

Schwingfestigkeit des Stahls 316L – Vergleich zweier generativer Prozessrouten

Markus Schneider, Simon Höges, Dennis Wawoczny

1. Einleitung

Additive Manufacturing (AM) beschreibt eine Reihe von Fertigungsprozessen, die ein hohes Potenzial aufweisen, die Möglichkeiten in der pulvermetallurgischen Produktion zu revolutionieren. Bereits heute ist eine stetig wachsende Anzahl von Anwendungen für AM umgesetzt oder in der Entwicklung. Eine hohe Geometriefreiheit ist von Vorteil für:

- Zahnersatz zur individualisierten Serienfertigung von Kronen/Brücken
- Prototypen für die Großserie, um Entwicklungszyklen zu verkürzen
- Individualisierte medizinische Implantate für den Knochenersatz
- Ersatzteile, um Lagerhaltung und Kleinstserienproduktion zu optimieren
- Leichtbauanwendungen in der Luftfahrt und im Rennsport
- Spritzgusswerkzeugeinsätze mit konturnaher Kühlung
- Induktoren für das Härten von Stählen in der Serienproduktion
- Kunst und Schmuck mit Freiform-Design-Möglichkeiten

Der Erfolg von weiteren Anwendungen hängt mehr und mehr von den Herstellkosten der produzierten Teile ab. **Bild 1** zeigt die Herstellkosten in Abhängigkeit der Komplexität der zu fertigenden Bauteile für die konventionelle und die generative Fertigung.

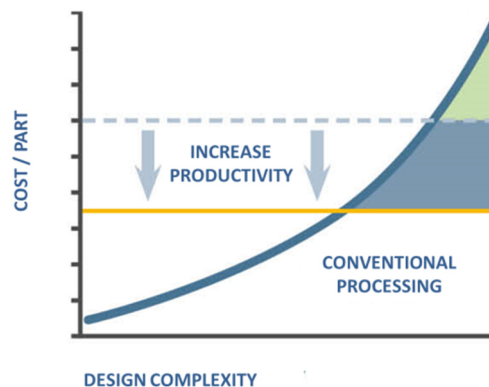


Bild 1: Herstellkosten in Abhängigkeit von der Designkomplexität mit schematisch angedeutetem Produktivitätssprung [1]

Die Herstellkosten für AM sind unabhängig von der Komplexität des Bauteils, so dass die höheren Kosten für eine bisher eingeschränkte Anzahl von Anwendungen wirtschaftlich sind. Die metallbasierten Verfahren können in auftragende, z. B. Laserauftragschweißen (LMD) oder pulverbettbasierte Verfahren z. B. Elekt-

ronenstrahlschmelzen (EBM), Binder Jetting (BJ) oder Selektives Laserschmelzen (L-PBF) unterteilt werden. Auftragende Verfahren werden meist für die Reparatur und die Erzeugung von großen Strukturen mit niedriger Komplexität verwendet. Komplexe endkonturnahe Teile werden vornehmlich mit pulverbettbasierten Verfahren hergestellt. Dabei wird eine dünne Schicht aus Metallpulver auf einer Substratplatte aufgetragen wie in den **Bildern 2** und **3** skizziert.

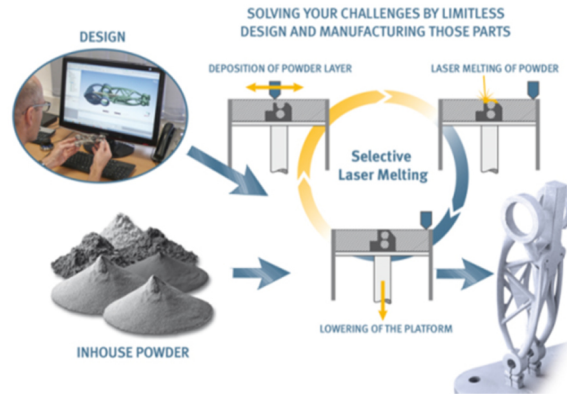


Bild 2: Schematische Darstellung des pulverbettbasierten L-PBF-Verfahren

Die Pulverschicht liegt typischerweise im Bereich von $d=30\ \mu\text{m}$ bis $d=100\ \mu\text{m}$. Beim L-PBF-Verfahren aus **Bild 2** wird ein Laserstrahl, beim EBM-Verfahren ein Elektronenstrahl eingesetzt, um das Pulver vollständig in den dafür vorgesehenen Bereichen (entsprechend der Information aus dem 3D-Konstruktionsdatensatz) der Pulverschicht, sowie teilweise die bereits verschmolzene Pulverschicht darunter zu verschmelzen. Beim BJ-Verfahren aus **Bild 3** werden mit einem Bindermaterial (eine Polymerlösung) die Partikel einer Pulverschicht verklebt, um einen Grünling zu erzeugen.

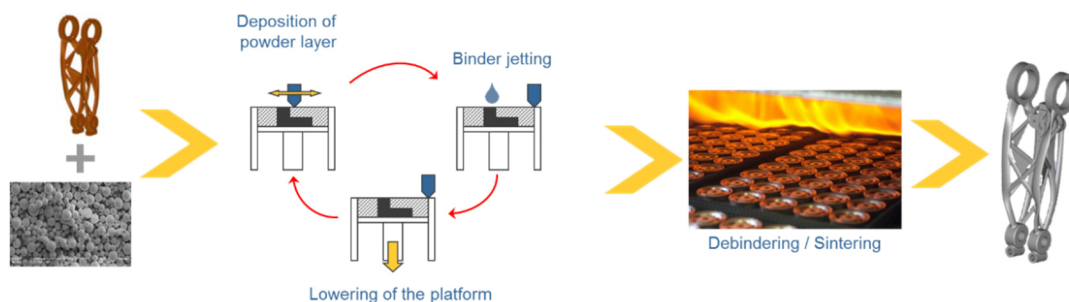


Bild 3: Schematische Darstellung des pulverbettbasierten BJ-Verfahren

Die Plattform wird dann abgesenkt und eine neue Pulverschicht aufgetragen. Dieser Prozess wird solange wiederholt, bis die Teile vollständig hergestellt wurden. Das BJ-Verfahren resultiert in einem Grünling, welcher entsprechend herkömmlichen pulvermetallurgischen Prozessrouten entbindert und gesintert wird. Durch die L-PBF- und EBM-Verfahren können Bauteile direkt mit einer hohen Dichte (relative Dichte $\rho/\rho_0 > 99,5\ \%$) hergestellt werden. Beim BJ-Verfahren können relative Dichten von bis zu $\rho/\rho_0 = 99\ \%$ erreicht werden. Das L-PBF- bzw.

das EBM-Verfahren wird dementsprechend eingesetzt, wenn eine hohe mechanische Festigkeit und Schwingfestigkeit erforderlich ist. Um die Serieneigenschaften der Materialien zu erreichen, müssen chemische Spezifikationen sowie Anforderungen des AM-Verfahrens an das Pulver erfüllt werden. In pulverbettbasierten Verfahren muss das Pulver als eine dünne Schicht reproduzierbar ohne Fehlstellen homogen aufgetragen werden und demnach eine gute Fließfähigkeit aufweisen. Abhängig von dem AM-Verfahren müssen die Pulverpartikel eine bestimmte Partikelgrößenverteilung, Dichte, Fließfähigkeit und Rundheit aufweisen. Die Faktoren zur Reduzierung der Herstellkosten gemäß **Bild 1** sind die Produktivität der verwendeten Technologie, sowie die Materialkosten. Eine signifikante Steigerung der Produktivität kann durch die Entkopplung der Formgebung von der Konsolidierung in generativen Prozessrouten erfolgen. Im Gegensatz zum EBM- oder L-PBF-Verfahren, bei denen das finale Bauteil in hoher Dichte direkt erzeugt wird, wird beim BJ-Verfahren ein Grünling hergestellt (Formgebung) und dieser anschließend in einem Sinterofen gesintert (Konsolidierung). Die erreichbare Produktivität zur Herstellung des Grünlings kann dadurch um einen Faktor 10x bis 50x zu heutigen Aufbauraten im L-PBF-Verfahren (Basis: EOS M290 316L) gesteigert werden. Mit in der Pulvermetallurgie etablierten Sinteröfen können diese Grünlinge effizient und mit hohen Durchsatzraten zu hohen Dichten gesintert werden. In dieser Arbeit werden die Unterschiede der beiden Prozessrouten, L-PBF-Verfahren und dem BJ-Verfahren, gegenübergestellt.

2. Untersuchte Werkstoffe und Fertigungsparameter

Der in dieser Arbeit untersuchte Werkstoff ist ein austenitischer korrosionsbeständiger AISI 316L Stahl (X2CrNiMo17-12-2). Für die Untersuchung wurden Schwingproben mit ungekerbter und gekerbter Probengeometrie nach DIN EN ISO 3928 gefertigt [2]. Zusätzlich wurden Zugproben nach DIN EN ISO 2740 [3] für statische Untersuchungen gefertigt. Die L-PBF-Varianten wurden auf einer EOS M290 mit Standarddruckparametern und einer Schichtdicke von $d=40\ \mu\text{m}$ gefertigt. **Tabelle 1** enthält die chemische Komposition des Pulvers.

	Fe (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	Mn (%)	Si (%)	P (%)	S (%)	C (%)
Min.	Rest	16,0	10,0	2,0	-	-	-	-	-
Max.	Rest	18,0	14,0	3,0	2,0	1,0	0,045	0,03	0,04
gemessen	Rest	16,6	12,0	2,1	0,9	0,3	<0,01	0,006	0,01

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung des gasverdünsten 316L Pulvers für die Fertigung der L-PBF-Variante (Partikeldurchmesser $d_{50}<25\ \mu\text{m}$); Min.-Max.-Werte in Anlehnung an MPIF Standard 35-SP

Die im BJ-Verfahren gefertigten Zug- und Schwingproben wurden auf einer ExOne MFlex mit optimierten Druckparametern und einer Schichtdicke $d=50\ \mu\text{m}$ gefertigt. Anschließend wurden die Proben bei $\vartheta_{\text{Curing}}=190\ \text{°C}$ für $t_{\text{Curing}}=8\ \text{h}$ ausgehärtet (Curing) und danach für $t_{\text{Sint}}=2\ \text{h}$ bei $\vartheta_{\text{Sint}}=1395\ \text{°C}$ in 100 % Wasser-

stoffatmosphäre gesintert. Die chemische Zusammensetzung des dafür verwendeten Pulvers ist in **Tabelle 2** aufgeführt.

	Fe (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	Mn (%)	Si (%)	P (%)	S (%)	C (%)
Min.	Rest	16,0	10,0	2,0	-	-	-	-	-
Max.	Rest	18,0	14,0	3,0	2,0	1,0	0,045	0,03	0,04
gemessen	Rest	17,35	12,95	2,33	0,03	0,95	-	0,006	0,02

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung des wasserverdünnten 316L Pulvers für die Fertigung der BJ-Variante (Partikeldurchmesser $d_{50} < 18 \mu\text{m}$); Min.-Max.-Werte in Anlehnung an MPIF Standard 35-SP

Eine Teilmenge der im L-PBF-Verfahren (L-PBF 316L as-built) hergestellten Zug- und Schwingproben wurde anschließend bei $\vartheta_{\text{HIP}} = 1125 \text{ °C}$ und $t_{\text{HIP}} = 3 \text{ h}$ mit einer Kühlrate von $\Delta\vartheta/\Delta t = -10 \text{ K/min}$ heißisostatisch nachverdichtet (L-PBF 316L + HIP). Eine Teilmenge der L-PBF 316L + HIP Schwingproben wurde im Anschluss bei $\vartheta_{\text{ST}} = 1100 \text{ °C}$ in Argonatmosphäre für $t_{\text{ST}} = 2 \text{ h}$ lösungsgeglüht und in Wasser abgeschreckt (L-PBF 316L + HIP + ST). Zusätzlich wurde eine Teilmenge der lösungsgeglühten Schwingproben einem Reinigungsstrahlen mit Aluminiumoxid unterzogen (L-PBF 316L + HIP + ST + peened).

3. Ergebnisse der mechanischen Festigkeitsprüfungen

Neben der Struktur-, Funktions- und Produktfindung und der damit verbundenen Herstellkosten, hängt die Etablierung sämtlicher AM-Verfahren im Wesentlichen davon ab, ob die erwarteten Festigkeitskennwerte prozesssicher generiert werden können. Die erfolgreiche Applikation von Leichtbauprinzipien – einer Domäne der generativen Fertigung – hängt mit der genauen Kenntnis der Beanspruchung und der Beanspruchbarkeit zusammen. Durch den Wegfall von Tragfähigkeitsreserven (Querschnitt) nimmt die Gesamtsicherheit j bei Leichtbaustrukturen ein Minimum an. Daraus ergibt sich für die Industrie und Forschung die Notwendigkeit, noch mehr in die Betriebsfestigkeitsforschung generativ gefertigter Bauteile zu investieren, denn die Bewertung von generativ hergestellten Strukturen ist komplexer als die Bewertung klassisch hergestellter Strukturen. Gerade innenliegende Strukturen (Gitter- und Wabenstrukturen) müssen sehr gleichmäßig, robust und sauber aufgebaut werden, denn sie sind aufgrund des Bauraumes und der Dichte kaum für ZfP-Verfahren zugänglich. Die schlechte Zugänglichkeit betrifft auch mögliche nachfolgende Arbeitsschritte, wie ein Schleifen oder ein Reinigungsstrahlen zur Verbesserung der Oberflächenqualität und zur Entfernung von verbliebenem Pulver. Anderenfalls ist es zurzeit noch unmöglich diese Strukturen – von dem enormen Vernetzungsaufwand bei der FEM-Spannungsberechnung einmal abgesehen – spannungsmechanisch zu bewerten. Daher werden in den folgenden Abschnitten Verfahren zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften (vornehmlich der Schwingfestigkeit) diskutiert, die sowohl einen Effekt auf außen- und innenliegende Strukturen (HIP und Wärmebehandlungen) als auch nur einen Effekt auf außenliegende (zugängliche) Struk-

turen (Reinigungsstrahlen, Schleifen, Abtragen und Polieren) haben. Der Werkstoff 316L hat sich in der generativen Fertigung trotz des Preises als Modell- und Prototypenwerkstoff etabliert. Daher wurden diverse 316L-Varianten, ausgehend vom as-built-Zustand, modifiziert und sowohl miteinander als auch mit Literaturwerten verglichen. Der Werkstoff wurde über zwei konkurrierende Prozessrouten hergestellt. Das BJ-Verfahren und das laserbasierte L-PBF-Verfahren unterscheiden sich hierbei grundsätzlich. Während beim BJ-Verfahren auf bestehende Anlagen bzw. Sinteröfen zur Konsolidierung zurückgegriffen werden kann, erfolgt das Konsolidieren beim L-PBF-Verfahren in der Anlage selber. Dieser Umstand hat einen großen Einfluss auf die Skalierbarkeit des Prozesses und auf die Herstellkosten. Während die resultierende Enddichte beim BJ-Verfahren aus verschiedenen Gründen begrenzt ist, können über die laserbasierten Verfahren nahezu volllichte Bauteile hergestellt werden. Daher ist ein kritischer Vergleich beider Prozessrouten vor dem Hintergrund unterschiedlicher Enddichten notwendig. Die mechanischen Eigenschaften von 316L sind prozessgasabhängig. Eine Literaturrecherche ergab, dass die Nutzung stickstoffhaltiger Sinteratmosphären (z. B. Ammoniakspaltgas) die Härte H und auch die Zugfestigkeit σ_u dramatisch erhöhen können. Das liegt an der Aufstickung des Werkstoffes und der Bildung von Chromnitriden. Daher war es notwendig, die gefundenen Literaturwerte dichte- und prozessgasabhängig zu gruppieren. Aufgrund der Vielzahl von Literaturwerten war das auch für die Zugfestigkeit σ_u problemlos möglich. Die porenfreie Dichte von 316L wurde basierend auf der Legierungszusammensetzung mit $\rho_0=8,000 \text{ g/cm}^3$ angenommen. Eine Extrapolation mittels des Balshin-Potenzgesetzes führt in **Diagramm 1** auf eine Zugfestigkeit der volllichten Variante von $\sigma_u(\rho_0=8,000 \text{ g/cm}^3)=596 \text{ MPa}$ (Sinterung in stickstoffarmer Sinteratmosphäre: $\sigma_u=596 \text{ MPa}(\rho/8,000 \text{ g/cm}^3)^{3,881}$) und von $\sigma_u(\rho_0=8,000 \text{ g/cm}^3)=1216 \text{ MPa}$ (Sinterung in stickstoffhaltiger Sinteratmosphäre: $\sigma_u=1216 \text{ MPa}(\rho/8,000 \text{ g/cm}^3)^{6,200}$).

