



**BERGISCHE
UNIVERSITÄT
WUPPERTAL**

Werkstofftechnische Charakterisierung eines additiv gefertigten Einsatzstahls - Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften

Dissertation
zur
Erlangung des akademischen Grades
Doktor-Ingenieur

in der
Fakultät für Maschinenbau und Sicherheitstechnik
der Bergischen Universität Wuppertal

vorgelegt von
Dennis Wawoczny, M.Sc.
aus Remscheid

Wuppertal 2023

| | |
|------------------------------|---|
| Dissertation eingereicht am: | 25.01.2023 |
| Tag der mündlichen Prüfung: | 17.08.2023 |
| Erster Gutachter: | Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Sebastian Weber |
| Zweiter Gutachter: | Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Arne Röttger |

Vorwort

Die vorliegende Dissertation entstand während meiner Tätigkeit als Stipendiat am Lehrstuhl für Neue Fertigungstechnologien und Werkstoffe der Fakultät für Maschinenbau und Sicherheitstechnik der Bergischen Universität Wuppertal und dem Unternehmen GKN Powder Metallurgy Engineering GmbH. Der Aufgabenbereich eines Stipendiaten mit Industriebezug ist komplex und umfasst viele unterschiedliche Bereiche. Neben der Bearbeitung des Forschungsprojektes sowie dem Verfassen und Präsentieren von wissenschaftlichen Studien, liegt der Betrieb und die Wartung von Messgeräten, sowie die intensive Betreuung studentischer Arbeiten im Verantwortungsbereich. Diese Betreuung erfolgt entweder als Mitarbeiter am Lehrstuhl für Neue Fertigungstechnologien und Werkstoffe oder als Betreuer seitens des Unternehmens. Als Lehreinheit einer universitären Fakultät sind alle Lehrstühle dazu verpflichtet, studentische Arbeiten anzubieten und zu betreuen. Diese stellen eine Prüfungsleistung im Studienverlauf der Studierenden dar. Den Studierenden werden durch die Betreuer thematisch hochwertige Arbeiten angeboten, welche sowohl fachlich als auch didaktisch mit einem hohen Aufwand betreut werden. Aus diesem Grund besteht lediglich die Möglichkeit, einen Teilaspekt der von dem Stipendiaten zu bearbeitenden Forschungsprojektes in Form von studentischen Arbeiten auszuschreiben und gemeinsam mit den Studierenden zu bearbeiten. Die Konzeption der Thematik, der wissenschaftlichen Grundlage und des Forschungsziels einer studentischen Arbeit obliegt darüber hinaus dem Betreuer in Absprache mit der Hochschule und ist keine Eigenleistung der Studierenden. Ebenfalls ist der Betreuer maßgeblich an der Planung, Durchführung und Auswertung von Untersuchungen sowie bei der schriftlichen Ausgestaltung der Arbeit involviert. Die Verschriftlichung der studentischen Arbeiten beinhaltet wesentliche Beiträge des Betreuers, da sie in der Regel mehrfach gelesen und sowohl inhaltlich als auch formal korrigiert wird. Den Studierenden ist zudem stets bewusst, dass die Ergebnisse in wissenschaftlichen Veröffentlichungen, wie beispielsweise Dissertationen, verwendet werden. Der Beitrag und die Leistung des Betreuers zu einer studentischen Arbeit umfasst große Bereiche dieser Arbeit. Durch die hochschulweite Veröffentlichung der studentischen Arbeit gilt der Studierende allerdings als Urheber seiner Arbeit, was zur Folge hat, dass der zuständige Betreuer unter Umständen seine selbst erbrachten Ergebnisse nicht frei verwenden und veröffentlichen kann. Dies schließt das Verfassen einer Dissertationsschrift ein. Zu dem Zeitpunkt der Verschriftlichung dieser Arbeit sind die rechtlichen Rahmenbedingungen des Urheberrechtes über die Ergebnisse studentischer Arbeiten nicht eindeutig formuliert. Es wird allerdings darauf bestanden, dass der Betreuer ein Anrecht darauf hat, die Ergebnisse der von ihm betreuten studentischen Arbeiten im Rahmen seiner Dissertation zu verwenden. Nachfolgend werden alle studentischen Arbeiten genannt, deren Ergebnisse teilweise Einzug in diese Dissertationsschrift gefunden haben:

- Master-Thesis, V. Vogt, „Schnellcharakterisierung der mechanischen Eigenschaften von additiv gefertigten Bauteilen aus 20MnCr5 in Abhängigkeit der Baurichtung“
- Master-Thesis, M. Zwillus, „Untersuchung der Einflussgrößen auf die mechanischen Eigenschaften eines additiv gefertigten 20MnCr5 Einsatzstahls“
- Master-Thesis, O. Schenk, „Einfluss des Umformgrades und des Wärmebehandlungszustandes auf die Verformung, Verfestigung und Verdichtung gesinterter Bauteile beim Kalibrieren“

Danksagung

Die Danksagung ist aus Gründen des Datenschutzes nicht enthalten.

