a logarithmic metric for the material scatter is useful. The results of the variants of partner A, B, C and D are almost identical as mentioned above during the static tensile testing results discussion. The results of the high cycle fatigue testing are statistical analyzed in depth in [18].

großen Fehlstellen enthalten, können die dichteabhängigen Eigenschaften mithilfe des Basquin-Potenzgesetz skaliert werden [24]. Durch Auftragen der Härte gegen die Dichte, Bild 6, konnte die erwartete Dichteabhängigkeit des Basquin-Potenzgesetz nicht festgestellt werden. Angesichts dessen, dass H ähnliche Tendenzen wie G zeigt und A, B, C, D und F sinnvoll gruppiert werden konnten, konnte Probe G jedoch optisch als Ausreißer identifiziert werden [18]. Wird die Dichte gegen die Zugfestigkeit aufgetragen, wird die erwartete Abhängigkeit deutlich (siehe Bild 7).

Die Bilder 8 und 9 zeigen beispielhaft zwei Biege-Wöhlerlinien. Interessanterweise weist die weichere, weniger dichte Variante des Partners H eine im Vergleich mit der Variante des Partners D wesentlich höhere Biegewechselfestigkeit am Knickpunkt s_A auf. Zudem zeigt sich ein insgesamt unterschiedlicher Wöhlerlinienverlauf. Die Wöhlerlinie der Variante des Partners H verläuft wesentlich flacher und hat eine Steigung von $k = -10,67659$. Infolgedessen ist der Cut-off-Punkt N_k nach rechts zu einem sehr hohen Wert von $N_k = 2239039$ hin verschoben. Diese Form entspricht dem erwarteten Wöhlerlinienverlauf von Materialien mit fcc-Kristallstruktur wie beispielsweise Aluminiumlegierungen.

Tabelle 5 zeigt zum direkten Vergleich alle abgeleiteten Basquin-Parameter zusammen mit drei verschiedenen Streuungsmetriken (Standardabweichung der Festigkeit s , prozentuale Standardabweichung der Festigkeit $s\%$ und die logarithmische Standardabweichung der Festigkeit ss). Für einen Vergleich mit anderen Fertigungsverfahren wird eine eindeutige Metrik für die Materialstreuung benötigt. Aufgrund der logarithmischen Definition des Basquin-Potenzgesetzes („Woehlerlinie“) ist für die Materialstreuung eine logarithmische Metrik sinnvoll. Die für die Varianten der Partner A, B, C und D erzielten Ergebnisse sind nahezu identisch mit den weiter oben im Rahmen der Besprechung der Ergebnisse der statischen Zugprüfung genannten. Die Ergebnisse der

Partners / Partner	ρ (g/cm ³)	k (1)	N _K (1)	σ_A (MPa)	σ_{SAFD} (MPa)	s% (%)	s _σ (1)
A	2.67	-3.90274	664649	55.16	4.11	7.45	0.032
B	2.63	-4.14961	993106	54.01	6.08	11.26	0.049
C	2.61	-3.80371	1001601	54.20	5.26	9.70	0.042
D	2.68	-3.94929	556105	52.85	3.48	6.58	0.029
F	2.66	-4.19951	735496	75.79	3.58	4.72	0.021
G	2.65	/	/	78.75	4.84	6.15	0.027
H	2.66	-10.67659	2239039	92.43	4.49	4.86	0.021

Table 5: Basquin parameters together with three different scatter metrics (7 bending s-N lines) of PBF-LB/M AlSi10Mg (loading ratio $R = -1$, stress concentration factor: $K_t = 1.04 \approx 1$) (for more deep explanation see [18]).

Tabelle 5: Basquin-Parameter und drei verschiedene Streuungsmetriken (sieben Biege-Wöhlerlinien) von PBF-LB/M AlSi10Mg (Lastverhältnis $R = -1$, Kerbwirkungszahl: $K_t = 1,04 \approx 1$) (Eine eingehendere Erklärung findet sich unter [1]).