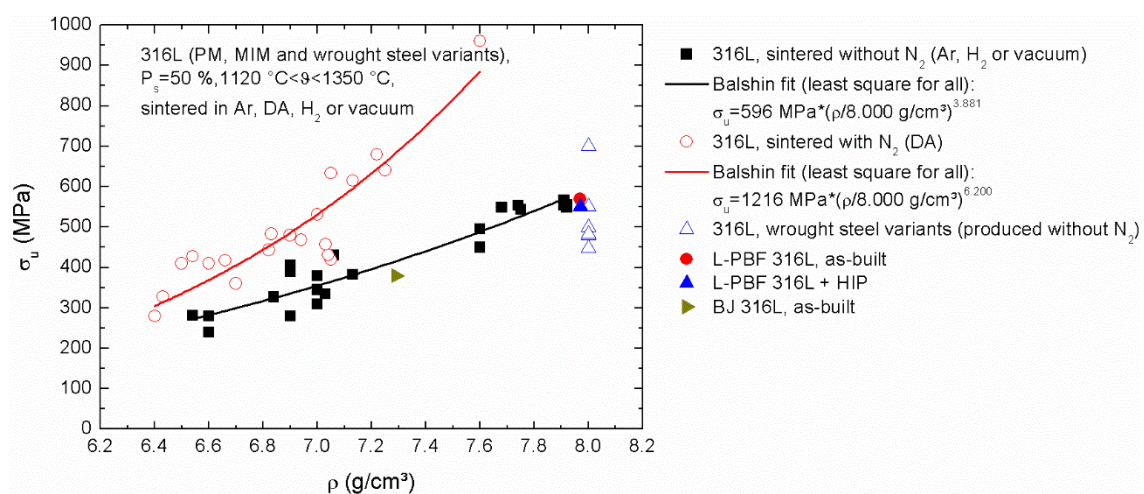


Diagramm 1: Zugfestigkeit σ_u von 316L in Abhängigkeit von der Dichte ρ und des Prozessgases für PM-, MIM- und Vollstahl-Varianten

Dieser Wert erscheint sehr hoch, allerdings finden sich in den Literaturwerten auch einige massiv aufgestickte MIM-Varianten wieder. Die gefundenen Zugfestigkeiten σ_u für die Vollstahl-Varianten reihen sich in die Werte der in stickstoffarmer Sinteratmosphäre gesinterten Varianten ein. Es ergibt sich hier ein Streuband in Spannungsrichtung, das nicht stochastischen Ursprungs ist, denn die Zugfestigkeit σ_u hängt hier auch vom Umformgrad, der Walzrichtung (Textur), der Temperaturführung und der Korngröße ab. Aus diesem Grund dürfen die dichteabhängigen Referenzkurven (Balshin-Potenzgesetz) für die Zugfestigkeit σ_u und die Biegegewecheelfestigkeit σ_A (**Diagramme 1 und 2**) nur zur Groborientierung dienen.

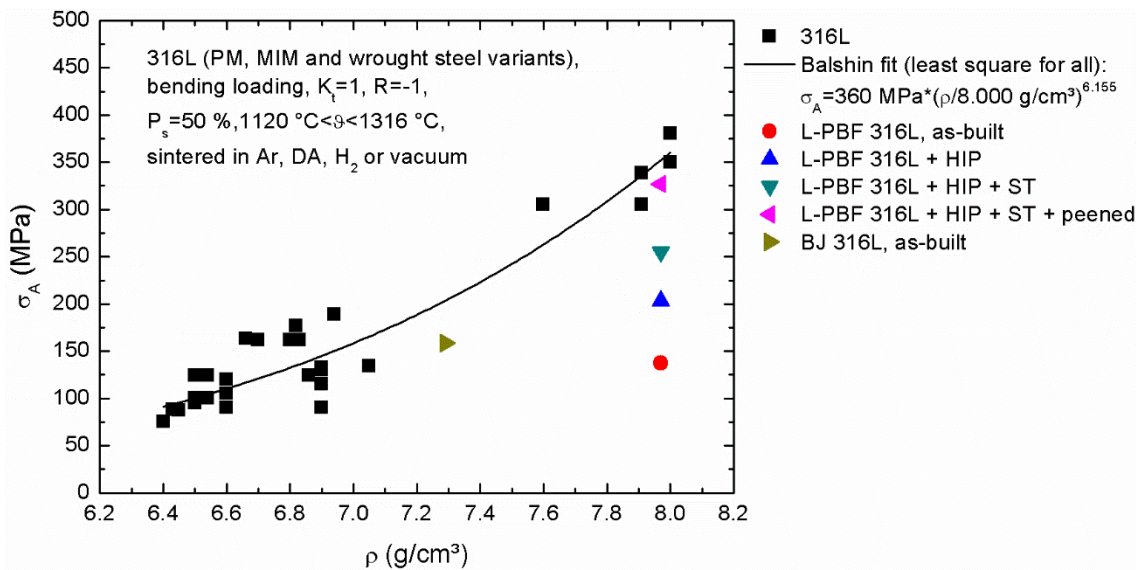


Diagramm 2: Biegegewecheelfestigkeit σ_A in Abhängigkeit der Dichte ρ für PM-, MIM- und Vollstahl-Varianten

War bei der Darstellung der Zugfestigkeiten σ_u aus der Literatur noch eine prozessgasabhängige Gruppierung möglich, lagen für die Biegegewecheelfestigkeit σ_A zu wenige Literaturwerte für eine Gruppierung vor. Daher konnte dieser Festigkeitswert aus **Diagramm 2** nur dichteabhängig beschrieben werden. Die über alle Prozessgase gemittelte Biegegewecheelfestigkeit im vollverdichteten Zustand beträgt $\sigma_A(\rho_0=8,000 \text{ g/cm}^3)=360 \text{ MPa}$ (undefinierte Prozessroute: $\sigma_A=360 \text{ MPa}(\rho/8,000 \text{ g/cm}^3)^{6,155}$). Werden die nach DIN EN ISO 6892-1 [4] ermittelten Zugfestigkeiten σ_u der drei AM-Varianten, L-PBF 316L as-built, L-PBF 316L + HIP und BJ 316L as-built, mit in das **Diagramm 1** eingetragen, fallen sie nahezu perfekt in den prognostizierten Bereich. Das ist ein sehr erfreuliches Bild, da die drei AM-Varianten augenscheinlich den Erwartungen gerecht werden. Denn zumindest in der augenblicklichen Wettbewerbssituation ist ein solcher Benchmark von Kundenseite naheliegend. Die korrespondierenden Festigkeitskennwerte des statischen Zugversuchs und die Dichte wurden in **Tabelle 3** zusammengetragen. Die L-PBF 316L as-built Variante weist mit $\sigma_u=569 \text{ MPa}$ eine recht geringe Zug-

festigkeit auf, wenn man bedenkt, dass der Werkstoff in Stickstoff konsolidiert bzw. aufgeschmolzen wurde. Eine signifikante Aufstickung der L-PBF 316L as-built (+ HIP) Variante ist im Vergleich zur BJ 316L as-built Variante in **Tabelle 6** in **Abschnitt 7** klar ersichtlich. Trotzdem reiht sich die gemessene Zugfestigkeit σ_u in den Bereich der in stickstoffarmer Sinteratmosphäre gesinterten Varianten ein. Eine anschließend durchgeführte HIP-Behandlung entspannte den Werkstoff L-PBF 316L as-built durch Rekristallisation sichtbar. Aus **Tabelle 3** geht hervor, dass die Zugfestigkeit um $\Delta\sigma=19$ MPa und die Härte um $\Delta H=22$ HV 30 reduziert wurden, während die Bruchdehnung um $\Delta\varepsilon_f=10$ % erhöht wurde.

Variante	ρ (g/cm ³)	σ_u (MPa)	$\sigma_{0,2}$ (MPa)	ε_f (%)	H (HV 30)
L-PBF 316L as-built	7,97	569	448	55	205
L-PBF 316L + HIP	7,97	550	337	65	183
L-PBF 316L + HIP + ST	7,97	-	-	-	171
L-PBF 316L + HIP + ST + peened	7,97	-	-	-	171
BJ 316L as-built	7,29	380	136	36	88

Tabelle 3: Kennwerte der Dichtemessung nach DIN EN ISO 2738 [5], der Härteprüfung nach DIN EN ISO 6507-1 [6] und des statischen Zugversuchs nach DIN EN ISO 6892-1 Typ A mit Proben nach DIN EN ISO 2740 [4, 3]

Interessanterweise änderte sich auch das komplette Verfestigungsverhalten innerhalb der Spannungs-Dehnungs-Kurve. Vergleicht man die entsprechenden Streckgrenzverhältnisse $\sigma_{0,2}/\sigma_u$ miteinander, fällt auf, dass die L-PBF 316L as-built Variante kaum verfestigt und von daher in erster Näherung bilinear beschrieben werden kann. Die Dichtemessung nach Archimedes gemäß DIN EN ISO 2738 [5] ist nicht genau genug, um den Effekt der HIP-Behandlung zu registrieren. Daher wurde für beide Varianten, L-PBF 316L as-built und L-PBF 316L + HIP, dieselbe Dichte ρ gemessen. Der Effekt der HIP-Behandlung ist weder über die Dichte ρ , noch über die Oberflächenstrukturcharakterisierung (**Abschnitt 7**) sicher nachweisbar. Dies ist nur über eine quantitative bildoptische Mikrostrukturuntersuchung möglich (Flächenporosität und Korngröße). Die BJ 316L as-built Variante weist für eine Sinterdichte von $\rho=7,29$ g/cm³ eine Zugfestigkeit von $\sigma_u=380$ MPa und ein ausgeprägtes Verfestigungsverhalten auf. Die dazugehörige Härte erscheint mit $H=88$ HV 30 im Vergleich zu den anderen Varianten recht niedrig. Das liegt vermutlich an der Hochtemperaturesinterung bei $\vartheta_{Sint}=1395$ °C in einer Sinteratmosphäre aus 100 % Wasserstoff und gemäß den Messwerten aus **Tabelle 6** an den sehr geringen Kohlenstoff-, Stickstoff- und Sauerstoffgehalten. Von den anderen Varianten, L-PBF 316L + HIP + ST und L-PBF 316L + HIP + ST + peened, wurden nur die Dichten ρ und die Härten H in **Tabelle 3** erfasst.

Nach der Untersuchung der Zugfestigkeit σ_u und der den Erwartungen entsprechenden Ergebnissen aus **Tabelle 3**, wurde zuerst die Schwingfestigkeit der L-PBF 316L as-built Variante untersucht. Gemäß der Prognose aus **Diagramm 2**

wurde eine Biegewechselfestigkeit im ungekerbten Zustand ($K_t=1,04$) von $\sigma_A > 300$ MPa erwartet, da die erzeugte Dichte von $\rho = 7,97$ g/cm³ nahe an der porrenfreien Dichte von $\rho_0 = 8,000$ g/cm³ liegt. Doch der gemessene Wert aus **Tabelle 4** von $\sigma_A = 137$ MPa entspricht gar nicht den Erwartungen. Da ausreichend Schwingproben vorhanden waren, wurden insgesamt drei Spannungsverhältnisse R untersucht ($R = -1$, $R = 0$ und $R = 0,5$). Die weiteren Ergebnisse der Schwingfestigkeitsprüfung sind ebenfalls schlecht erklärbar. Es wurde nämlich kein Abfall der Spannungsamplitude σ_A mit zunehmender Mittelspannung σ_m beobachtet, d. h. es wurde eine horizontale Schädigungslinie im Haigh-Diagramm ermittelt. Damit ergeben sich die Mittelspannungsempfindlichkeiten entsprechend der FKM-Richtlinie zu $M_2 = M_3 = 0$ [7]. Mit den Werten aus **Tabelle 4** lässt sich problemlos das entsprechende Haigh-Diagramm konstruieren. Die Kerbwirkungszahl der L-PBF 316L as-built Variante ergibt sich zu $K_t = 1,46$ (Biegung, $K_t = 1,91$ und $R = -1$) und liegt somit in einem mit PM-Stählen vergleichbaren Bereich. Auch sämtliche Werte für die Standardabweichung der Festigkeit innerhalb der Treppenstufe SS_{AFD} (Streuung) aus **Tabelle 4** sind nicht auffällig und liegen im normalen Streubereich. Die viel zu geringe Biegewechselfestigkeit σ_A kann durch mehrere Effekte hervorgerufen worden sein. Die erzeugte relative Dichte liegt zwar mit $\rho/\rho_0 \approx 97$ % sehr hoch, allerdings ist in dem Dichtebereich die „mittlere“ Dichte ρ nicht mehr relevant bzw. repräsentativ, da das Versagen hier eher von einzelnen großen Defekten dominiert wird (Weibull- und Extremwertstatistik). Durch die Nutzung von gasverdünsten 316L Pulver gemäß **Tabelle 1** (Verdüsung in Stickstoff) und der Nutzung von Stickstoff als Prozessgas beim L-PBF-Verfahren, ist mit einer Aufstickung des Werkstoffs und der Ausscheidung von Chromnitriden oder anderer versprödender Phasen zu rechnen. Ein erhöhter Stickstoffgehalt wurde tatsächlich auch in **Tabelle 6** gemessen. Allerdings hätte man bei einem Versprödungseffekt durch Ausscheidungen mit einer erhöhten Mittelspannungsempfindlichkeit M_2 bzw. M_3 gerechnet. Die Schwingprüfung mit der as-built-Oberfläche führt sicherlich auch zu einer starken Abminderung der Schwingfestigkeit σ_A . Die Untersuchung dieser unbehandelten Variante ist notwendig, da innenliegende Strukturen (Gitter- und Wabenstrukturen) für nachfolgende Arbeitsschritte nicht zugänglich sind. Um die drei oben genannten Hypothesen zu verifizieren, wurden Teilmengen der L-PBF 316L as-built Variante heißisostatisch nachverdichtet (L-PBF 316L + HIP Variante), zusätzlich lösungsgelüht und abgeschreckt (L-PBF 316L + HIP + ST Variante) und zusätzlich reinigungsgestrahlt (L-PBF 316L + HIP + ST + peened Variante). Durch die HIP-Behandlung alleine konnte die Biegewechselfestigkeit σ_A um den Faktor 1,48 auf $\sigma_A = 203$ MPa erhöht werden. **Bild 4** in **Abschnitt 5** bestätigt die Annahme, dass die HIP-Behandlung verbliebene Restporosität eliminiert. Interessanterweise waren nach der HIP-Behandlung Ausscheidungen unbekannter chemischer Zusammensetzung auf den Korngrenzen und im Korninneren erkennbar [8]. Das in **Abschnitt 7** gezeigte **Bild 7** der korrespondierenden Schwingprobenoberfläche deutet auch auf Ausscheidungen hin. Ob bei der L-PBF 316L as-built Variante auch schon Ausscheidungen auf den Korngrenzen vorlagen, konnte über die bildopti-