Kurzfassung

Die stetig schneller werdende Produktentwicklung und die damit einhergehende kürzere Entwicklungszeit stellt konventionelle Fertigungsverfahren vor technologische Herausforderungen. Hierbei erfährt die additive Fertigung mittels PBF-LB/M (Powder Bed Fusion - Laser Beam Melting) in der Prototypenfertigung bereits heute eine breite Anwendung. Zukünftig sollen Bauteile mit hohem Individualisierungsgrad und komplexer Struktur, gefertigt im PBF-LB/M-Prozess, mit etablierten Fertigungsverfahren konkurrieren. Da Bauteile zumeist zyklischen Belastungen ausgesetzt sind, ist nur die Kenntnis der statischen Materialeigenschaften unzureichend, um eine vollumfängliche Bauteilauslegung durchzuführen. Zusätzlich besitzen Bauteile aus dem PBF-LB/M-Prozess anisotrope Materialeigenschaften, die die Bauteilauslegung erschweren. Diesem Mangel an Werkstoffkenntnis wurde unter Berücksichtigung der prozessbedingten Materialeigenschaften am Beispiel eines wärmebehandelten 20MnCr5 Einsatzstahls im Rahmen dieser Arbeit begegnet. Hierbei wurde das Augenmerk auf die zyklischen Eigenschaften in drei unterschiedlichen Baurichtungen der Materialproben gelegt (vertikaler, diagonal und horizontaler Aufbau). In der vorliegenden Arbeit wurde zunächst das Basispulver der gefertigten Materialproben, die in einem seriennahen Prozess gefertigt wurden, untersucht. Besondere Berücksichtigung erfuhr die resultierende Partikelgrößenverteilung und die chemische Zusammensetzung des Basispulvers. Zusätzlich wurden die Unterschiede der chemischen Zusammensetzung des Basispulvers und der daraus gefertigten Materialproben erarbeitet. Die gefertigten Materialproben wurden auf ihre Reproduzierbarkeit untersucht und die Porosität als übergeordnetes Qualitätsmerkmal identifiziert. Für die Untersuchung der statischen mechanischen und der zyklischen Werkstoffeigenschaften bei diversen Lastverhältnissen und Kerbformen (Wöhlerversuch), wurden zwei Oberflächenmodifikationen (wie-gebaut und geschliffen) der Materialproben im einsatzgehärteten Zustand realisiert. Die ermittelten zyklischen Eigenschaften im Wöhlerversuch weisen eine große Abhängigkeit von der Rauheit, der Baurichtung und Porosität der Materialproben auf. Allerdings ist eine Wechselwirkung der drei genannten Haupteinflussfaktoren nicht separiert, sondern ganzheitlich zu betrachten. Das Ergebnis der Einsatzhärtung wurde anhand von Kleinlast-Härte- und Eigenspannungsverläufen untersucht. Die Analyse der Kleinlast-Härteverläufe zeigt, dass das verwendete Niederdruck-Aufkohlen und anschließende Hochdruck-Gasabschrecken reproduzierbare Ergebnisse generiert. Der Einfluss der Rauheit muss allerdings für das Erstellen einer Wärmebehandlungs-Vorschrift berücksichtigt werden, da verschiedene Rauheiten in voneinander abweichenden Mikrostrukturen resultieren. Die Untersuchung des Risswachstumsverhalten erfolgte anhand von Rissfortschrittskurven an Materialproben aus dem PBF-LB/M-Prozess und an Proben aus Walzmaterial im blindgehärteten Wärmebehandlungszustand. Für das Rissfortschrittsverhalten Materialproben aus dem PBF-LB/M-Prozess besitzt die Baurichtung lediglich einen untergeordneten Einfluss auf den Schwellwert der Spannungsintensität, auch ist die Walztextur im Walzmaterial in Bezug auf den Schwellwert zu vernachlässigen. Die unterschiedlichen Schwellwerte der Spannungsintensität wurden auf Unterschiede in der Mikrostruktur zurückgeführt. Aus der ermittelten Langzeitfestigkeit der einsatzgehärteten Materialproben, dem Schwellwert der Spannungsintensität und den fraktographischen Untersuchungen wurden Kitagawa-Takahashi-Diagramme berechnet, die eine konservative Lebensdauerabschätzung trotz vorhandener Defekte ermöglicht.

Abstract

The constantly accelerating pace of product development and the associated shorter development times are presenting conventional manufacturing processes with technological challenges. Additive manufacturing using PBF-LB/M (Powder Bed Fusion - Laser Beam Melting) is already widely used in prototype production. In the future, components with a high degree of individualization and complex structures manufactured in the PBF-LB/M process will compete with established manufacturing processes. Since components are mostly exposed to cyclic loads, the knowledge of static material properties is insufficient to perform a fully comprehensive component design. In addition, components from the PBF-LB/M process have anisotropic material properties which make component design even more difficult. This lack of material knowledge was addressed by considering the process-related material properties using the example of a heat-treated 20MnCr5 case-hardening steel in this work. Attention was paid to the cyclic properties in three different design directions of the material specimens (vertical, diagonal and horizontal design). In the present work the base powder of the manufactured material samples was investigated as first, which were produced in a close-to-series process. Special consideration was given to the resulting particle size distribution and the chemical composition of the base powder. In addition, the differences in the chemical composition of the base powder and the material samples manufactured from it were shown. The fabricated material samples were analysed for reproducibility and porosity was identified as the overriding quality characteristic. For the investigation of the static mechanical and cyclic material properties under various load conditions and notch shapes (s-N-test), two surface modifications (as-built and ground) of the material specimens were realized in the case-hardened condition. The determined cyclic properties in the s-N-test show a large dependence on the roughness, the build direction and porosity of the material specimens. However, the interaction of these three main influencing factors mentioned must not be considered separately, but holistically. The result of case hardening was investigated by means of small-load hardness curves and residual stress curves. The analysis of the small-load hardness curves shows that the low-pressure carburizing and subsequent high-pressure gas quenching (used for this work) generates reproducible results. However, the influence of roughness must be considered for the preparation of a heat treatment specification, since different roughnesses result in different microstructures. The investigation of the crack growth behaviour was done by crack propagation curves on material specimens from the PBF-LB/M process and on specimens from rolled material in the blind-hardened heat-treated condition. For the crack propagation behaviour of the specimen from the PBF-LB/M-process, the direction of construction has only a minor influence on the threshold value of the stress intensity, also the rolling texture in the rolled material is negligible in terms of threshold value. The different threshold values of the stress intensity from both manufacturing routes were attributed to differences in the microstructure. Kitagawa-Takahashi diagrams were calculated for the case-hardened specimens from the determined fatigue limit, the threshold value of stress intensity and the fractographic examinations, which allows a conservative service life estimation despite the presence of defects.

Inhaltsverzeichnis

| | |
|---|-----------|
| Nomenklatur | XI |
| 1 Einleitung | 1 |
| 1.1 Allgemeine Einleitung | 1 |
| 1.2 Motivation | 1 |
| 1.3 Ziel und Weg | 2 |
| 2 Wissenschaftliche Grundlagen | 5 |
| 2.1 PBF-LB/M-Verfahren | 5 |
| 2.1.1 Verfahren und Funktionsweise des PBF-LB/M-Prozesses | 5 |
| 2.1.2 Einflussgrößen im PBF-LB/M-Prozess | 7 |
| 2.1.3 Eigenschaften mittels PBF-LB/M-Verfahren hergestellter Werkstoffe | 9 |
| 2.2 Einsatzhärten | 17 |
| 2.2.1 Aufkohlungsverfahren | 17 |
| 2.2.2 Abschreckvorgang | 21 |
| 2.2.3 Phasentransformation | 22 |
| 2.2.4 Eigenspannungen | 24 |
| 2.3 Werkstoffverhalten unter Belastung | 25 |
| 2.3.1 Werkstoffermüdung | 28 |
| 2.3.2 Wöhlerversuch | 30 |
| 2.3.3 Bruchmechanik | 33 |
| 3 Experimentelle Methoden | 39 |
| 3.1 Probenfertigung | 39 |
| 3.2 Vakuum-Wärmebehandlung | 41 |
| 3.3 Partikelgrößenanalyse | 41 |
| 3.4 Chemische Analyse | 42 |
| 3.4.1 Mikrowellen-Plasma Atomemissionsspektrometrie | 42 |
| 3.4.2 Verbrennungsanalyse und Trägergas-Heißextraktion | 42 |
| 3.4.3 Optische Funkenspektrometrie | 43 |
| 3.5 Gefügeanalyse | 43 |
| 3.6 Bestimmung der quasistatischen Werkstoffkennwerte | 46 |
| 3.7 Bestimmung der zyklischen Eigenschaften | 50 |
| 3.8 Empirische und thermodynamische Berechnungen | 52 |
| 4 Ergebnisse | 55 |
| 4.1 Probenfertigung | 55 |
| 4.2 Partikelgrößenanalyse | 55 |
| 4.3 Chemische Analyse | 57 |
| 4.4 Gefügeanalyse | 60 |
| 4.5 Quasistatische mechanische Eigenschaften | 68 |
| 4.6 Zyklische Werkstoffkennwerte | 81 |
| 4.7 Simulation | 86 |