The printed PBF-LB/M AlSi10Mg variants of partners F, H and the forged series G exhibit much higher bending fatigue strength at the knee point. While the variants of partner G and partner H are found to be special, also the variant of partner F shows better fatigue results even if its static tensile testing results are not remarkable. This result must be examined with the help of microstructural investigations (defect population). In general, the existence of defects cannot be verified for certain with static tensile testing experiments because the material plasticity reduces potential peak stresses. The lower scatter metrics of the variants of partners F, G and H (see Table 5) could be hints in the same direction. Larger defects will reduce the mean value (bending fatigue strength at the knee point s_A) and will lead to a higher fluctuation around the mean value due to its statistical nature (standard deviation of the strength s , percentual standard deviation of

Prüfung bei hochzyklischer Ermüdungsbeanspruchung werden in [18] eingehend statistisch ausgewertet.

Die gedruckten PBF-LB/M AlSi10Mg-Varianten der Partner F und H sowie die der geschmiedete Reihe G zeigen am Knickpunkt eine wesentlich höhere Biegegewchselfestigkeit. Während die Varianten der Partner G und H als Sonderfälle angesehen werden, zeigt auch die Variante des Partners F eine bessere Ermüdungsfestigkeit, auch wenn die Ergebnisse der statischen Zugprüfung nicht außergewöhnlich sind. Dieses Ergebnis muss anhand von Gefügeuntersuchungen (Fehlerpopulation) überprüft werden. Im Allgemeinen kann das Vorhandensein von Fehlern mit statischen Zugversuchen nicht sicher überprüft werden, da die Materialplastizität etwaige Spannungsspitzen reduziert. Die niedrigeren Streuungswerte bei den Varianten der Partner F, G und H (siehe Tabelle 5) könnten in die gleiche Richtung deuten. Größere Fehler führen zu einer Verringerung des Mittelwerts (Biegegewchselfestigkeit am Knickpunkt s_A) und, da sie von statistischem Charakter sind (Standardabweichung der

the strength $s_{\%}$ and logarithmic standard deviation of the strength s_s). The potential density dependency $P(r)$ cannot be deducted due to the unsystematic pattern of the data points shown in Figure 10.

The question of reproducibility and reliability is strongly connected to statistic and deviation of properties. For a reliable component assessment, a high survival probability P_s as well as a differentiation of material and manufacturing scatter is needed [18]. The arithmetic mean value of the logarithmic standard deviation of the strength of all 7 variants is $\bar{s}_s = 0.032$. Compared with sintered PM steel grades, which were in detail investigated in the last years, the found arithmetic mean value of the logarithmic standard deviation of the strength $\bar{s}_s$ is relatively high. Sintered PM steel grades exhibit values around $\bar{s}_s = 0.023$ [25]. Wrought aluminum alloys exhibit $s_s = 0.020$, aluminum cast alloys with its as-cast surface $s_s = 0.028$ and welded structures made of aluminum alloys $s_s = 0.063$ [26]. That means the averaged material scatter of the PBF-LB/M aluminum alloy is high in comparison with its mean value. Due to its intermediate position, PBF-LB/M intermediate position, a value in between $s_s = 0.020$ (rolled) and $s_s = 0.028$ (casted) was expected for PBF-LB/M AlSi10Mg.

When the variants of partners A, B, C and D are clustered versus those of partners F, G and H, the situation is different. Due to their similarities clustering the variants can be interpreted as the attempt to derive a manufacturing scatter metric. Even if all partners within the two groups had used different equipment, powders and machine parameters from the customers point of view simi-

Festigkeit s , prozentuale Standardabweichung der Festigkeit $s_{\%}$ und logarithmische Standardabweichung der Festigkeit s_s), einer höheren Schwankung um den Mittelwert. Aufgrund des unsystematischen Musters der in Bild 10 gezeigten Datenpunkte kann keine potenzielle Dichteabhängigkeit $P(r)$ abgeleitet werden.