sche Mikrostrukturuntersuchung nicht ermittelt werden. Um potentielle Ausscheidungen aufzulösen, wurden einige Schwingproben lösungsgeglüht und abgeschreckt (L-PBF 316L + HIP + ST Variante). Durch diese Behandlung konnte die Biegezugfestigkeit σ_A nun um den Faktor 1,26 auf $\sigma_A=255$ MPa erhöht werden. Zuletzt wurde eine Teilmenge der Schwingproben noch reinigungsgestrahlt (L-PBF 316L + HIP + ST + peened Variante). Der Effekt dieser Behandlung wird in **Abschnitt 7** und **8** intensiv diskutiert. Durch diesen letzten Prozessschritt konnte die Biegezugfestigkeit σ_A erneut um den Faktor 1,28 auf $\sigma_A=327$ MPa erhöht werden. Insgesamt betrachtet, konnte die Biegezugfestigkeit σ_A der L-PBF 316L as-built Variante von $\sigma_A=137$ MPa um den Faktor 2,4 auf $\sigma_A=327$ MPa verbessert werden! Dieser Wert stimmt gut mit der Vorhersage aus **Diagramm 2** überein. Augenscheinlich haben alle drei identifizierten Einflussgrößen einen Teileffekt auf das Prüfergebnis. Es ist zu diskutieren, ob auf die HIP-Behandlung verzichtet werden kann, falls der Werkstoff durch ein Abdrehen oder Reinigungsstrahlen lokal ähnlich hoch verdichtet werden kann. Es ist festzuhalten, dass die Zugfestigkeit σ_u nicht auf Versprödungs- und Oberflächeneffekte reagiert und damit kein Indikator einer guten Prozessierung ist. Über etwaige Reihenfolgeeffekte innerhalb der Fertigungskette kann hier nur spekuliert werden. Sicher scheint nur, dass die Kühlrate von $\Delta\vartheta/\Delta t=-10$ K/min bei der HIP-Behandlung zu mild ist, um Ausscheidungen in Lösung zu halten. Falls Ausscheidungen zu befürchten sind, muss die ST-Behandlung nach der HIP-Behandlung durchgeführt werden. Beruht der Effekt des Reinigungsstrahlens nur auf dem Abbau der Spannungsspitzen (Glättungseffekt), dann ist die Reihenfolge innerhalb der Fertigungskette von untergeordneter Bedeutung. Werden hingegen Druckeigenstressungen σ_R erzeugt, darf der Werkstoff danach nicht mehr gegläht werden. Daher wird die Messung der Eigenstressungen σ_R nach dem Reinigungsstrahlen empfohlen.

Variante	K_t (1)	R (1)	σ_A (MPa)	N_K (1)	k (1)	S_{SAFD} (MPa)
L-PBF 316L as-built	1,04	-1	137	1008937	-3,06	6,65
L-PBF 316L as-built	1,04	0	138	1331390	-3,50	6,49
L-PBF 316L as-built	1,04	0,5	138	1659780	-4,81	6,78
L-PBF 316L as-built	1,91	-1	94	1251679	-3,98	5,11
L-PBF 316L + HIP	1,04	-1	203	3587282	-5,86	6,23
L-PBF 316L + HIP + ST	1,04	-1	255	3540435	-10,75	8,51
L-PBF 316L + HIP + ST + peened	1,04	-1	327	1000382	-12,50	16,93
BJ 316L as-built	1,04	-1	159	1709180	-6,01	5,69
BJ 316L as-built	1,04	0	122	894973	-34,46	5,04
BJ 316L as-built	1,04	0,5	-	-	-	-
BJ 316L as-built	1,91	-1	92	3099314	-6,25	6,56

Tabelle 4: Schwingfestigkeitswerte diverser 316L-Varianten

Die in **Tabelle 4** gezeigten Prüfergebnisse der BJ 316L as-built Variante erscheinen im Vergleich zu der Prognose aus **Diagramm 2** direkt plausibel. Der Werk-

stoff ist mit $M_2=0,3$ schwach mittelspannungsempfindlich. Die Schwingprüfung bei dem Spannungsverhältnis $R=0,5$ ist noch nicht abgeschlossen, daher kann die Mittelspannungsempfindlichkeit M_3 noch nicht angegeben werden. Die Kerbwirkungszahl der BJ 316L as-built Variante ergibt sich zu $K_f=1,73$ (Biegung, $K_t=1,91$ und $R=-1$) und liegt somit recht hoch. Die Werte für die Standardabweichung der Festigkeit innerhalb der Treppenstufe SS_{AFD} (Streuung) aus **Tabelle 4** sind komplett unauffällig. Daher wurde auf alle anderen auf die L-PBF-Variante applizierten Nachbehandlungen verzichtet. Eine Gemeinsamkeit aller geprüften 316L-Varianten (L-PBF- und BJ-Verfahren) ist der sehr weite Zeitfestigkeitsbereich der Wöhlerkurven. Aufgrund des austenitischen Gefüges (kfz-Gitter) verschiebt sich die Eckschwingspielzahl N_K in **Tabelle 4** zu sehr hohen Werten, d. h. es traten sehr viele Brüche (Abschaltkriterium: $\Delta f=1$ Hz) bei hohen Schwingungszahlen N auf. Dieser Effekt verlangsamt die Schwingprüfung insgesamt.

4. Besonderheiten bei der Schwingprüfung der BJ 316L as-built Variante

Alle Ermüdungsversuche wurden auf Resonanzmaschinen vom Typ Rumul Cracktronic durchgeführt. Als Abschaltkriterium wurde – wie sonst auch bei allen anderen Ermüdungsversuchen – ein Frequenzabfall von $\Delta f=1$ Hz gewählt. Der Frequenzabfall Δf korreliert mit dem Steifigkeitsverlust durch den sich bildenden bzw. wachsenden Ermüdungsriss. In der Regel weist die Δf - N Kurve einen progressiven Verlauf bis zum Erreichen des Abschaltkriteriums von $\Delta f=1$ Hz auf. Bei der Prüfung der BJ 316L as-built Variante ist aufgefallen, dass die Δf - N Kurve sehr oft einen degressiven Verlauf zeigte. Des Weiteren war die Leistungsaufnahme P der Resonanzmaschinen erhöht, was auf eine höhere innere Dämpfung bzw. auf andere Reibeffekte hindeuten könnte. Bei der Prüfung der Zeitfestigkeit war auffällig, dass es immer wieder Schwingproben innerhalb eines Beanspruchungshorizonts gab, die deutlich früher ausfielen als die restlichen Schwingproben des Beanspruchungshorizonts. Innerhalb der Auswertung des Übergangsbereichs ist das sich in **Diagramm 3** ergebende Streuband in Zyklenrichtung T_N größer als das korrespondierende Streuband in Spannungsrichtung T_σ . Diese „Ausreißer“ wurden allerdings nicht aus der Statistik herausgenommen, da ein willkürliches Aussortieren von Versuchsergebnissen möglicherweise die tatsächliche Werkstoffstreuung verfälschen würde. Jeder Beanspruchungshorizont war mit fünf Schwingproben belegt, so dass ausreichend Schwingproben zur Erlangung eines stabilen Ergebnisses zur Verfügung standen. Ausreißertests zur Eliminierung von „Ausreißern“ basieren in der Regel auf der Kenntnis der zur Grunde liegenden Verteilungsfunktion (häufig: Normalverteilung). Weicht die tatsächliche Verteilungsfunktion von der Annahme ab, ist der Ausreißertest zwecklos. Ein Grund dieser „Ausreißer“ ist in der geringen Grünfestigkeit der BJ 316L as-built Variante zu suchen. Aufgrund der geringen Grünfestigkeit von ca. $\sigma_b \ll 10$ MPa (ermittelt im Dreipunktbiegeversuch, Wert ist abhängig von den Druckparametern und dem verwendeten Pulver) ist das Entpulvern des Bauteils, der Transport und das manuelle Hantieren äußerst kritisch.

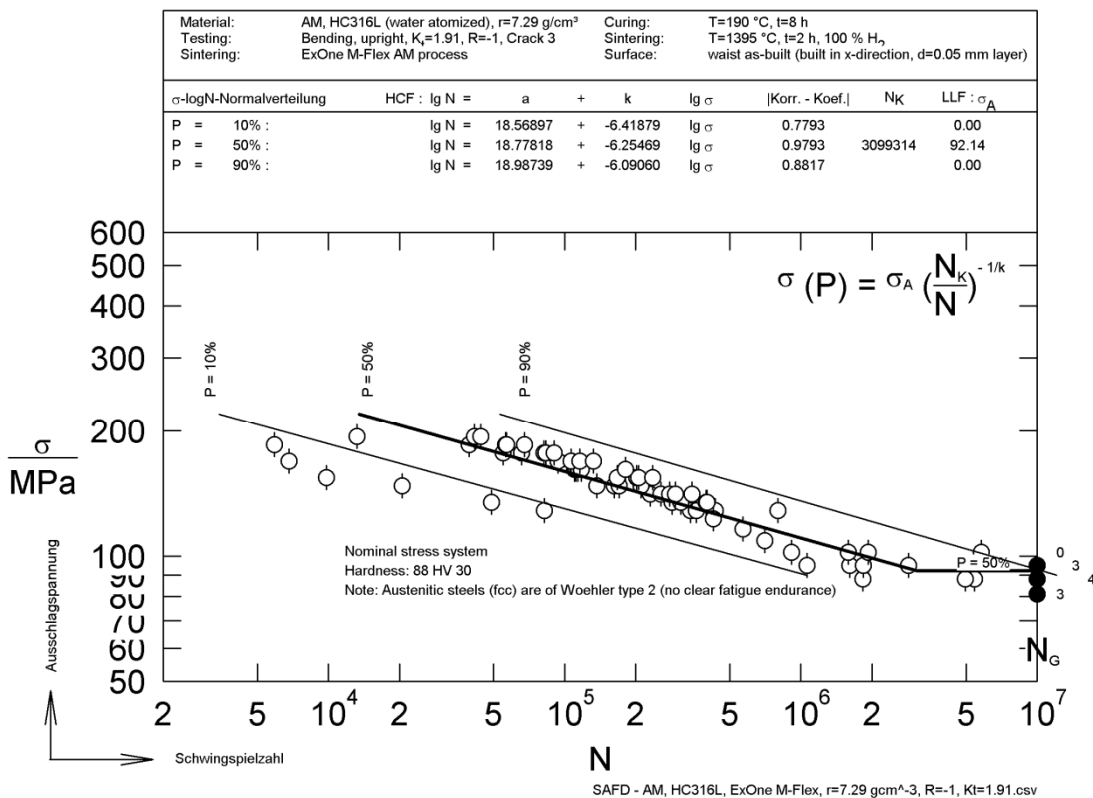


Diagramm 3: Biegewechselfestigkeit σ_A der BJ 316L as-built Variante im gekerbten Zustand (sieben „Ausreißer“ sind im Zeitfestigkeitsbereich erkennbar)

Von daher ist davon auszugehen, dass die Schwingproben vorgeschädigt waren. Fraktographische Nachuntersuchungen gebrochener Schwingproben konnten leider nicht mehr durchgeführt werden. Für die Serienfertigung von Bauteilen stellt sich somit die Frage nach geeigneten ZfP-Verfahren, Prozeduren und Automatisierungstechniken, um die Bauteile beschädigungsfrei zu entpulvern und auszuliefern. In **Diagramm 3** ist eine Wöhlerkurve für das Spannungsverhältnis R=-1 gezeigt. Die entsprechenden Schwingproben waren gekerbt mit einem Spannungskonzentrationsfaktor von $K_t=1,91$. Einige „Ausreißer“ lassen sich scheinbar problemlos identifizieren.

5. Ergebnisse der Fraktographieuntersuchungen

In den **Bildern 4 bis 6** sind im Wöhlerversuch angerissene ungekerbte Schwingproben nach DIN EN ISO 3928 [2] abgebildet. Diese Schwingproben wurden im Anschluss statisch mittels Dreipunktbiegeversuch zerbrochen. Der Rissursprung befindet sich bei allen Schwingproben an der Oberfläche der Zugseite. In **Bild 4** weist die L-PBF 316L as-built Variante im Restgewaltbruchquerschnitt die aus dem L-PBF-Verfahren resultierende Restporosität auf, während bei der L-PBF 316L + HIP Schwingprobe keinerlei Porosität erkennbar ist. Die Rissursprünge beider Schwingproben befinden sich mittig auf der Schwingprobenoberfläche.

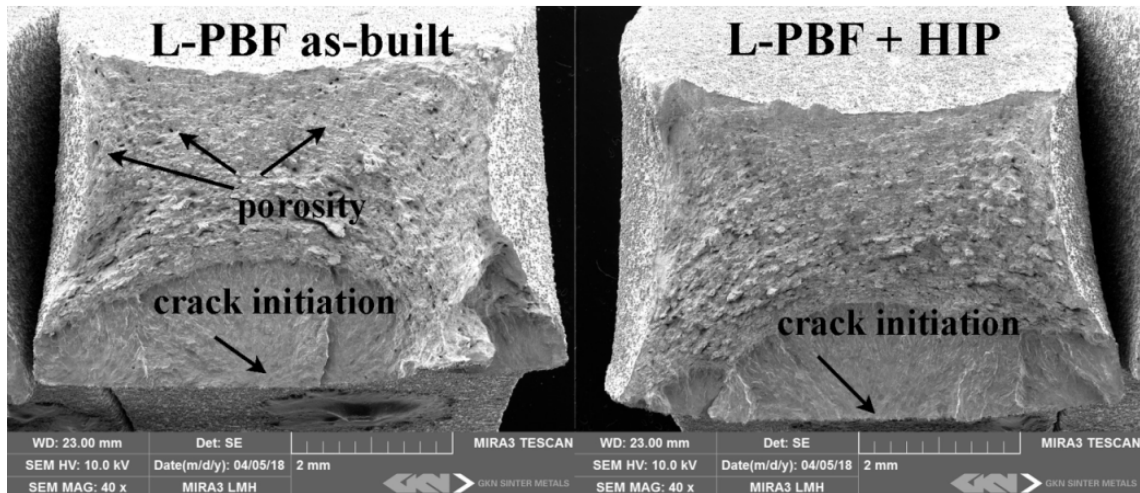


Bild 4: Im Schwingversuch angerissene L-PBF 316L as-built (+ HIP) Schwingprobe. Das Lastverhältnis war $R=0$.