| | |
|---|------------|
| 5 Diskussion | 91 |
| 5.1 Probenfertigung und chemische Zusammensetzung | 91 |
| 5.2 Ausgangspulver- und Bauteilchemie | 93 |
| 5.3 Gefügeanalyse | 98 |
| 5.3.1 Porosität | 98 |
| 5.3.2 Korngrößen | 100 |
| 5.4 Mechanische Eigenschaften | 101 |
| 5.4.1 Quasistatische Eigenschaften | 101 |
| 5.4.2 Elastische Konstanten | 104 |
| 5.4.3 Makro- und Mikrohärtigkeit | 105 |
| 5.5 Rauheit | 108 |
| 5.6 Zyklische Eigenschaften | 111 |
| 5.6.1 Wöhlerkurven | 112 |
| 5.6.2 da/dN-Kurven | 118 |
| 6 Zusammenfassung und Ausblick | 123 |
| Tabellen | 129 |
| Abbildungen | 159 |
| Literaturverzeichnis | 236 |

Nomenklatur

Symbole

| | | |
|------------------------|---|-------------------------------|
| a | Risslänge | mm |
| a_A | Anfangsrisslänge | mm |
| A | Porenfläche | μm^2 |
| A_g | Gleichmaßdehnung | % |
| α | Wärmeübergangszahl | $\text{W m}^{-2} \text{K}$ |
| C | Absenkrate | mm^{-1} |
| C_i | Konzentration | Ma.-% |
| C_E | Erdogan-Ratwani-Faktor | mm/Zyklus |
| C_P | Wärmekapazität | J K^{-1} |
| d_{ij} | Partikelgröße(n) | μm |
| d_L | Laserstrahldurchmesser | μm |
| d_s | Schichtstärke | μm |
| D | Diffusionskoeffizient | $\text{mm}^2 \text{s}^{-1}$ |
| E | Elastizitätsmodul | GPa |
| E_0 | theoretischer Elastizitätsmodul | GPa |
| $E_{\text{ermittelt}}$ | berechnete Elastizitätsmoduln | MPa |
| E_*^* | berechneter Elastizitätsmodul | GPa |
| E_V | Volumenenergiedichte | J mm^{-3} |
| ϵ_{RO} | wahre Dehnung nach Ramberg-Osgood-Model | - |
| ϵ_t | technische Dehnung | % |
| ϵ_w | wahre Dehnung | - |
| f | Fokuslage | - |
| f_{max} | Feret-Durchmesser | μm |
| G | Schubmodul | GPa |
| G_i | freie Enthalpie(n) | $\text{kg m}^2 \text{s}^{-2}$ |
| H_0 | Härte in Oberflächennähe | HV1 |
| H_∞ | Kernhärte | HV1 |
| h_s | Spurabstand | mm |
| J_D | Diffusionsstromdichte | cm s^{-1} |
| κ_{KM} | Koistinen-Marburger Parameter | s^{-1} |
| ΔK | Spannungsintensität | $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ |
| K_{IC} | kritischer Spannungsintensitätsfaktor für Rissmodus I | $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ |
| ΔK_{th} | Schwellwert des Spannungsintensitätsfaktor | $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ |
| K_f | Kerbwirkungszahl | - |
| K_t | Spannungskonzentrationsfaktor | - |
| K_{RO} | Verfestigungskoeffizient des Ramberg-Osgood-Model | MPa |
| l_n | Messstrecke | mm |
| l_r | Einzelmessstrecke | mm |
| l_z | Schichtdicke | mm |

| | | |
|-----------------------|--|-------------------------------|
| m | Masse | g |
| m_E | Erdogan-Ratwani-Exponent | - |
| M_F | Martensitfinishtemperatur | °C |
| M_s | Martensitstarttemperatur | °C |
| ν | Poisson-Zahl | - |
| ν_0 | theoretische Poisson-Zahl | - |
| N | Zyklenzahl | - |
| N_D | Grenzwahrszahl | - |
| N_k | Knickschwahrszahl | - |
| n_{RO} | Verfestigungsexponent des Ramberg-Osgood-Model | - |
| $P_{ermittelt}$ | berechnete Porositäten | % |
| P_L | Laserleistung | W |
| \dot{Q} | Wärmestrom | $\text{kg m}^2 \text{s}^{-3}$ |
| ρ | Werkstoffdichte | g cm^{-3} |
| R | Lastverhältnis | - |
| R^2 | Bestimmtheitsmaß | - |
| R_a | mittlere Rauheit | μm |
| R_{Korr} | Korrelationskoeffizient | - |
| R_m | Zugfestigkeit | MPa |
| R_{max} | maximale Rautiefe | μm |
| $R_{p0,2}$ | Streckgrenze | MPa |
| R_z | gemittelte Rautiefe | μm |
| σ_A | Spannungsamplitude | MPa |
| σ_D | Langzeitfestigkeit | MPa |
| σ_E , Richtung | Eigenstressen, richtungsabhängig | MPa |
| σ_M | Mittelspannung | MPa |
| σ_t | Technische Spannung | MPa |
| σ_w | Wahre Spannung | MPa |
| σ_W | Wechselstigkeit | MPa |
| T | Temperatur | °C |
| T_A | Austenitisierungstemperatur | °C |
| t_g | Haltedauer | min |
| T_{Ab} | Abschrecktemperatur | °C |
| v_{long} | longitudinale Schallgeschwindigkeit | m s^{-1} |
| v_s | Scangeschwindigkeit | mm s^{-1} |
| v_{trans} | transversale Schallgeschwindigkeit | m s^{-1} |
| VR | Volumenrate | $\text{mm}^3 \text{s}^{-1}$ |