Bezüglich der Frage nach der Reproduzierbarkeit und Zuverlässigkeit gibt es einen starken Zusammenhang mit der Statistik und der Abweichung von Eigenschaften. Für eine zuverlässige Beurteilung von Komponenten sind eine hohe Überlebenswahrscheinlichkeit P_s sowie eine Differenzierung des Materials und die Fertigungsstreuung erforderlich [18]. Der arithmetische Mittelwert der logarithmischen Standardabweichung der Festigkeit aller sieben Varianten liegt bei $\bar{s}_s = 0,032$. Im Vergleich mit gesinterten PM-Stählen, die in den letzten Jahren Gegenstand eingehender Untersuchungen waren, war der ermittelte arithmetische Mittelwert der logarithmischen Standardabweichung der Festigkeit $\bar{s}_s$ relativ hoch. Der Wert für gesinterte PM-Stähle liegt bei etwa $\bar{s}_s = 0,023$ [25]. Bei Aluminiumknetlegierungen liegt der Wert bei $s_s = 0,020$, bei Aluminium-Gusslegierungen mit Oberfläche im Gusszustand beträgt er $s_s = 0,028$ und bei aus Aluminiumlegierungen gefertigten Schweißkonstruktionen liegt er bei $s_s = 0,063$ [26]. Das bedeutet, dass die durchschnittliche Materialstreuung der PBF-LB/M-Aluminiumlegierung im Vergleich mit dem Mittelwert hoch ist. Aufgrund der Zwischenstellung von PBF-LB/M wird für PBF-LB/M AlSi10Mg ein Wert zwischen $s_s = 0,020$ (gewalzt) und $s_s = 0,028$ (gegossen) erwartet.

Ein anderes Bild zeigt sich nach einer Gruppierung der Varianten der Partner A, B, C und D im Vergleich mit denen der Varianten F, G und H. Aufgrund der entsprechenden Ähnlichkeiten kann eine Gruppierung als der Versuch interpretiert werden, eine Metrik für die Fertigungsstreuung abzuleiten. Selbst dann, wenn alle Partner der beiden Gruppen mit unterschiedlichen Anlagen, Pulvern und Anlagen-

lar and comparable material properties are required and expected. Moreover, the PBF-LB/M machines are not as stable as assumed. This justifies the introduction of another scatter metric to incorporate the scatter from lot to lot, batch to batch or machine to machine within one company. In the following it is assumed that the manufacturing scatter of the two groups (partners A, B, C and D versus F, G and H) is a good estimator for the real scatter within one company. Figure 11 explains the difference between the material scatter (scatter around the mean value) and the manufacturing scatter (scatter between the mean values of different lines).

A derived logarithmic normal distribution probability plot as shown in Figure 12 can be used to estimate the range of dispersion of the manufacturing T_M and the logarithmic standard deviation of the manufacturing s_M for both two groups (partners A, B, C and D versus F, G and H) [18]. The values of Figure 12 which are shown in Table 6, can be used to characterize the 3 parameters, powder quality, process and risk.

parametern gearbeitet hätten, sind aus der Sicht des Kunden ähnliche und vergleichbare Materialeigenschaften erforderlich und werden erwartet. Darüber hinaus arbeiten die PBF-LB/M-Anlagen nicht so beständig wie angenommen. Das rechtfertigt die Einführung einer anderen Streuungsmetrik, die die Streuung von Los zu Los, Charge zu Charge oder Anlage zu Anlage innerhalb eines Unternehmens berücksichtigt. Im Folgenden wird angenommen, dass die tatsächliche Streuung innerhalb eines Unternehmens anhand der Fertigungsstreuung der beiden Gruppen (Partner A, B, C und D gegenüber F, G und H) gut eingeschätzt werden kann. Bild 11 verdeutlicht den Unterschied zwischen der Materialstreuung (Streuung um den Mittelwert) und der Fertigungsstreuung (Streuung zwischen den Mittelwerten verschiedener Linien).

Ein Wahrscheinlichkeitsnetz der abgeleiteten logarithmischen Normalverteilung, wie es in Bild 12 dargestellt wird, kann dazu verwendet werden, den Bereich der Fertigungsstreuung T_M und die logarithmische Standardabweichung der Fertigung s_M für beide Gruppen (Partner A, B, C und D gegenüber F, G und H) abzuschätzen [18]. Die in Tabelle 6 aufgeführten Werte aus Bild 12 können herangezogen werden, um die drei Parameter Pulverqualität, Prozess und Risiko zu charakterisieren.