Die L-PBF 316L + HIP + ST Schwingprobe aus **Bild 5** zeigt insgesamt drei Rissursprünge entlang der Schwingprobenoberfläche. Sie befinden sich an den beiden Schwingprobenkanten und in der Schwingprobenmitte. Die Rissursprünge an den Kanten liegen in derselben Ebene, während der Rissursprung der Schwingprobenmitte in Tiefenrichtung versetzt ist. Die L-PBF 316L + HIP + ST + peened Variante weist ihren Rissursprung an der Schwingprobenkante auf.

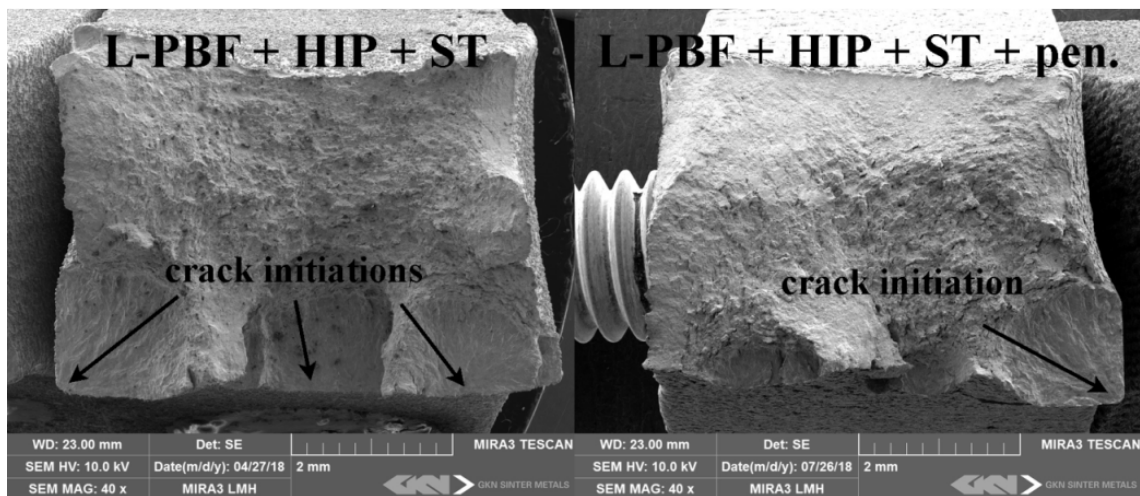


Bild 5: Im Schwingversuch angerissene L-PBF 316L + HIP + ST (+ peened) Schwingprobe. Das Lastverhältnis war $R=0$.

Bei der BJ 316L as-built Variante aus **Bild 6** befindet sich der Rissursprung ebenfalls an der Schwingprobenkante. Die Restgewaltbruchfläche gleicht einer konventionell hergestellten PM-Probe (Matrizenpressen und Konsolidierung im Sinterofen) mit hohem Grübchenanteil. Während bei der L-PBF 316L + HIP (+ ST + peened) Variante bei höherer Vergrößerung im Grübchengrund liegende Mangansulfidausscheidungen erkennbar sind, können solche Ausscheidungen in

der BJ 316L as-built Variante nicht identifiziert werden. Diese Beobachtung korrespondiert mit den gemessenen Mangan- und Schwefelgehalten aus **Tabelle 1** und **2**. Beim Vergleich der **Bilder 4** bis **6** bleibt festzuhalten, dass die L-PBF-Varianten deutlich höhere makroskopische plastische Verformungsgrade aufweisen, als die BJ 316L as-built Variante (Vergleich **Tabelle 3** aus **Abschnitt 3**).

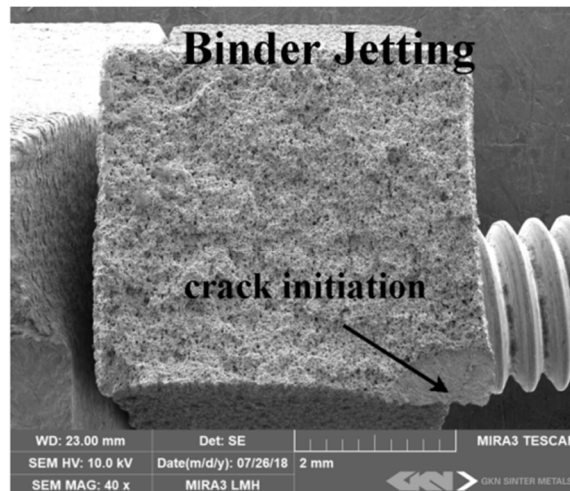


Bild 6: Im Schwingversuch angerissene BJ 316L as-built Schwingprobe. Das Lastverhältnis war $R=0$.

6. Ergebnisse der Maßtoleranzuntersuchungen

Toleranzen dienen der zuverlässigen Funktionserfüllung eines Bauteils bzw. einer Baugruppe (Makrogeometrie) und sind somit funktional ohne übertriebene Anforderungen an die Feinheit zu wählen. Die Wahl der Toleranz muss sich ferner am Prozess orientieren, d. h. das Prozesspotential C_p und die kritische Prozessfähigkeit C_{pk} und somit die Fertigungsstreuung müssen sich in der Toleranzwahl wiederfinden. Im Idealfall arbeiten hier die Fertigung und die Konstruktion Hand in Hand. Einzeltoleranzen addieren sich (je nach Tolerierungsprinzip linear oder geometrisch) gemäß der Maßkettentheorie und ergeben so das Schluss- bzw. Schließmaß. Man muss zwei Arten von Schluss- bzw. Schließmaßen unterscheiden. Bei der Montage mehrerer Bauteile zu einer Baugruppe stellt das erzeugte Spiel oder Übermaß das Schluss- bzw. Schließmaß dar. Innerhalb eines Bauteils können nicht alle Maße mittels Zerspanung direkt gefertigt werden. Das sich ergebene Maß gemäß Zerspanungsabfolge stellt hier dann das Schluss- bzw. Schließmaß dar. Bisher sind keine Arbeiten bekannt, die AM-Verfahren speziell auf diese Fragestellung hin untersucht haben. Es sind daher Zusammenhänge mit der Scanstrategie und der Triangulation (STL-Datensatz) zu erwarten. Die belichteten (L-PBF-Verfahren) bzw. konsolidierten (BJ-Verfahren) Konturen werden entsprechend der 3D-Konstruktionsdatensätze gefertigt und können so als direkt gefertigt angesehen werden. Bohrungen und Aussparungen müssen vermutlich als indirekt gefertigt angesehen werden. Um die beiden AM-Verfahren, L-PBF- und BJ-Verfahren, hinsichtlich der erzielbaren Maßtoleranzen zu vergleichen,

wurden je $n=80$ Schwingproben mittels Messschieber vermessen. Dazu wurden die Einspannenden der erzeugten Schwingproben gemäß DIN EN ISO 3928 [2] im Aufbauzustand (L-PBF 316L as-built und BJ 316L as-built) in Breitenrichtung (Nennmaß: $N=11$ mm) und Höhenrichtung (Nennmaß: $N=6$ mm bei dem BJ-Verfahren und $N=7$ mm bei dem L-PBF-Verfahren, abweichend von DIN EN ISO 3928) vermessen. Die Daten wurden statistisch ausgewertet und die jeweiligen arithmetischen Mittelwerte \bar{x} und Standardabweichungen s berechnet und in **Tabelle 5** aufgeführt. Systematische Abweichungen von den Nennmaßen, $N=11$ mm bzw. $N=6$ mm und $N=7$ mm, wurden als über den Prozess korrigierbar angesehen. Die Nennmaße N wurden als Toleranzmittenmaße C mit symmetrischer Toleranz aufgefasst (Annahme: $N=C=\bar{x}$). Da keine konkreten Maßtoleranzanforderungen vorlagen (in DIN EN ISO 3928 sind zwar Maßtoleranzen für die beiden Nennmaße N definiert, sie gelten aber für das Matrizenpressen und nicht für die AM-Verfahren), wurde ein Prozesspotential von $C_p=1$ unterstellt. Dadurch ergibt sich die Maßtoleranz zu $T=6s$. Die generierten Werte aus **Tabelle 5** wurden in das Grundtoleranzschaubild in **Diagramm 4** zum Vergleich eingetragen. Es ist anzumerken, dass das Grundtoleranzschaubild auf empirischen Zerspanungsversuchen basiert. Die stufenförmig angeordneten Grundtoleranzen stellen dabei eine Vereinfachung des parabolischen „Inneren Gesetzes der Fertigungsschwierigkeit nach Loewe/Schlesinger“ dar. Prinzipiell sind aus dem Grundtoleranzschaubild zwei Erkenntnisse ableitbar, zum einen, dass größere Bauteile relativ gesehen (Verhältnis Nennmaß N zu Grundtoleranz T) genauer zu fertigen sind und zum anderen, dass die Grundtoleranzklasse (IT-Klasse) mit der Wahl des Fertigungsverfahrens skaliert. Für die Zukunft wäre die Erstellung eines Grundtoleranzschaubildes für AM-Verfahren wünschenswert, da durchaus mit einem anderen, nicht-degressiven, parabolischen Verlauf zu rechnen ist.

Variante	$N=C=\bar{x}$ (mm)	s (mm)	$T=6s$ (mm)
L-PBF 316L as-built	10,94	0,02	0,1
L-PBF 316L as-built	6,96	0,01	0,09
BJ 316L as-built	10,99	0,10	0,63
BJ 316L as-built	5,51	0,16	0,96

Tabelle 5: Nennmaße N bzw. Toleranzmittenmaße C , Standardabweichung s und Maßtoleranz T für die untersuchten Schwingproben

Aus **Tabelle 5** geht hervor, dass die Schwingproben, die mittels L-PBF-Verfahren hergestellt wurden, deutlich genauer sind als die mittels BJ-Verfahren hergestellten Schwingproben. Beide Maße der L-PBF-Schwingproben liegen im Bereich der Grundtoleranzklasse IT 12. Die mittels BJ-Verfahren hergestellten Schwingproben sind um etwa vier Grundtoleranzklassen gröber. Während das Breitenmaß im Bereich der Grundtoleranzklasse IT 16 liegt, ist das Höhenmaß mit IT 17 nochmals etwas gröber. Das liegt an der Schwingprobenorientierung während des Schichtaufbaus, d. h. durch die Verteilung des Binders und durch die Kapillarität des Pulverbetts während des BJ-Verfahrens, ist mit größeren Abweichungen in Höhenrichtung (gleich Baurichtung) zu rechnen. Diese Be-

obachtung ist physikalisch verständlich. Einen ähnlichen Zusammenhang kennt man vom klassischen Matrizenpressen. Hier schwanken die Höhenmaße auch immer deutlich stärker als die Breitenmaße (Matrizenmaße).

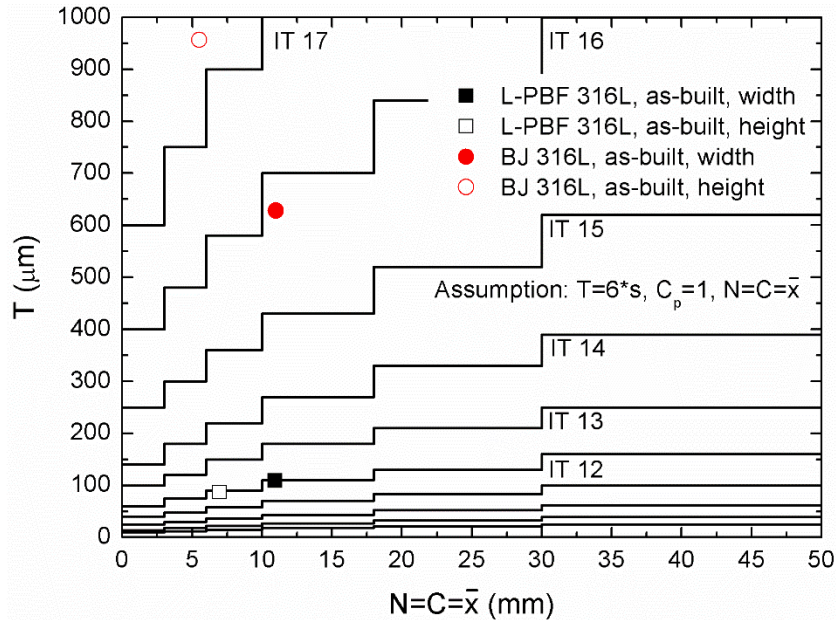


Diagramm 4: Grundtoleranzklasse der untersuchten L-PBF 316L as-built und BJ 316L as-built Schwingproben aus **Tabelle 5**

Durch verbesserte Drucker, Druckverfahren, Bindersysteme und Prozessparameter ist aber mit einer deutlichen Verbesserung der Maßtoleranzen beim BJ-Verfahren zu rechnen. Neben den Maßtoleranzen gilt es ferner die Formtoleranzen zu ermitteln bzw. zu optimieren. Durch den an das BJ-Verfahren anschließenden Hochtemperatursinterprozess und dem damit verbundenen Sinterschrumpf ist mit viel größeren Formtoleranzen (Verzug) zu rechnen. Ähnliche Zusammenhänge kennt man vom MIM-Verfahren. Der Reduzierung des Verzugs durch geeignete Unterlagen und Stützstrukturen wird hier große Aufmerksamkeit geschenkt. Allerdings ist auch davon auszugehen, dass die sich einstellenden Formabweichungen individuell, d. h. bauteilabhängig sein werden (Wandstärke, Komplexität und Filigranität). Ähnliche Überlegungen zur Verzugsreduzierung gibt es seit längerer Zeit auch für das BJ-Verfahren. Zusammenfassend kann gesagt werden, dass das L-PBF-Verfahren in Bezug auf die Maß- und Formtoleranzen deutlich genauer ist. Das BJ-Verfahren wird kontinuierlich weiteroptimiert und zukünftig ähnliche Maßtoleranzen im Bereich der Grundtoleranzklasse IT 12 erreichen. Ob sich die Formtoleranzen verbessern lassen, kann an dieser Stelle nicht gesagt werden. Hier muss individuell entschieden werden, ob eine Grundtoleranzklasse IT 12 für die Funktionserfüllung der Funktionsfläche ausreichend ist oder ob nachbearbeitet werden muss.

7. Ergebnisse der Oberflächenstrukturcharakterisierung

In den **Bildern 7 bis 9** sind die an der Oberfläche der jeweiligen Schwingprobenvariante anhaftenden Pulverpartikel abgebildet. In **Bild 7** sind bei der L-PBF 316L as-built Variante kugelige, im Fertigungsprozess nicht vollständig aufgeschmolzene Pulverpartikel, erkennbar.