Abkürzungen

| | |
|-----------|------------------------------------|
| 3D | dreidimensional |
| BSE | Backscattered Electron |
| BZ | Bauzyklus |
| CAD | Computer-Aided-Design |
| CALPHAD | Calculation of Phase Diagrams |
| CCD | charge-coupled device |
| CHD | Grenzhärte-Tiefe |
| CT-Proben | Compact-Tension-Proben |
| DIN | Deutsches Institut für Normung |
| EBSD | Electron Backscattered Diffraction |
| EDX | Energy-Dispersive X-Ray |

| | |
|--------|---|
| EPBM | elastisch-plastische Bruchmechanik |
| FKM | Forschungskuratorium Maschinenbau |
| HCF | Zeitfestigkeit (High-Cycle-Fatigue) |
| HDGA | Hochdruck-Gasabschreckung |
| HIP | Heißisostatisches Pressen |
| IR | Infrarot |
| kfz | Kubisch-flächenzentriert |
| krz | Kubisch-raumzentriert |
| KTD | Kitagawa-Takahashi-Diagramm |
| KWBP | Kerb-Wechselbiegeprobe(n) |
| LBM | Laser-Strahlschmelzen |
| LCF | Kurzzeitfestigkeit (Low-Cycle-Fatigue) |
| LE | Legierungselement |
| LEBM | linear-elastische Bruchmechanik |
| Ma.-% | Massen-% |
| M | Metall |
| MIM | Metal-Injection-Moulding |
| MP-AES | Mikrowellenplasma-Atomemissionenspektrometrie |
| ND | Niederdruck |
| NDIR | nichtdispersiver Infrarotsensor |
| OES | optische Emissionsspektrometrie |
| PTFE | Polytetrafluorethylen |
| RA | Restaustenit |
| REM | Rasterelektronenmikroskop(ie) |
| RFP | Rissfortschrittsprobe |
| RMF | Rissmessfolie |
| SA | spannungsarm |
| SD | Standardabweichung |
| SE | Sekundär-Elektronen |
| SiC | Siliziumkarbid |
| STL | Standard Triangulation Language |
| VDI | Verein Deutscher Ingenieure |
| Vol.-% | Volumen-% |
| WBP | Wechselbiegeprobe(n) |
| XRD | X-Ray diffraction |
| ZTU | Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild |

Kapitel 1

Einleitung

1.1 Allgemeine Einleitung

Die additive Fertigung (engl. Additive Manufacturing, AM) fasst alle Fertigungsverfahren zusammen, bei denen Bauteile durch Materialzufuhr erzeugt werden. Die zu schaffenden Formkörper werden dabei entweder durch das Hinzufügen von Anfangsmaterial direkt hergestellt oder erfahren eine Aggregatzustands-Änderung von flüssig zu fest oder fest-flüssig-fest. Dabei steht dieses Verfahren im direkten Kontrast zu klassischen subtraktiven Fertigungsverfahren wie z.B. dem Drehen, Fräsen oder Bohren, bei denen die Formkörper durch Abtragen von Material eines Urkörpers hergestellt werden. Die Möglichkeit des Auftragens von Material ermöglicht so eine Geometriefreiheit, welche mit anderen Verfahren fertigungstechnisch nicht erreichbar ist. Zusätzlich ist die durchgängige digitale Daten- und Informationskette mit verantwortlich dafür, dass die AM-Verfahren als Schlüsseltechnologie auf dem Weg zur Industrie 4.0 angesehen werden. So ist die additive Fertigung bereits fester Bestandteil unzähliger Produktentstehungsprozesse und kommt in den unterschiedlichsten Branchen zum Einsatz [1]. In der Dental- und Medizintechnik werden beispielsweise Zahnbrücken oder Implantate seit Jahren additiv gefertigt [2]. Im Werkzeugbau wird die hohe Geometriefreiheit dafür genutzt, Kühlkanäle zu integrieren, dass die Werkzeug-Standzeiten erhöht werden. Für die Luft- und Raumfahrt ergeben sich, aufgrund der oft geringen Stückzahlen, Kostenvorteile, da das Anfertigen von Fertigungshilfsmitteln entfällt [3, 4]. Getrieben von Kostendruck und immer kürzer werdenden Entwicklungszyklen werden in der Automobilindustrie zunehmend Funktionsprototypen mittels AM-Verfahren hergestellt. Die Herstellkosten dieser im AM-Verfahren hergestellten Funktionsprototypen sind oft niedriger als in der konventionellen Herstellungsrouten. Um den Markt der Automobilindustrie bedienen zu können, müssen Werkstoffe bereitgestellt werden, die über das bisherige Portfolio der Hersteller additiv gefertigter Bauteile hinausragen. Die Charakterisierung eines solchen Werkstoffes ist das übergeordnete Ziel dieser Arbeit.

1.2 Motivation

Die additive Fertigung steht nicht in direkter Konkurrenz zur konventionellen Fertigung. Aus ökologischer und ökonomischer Sicht sind für große Stückzahlen gleicher Bauteile mit geringerer Komplexität konventionelle Verfahren bevorzugt. Dabei wird von einem produktionsvorgegebenen Design der Bauteile gesprochen. Für das Fertigen kleiner Stückzahlen unterschiedlicher Bauteile mit hoher Komplexität und hohem Individualisierungsgrad eignen sich additive Verfahren, da bei der designvorgegebenen Produktion additive Fertigungsverfahren die konventionellen Verfahren übertrumpfen. Kommt es bei einem Bauteil auf eine kurze Fertigungsdauer an, ist die Produktionszeit vom digitalen Produktentwurf zum fertigen Bauteil im Vergleich zum konventionellen Fertigungsverfahren deutlich verkürzt. Das gewünschte Bauteil wird direkt aus dem 3D-CAD-Datensatz gefertigt, ohne auf Produktionshilfsmittel, wie formgebende Werkzeuge, zurückzugreifen („time to market“-Ansatz [5]).

Dadurch, dass die Bauteile direkt aus dem 3D-CAD-Datensatz hergestellt werden, ist eine Individualisierung der Komponenten ebenfalls leicht umsetzbar. Hierdurch ist mit „individualisation for free“ die Möglichkeit während der Produktfindung gegeben, mehrere nur leicht voneinander abweichende Geometrien für den Gebrauchsfall zu qualifizieren. Durch „production on demand“ werden nur Bauteile gefertigt, welche direkt in den Gebrauch gehen. Das schont Ressourcen und mindert Lagerungskosten [1]. Mittels „production on site“ kann im Bedarfsfall am Einsatzort produziert werden, sodass weder Transportkosten noch -zeiten entstehen, sofern das Ausgangsmaterial bereits vor Ort ist. Ein weiterer Vorteil der additiven Fertigung ist zudem, dass eine höhere Komplexität keine höheren Fertigungskosten verursacht („complexity for free“). Mittels additiver Fertigung können auf konventionellem Wege nicht herstellbare Bauteile realisiert werden. Mittels topologieoptimierender Verfahren können zusätzlich Gewichtseinsparungen erzielt werden. Dieser „weight reduction for free“-Ansatz vermag es, in Zukunft einen Beitrag zur ressourceneffizienten Produktentwicklung beizutragen [1]. Vor allem für die beiden letztgenannten Punkte („complexity for free“, „weight reduction for free“) bedarf es allerdings fundierter Kenntnisse über die verwendeten Werkstoffe, da die Festigkeit für das Ermitteln einer funktionierenden Geometrie unerlässlich ist.