Partners / Partner	$P_f = 10\%$ (Fig. 8) / (Bild 8)	$P_f = 50\%$ (Fig. 8) / (Bild 8)	$P_f = 90\%$ (Fig. 8) / (Bild 8)	$1/T_M$ (Fig. 8) / (Bild 8)	s_M (Fig. 8) / (Bild 8)	s_σ	s_{total}	j_σ ($u = 4.27$)
A, B, C and D / A, B, C und D	52.85	54.05	55.28	1.046	0.008	0.038	0.039	1.466
F, G and H / F, G und H	71.66	82.01	93.86	1.310	0.046	0.023	0.051	1.654

Table 6: Results from the logarithmic normal distribution probability plots of Figure 12 and derived total effective logarithmic standard deviation s_{total} values to be applied on σ_A ($P_s = P_f = 50\%$) (for more detail see [18]).

Tabelle 6: Werte der Wahrscheinlichkeitsnetze der logarithmischen Normalverteilung von Bild 12 und Gesamtwerte der abgeleiteten effektiven logarithmischen Gesamtstandardabweichung, die auf σ_A ($P_s = P_f = 50\%$) anzuwenden sind (Weitere Einzelheiten hierzu finden sich in [18]).

The powder or material quality is characterized by the logarithmic standard deviation of the strength s_s , the process (here the PBF-LB/M process) is characterized by the logarithmic standard deviation of the manufacturing s_M , and the risk is characterized by the Gaussian quantile u . For automotive components a Gaussian quantile of $u = -4.27$ is recommended to guarantee a survival probability of $P_s = 99.999\%$ which corresponds to a failure rate of 10 ppm [26]. From the summary of Table 3, the logarithmic standard deviation of the manufacturing s_M as metric for the manufacturing scatter is larger for the group of partners F, G and H compared with the group of partners A, B, C and D. The opposite ranking is observed for the material scatter expressed over the logarithmic standard deviation of the strength s_s .

Applying the derived PBF-LB/M AlSi10Mg specific statistically based safety factors according to [27–29] to the two groups gives [18]:

- group (partners A, B, C and D):
 $s_A(P_f = 0.001) = 36.87 \text{ MPa}$
- group (partners F, G and H):
 $s_A(P_f = 0.001) = 49.58 \text{ MPa}$

4 Conclusions

The aim of the paper was to evaluate the reproducibility and scatter of the materials properties for in PBF-LB/M AlSi10Mg out of a user perspective, with a minimum of manufacturing specifications. Based on this round robin, users can expect the following static properties for AlSi10Mg in the AB condition without heat treatment:

- hardness between 115 and 125 HBW,
- ultimate tensile strength between 363 and 438 MPa,

Die Pulver- bzw. Materialqualität lässt sich aus der logarithmischen Standardabweichung der Festigkeit s_s definieren, der Prozess (in diesem Fall der PBF-LB/M-Prozess) lässt sich anhand der logarithmischen Standardabweichung der Fertigung s_M charakterisieren und das Risiko wird über das Gauß-Quantil u beschrieben. Um eine Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_s = 99.999\%$ zu gewährleisten, wird für Automobilkomponenten ein Gauß-Quantil von $u = -4.27$ empfohlen, was einer Ausfallrate von 10 ppm entspricht [26]. Aus der Zusammenfassung in Tabelle 3 geht hervor, dass die logarithmische Standardabweichung der Fertigung s_M als Metrik für die Fertigungsstreuung für die aus den Partnern F, G und H bestehende Gruppe im Vergleich zur Gruppe der Partner A, B, C und D höher ist. Wird die Materialstreuung über die logarithmische Standardabweichung der Festigkeit s_s ausgedrückt, sieht es umgekehrt aus.