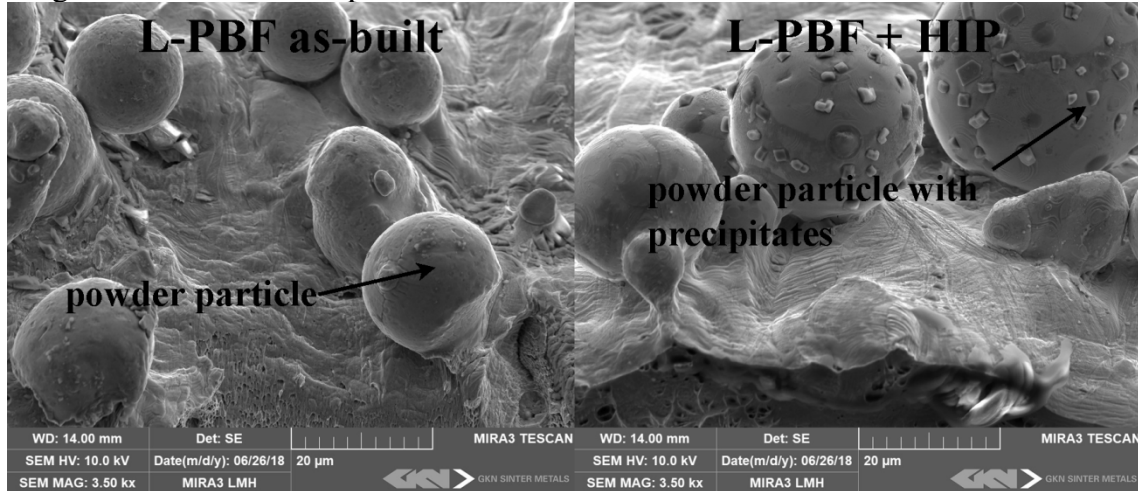


Bild 7: Schwingprobenoberflächen der L-PBF 316L as-built und L-PBF 316L + HIP Varianten aus **Bild 4** oberhalb der Restgewaltbruchfläche

Diese sind nur partiell mit dem Material an der Oberfläche über Sinterhalse verbunden. Ähnlich verhält sich die L-PBF 316L + HIP Variante. Die nachträgliche HIP-Behandlung samt langsamer Abkühlung bewirkte, dass an der Partikeloberfläche und im Bauteilinneren erkennbare Ausscheidungen gebildet wurden. Diese Ausscheidungen sind das Resultat aus dem im Werkstoff verbliebenen Spuren von Restkohlenstoff und Stickstoff und der Affinität von Chrom gegenüber diesen Elementen. In **Tabelle 6** sind die Ergebnisse der Messung der Elementgehalte aufgeführt. Der erhöhte Sauerstoffgehalt der L-PBF-Varianten ist im Gegensatz zum Sauerstoffgehalt der BJ 316L as-built Variante erwähnenswert.

Variante	N (%)	O (%)	C (%)
L-PBF 316L as-built	0,089	0,045	0,013
L-PBF 316L + HIP	0,087	0,046	0,014
BJ 316L as-built	0,002	0,004	0,001

Tabelle 6: Mit einem Leco CS744 (Kohlenstoffgehalt) bzw. einem Leco ONH836 (Stickstoff- und Sauerstoffgehalt) ermittelte Elementgehalte

In **Bild 8** sind die L-PBF 316L + HIP + ST (+ peened) Varianten abgebildet. Ein nachträgliches Lösungsglügen und anschließendes Abschrecken in Wasser bewirkt, dass die unerwünschten Legierungselemente Kohlenstoff und Stickstoff im Material gelöst vorliegen. Bei der L-PBF 316L + HIP + ST Variante sind keine Ausscheidungen an der Partikeloberfläche und im Bauteilinneren erkennbar.

Zwar wurden die Ausscheidungen durch das Lösungsglügen beseitigt, allerdings entstand eine grün schimmernde Chromoxidschicht auf den Probekörpern.

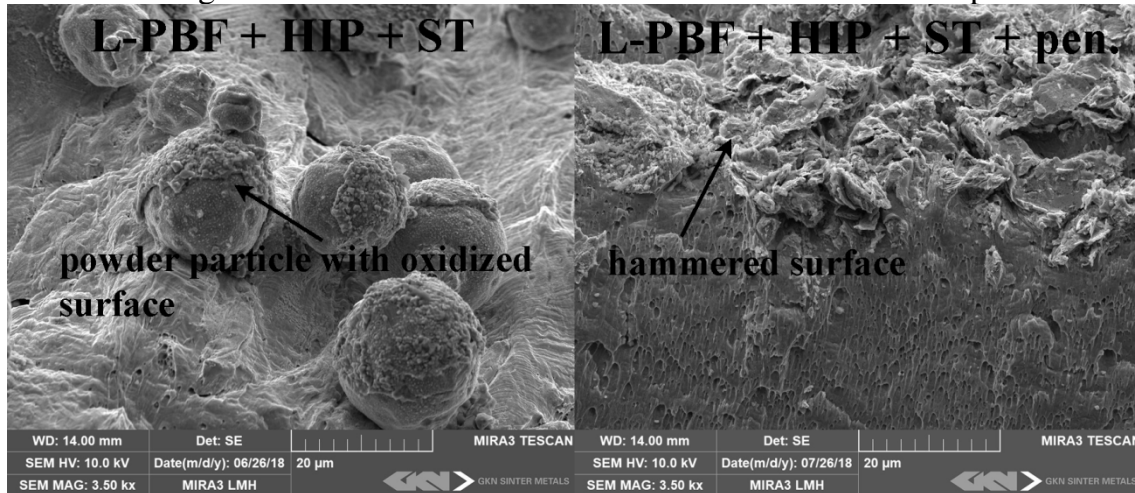


Bild 8: Schwingprobenoberflächen der L-PBF 316L + HIP + ST (+ peened) Varianten aus **Bild 5** oberhalb der Restgewaltbruchfläche

Durch eine Reinigungsstrahlbehandlung lassen sich die oxidbehafteten Pulverpartikel beseitigen. Reste der Chromoxidschicht, die durch den Reinigungsstrahlvorgang eingearbeitet wurden, sind dort dennoch zu erkennen. Es ist anzumerken, dass eine Reinigungsstrahlbehandlung eine kaltverfestigte Randschicht an der Schwingprobenoberfläche hinterlässt. Die eingebrachten Druckeigenspannungen σ_R und die Beseitigung der Rauheit bewirken eine Erhöhung der Schwingfestigkeit σ_A . Eine komplett andere Oberflächenstruktur weist die BJ 316L as-built Schwingprobenoberfläche aus **Bild 9** auf.

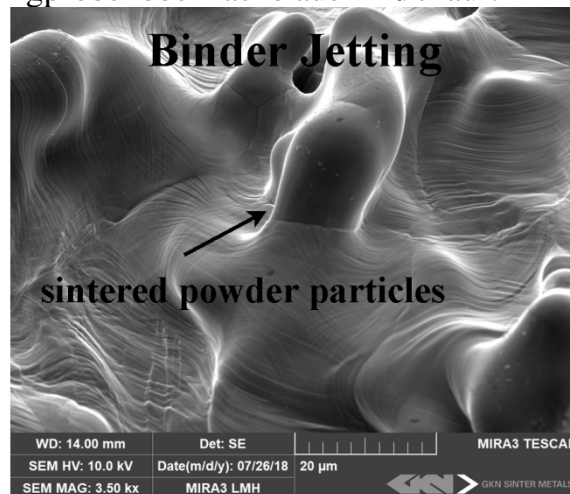


Bild 9: Schwingprobenoberfläche der BJ 316L as-built Variante aus **Bild 6** oberhalb der Restgewaltbruchfläche

Dort sind nach der generativen Fertigung und der Sinterung bei $\vartheta_{Sint}=1395\text{ °C}$ in Wasserstoffatmosphäre nur noch schemenhaft kugelige Pulverpartikel erkennbar. Aufgrund der Prozessführung (Sintern bei hoher Temperatur ϑ_{Sint} und langer Zeit t_{Sint}) sind beim BJ-Verfahren Pulverpartikel mit der Schwingprobenoberfläche

versintert. Es sind weder Ausscheidungen noch oberflächliche Oxide erkennbar. Dies korrespondiert mit den geringen Verunreinigungsgehalten an Stickstoff, Sauerstoff und Kohlenstoff gemäß **Tabelle 6** bedingt durch die starke Reduktionswirkung der Wasserstoffatmosphäre. Der Oberflächenbeschaffenheit (Mikrogeometrie) kommt eine hohe Bedeutung zu. Die Oberfläche stellt in gewisser Weise die Systemgrenze des Systems „Bauteil“ dar und grenzt das Bauteil geometrisch und oft auch funktional gegenüber der Umgebung ab. Interaktionen mit der Umgebung wie der Angriff durch korrosive Medien oder auch die Adsorption von gasförmigen oder flüssigen Substanzen (Rehbinder- und Roscoe-Effekt) spielen hier eine wichtige Rolle. Gemeinsam mit der höheren Defektdichte auf der Oberfläche und der örtlichen Spannungsüberhöhung durch Biege-, Torsions- und Kerbspannungen wachsen Ermüdungsrisse in der Regel von der Oberfläche in das Bauteilinnere. Das heißt, zumindest aus Gründen der Ermüdungsfestigkeit sollte die Oberfläche so glatt wie möglich sein. Leider wird in der Literatur kaum auf den Zusammenhang zwischen der Maßtoleranz und der Oberflächenstruktur hingewiesen, da das Istmaß formal ja „oberhalb des Rauheitsprofils“ bestimmt wird. Durch Glättungs- und/oder Verschleißeffekte während der Montage oder des Betriebs kann das Istmaß aber unter das Minimum-Material-Grenzmaß LML fallen (Ausschuss). Hinsichtlich ihrer Funktion werden Oberflächen eingeteilt in Passflächen, Strömungsflächen, Schmiergleitflächen, Wälzflächen (elastohydrodynamische Wälzkontakte) und statisch bzw. dynamisch beanspruchte Spannungsgrenzflächen [9]. Eine andere Quelle differenziert zwischen Lagerflächen, Leitflächen, Sichtflächen, Haftflächen, Reibflächen und Dichtflächen [10]. Durch eine entsprechende Gestaltung der Oberfläche können Geräusche gemindert, Reibkräfte, Wärmeströme und Verschleiß reduziert und die Zuverlässigkeit von Passflächen verbessert werden. Auch die optische Wirkung von hochglänzenden oder besonders texturierten Sichtflächen kann für generativ gefertigte Bauteile eine Rolle spielen. Aus Ermangelung an Alternativen wurde die Oberfläche von fünf verschiedenen 316L-Varianten taktil mittels Tastschrittverfahren erfasst und klassisch über die üblichen Rauheitskenngrößen in **Tabelle 7** ausgewertet. Dazu wurde ein Mahr XCR 20 mit MarSurf GD 25 Vorschubgerät genutzt. Der Taster MFW 250 B Set besitzt einen Tastspitzenradius von $r_{\text{Tip}}=2 \mu\text{m}$ und einen Öffnungswinkel der Tastspitze von $\alpha_{\text{Tip}}=90^\circ$. Es wurde ein Gauss-Filter mit Grenzwellenlänge $\lambda_c=0,8 \text{ mm}$, einer Einzelmessstrecke $l_r=0,8 \text{ mm}$ und einer Gesamtmessstrecke $l_n=4 \text{ mm}$ bzw. einer Grenzwellenlänge $\lambda_c=2,5 \text{ mm}$, einer Einzelmessstrecke $l_r=2,5 \text{ mm}$ und einer Gesamtmessstrecke $l_n=12,5 \text{ mm}$ abhängig von der Baurichtung der Schwingproben verwendet. Somit wird formal das Primärprofil (P-Profil) durch entsprechende Filterung in Welligkeit (W-Profil, niedrigfrequenter/langwelliger Anteil) und Rauheit (R-Profil, hochfrequenter/kurzwelliger Anteil) aufgeteilt [11]. Technisch relevant sind dabei die Gestaltabweichungen der 1. bis zur 4. Ordnung. Während bei spanend bearbeiteten Oberflächen zwischen Wellen (Welligkeit, Gestaltabweichung 2. Ordnung), Rillen (Rauheit, Gestaltabweichung 3. Ordnung) und Riefen (Rauheit, Gestaltabweichung 4. Ordnung) und deren Entstehungsursachen (Schwingungen, Spanbil-

dung oder Vorschubbewegung) sinnvoll unterschieden werden kann, ist das bei generativ gefertigten Oberflächen nicht so einfach möglich. Taktile Rauheitsmessungen haben eine gewisse Filterwirkung gegenüber dem zu untersuchenden Profil. Das liegt an der geometrischen Beschaffenheit des Tasters. Bei Betrachtung der **Bilder 7 bis 9** mit anhaftenden Pulverpartikeln wird verständlich, dass der Taster das Profil nur bis zum Äquator des jeweiligen Pulverpartikels richtig erfassen kann. Der darunter befindliche Sinterhals wird nicht erfasst. Daher hat die Rauheit – falls der Begriff nicht sogar irreführend ist – generativ gefertigter Oberflächen topologisch einen anderen Charakter.

Messung in Baurichtung	Ra (µm)	Rz (µm)	Rmax (µm)	Rk (µm)	Rpk (µm)	Rvk (µm)	Mr1 (%)	Mr2 (%)
L-PBF 316L as-built	7,0	44,5	52,1	23,4	9,3	6,3	9,9	91,6
L-PBF 316L + HIP	6,4	40,9	45,4	20,6	8,6	6,5	11,9	90,6
L-PBF 316L + HIP + ST	6,9	43,3	49,9	23,8	6,6	6,8	8,7	91,1
L-PBF 316L + HIP + ST + peened	3,6	23,4	26,0	11,2	3,6	5,1	8,5	87,1
BJ 316L as-built	6,9	42,4	49,5	19,3	6,4	13,8	9,1	84,3
Messung quer zu Baurichtung	Ra (µm)	Rz (µm)	Rmax (µm)	Rk (µm)	Rpk (µm)	Rvk (µm)	Mr1 (%)	Mr2 (%)
L-PBF 316L as-built	6,6	35,7	45,2	20,7	9,3	7,4	12,4	91,4
L-PBF 316L + HIP	6,5	36,7	42,4	20,0	9,6	6,7	14,1	89,6
L-PBF 316L + HIP + ST	6,7	40,0	46,3	23,3	8,0	7,1	9,7	91,6
L-PBF 316L + HIP + ST + peened	3,5	20,7	26,3	11,2	4,3	5,9	9,0	88,6
BJ 316L as-built	5,2	34,3	38,8	16,6	7,3	5,7	10,8	90,2

Tabelle 7: Kenngrößen der Oberflächenstrukturcharakterisierung

Beim Vergleich des arithmetischen Mittenrauwertes Ra, der gemittelten Rautiefe Rz und der maximalen Einzelrautiefe Rmax aus **Tabelle 7** fällt auf, dass die Werte für die fünf 316L-Varianten in Baurichtung in der Regel etwas größer sind. Diese Beobachtung erscheint verständlich, wenn man bedenkt, dass beim BJ-Verfahren oder auch beim L-PBF-Verfahren Schicht über Schicht aufgetragen und konsolidiert wird. Diese Abtastrichtung ist formal korrekt, da die Abtastrichtung rechtwinklig zu der Bearbeitungsspur verläuft [12]. Der Unterschied zwischen den beiden Abtastrichtungen ist nicht ausgeprägt. Insgesamt liegen die Werte für den arithmetischen Mittenrauwert Ra auf dem Niveau der Urform- und Umformverfahren [13]. Die dazugehörigen Werte für die gemittelte Rautiefe Rz korrelieren mit $Rz \approx 6Ra$ und fallen in das Streuband empirischer Erfahrungswerte spanend gefertigter Oberflächen [13]. Im Vergleich zu gepressten und gesinterten PM-Bauteilen sind die Werte der 316L-Varianten deutlich schlechter. Typische Mittenrauwerte liegen hier bei etwa $Ra = 1 \mu m$ und typische gemittelte Rautiefen liegen bei etwa $Rz = 10 \mu m$, wobei zwischen Matrizen- und Stempelflächen unterschieden werden sollte. Durch die Reibschubspannungen beim Verdichten ist die

Oberflächenqualität dieser Flächen deutlich besser. Ein signifikanter Unterschied zu den zerspanend oder durch Matrizenpressen hergestellten Bauteilen ergibt sich allerdings, wenn die Abbott-Firestone Traganteil-Kurven aus den **Diagrammen 5 und 6** betrachtet werden.