1.3 Ziel und Weg

Die in der Einleitung beschriebenen Vorteile der additiven Fertigung werden erst wirksam, wenn eine umfangreiche Charakterisierung der verwendeten Werkstoffe erfolgt ist. Der Fokus dieser Arbeit liegt auf einem niedriglegierten Stahl, der u.a. in der Automobilindustrie zum Einsatz kommt. Als Werkstoff wird die Güte 20MnCr5 (1.7147) gewählt, der zu den Einsatzstählen zählt. Dieser Stahl besitzt einen Kohlenstoffgehalt von etwa 0,2 Ma.-%. Aus diesem Grund wird durch Glühen bei ausreichend hoher Temperatur und einer kohlenstoffhaltigen Atmosphäre Kohlenstoff in den Werkstoff „eingesetzt“, sodass eine kohlenstoffhaltige Randschicht mit etwa 0,7 Ma.-% C entsteht. Nach einem raschen Abschrecken entsteht ein Bauteil, das im Bauteilinneren eine hohe Zähigkeit und am Bauteilrand hohe Härte und Festigkeit besitzt. Der Werkstoff wird als pulverförmiger Ausgangsstoff (gasverdüst und vollständig vorlegiert) auf einer pulverbettbasierten Laserstrahl-Schmelzanlage (engl. Powder Bed Fusion of Metals using a Laserbeam) (PBF-LB/M-Anlage) konsolidiert. Ein Fertigungsparametersatz, um Bauteile mit einer relativen Dichte ρ_{rel} von $>99,5\%$ zu erzeugen, ist bereits ermittelt. Die gefertigten Materialproben werden anschließend bei definierter Temperatur auf der Bauplattform spannungsarm gegläht, damit die eingebrachten Eigenspannungen auf ein Minimum reduziert werden, sodass auch die eigenspannungsbedingten Verzüge nach dem Abtrennen von der Bauplattform minimal sind. Dieser spannungsarm geglähte Zustand wird im Anschluss im Niederdruck aufgekohlt und mittels Hochdruck-Gasabschreckung gehärtet. Zusätzlich zu den einsatzgehärteten Materialproben wird ein Teil der Materialproben von der Aufkohlungsatmosphäre geschützt, sodass diese zwar das Temperaturprofil durchlaufen, aber nicht aufgekohlt werden und somit das Kernmaterial darstellen. Auch werden zwei bei einer Teilmenge der Prüfkörper verschiedene Oberflächenzustände (wie-gebaut und geschliffene Oberfläche) realisiert, um die Auswirkungen unterschiedlicher Oberflächenmorphologien auf die Festigkeitseigenschaften untersuchen zu können. Um die Unterschiede zwischen den im PBF-LB/M-Verfahren und einem konventionell gefertigten Einsatzstahl herauszuarbeiten, werden gezielt Untersuchungen an 20MnCr5 Walzmaterial durchgeführt. Die vorliegende Arbeit kann thematisch in folgende Blöcke unterteilt werden:

- Block 1: Charakterisierung des pulverförmigen Ausgangsstoffes und der daraus gefertigten Materialproben
- Block 2: Untersuchungen des resultierenden Gefüges
- Block 3: Bestimmung der statischen und zyklischen Eigenschaften nach der Wärmebehandlung

Aufgrund der Vielzahl der benötigten Materialproben für die Bestimmung der zyklischen Eigenschaften aus Block 3, wird das für die Fertigung benötigte Metallpulver hinsichtlich der Partikelgrößenverteilung untersucht. Durch den zeitlichen Abstand der einzelnen Bauaufträge für das Fertigen der

Materialproben wird der Einfluss der Rezyklierungen innerhalb einer Serienfertigung auf die Partikelgrößenverteilung ermittelt. Die chemische Zusammensetzung des Metallpulvers und der daraus gefertigten Materialproben wird ebenfalls betrachtet und miteinander korreliert.

In Block 2 wird das nach der Wärmebehandlung resultierende Gefüge untersucht. Durch eine metallografische Präparation und anschließende Gefügeuntersuchungen wird mit Hilfe quantitativer Bildanalysen die Defektpopulation und Korngröße für die unterschiedlichen Baurichtungen ermittelt. Für die Untersuchungen werden Materialproben in 0°-Richtung (vertikale Fertigungsrichtung), 45°-Richtung (diagonale Baurichtung) und 90°-Richtung (horizontale Baurichtung) herangezogen. Diese Untersuchungen werden anschließend mit den in Block 3 ermittelten Festigkeitswerten korreliert.

In Block 2 werden zudem Materialproben einer Wärmebehandlung in einem Vakuum-Ofen (Halte-temperatur äquivalent zu den Materialproben während des Niederdruckaufkohlens; kein Abschrecken) unterzogen. Anschließend wird der Einfluss der einzelner Haltedauern auf Wärmebehandlungstemperatur mit metallografisch präparierten Schlifflinien auf ihr Gefüge hin untersucht und abschließend mit statischen Festigkeiten korreliert. Diese Versuche werden ebenfalls in den aus Block 1 definierten Baurichtungen durchgeführt, um eine Aussage über die Homogenisierung der anisotropen Werkstoffeigenschaften durch die Wärmebehandlung zu treffen.

In Block 3 erfolgt die zyklische Charakterisierung des Werkstoffes nach dem Einsatzhärten. Hierbei werden zunächst die Einsatzhärtungstiefen der Materialproben und die transformationsbedingten Eigenspannungen ermittelt. Um eine vollumfängliche zyklische Charakterisierung durchzuführen, werden komplette Haigh-Diagramme für die drei definierten Baurichtungen ermittelt. Der Einfluss der zwei unterschiedlichen Oberflächenmorphologien wird ebenfalls mit zyklischen Untersuchungen untermauert. Durch die Vielzahl der benötigten Bauaufträge kann ein Prozesseinfluss auf die zyklischen Festigkeiten ermittelt werden und Aussagen über die Prozessstabilität getroffen werden. Unter Berücksichtigung der in Block 2 ermittelten Ergebnisse wird deshalb eine ganzheitliche Werkstoffbetrachtung ermöglicht. Da die Ermittlung der zyklischen Festigkeit im Wöhlerversuch mittels Wechselbiegeversuch die Werkstoffoberfläche und das hochbelastete Volumen im Randbereich charakterisiert, werden zusätzlich Rissfortschrittsuntersuchungen an blindgehärteten Materialproben durchgeführt. Ein Vergleich mit Materialproben aus konventioneller Fertigung erfolgt bei der Ermittlung dieser da/dN -Kurven, um Differenzen der Rissfortschrittsrate unterschiedlicher Fertigungsrouten herauszuarbeiten.