Werden die abgeleiteten PBF-LB/M AlSi10Mg-spezifischen statistischen Sicherheitsfaktoren gemäß [27–29] für die beiden Gruppen berücksichtigt, ergeben sich folgende Werte [18]:

- Gruppe der Partner A, B, C und D:
 $s_A(P_f = 0,001) = 36,87 \text{ Mpa}$
- Gruppe der Partner F, G und H:
 $s_A(P_f = 0,001) = 49,58 \text{ MPa}$

4 Schlussfolgerungen

Ziel dieser Arbeit war es, mit einem Mindestmaß an Angaben zur Fertigung die Reproduzierbarkeit und Streuung der Materialeigenschaften von AlSi10Mg bei einer Fertigung mittels PBF-LB/M aus Sicht der Nutzer zu beurteilen. Basierend auf diesem Ringversuch können Nutzer für AlSi10Mg im AB-Zustand ohne Wärmebehandlung folgende statischen Eigenschaften erwarten:

- eine Härte von 115–125 HBW,
- eine Zugfestigkeit von 363–438 MPa,

- offset yield strength between 224 and 256 MPa,
- uniform strain between 2.2 and 4.4%.

Series H as an outlier showed that strength and ductility can be adjusted in the PBF-LB/M process, to achieve a material with less strength and more ductility than a forged wrought alloy. It seems that the confidential process parameter set was designed to have these properties, which should be clearly communicated to prevent confusion for the user.

Prominent differences were seen in the oxygen content of the powder. A high oxygen content is an indication for the use of recycled material. A high hydrogen contents in the powder can be a cause for fine metallurgical pores lowering the ductility of the material (series C).

Due to metallographic and fractographic evidence, all AM specimens exhibit inner defects to some extent and more than detected using computed tomography due to its limited spatial resolution. In the subsurface area of the edges keyhole porosity was found (series B and F). Under double sided bending fatigue, crack initiation took always place at the specimen's outer surface. Surface roughness is important for fatigue life as discussed in the literature.

The PBF-LB/M process experiences a higher logarithmic standard deviation than sintering and casting. Under a load of 36.87 MPa a lifetime more than 10^7 cycles with a survival probability of 99.999 percent based on specific statistical derived safety factors could be achieved. Further research about process parameters is needed to un-

- eine Streckgrenze von 224–256 MPa und
- eine Gleichmaßdehnung von 2,2–4,4 %.

Am Beispiel der Reihe H als Ausreißer zeigt sich, dass Festigkeit und Duktilität im Rahmen des PBF-LB/M-Prozess eingestellt werden können, um ein Material mit geringerer Festigkeit und höherer Duktilität als eine geschmiedete Knetlegierung zu fertigen. Es scheint, als sei der vertrauliche Prozessparametersatz dafür ausgelegt, diese Eigenschaften herbeizuführen, was deutlich gemacht werden sollte, um beim Nutzer nicht für Verwirrung zu sorgen.

Beim Sauerstoffgehalt der Pulver waren ausgeprägte Unterschiede zu verzeichnen, wobei einer hoher Sauerstoffgehalt ein Hinweis darauf ist, dass es sich um einen wiederverwendeten Werkstoff handelt. Ein hoher Wasserstoffgehalt im Pulver kann feine metallurgische Poren hervorrufen, die die Duktilität des Materials verringern (Reihe C).

Im Rahmen der metallographischen und fractographischen Untersuchung wurde eine bestimmte Menge an Fehlern im Innern aller AF-Proben festgestellt, wobei diese Menge bei der computertomographischen Untersuchung, aufgrund dessen begrenzter räumlichen Auflösung, kleiner ausfiel. Im unter der Oberfläche liegenden Bereich der Kanten konnte Schlüsselloch-Porosität festgestellt werden (Reihe B und F). Bei einer Ermüdung durch doppelseitige Biegung kam es stets zur Rissinitiation an der Probenaußenfläche. Aus der Literatur geht hervor, dass die Oberflächenrauheit für die Ermüdungslebensdauer von Bedeutung ist.

Beim PBF-LB/M-Prozess ist eine höhere logarithmische Standardabweichung zu verzeichnen als beim Sintern und Gießen. Unter einer Last von 36,87 MPa konnte basierend auf spezifischen statistischen abgeleiteten Sicherheitsfaktoren eine Lebensdauer von Zyklen mit einer Überlebenswahrscheinlichkeit von 99,999 Prozent erreicht werden. Weitere Forschungsarbeit

derstand how higher energy density AlSi10Mg can be produced, resulting in higher fatigue strength (series F and H) which is on the level of forged wrought aluminum alloys (series G).