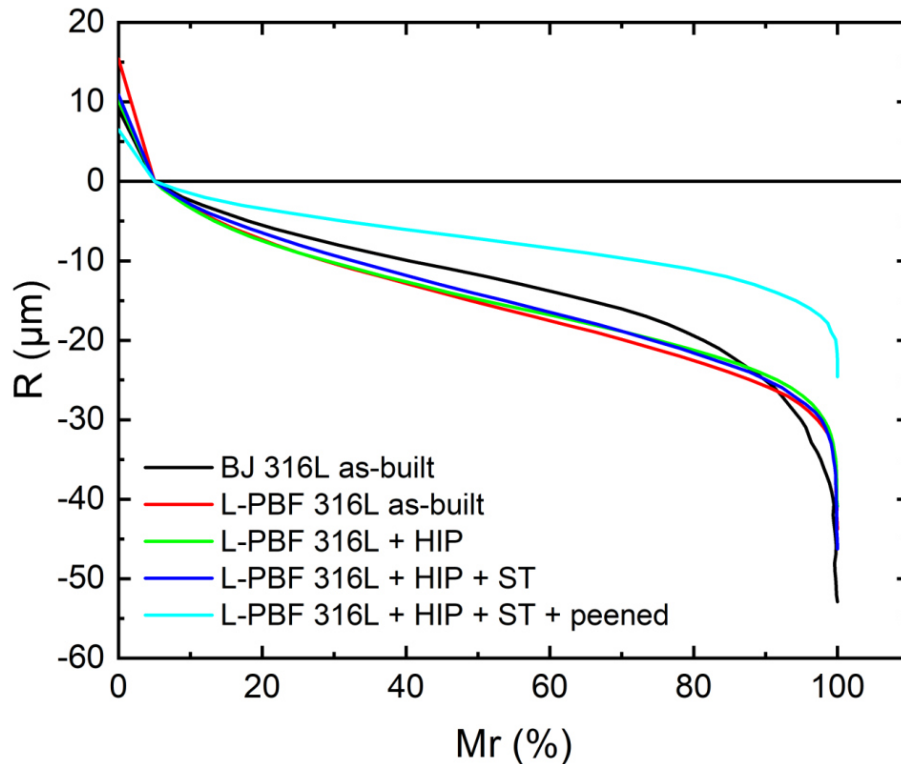


Diagramm 5: Abbott-Firestone Traganteil-Kurve der generativ gefertigten Schwingproben gemessen in Baurichtung

Die den Traganteil definierenden Größen, die Kernrautiefe R_k , die reduzierte Spitzenhöhe R_{pk} , die reduzierte Riefentiefe R_{vk} , der kleinste Materialanteil Mr_1 und der größte Materialanteil Mr_2 finden sich in Abhängigkeit von der Abtastrichtung in **Tabelle 7**. Die Auswertung erfolgte gemäß DIN EN ISO 4287 [14]. Die Abbott-Firestone Traganteil-Kurven beinhalten viel mehr Informationen bezüglich des Rauheitsprofils als die klassischen Rauheitskenngrößen und sind somit aus funktionaler Sicht wesentlich wichtiger. Es ist allgemein bekannt, dass Rauheitsprofile mit gleichen Mittenrauwerten R_a trotzdem komplett unterschiedliche Abbott-Firestone Traganteil-Kurven haben können. Im Motorenbau wird beispielsweise eine größere reduzierte Riefentiefe R_{vk} zwecks Schmiermittlerückhaltung und eine niedrigere reduzierte Spitzenhöhe R_{pk} zwecks verbessertem Einlaufverhalten angestrebt [10]. Die reduzierte Spitzenhöhe R_{pk} steuert das Einlaufverhalten tribologisch beanspruchter Oberflächenpaarungen. Die entsprechend gemessenen Werte in **Tabelle 7** sind demnach viel zu groß, d. h. Wälzkontakte oder Verschleißbeanspruchungen müssen in dem Oberflächenzustand gemieden werden. Es ist kein Einfluss der HIP-Behandlung und der ST-Behandlung auf die Rauheitskenngrößen im Vergleich zur Referenzvariante L-

PBF 316L as-built zu erkennen. Daher liegen die drei Kurven in den **Diagrammen 5 und 6** praktisch übereinander. Lediglich die L-PBF 316L + HIP + ST + peened Variante weist durchwegs bessere Kennwerte auf.

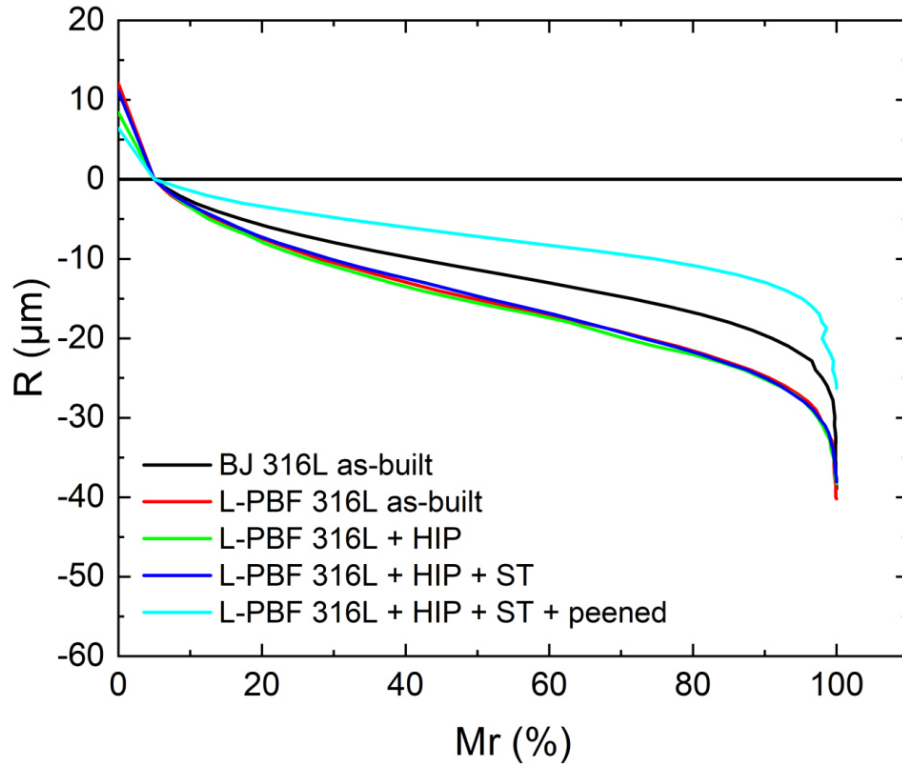


Diagramm 6: Abbott-Firestone Traganteil-Kurve der generativ gefertigten Schwingproben gemessen quer zur Baurichtung

Die BJ 316L as-built Variante weist eine etwas bessere Kernrautiefen R_k auf. Alle Abbott-Firestone Traganteil-Kurven verlaufen sigmoidal ohne erkennbares Plateau. Die hohen Kernrautiefen R_k in **Tabelle 7** sind dafür charakteristisch. Ohne eine zusätzliche Nachbearbeitung sind schlechte Trag-, Dicht- und Passeigenschaften zu erwarten. Bei Schraub- und Pressverbindungen ist mit einem starken Setzen durch mikroplastische Verformung zu rechnen. Daher ist von einem Setzkraftverlust bei Verschraubungen auszugehen, falls die generativ hergestellte Oberfläche nicht ausreichend geglättet bzw. nachbearbeitet wird. Auch hinsichtlich der Abbott-Firestone Traganteil-Kurve sind gepresste und gesinterte PM-Bauteile deutlich besser. Daher muss für die generativ erzeugten Oberflächen zumindest eine glättende Reinigungsstrahlbehandlung durchgeführt werden.

8. Numerische Betrachtung der Pulverpartikelanhaftungen

Die in **Abschnitt 7** gezeigten, zum Teil stark unterschiedlichen Oberflächenstrukturen, werden an dieser Stelle spannungsmechanisch untersucht. Zum einen soll der Effekt der Reinigungsstrahlbehandlung bei der L-PBF 316L + HIP + ST Variante und zum anderen die gute Biegeweichselfestigkeit σ_A bei der BJ 316L

as-built Variante erklärt werden. Um den Einfluss der anhaftenden Pulverpartikel auf die Spannungsverteilung (linear-elastischer Werkstoff) abzuschätzen, wurde ein vereinfachtes 2D Modell mittels linear-elastischer FEM-Spannungsberechnung untersucht.

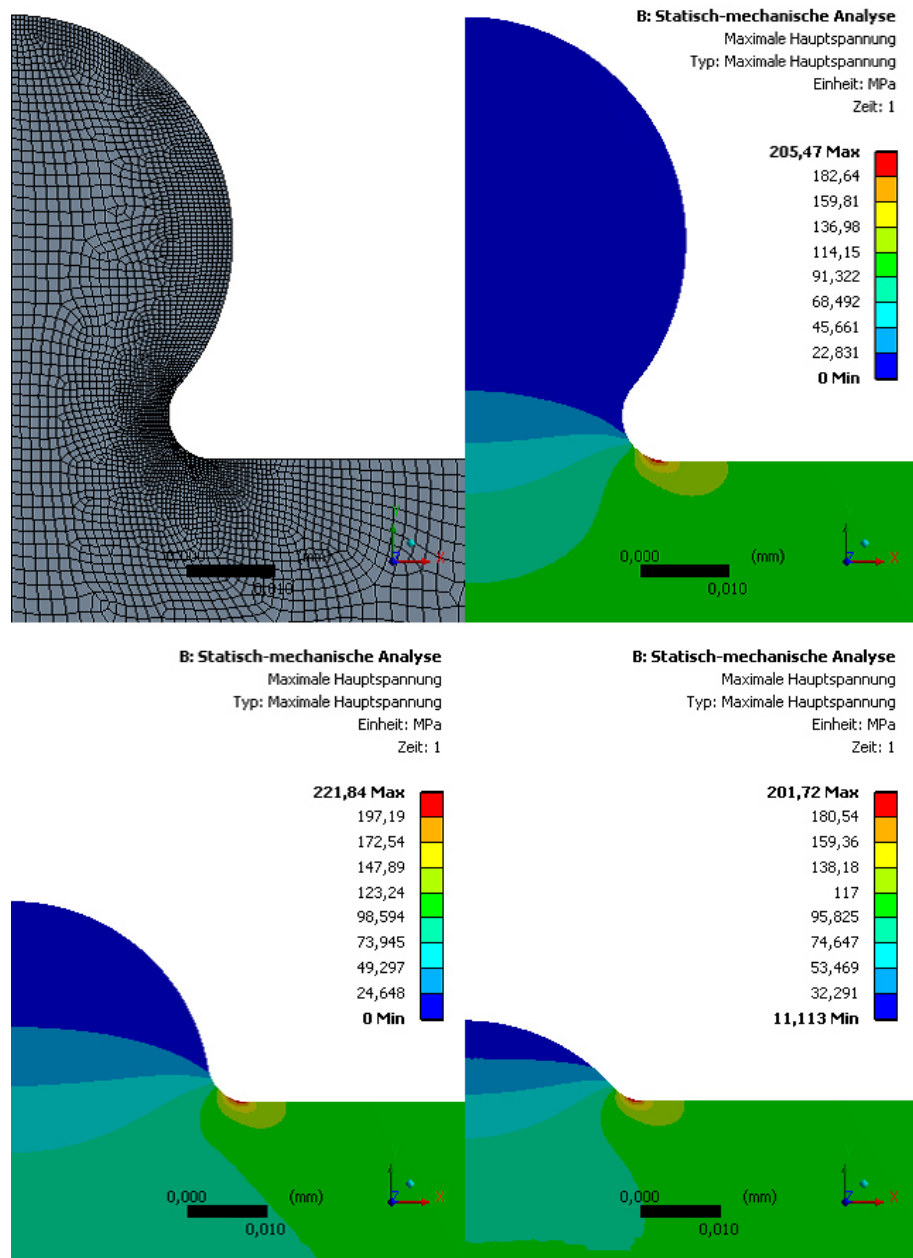


Bild 10: Für die linear-elastische FEM-Spannungsberechnung erzeugtes FEM-Modell. Das Eintauchen des Pulverpartikels in die Scheibenoberfläche ist im Bildverlauf dargestellt.

Hierfür wurde eine im Vergleich zur Partikelgröße in z-Richtung unendlich dicke Scheibe auf Zug belastet (ohne Möglichkeit der Verbiegung), so dass sich eine axiale Nennspannung von $\sigma_n=100$ MPa einstellte. Dieser Scheibe wurde nun ein Pulverpartikel (als kreisförmige Scheibe) mit Radius $R=25$ μ m angehaftet. Um

Singularitäten zu vermeiden, wurde der Sinterhals durch eine tangentielle Verrundung des Pulverpartikels mit der Scheibe mit Radius $r=5\ \mu\text{m}$ generiert. Das FEM-Modell, „das Eintauchen des Pulverpartikels in die Scheibenoberfläche“ und die daraus resultierenden maximalen Hauptspannungen σ_1 sind in **Bild 10** dargestellt. Die Betrachtung eines einzelnen Pulverpartikels auf einer Oberfläche stellt natürlich eine starke Vereinfachung dar. Zum einen überlagern sich die Spannungsverteilungen der unzähligen Pulverpartikel unter Beanspruchung zu einer resultierenden Spannungsverteilung und zum anderen stellt sich hier die Frage, ob das Spannungskonzentrationsfaktor-Konzept in dieser Größenskala noch gültig bzw. praktikabel ist. Die Spannungskonzentrationsfaktoren K_t wurden für makroskopische Geometrielemente wie Bohrungen, Absätze, Gewinde und Nuten entwickelt. Diese makroskopischen Geometrielemente sind groß im Vergleich zu der Mikrostruktur des Werkstoffs (Korngröße). Daher ist anzunehmen, dass die reale Spannungsverteilung um die Pulverpartikel unter Beanspruchung stark durch Defekte, Versetzungen, Eigenspannungen und Poren gestört ist (hier im FEM-Modell nicht abgebildet). Unter der Annahme eines idealen Werkstoffs ist das Konzept allerdings qualitativ anwendbar. Da die axiale Nennspannung während der Berechnung $\sigma_n=100\ \text{MPa}$ betrug, ergibt sich der Spannungskonzentrationsfaktor K_t einfach durch Vergleich mit **Diagramm 7** zu $K_t=\sigma_1/\sigma_n$.