Das übergeordnete Ziel dieser Arbeit ist die Qualifizierung und Prozessentwicklung eines im PBF-LB/M-Verfahren gefertigten Einsatzstahls für die Einsatzhärtung im Niederdruck unter Berücksichtigung der prozessbedingten Mikrostruktur und daraus resultierenden Eigenschaften.

Kapitel 2

Wissenschaftliche Grundlagen

2.1 PBF-LB/M-Verfahren

Durch die marktbedingt stetige Nachfrage nach immer schnellerer Produktentwicklung und immer kürzerer Entwicklungszeiten werden konventionelle Fertigungsverfahren zunehmend vor neue Herausforderungen gestellt. Der immer höhere Individualisierungsgrad der Komponenten und die damit abnehmenden Losgrößen erfordern sowohl komplexe organisatorische Methoden (z.B. parallele Entwicklung), als auch neue technologische Methoden. Ein Erfolgsfaktor für viele Unternehmen ist dabei die additive Fertigung, um flexibel und schnell auf individuelle Kundenwünsche einzugehen. Die additive Fertigung unterscheidet sich hierbei von vielen konventionellen Fertigungsverfahren durch schichtweises generatives Auftragen von Material zu einem Bauteil. Das bislang am besten erforschte und meistgenutzte additive Fertigungsverfahren ist das Laser-Strahlschmelzen (LB/M-Verfahren, Englisch Laser-Beam-Melting) bei dem aus pulverförmigem Material durch lokales Aufschmelzen mittels Laserstrahl (PBF-, Englisch Powder-Bed-Fusion), die Bauteile schichtweise erzeugt werden. Somit sind die additiven Fertigungsverfahren nach DIN 8580 der Hauptgruppe 1 zugeordnet und gehören den urformenden Fertigungsverfahren an [6].

2.1.1 Verfahren und Funktionsweise des PBF-LB/M-Prozesses

Bei der additiven Fertigung wird das Ausgangsmaterial element- oder schichtweise zu einem Bauteil hinzugefügt [7]. Die Bauteilerzeugung erfolgt direkt aus dem digitalen Modell und das Volumen wird durch den Prozess generiert. Durch den generativen Charakter grenzt sich dieses Fertigungsverfahren eindeutig von den subtraktiven wie dem Drehen, Bohren, Fräsen und den formgebenden Verfahren wie Schmieden, Feingießen und Biegen ab [1, 2]. Im Gegensatz zu den formgebenden Verfahren werden bei der additiven Fertigung keine Werkzeuge benötigt. Die einzelnen additiven Fertigungsverfahren unterscheiden sich einerseits durch die Art und Konstitution im Ausgangszustand des verwendeten Werkstoffes und andererseits durch den Bindungsmechanismus und die Energieform für den schichtweisen Aufbau. Eine Einteilung und Beschreibung kommerziell verwendeter additiver Verfahren ist in der VDI-Richtlinie 3405 näher beschrieben [7]. Das in dieser Arbeit betrachtete Fertigungsverfahren ist das selektive Laserschmelzen, welches nach VDI 3405, angelehnt an den englische Bezeichnung „laser-beam-melting“, mit LBM abgekürzt wird. Im Folgenden werden die Funktionsweise, relevante Einflussgrößen sowie die Eigenschaften mittels LBM-Verfahren gefertigter Werkstoffe erläutert. Grundsätzlich besteht das LBM-Verfahren darin, aus einem pulverförmigen Werkstoff Bauteile zu generieren. Im Wesentlichen wird dieser Vorgang in drei Schritte unterteilt: Den Pre-Prozess, In-Prozess und den Post-Prozess.

Pre-Prozess

Grundlage für jedes im PBF-LB/M-Verfahren gefertigte Bauteil ist eine 3D-CAD-Geometrie. Diese Bauteil-Geometrie wird im Anschluss durch einen Pre-Prozess oder maschinenspezifische Software in

eine STL-Datei (Standard Triangulation Language, Standard Tessellation Language) überführt, die bisweilen der Industriestandard für Modelle in der additiven Fertigung ist. Eine STL-Datei beschreibt die Bauteiloberfläche durch eine Vielzahl kleiner Dreiecke und den Normalenvektor dieser Dreiecke. Im nächsten Schritt wird dieses Modell in einem virtuellen Bauraum einschließlich Bauplattform, der die Realität der PBF-LB/M-Anlage widerspiegelt, beliebig orientiert platziert und anschließend mit Hilfsgeometrien versehen. Diese Hilfsgeometrien sind Stützstrukturen, die das zu fertigende Bauteil an die Bauplattform anbinden. Diese Stützstrukturen besitzen mehrere Aufgaben. Zum einen werden die Bauteile durch die Hilfsgeometrien an der Bauplattform fixiert und zum anderen werden Flächen, die einen Überhang (Polarwinkel zur Bauplattform) von mehr als 45° zur Bauplattform besitzen, abgestützt. Auch besitzt die Stützstruktur die Aufgabe der Regulierung des Wärmehaushaltes der Bauteile [8]. Durch die Anbindung an die Bauplattform werden die additiv gefertigten Komponenten entweder vorgeheizt, sofern eine Bauplattformheizung vorhanden ist, oder bei einer gewissen Temperatur gehalten. Auch entstehen bei der Fertigung Eigenspannungen im Bauteil. Zum einen entstehen diese aufgrund der großen thermischen Gradienten im Bereich des Laserflecks und der umgebenden Flächen, zum anderen durch die rasche Abkühlung beim Überfahren des Laserstrahls über das Bauteil. Zusätzlich entstehen diese Eigenspannungen durch die wiederholende Aufheizung und Kühlung ebendieser Bauteilbereiche und der thermischen Ausdehnung und des Schrumpfes des Werkstoffes bei der Erstarrung [9]. Im Anschluss an das Erstellen der Hilfsgeometrien wird das Bauteil in horizontale, äquidistante Schichten getrennt. Dieses sog. „Slicen“ zerschneidet die soeben erzeugte STL-Datei in 2.5D dimensionale Schichten, welche durch ihre x-y-Koordinaten definiert sind, aber untereinander in z-Richtung keinerlei Bezug zueinander besitzen. Dieser Vielzahl von 2.5D Schichten wird die jeweilige Schichtinformation zugewiesen, das sog. „hatchen“. Als Schichtinformationen gelten alle produktions-spezifischen Parameter wie Belichtungsvektoren und Scanstrategie, aber auch Anlagenparameter wie die Laserleistung, Fokussierung, Pulverbettheizung und Scangeschwindigkeit. Dabei müssen diese Parameter unter der Berücksichtigung ihrer Wechselwirkungen in einem Arbeitsbereich liegen, mit dem sich defektfreie Geometrien erzeugen lassen. Auch werden die zuvor angesprochenen Eigenspannungen durch die Wahl dieser Parameter beeinflusst [10, 11]. Der generierte Datensatz wird an die PBF-LB/M-Anlage gesendet, sodass der In-Prozess beginnen kann. Zum Pre-Prozess gehört zusätzlich noch die Vorbereitung der PBF-LB/M-Anlage auf den In-Prozess. Hierbei ist das Bereitstellen und das Befüllen der PBF-LB/M-Anlage mit dem Pulver und auch das Einstellen der Schutzgasatmosphäre in der PBF-LB/M-Anlage inbegriffen [7].