Acknowledgements

The authors would like to thank the following companies for their voluntary support on the round robin test: AMEXCI AB, Audi AG, Brose Fahrzeugteile SE & Co., EOS GmbH, Fraunhofer IGC, Georgsmarienhütte Holding GmbH (GMH), GKN Powder Metallurgy, Mobility goes Additive e.V., SLM Solution Group AG, Vostalpine AG. Furthermore, the authors thank: Anatolii Andreiev (University of Paderborn), Anna Yarysh (BAM), Linus Tillmann (MGA), Mirko Schaper (University of Paderborn), Quynh-Hoa Le (BAM), Tobias Stittgen (Ponticon), Dirk Martin (Wildauer Schmiede- und Kurbelwellentechnik / GMH Group

bezüglich der Prozessparameter ist erforderlich, um zu verstehen, wie AlSi10Mg einer höheren Energiedichte hergestellt werden kann, wodurch eine mit geschmiedeten Aluminiumknetlegierungen (Reihe G) vergleichbare, höhere Ermüdungsfestigkeit (Reihe F und H) erzielt wird.

Danksagung

Die Autoren möchten sich bei folgenden Unternehmen für ihr freiwilliges Engagement im Rahmen des Ringversuchs bedanken: AMEXCI AB, Audi AG, Brose Fahrzeugteile SE & Co., EOS GmbH, Fraunhofer IGC, Georgsmarienhütte Holding GmbH (GMH), GKN Powder Metallurgy, Mobility goes Additive e. V., SLM Solutions Group AG, Vostalpine AG. Außerdem danken die Autoren folgenden Personen: Anatolii Andreiev (Universität Paderborn), Anna Yarysh (BAM), Linus Tillmann (MGA), Mirko Schaper (Universität Paderborn), Quynh-Hoa Le (BAM), Tobias Stittgen (Ponticon), Dirk Martin (Wildauer Schmiede- und Kurbelwellentechnik/GMH Gruppe.

References / Literatur

- [1] Aboulkhair, N. T.; Everitt, N. M.; Ashcroft I.; Tuck C.: Additive Manufacturing 1 (2014), pp. 1–4. DOI: 10.1016/j.addma.2014.08.001
- [2] Arun, K.; Aravindh, K.; Raja, K.; Naiju, C. D.; Thrinadh, E.; Ranka S.: SAE Technical Paper, 2018. DOI: 10.4271/2019-28-0134
- [3] Binder, M.; Fischer, M.; Dietrich, S.; Seidel, C.; Reinhart G.: SSRN Journal, 2020. DOI: 10.2139/ssrn.3724097
- [4] Binder, M.; Dirnhofer, C.; Kindermann, P.; Horn M.; Schmitt, M.; Anstaett, C.; Schlick, G.; Seidel, C.; Reinhart, G.: Procedia CIRP 93 (2020), p. 1304–1309. DOI: 10.1016/j.procir.2020.04.090
- [5] Verein Deutscher Ingenieure e.V., VDI 3405 Blatt 2.1 Laser-Strahlschmelzen metallischer Bauteile Materialkenndatenblatt Aluminiumlegierung AlSi10Mg, Berlin: Beuth, 2015.
- [6] Materialdatenblatt EOS Aluminium AlSi10Mg, EOS, Krailingen, 2014.
- [7] Material Data Sheet AL-Alloy AlSi10Mg, SLM Solution, Lübeck.
- [8] Li, W.; Li, S.; Liu, J.; Zhang, A.; Zhou, Y.; Wei, Q.; Yan, C.; Shi, Y.: Materials Science and Engineering A 663 (2016), pp. 116–125. DOI: 10.1016/j.msea.2016.03.088
- [9] Kempf, A.; Hilgenberg, K.: Materials Science and Engineering A 776 (2020), p. 138976. DOI: 10.1016/j.msea.2020.138976
- [10] Kempf, A.; Hilgenberg, K.: Materials Science and Engineering A 818 (2021) 141371. DOI: 10.1016/j.msea.2021.141371
- [11] Fischer, C.; Schweizer, C.; Augenstein, E.: Gießereipraxis 9 (2018), pp. 40–48.
- [12] Brandão, A. D.; Gumpinger, J.; Gschweilt, M.; Seyfert, C.; Hofbauer, P.; Ghidini, T.: Procedia Structural Integrity 7 (2017), pp. 58–66. DOI: 10.1016/j.prostr.2017.11.061
- [13] Xu, Z. W.; Wang, Q.; Wang, X. S.; Tan, C. H.; Guo, M. H.; Gao, P. B.: Mechanics of Materials 148