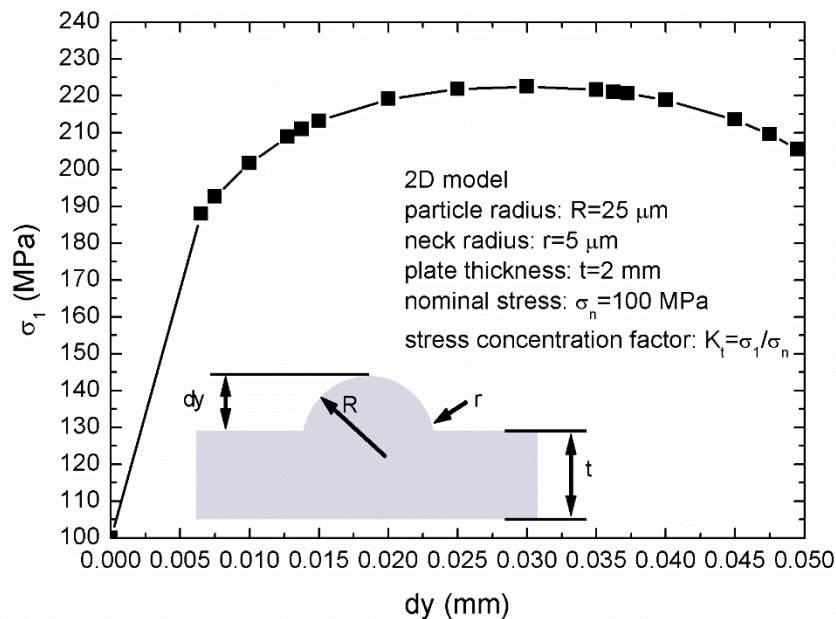


Diagramm 7: Die maximale Hauptspannung σ_1 in Abhängigkeit von der Höhenkoordinate dy des kugeligen Pulverpartikels im 2D Modell. Der maximale Spannungskonzentrationsfaktor ergibt sich zu $K_t=2,2$.

Der Spannungskonzentrationsfaktor K_t steigt zuerst mit wachsender Höhenkoordinate dy . Beim Erreichen des Partikeläquators ($dy=R=25\ \mu\text{m}$) wird der maximale Spannungskonzentrationsfaktor $K_t=2,2$ beobachtet. Eine weitere Vergrößerung der Höhenkoordinate dy bewirkt nur eine geringfügige Änderung des Spannungskonzentrationsfaktors K_t . Trotzdem ist es erstaunlich, dass der vollausge-

bildete Pulverpartikel ($dy=2R=50\ \mu\text{m}$) zu einer etwas geringeren maximalen Hauptspannung σ_1 führt. Die Kerbwirkung durch anhaftende Pulverpartikel beruht vermutlich auf einem lokalen Steifigkeitssprung. Der Effekt ist nicht trivial, denn eine Kerbwirkung wird in der Regel immer mit einer Querschnittsreduzierung assoziiert. Dementsprechend finden sich in der Literatur auch nur wenige analytische Näherungen, die den Fall einer lokalen Querschnittserhöhung bzw. einer Werkstoffanhäufung betrachten [15]. Ein makroskopischer Spannungskonzentrationsfaktor von $K_t=2,2$ wäre zweifelsohne in der Lage einen Abfall der Biegewechselfestigkeit von $\sigma_A=327\ \text{MPa}$ (L-PBF 316L + HIP +ST + peened Variante) auf $\sigma_A=255\ \text{MPa}$ (L-PBF 316L + HIP +ST Variante) zu erklären. Damit hätte man den Einfluss der Reinigungsstrahlbehandlung alleine über den Abbau der Spannungsspitzen (Glättungseffekt) erklärt. Allerdings ist es sehr wahrscheinlich, dass der duktile 316L Werkstoff lokal fließen würde, um die Spannungsspitzen abzubauen. Daher beruht die Erhöhung der Schwingfestigkeit σ_A durch eine Reinigungsstrahlbehandlung vermutlich auf zwei interagierenden Effekten. Durch das Reinigungsstrahlen mit Aluminiumoxid-Strahlmittel werden anhaftende Pulverpartikel von der Oberfläche entfernt. Gerade die weit herausragenden Pulverpartikel werden vermutlich zuerst entfernt, da sie dem Strahlmittel eine größere Angriffsfläche bieten. Sie führen auch zu der großen Spannungskonzentration am Übergang des Sinterhalses in **Bild 10**. Des Weiteren ist mit einer Kaltverfestigung, einer Verdichtung und der Erzeugung von Druckeigenstressungen σ_R zu rechnen. Durch den Aufbau von Druckeigenstressungen σ_R lassen sich vorhandene oberflächliche Risse schließen und makroskopisch wird die Mittelspannung σ_m im Haigh-Diagramm verschoben. Auch wenn das Verfahren formal als Reinigungsstrahlen bezeichnet wird, ist die plastisch verformte Oberfläche deutlich in **Bild 8** zu erkennen. Die dazugehörige Almen-Intensität (Almen-Typ A) beträgt in etwa $I=0,1\ \text{mm}$ Almen. Da es sich bei dem Reinigungsstrahlen von AM-Bauteilen noch um einen manuellen Vorgang handelt, ist die lokale Strahlzeit t_{peened} – und somit der Bedeckungsgrad BG_{peened} – recht unterschiedlich und schlecht reproduzierbar. Das gute Abschneiden der BJ 316L as-built Variante lässt sich nicht über die oben genannten Effekte erklären, denn die Oberflächenstruktur dieser Variante wurde nicht durch eine Reinigungsstrahlbehandlung modifiziert. Mit einer gemessenen Biegewechselfestigkeit von $\sigma_A=159\ \text{MPa}$ bei einer Dichte von $\rho=7,29\ \text{g/cm}^3$ liegt der Wert erstaunlich nahe bei der Prognose durch das Balshin-Potenzgesetz aus **Diagramm 2**. Vermutlich interagieren auch hier verschiedene Effekte miteinander. Durch die Konsolidierung mittels Bindersystem und der anschließenden Hochtemperaturesinterung bei $\vartheta_{\text{Sint}}=1395\ \text{°C}$ samt moderater Abkühlung ergeben sich bedeutend kleinere Temperaturgradienten $\Delta\vartheta$ während der Fertigung. Dadurch reduziert sich das Risiko für Heißrisse und hohe Eigenspannungen σ_R . Durch die Hochtemperaturesinterung in 100 % Wasserstoff werden im Pulver befindliche Sauerstoff- und Kohlenstoffrückstände sicher entfernt. Dementsprechend werden sich auch keine versprödhenden Ausscheidungen bilden können (Chromkarbide, Chromnitride oder Chromkarbonitride). Gerade die Reaktion zwischen Chrom und Stickstoff bei der

Konsolidierung von 316L mittels L-PBF-Verfahren ist als kritisch anzusehen, was die Ausscheidungen auf der Pulverpartikeloberfläche aus **Bild 7** verdeutlichen [8]. Stickstoff ist für 316L kein Inertgas. Die resultierende Sinteroberfläche aus **Bild 9** weist keine klar definierbaren Pulverpartikel mehr auf und macht insgesamt einen deutlich weniger zerklüfteten Eindruck. Daher sind auch kleinere Spannungskonzentrationsfaktoren K_t zu erwarten.

9. Literaturstudie zum Einfluss der Bauteiloberfläche

In **Abschnitt 8** wurde der Einfluss der Pulverpartikelanhaftung numerisch untersucht. Außerdem wurde in **Abschnitt 3** die Erhöhung der Schwingfestigkeit σ_A durch eine modifizierte Bauteiloberfläche ermittelt. Um die Verbesserung zu evaluieren, wurde eine Literaturstudie zum Einfluss der Oberflächenstruktur durchgeführt. Die Bewertung der Oberflächenrauheit auf die Schwingfestigkeit ist in der Literatur und in der FKM-Richtlinie verankert [7]. Die FKM-Richtlinie berücksichtigt die Bauteilrauheit über den Rauheitsfaktor $K_{R,\sigma}$ und vermindert so die statische und zyklische Festigkeit. Jedoch ist die FKM-Richtlinie nur auf konventionell gefertigte Bauteile anwendbar. Die Oberflächen generativ gefertigter Bauteile sind mit Pulverpartikeln behaftet, die ebenfalls eine Minderung der Schwingfestigkeit σ_A hervorrufen. Dieser Zusammenhang wird im Folgenden mittels Auswertung geeigneter Literaturstellen diskutiert und in **Tabelle 8** zusammengefasst. So berichten Stoffregen et al. bei einem mittels L-PBF-Verfahren gefertigten nichtrostenden, martensitisch aushärtbaren Cr-Ni-Cu-Stahl (17-4 PH) eine Verbesserung der dauerhaft ertragbaren lokalen Oberspannung von $\sigma_{\max}=220$ MPa auf $\sigma_{\max}=492$ MPa (bei $N_K=10^7$ Zyklen). Dabei haben die Autoren keinen Einfluss der maschinellen Bearbeitung auf die oberflächliche Mikrostruktur feststellen können, so dass eine Randverfestigung von diesen ausgeschlossen wird. Sie führen die Erhöhung der Lebensdauer allein auf die glattere Oberfläche zurück [16]. Kahlin untersuchte in seiner Arbeit Schwingproben aus Ti6Al4V gefertigt mittels L-PBF- und EBM-Verfahren. Auch Kahlin stellte fest, dass die Oberflächenrauheit einen entscheidenden Einfluss auf die dauerhaft ertragbare lokale Oberspannung σ_{\max} (bei $N_K=5 \cdot 10^6$ Zyklen) besitzt. Für ungekerbte Schwingproben konnten Erhöhungen von bis zu 300 % ermittelt werden (Erhöhung von $\sigma_{\max}=200$ MPa auf $\sigma_{\max}=800$ MPa). Bei den gekerbten Schwingproben ($K_t=2,5$) beträgt die größtmögliche Verbesserung >400 % (Erhöhung von $\sigma_{\max}=100$ MPa auf $\sigma_{\max}=422$ MPa). Hier ist allerdings anzumerken, dass die Kerbe im as-built-Zustand direkt gefertigt wurde. Im polierten Zustand wurde diese Kerbe spanend gefertigt. Das Einbringen einer Kerbe mit spanenden Fertigungsverfahren ist immer mit dem Aufbau von Druckeigenstressungen σ_R^- an der Oberfläche verbunden, so dass Kahlins Oberflächeneffekt mit einer Druckeigenstressung σ_R^- überlagert ist [17]. Kahlin betrachtete zwei unterschiedliche Prozessrouten (EBM- und L-PBF-Verfahren) in seinen Versuchen und kommt zu dem Schluss, dass die Rauheit, unabhängig vom Fertigungsverfahren, als maßgeblicher Abminderungsfaktor für die Schwingfestigkeit anzusehen ist [18].

Uhlmann et al. untersuchten die Biegewechselfestigkeit σ_A (bei $N_K=10^7$ Zyklen) von 316L. Bei der Umlaufbiegeprüfung konnte die Biegewechselfestigkeit von etwa $\sigma_A=95$ MPa im as-built-Zustand auf ca. $\sigma_A=135$ MPa im trowalisierten Zustand gesteigert werden. Eine mittels L-PBF-Verfahren hergestellte und im Anschluss gedrehte Umlaufbiegeprobe besitzt laut Uhlmann et al. eine Biegewechselfestigkeit von ca. $\sigma_A=165$ MPa [19]. Wycisk et al. untersuchten die Titanlegierung Ti6Al4V im as-built und im polierten Zustand. Bei der as-built-Variante wird von einer dauerhaft ertragbaren lokalen Oberspannung von $\sigma_{max}=210$ MPa berichtet. Die polierten Schwingproben liegen bei $\sigma_{max}=500$ MPa. Die Autoren berichten, dass der Rissursprung bei der as-built-Variante ausschließlich an der rauen Oberfläche liegt, wohingegen der Rissursprung der polierten Schwingproben sowohl an der Oberfläche, als auch an inneren Defekten liegt. Dabei unterteilen die Autoren zwei Gruppen für die polierten Schwingproben. Hierfür betrachten sie Schwingproben zwischen $\sigma_{max}=400$ MPa bis $\sigma_{max}=600$ MPa. Für Brüche $N_K < 10^6$ Zyklen dominieren Defekte an oder dicht unterhalb der Oberfläche den Rissursprung [20].