In-Prozess

Der In-Prozess kann abhängig vom Maschinentyp und den spezifischen Unterschieden der Anlagenkonzepte (Bauraumgröße, Pulverzufuhr, Pulverbeschichtung etc.) grob in drei Verfahrensschritte unterteilt werden. Das Bereitstellen und Auftragen der Pulverschicht, den Belichtungsprozess und das Absenken der Bauplattform. Nach dem Durchlaufen der einzelnen Verfahrensschritte beginnt der Zyklus von neuem bis das Bauteilvolumen vollständig erzeugt wird. Das Auftragen des Pulvers erfolgt mit einer Keramik-, Metall- oder Kunststofflippe. Dabei wird das lose Pulver zuvor aus einem Pulverreservoir oder Pulverbehälter zur Verfügung gestellt. Die Beschichtungseinheit fährt im Anschluss in der Arbeitsebene über die Bauplattform hinweg und erzeugt so eine gleichmäßige Pulverschicht. Überschüssiges Pulver wird in einem Pulverüberlauf gesammelt, sodass dieses im Anschluss an den Bauzyklus wiederverwendet werden kann. Nach dem Pulverauftrag wird das Pulver mithilfe des Laserstrahles im zweiten Verfahrensschritt lokal aufgeschmolzen. Der Laserstrahl wird hierfür über eine Spiegeleinheit umgelenkt und durch eine Linse fokussiert. Der Verfahrensweg ist durch den Pre-Prozess definiert, sodass Pulver entlang der Hatches umgeschmolzen wird und beim Wiedererstarren zu einem festen Körper konsolidiert. Nach der Belichtung der einzelnen Bahnen wird die Bauplattform als Ganzes abgesenkt und erneut mit dem ersten Verfahrensschritt begonnen bis alle Slices gefertigt werden. Der Vorgang erfolgt stets unter Schutzgasatmosphäre bestehend aus Argon oder Stickstoff zur Vermeidung von Oxidationprodukten [5, 7]. Der In-Prozess umfasst ebenfalls das Entpacken der Bauplattform mit den darauf befindlichen Bauteilen und das Entpulvern in der PBF-LB/M-Anlage. Das hierbei entfernte Pulver wird dem Pre-Prozess zugeführt und kann erneut verwendet werden.

Post-Prozess

An den In-Prozess ist der Post-Prozess angeschlossen. Dieser umfasst das eigentliche Entfernen der Bauteile von der Bauplattform durch Entfernen der Stützen. Dabei kommt es unter Umständen zu einem Verzug der Bauteile, der allerdings entweder durch eine geeignete Parameterwahl während des In-Prozesses minimiert werden kann [12] oder durch ein nachträgliches Spannungsarmglühen der Bauteile auf der Bauplattform vermindert wird [13]. Auch umfasst der Post-Prozess eine etwaige thermische und (thermo-)mechanische Nachbearbeitung, die der Verbesserung der mechanischen Eigenschaften dient oder für die Einhaltung der Toleranzmaße ausschlaggebend ist [14].

2.1.2 Einflussgrößen im PBF-LB/M-Prozess

Das PBF-LB/M-Verfahren ist hochgradig komplex und besitzt eine Vielzahl von Einflussgrößen. *Haaberland*, *Sehrt* und andere Autoren recherchierten, untersuchten und benannten die Einflussgrößen für den PBF-LB/M-Prozess und stellten diese in Ursache-Wirkungs-Diagrammen dar [15, 16]. Die Grundlage dieser Diagramme ist die 5-M-Methode mit den Haupteinflussfaktoren Mensch, Methode, Maschine, Mitwelt und Material [15–17]. Als Zielgröße steht stets die Bauteilqualität im Vordergrund. Viele der Einflussgrößen sind eng verknüpft und stehen oft in Konkurrenz zu einander. Auch sind konträre Abhängigkeiten einzelner Parameter zu berücksichtigen. Notfalls muss beispielsweise die Bauzeit und die Oberflächenqualität gegeneinander abgewogen werden. Im Weiteren wird kurz auf die einzelnen Einflussgrößen der 5-M-Methode Bezug genommen.

Der Mensch als Einflussgröße ist in diesem Zusammenhang besonders hervorzuheben. Als Mensch sind die persönlichen Erfahrungen und Fähigkeiten einschließlich steuerbarer technischer Einflussgrößen von Bedeutung. Vom Menschen wird der Fertigungsprozess und somit die Bauteilqualität beeinflusst. Darin ist der Pre-Prozess und Post-Prozess enthalten. Der Pre-Prozess beginnt mit dem eigentlichen Bauteil im 3D-CAD-Modell. Das Bauteil muss bestenfalls an die verfahrensbedingten Besonderheiten angepasst sein. Anschließend wird die Bauteilpositionierung und -ausrichtung im Bauraum bestimmt, die u.a. direkten Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften aus Abschnitt 2.1.3 besitzt. In der VDI-Richtlinie VDI 3405 Blatt 3 werden diesbezüglich Empfehlungen ausgesprochen [18]. Auch das Rüsten der PBF-LB/M-Anlage ist hierbei erwähnt. Die Reinigung, Wartung und ganz allgemein die Pflege der PBF-LB/M-Anlage stehen im direkten Bezug zur Bauteilqualität. Auch das Einrichten und das Vorbereiten der Bauplattform muss gründlich durchgeführt werden. Nach der Fertigung des Bauteils im PBF-LB/M-Verfahren ist der Mensch für den Post-Prozess verantwortlich. Das Entfernen der Stützstruktur ist bisweilen ein meist manueller Prozess mit geführten Werkzeugen. Bei der mechanischen Nachbearbeitung und Wärmebehandlung können PBF-LB/M-Bauteile bezogen auf ihre chemische Zusammensetzung nicht wie konventionell gefertigte behandelt werden, da der Ausgangs- und Lösungszustand einschließlich Seigerungsgrad verschieden ist.