- (2020), p. 103499. DOI: 10.1016/j.mechmat.2020.103499
- [14] Forschungskuratorium Maschinenbau, Analytical strength assessment of components: Made of steel, cast iron and aluminium materials: FKM guideline, 7th ed., Frankfurt am Main: VDMA Verlag GmbH, 2021.
- [15] Kass, B.; Maaßen, R.; Schneider, D. M.: 37. CADFEM ANSYS Simulation Conference, Kassel, 2019.
- [16] Fedina, T.; Sundqvist, J.; Kaplan, A. F.: Materials Today Communications 27 (2021), pp. 102241. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2021.102241
- [17] Lutter-Günther, M.: Qualitätsorientiertes und modellbasiertes Pulverrecycling beim Laserstrahlschmelzen, Dissertation, TU München, München, 2020.
- [18] Schneider, M.; Schlingmann, T.; Schmidt, J.; Bettge, D.; Hilgenberg, K.; Binder, M.; Klöden, B.: Proceedings WorldPM 2022, Lyon, 2022, submitted.
- [19] Wang, D.; Song, C. H.; Yang, Y. Q.; Bai, Y. C.: Mater. Design 100 (2016), p. 291. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.03.111
- [20] Godec, M. Z.; Zaefferer, S.; Podgornik, B.; Šinko, M.; Tchernychova, E.: Mater. Charact. 160 (2020), p. 110074. DOI: 10.1016/j.matchar.2019.110074
- [21] Kou, S.: in Welding Metallurgy, Hoboken, John Wiley & Sons, 2003. DOI: 10.1002/0471434027
- [22] Sommer, K.; Agudo Jácome, L.; Hesse, R.; Bettge, D.: Advanced Engineering Materials, 2022, submitted.
- [23] R. Casati, H. Nasab, Milad, M. Coduri, V. Tirelli und M. Vedani, „Effects of Platform Pre-Heating and Thermal-Treatment Strategies on Properties of AISi10Mg Alloy Processed by Selective Laser Melting,“ Metals 11 (2018) 8, p. 954. DOI: 10.3390/met110954
- [24] Beiss, P.: Pulvermetallurgische Fertigungstechnik, Vieweg, Berlin, 2013. DOI: 10.1007/978-3-642-32032-3
- [25] Schneider, M.: Proceedings Euro PM, Bilbao, 2018.
- [26] Adenstedt, R.: Streuung der Schwingfestigkeit, Doctoral Thesis, TU Clausthal, 2001.
- [27] Sonsino, C.-M.: Ermittlung anwendungsrelevanter Kenngrößen für Sintermetalle, Fraunhofer Institut für Betriebsfestigkeit, Darmstadt, 1981.
- [28] Buxbaum, O.: Betriebsfestigkeit, Stahleisen-Verlag, Düsseldorf, 1992.
- [29] Haibach, E.: Betriebsfestigkeit, VDI-Verlag, Düsseldorf, 2006.

Bibliography

DOI 10.1515/pm-2022-1018

Pract. Metallogr. 59 (2022) 10; page 580-614

© 2022 Walter de Gruyter GmbH,

Berlin/Boston, Germany

ISSN 0032-678X · e-ISSN 2195-8599

Markus Schneider



studied mechanical engineering and safety engineering at the University of Wuppertal and received his doctorate in the field of short-term vibration resistance. Since 2012 he has been working at GKN Powder Metallurgy in Radevormwald. As Global

Director Modeling, Simulation and Fatigue, he deals with all aspects of powder metallurgy, component design, technical reliability and heat treatment. Since 2016, he is head of the expert group "Sintered Steels".

Dr.-Ing. Tina Schlingmann



is Regional Director EMEA at EOS GmbH responsible for the DACH region. As materials scientist with a doctorate and experienced strategist in the field of additive manufacturing, it is her aim to accelerate the growth of the AM market by merging AM-designed

materials with the right applications.