Werkstoff	Fertigung	Probe	K_t (1)	Oberfläche	R (1)	σ_A (MPa)	σ_{max} (MPa)	Quelle
17-4 PH	L-PBF	Rund	1	as-built	0	110	220	[16]
17-4 PH	L-PBF	Rund	1	gedreht	0	246	492	[16]
Ti6Al4V	L-PBF	Rund	1	as-built (gestrahlt)	0,1	144	320	[18]
Ti6Al4V	L-PBF	Rund	1	poliert	0,1	216	480	[18]
Ti6Al4V	L-PBF	Rund	2,5	as-built (gestrahlt)	0,1	~22	~122	[18]
Ti6Al4V	L-PBF	Rund	2,5	poliert	0,1	~79	~440	[18]
Ti6Al4V	EBM	Rund	1	as-built (gestrahlt)	0,1	~90	~200	[18]
Ti6Al4V	EBM	Rund	1	poliert	0,1	~270	~600	[18]
Ti6Al4V	EBM	Rund	2,5	as-built (gestrahlt)	0,1	~18	~100	[18]
Ti6Al4V	EBM	Rund	2,5	poliert	0,1	~76	~422	[18]
Ti6Al4V	EBM + HIP	Rund	1	as-built (gestrahlt)	0,1	90	200	[18]
Ti6Al4V	EBM + HIP	Rund	1	poliert	0,1	360	800	[18]
316L	L-PBF	Rund	1	as-built	-1	~90	~90	[19]
316L	L-PBF	Rund	1	trowalisiert	-1	~135	~135	[19]
316L	L-PBF	Rund	1	gedreht	-1	~165	~165	[19]
Ti6Al4V	L-PBF	Rund	1	as-built	0,1	95	210	[20]
Ti6Al4V	L-PBF	Rund	1	poliert	0,1	225	500	[20]
316L	L-PBF	Rund	1	as-built	0,1	90	200	[21]
316L	L-PBF	Rund	1	gedreht	0,1	115	255	[21]
316L	L-PBF	Rund	1	poliert	0,1	121	269	[21]
AlSi10Mg	L-PBF	Rund	1	as-built	0,1	22,5	50	[22]
AlSi10Mg	L-PBF	Rund	1	as-built	0,1	31,5	70	[22]

Tabelle 8: Schwingfestigkeiten generativ gefertigter Bauteile mit Angabe des Werkstoffes, der Fertigungsart, der Schwingprobenform samt Spannungskonzentrationsfaktors K_t , dem verwendeten Spannungsverhältnis R , der dauerhaft ertragbaren lokalen Oberspannung σ_{\max} und der Literaturquelle

Spierings et al. untersuchten die Schwingfestigkeit (bei $N_K=10^7$ Zyklen) von AISI 316L in drei unterschiedlichen Oberflächenmodifikationen. Im as-built-Zustand beträgt die dauerhaft ertragbare lokale Oberspannung $\sigma_{\max}=200$ MPa. Ein Abdrehen der Oberfläche verbessert den Wert auf $\sigma_{\max}=255$ MPa. Wird die abgedrehte Oberfläche zusätzlich poliert, steigt die dauerhaft ertragbare lokale Oberspannung auf $\sigma_{\max}=269$ MPa. Die Autoren bewerten diese Erhöhung als nicht signifikant und schlagen die Zusammenfassung der ermittelten Messwerte zu einer Wöhlerkurve vor [21]. Buchbinder et al. berichten bei einer Aluminiumlegierung AlSi10Mg von einer Erhöhung der dauerhaft ertragbaren lokalen Oberspannung von $\sigma_{\max}=50$ MPa (as-built Oberfläche) auf $\sigma_{\max}=70$ MPa durch ein Abdrehen der Oberfläche [22]. Allerdings fehlt an dieser Stelle jeglicher Kommentar zur oberflächennahen Mikrostruktur, so dass von einer Kaltverfestigung durch den mechanischen Nachbearbeitungsprozess ausgegangen werden muss. In **Diagramm 8** ist der Zusammenhang zwischen der dauerhaft ertragbaren lokalen Oberspannung $\sigma_{\max}=(K_t(\sigma_m+\sigma_A), \text{as-built})$ im as-built-Zustand und der dauerhaft ertragbaren lokalen Oberspannung des modifizierten Oberflächenzustandes $\sigma_{\max}=(K_t(\sigma_m+\sigma_A), \text{treated})$ grafisch dargestellt.

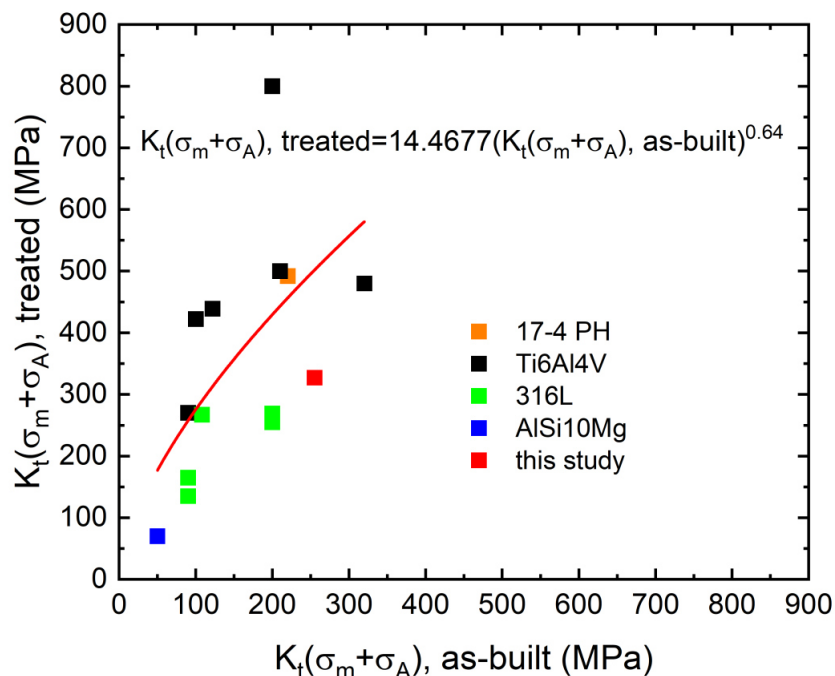


Diagramm 8: Graphische Darstellung der Literaturlauswertung (Trendlinie gemittelt über alle Datenpunkte)

Die dauerhaft ertragbare lokale Oberspannung σ_{\max} setzt sich zusammen aus dem Spannungskonzentrationsfaktor K_t multipliziert mit der ermittelten maximalen Oberspannung ($\sigma_m + \sigma_A$) bei der Eckschwingenspielzahl N_K aus dem Wöhlerversuch. Diese Art der Darstellung ermöglicht eine grobe Abschätzung des Effektes einer Nachbearbeitung für eine Vielzahl von Spannungskonzentrationsfaktoren K_t und Spannungsverhältnissen R . Aufgrund der geringen Datenlage und der Vielzahl untersuchter Werkstoffe ergibt sich ein großes Streuband. Aus **Diagramm 8** ist ersichtlich, dass die dauerhaft ertragbare lokale Oberspannung σ_{\max} im as-built-Zustand durch eine mechanische Nachbearbeitung in etwa verdoppelt werden kann. Vor dem Hintergrund dieser massiven Verbesserungen muss der Einsatz nicht nachbearbeiteter Oberflächen kritisch hinterfragt werden. Mit der Zeit sollte sowohl **Tabelle 8** als auch **Diagramm 8** durch neue Untersuchungen erweitert werden. Eine Unterteilung in duktile Werkstoffe (austenitische Stähle und Aluminiumlegierungen) und höherfeste Werkstoffe (Ti6Al4V und 17-4 PH) sollte durchgeführt werden, da augenscheinlich beide Werkstoffklassen unterschiedlich auf die Oberflächenbehandlungen reagieren.

10. Zusammenfassung und Ausblick

In den vorangegangenen Abschnitten wurden generativ hergestellte 316L-Varianten sowohl hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften, als auch hinsichtlich der erzielbaren Maßtoleranzen und Oberflächengüten verglichen. Dazu wurden zwei pulverbettbasierte Verfahren, das L-PBF-Verfahren und das BJ-Verfahren, miteinander verglichen. Das L-PBF-Verfahren hat einen Vorteil im Bereich der Maßtoleranzen. Diese sind dem BJ-Verfahren deutlich überlegen. Des Weiteren ist auch von besseren Formtoleranzen auszugehen, da kein Sinterschrumpf wie beim BJ-Verfahren auftritt. Diese Aussage gilt für kompakte Bauteile. Das Drucken von dünnwandigen, plattenartigen Strukturen wird vermutlich auch hier zu Problemen führen. Durch die Konsolidierung im Pulverbett ist das L-PBF-Verfahren robuster, d. h. das Entpulvern von sensiblen Grünlingen entfällt. Allerdings ist der Einfluss der Oberfläche und der Mikrostruktur (Defekte und Ausscheidungen) auf die Schwingfestigkeit σ_A extrem stark ausgeprägt und schränkt die Verwendung von nicht nachbearbeiteten Oberflächen stark ein. Die genauen Gründe dafür müssen noch weiter untersucht werden. Zukünftig sollten generativ gefertigte Werkstoffe durch Rissfortschrittskurven ($da/dN-\Delta K$ Kurven) charakterisiert werden, denn gerade im Bereich kleiner Spannungsintensitätsfaktoren ΔK reagiert die $da/dN-\Delta K$ Kurve sehr sensibel auf die Mikrostruktur. Die erzielten Zugfestigkeiten σ_u und Schwingfestigkeiten σ_A der mittels BJ-Verfahren hergestellten Zug- und Schwingproben sind ermutigend. Bei einer erzielten Sinterdichte von $\rho=7,29 \text{ g/cm}^3$ liegen die ermittelten Festigkeitswerte auf dem mittels des Balshin-Potenzgesetzes prognostizierten Niveau. Wird der Werkstoff unter vergleichbaren Sinterbedingungen wie die 316L PM- und MIM-Varianten konsolidiert, dann kann von einer Skalierung der Eigenschaften hinsichtlich der Dichte ρ gesprochen werden. Können ähnliche bzw. skalierbare Eigenschaften generiert

werden (verschwindender Prozesseinfluss, nur Abhängigkeit von der Dichte ρ) wird sich die Akzeptanz gegenüber dem BJ-Verfahren weiter verbessern. Hier kann im Idealfall auf bestehende Anlagentechnik in der Pulvermetallurgie zurückgegriffen werden. Sehr wichtig ist die korrekte Sinterung des 316L Werkstoffs in 100 % Wasserstoffatmosphäre um die potentiell versprödenden Effekte diverser Ausscheidungen zu verhindern. Hiermit wird eine (in stickstoffhaltiger Sinteratmosphäre) mögliche Aufstickung und Chromnitridbildung unterbunden. Auch der durch die Wasserverdüsung und die Pulverprozessierung (recyclieratenabhängige Sauerstoffakkumulation!) bedingte hohe Sauerstoffgehalt wird deutlich reduziert. Des Weiteren wird durch die Reduzierung des Kohlenstoffgehaltes auch die Chromkarbidbildung unterbunden. Daher kann auch von einer (bei der erzielten Dichte ρ) hohen Korrosionsbeständigkeit ausgegangen werden. Durch die mehr oder weniger homogene Temperaturverteilung beim Sintern (Annahme: kleine Bauteile und hohe Wärmeleitfähigkeit) und den recht geringen Binderanteil besteht auch kaum eine Rissbildungsgefahr wie beispielsweise beim L-PBF-Verfahren (Heißrissbildung und Eigenspannungsaufbau). Daher scheint gerade das BJ-Verfahren auch geeignet, kohlenstoffreiche Pulver zu verarbeiten, die mittels L-PBF-Verfahren nur mit einer Pulverbettvorheizung verarbeitbar sind. Nachteilig – und bisher kaum ernsthaft untersucht – ist das manuelle und somit teure Entpulvern aus dem Pulverbett. Die sehr geringe Grünfestigkeit σ_b und der kaum automatisierbare Entpulverungsprozess schränken das prozesssichere Drucken extrem komplexer und filigraner Bauteile ein. Hier sind weitergehende Entwicklungen bei den Anlagenherstellern gefordert (Entwicklung robuster Bindersysteme, Entpulverungsstrategien, Automatisierungstechnik und ZfP-Verfahren). Hinsichtlich der erzielten Maßtoleranzen und Oberflächengüten ist von der Notwendigkeit nachfolgender Zerspanungsoperationen – zumindest für die Funktionsflächen maschinenbautechnischer Bauteile – auszugehen.

Literatur

- [1] *Hoeges, S., Schade, C., Causton, R.*: Development of a maraging steel powder for additive manufacturing, *Metal Additive Manufacturing*; Vol. 1 No. 2; 2015
- [2] *DIN EN ISO 3928*: Sintermetallwerkstoffe, ausgenommen Hartmetalle – Probekörper für die Ermüdungsprüfung; Beuth Verlag GmbH, Berlin 2006
- [3] *DIN EN ISO 2740*: Sintermetalle, ausgenommen Hartmetalle – Zugprobenstäbe. Beuth Verlag GmbH, Berlin 2009.
- [4] *DIN EN ISO 6892-1*: Metallische Werkstoffe – Zugversuch – Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur. Beuth Verlag GmbH, Berlin 2009.
- [5] *DIN EN ISO 2738*: Sintermetalle, ausgenommen Hartmetalle – Durchlässige Sintermetalle – Bestimmung der Dichte, des Tränkstoffgehaltes und er offenen Porosität. Beuth Verlag GmbH, Berlin 2000.
- [6] *DIN EN ISO 6507-1*: Metallische Werkstoffe – Härteprüfung nach Vickers – Teil 1: Prüfverfahren. Beuth Verlage GmbH, Berlin 2006.

- [7] *FKM-Richtlinie.*: Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile aus Stahl, Eisenguss- und Aluminiumwerkstoffen. Forschungskuratorium Maschinenbau, Frankfurt am Main: VDMA 2012.
- [8] *Schneider, M., Wawoczny, D.*: Schwingfestigkeit von generativ erzeugtem um heißisostatisch nachbehandeltem Stahl. Aachen: IWM – IAPK Kolloquium 2018.
- [9] *VDI/VDE 2601*: Anforderungen an die Oberflächengestalt zur Sicherung der Funktionstauglichkeit spanend hergestellter Flächen. Beuth Verlag GmbH, Berlin 1991.
- [10] *Jung, S.*: Oberflächenbeurteilung – Rauheitsmessung. Vorlesungsdruck Uni Stuttgart; 2012; S. 1-17.
- [11] *Trumpold, H., Beck, C., Richter, G.*: Toleranzsysteme und Toleranzdesign – Qualität im Austauschbau. München: Hanser 1997.
- [12] *DIN EN ISO 13565-1*: Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren – Oberflächen mit plateauartigen funktionsrelevanten Eigenschaften – Teil 1: Filterung und allgemeine Meßbedingungen. Beuth Verlag GmbH, Berlin 1998.
- [13] *Schlecht, B.*: Maschinenelemente - Festigkeit, Wellen, Verbindungen, Federn Kupplungen. München: Pearson Studium 2010.
- [14] *DIN EN ISO 4287*: Geometrische Produktspezifikation (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren – Benennungen, Definitionen und Kenngrößen der Oberflächenbeschaffenheit. Beuth Verlag GmbH, Berlin 2010.
- [15] *Neuber, H.*: Kerbspannungslehre – Theorie der Spannungskonzentration; genaue Berechnung der Festigkeit. Berlin: Springer 2001.
- [16] *Stoffregen, H., Butterweck, K., Abele, E.*: Fatigue analysis in selective laser melting: Review and investigation of thin-walled actuator housings. Solid Freeform Fabrication Symposium, 2013, S. 635-650.
- [17] *Sonsino, C.-M.*: Ermittlung anwendungsrelevanter Kenngrößen für Sintermetalle, Fraunhofer-Institut für Betriebsfestigkeit, Darmstadt: 1981
- [18] *Kahlin, M.*: Fatigue Performance of Additive Manufactured Ti6Al4V in Aerospace Applications. Linköping University, Linköping 2017.
- [19] *Uhlmann, E., Fleck, C., Gerlitzky, G., Faltin, F.*: Dynamical fatigue behavior of additive manufactured products for a fundamental life cycle approach. Procedia CIRP 61, 2017, S. 588-593.
- [20] *Wycisk, E., Solbach, A., Siddique, S., Herzog, D., Walther, E., Emmelmann, C.*: Effects on Defects in Laser Additive Manufactured Ti-6Al-4V on Fatigue Properties. Physics Procedia 56, 2014, S. 371-378.
- [21] *Spierings, A., Starr, T., Wegener, K.*: Fatigue performance of additive manufactured metallic parts. Rapid Prototyping Journal 19, 2013, S. 88-94.
- [22] *Buchbinder, D.*: Generative Fertigung von Aluminiumbauteilen für die Serienproduktion – AluGenerativ: Abschlussbericht. Fraunhofer ILT, Aachen 2010