Wie der Mensch besitzen auch die Maschinen einen entscheidenden Einfluss auf die resultierende Bauteilqualität. Dabei steht neben der Bauteilqualität auch die Wirtschaftlichkeit des Prozesses im Vordergrund. Bezogen auf das zu fertigende Bauteil bedeutet dies, dass beispielsweise die Belichtung eines Slices in zwei Bereiche unterteilt wird. Die Kontur und der Hatch werden hierbei in ihren Belichtungsparametern unterschieden. Für die Konturbelichtung wird bei der Laserstrahl-Formung durch die Linse und der Laserleistung auf eine Kombination zurückgegriffen, die eine hohe Detailauflösung besitzt. Bei der Belichtung des Hatches wird eher auf hohe Prozessgeschwindigkeit gesetzt. Bei richtigen Parametern wird so eine relative Dichte von größer 99% erreicht [2]. Erwähnt sei auch die Prozessgasführung. Mit dem Prozessgas wird der Schmauch (Kleinstpartikel und Dampf) von der Arbeitsebene abgeleitet. Ist diese Absaugung unzureichend, kann die Laserstrahlqualität und infolge auch die Bauteilqualität herabgesetzt werden. Der Lasereinheit, dem Spiegel-Ablenksystem (Scanner) und der Fokussier-Linse kommt besondere Bedeutung zu. Das Zusammenspiel dieser Komponenten ist für die Bauteilqualität essentiell. Für die Laserstrahl-Führung werden zumeist Scanner mit F-Theta Linse verwendet. Dieses Linsensystem besitzt den Vorteil, dass der Laserstrahl-Fokus in jeder beliebigen Auslenkung des Scanners in der Arbeitsebene liegt. Ohne diese Linse würde der Fokus mit zunehmender Entfernung vom Bauplattform-Zentrum von einer runden zu einer elliptischen Form verändert.

Infolge dessen würde die Energie des Laserstrahls auf eine größere Wechselwirkungsfläche verteilt und somit zu einem reduzierten Energieeintrag führen [5]. Um eine Vergleichbarkeit der Laser-Parameter zu erreichen, wurden abstrahierte Energien etabliert. Hierbei wird die Energie auf eine Länge, eine Fläche und ein Volumen bezogen. Die einfachste ist hierbei die Linienenergiedichte E_S gefolgt von der Flächenenergiedichte E_A . Die geläufigste ist allerdings die Volumenenergiedichte E_V , welche mit der effektiven Laserleistung P_L , der Schichtdicke l_z , des Spurabstandes h_s und der Scangeschwindigkeit v_s nach Gleichung 2.1 berechnet wird.

$$E_V = \frac{P_L}{l_z \cdot h_s \cdot v_s} \quad (2.1)$$

Unzureichende Parameter-Kombinationen führen zu Defekten im Gefüge. Diese Defekte resultieren zumeist aus Prozessinstabilitäten oder falsch gewählten Prozessparametern. Um Parameter zu bestimmen, die Bauteile mit einer relativen Dichte von näherungsweise 100 % hervorbringen, werden üblicherweise zeitaufwändige Parameterstudien durchgeführt. Dabei werden im Verlauf der Studien Poren, Oberflächenfehler oder Spritzerbildung registriert, die das Resultat von einem zu großen oder niedrigen Energieeintrag (Volumenergiedichte E_V) sind [19–23]. Eine zu geringe E_V resultiert in unvollständig aufgeschmolzenen Pulverpartikeln, welche wiederum in einer hohen Viskosität der Schmelze resultiert. Aufgrund der hohen Viskosität ist auch die Oberflächenspannung der Schmelze hoch. Diese Oberflächenspannung führt zu dem sogenannten Effekt des Baling. Baling beschreibt das Phänomen, dass der energetisch günstigste Zustand durch die Bildung von sphärischen Einzelfragmenten eingestellt wird. Diese Fragmentierung des Schmelzbades führt zu einer unzureichenden Benetzung der darunterliegenden Bauteiloberfläche, sodass die metallurgische Anbindung der einzelnen Schmelzspuren unzureichend ist. Dies resultiert in Bindefehlern, die eine irreguläre und längsgestreckte Form in Schichtrichtung aufweisen [24]. Demgegenüber führen auch zu hohe Energieeinträge zu charakteristischen Fehlerbildern. Ein zu hoher Energieeintrag resultiert in einer niedrigen Viskosität der Schmelze, die zu einem breiten Schmelzbad führt. Dies wiederum begünstigt durch Eigenspannungen hervorgerufen thermische Verzüge. Zudem wird durch die E_V im Fokus des Laserstrahls Material partiell in die Gasphase überführt. Infolge dessen wird die Oberfläche des Schmelzbades verdampft, wodurch Partikel aus der Schmelze herausgelöst werden [25]. Im Schutzgasstrom erstarren diese herausgelösten Partikel während der Flugphase und fallen anschließend auf das Pulverbett oder werden günstigstenfalls in der Filteranlage aufgefangen. Dabei unterscheidet sich die Morphologie und Größe dieser Partikel von dem Ausgangsmaterial, sodass diese mit den eingestellten Parametern nur unzureichend umgeschmolzen werden. Ein weiteres Phänomen zu hoher Energieeinträge ist das sogenannte Keyholing. Keyholes sind Löcher im Material, die entstehen, sobald der Energieeintrag so groß ist, dass Material sukzessive verdampft wird und dadurch Gruben im Schmelzbad entstehen. Diese Gruben kollabieren und schließen Schutzgas im Material ein, die als Defekte im Gefüge zurückbleiben.

Auch ist der materielle Einfluss beim PBF-LB/M-Prozess nicht zu vernachlässigen. Dabei sind der materielle und maschinelle Einfluss eng verknüpft, da die Prozessparameter immer an das Material angepasst werden müssen. Heutzutage werden diverse Materialien verarbeitet. Aluminiumbasis-, Eisenbasis-, Nickelbasis- und Titanbasis-Legierungen sind Stand der Technik. Bislang wurden bereits bestehende Legierungssysteme für die PBF-LB/M-Anlagen qualifiziert und teilweise in Richtlinien verankert [26, 27]. Aktuell werden Legierungen entwickelt, welche speziell an den PBF-LB/M-Prozess angepasst sind, um die bestmöglichen Eigenschaften durch den Fertigungsprozess auszunutzen [28, 29]. Der Werkstoff liegt beim PBF-LB/M-Prozess als Pulver vor und wird durch den Laserstrahl erhitzt, bis das Pulver schmilzt. Dabei sind die Wellenlänge des eingesetzten Lasers, die Absorptivität (Reflexionsgrad) des Pulvers und die Partikelgröße besonders hervorzuheben. Durch die Dissipation der absorbierten elektromagnetischen Energie wird lokal die Liquidustemperatur überschritten und das Pulver wird aufgeschmolzen. Die meiste Energie wird in den obersten Partikellagen der Pulverschicht absorbiert. Die Wärmeleitung durch das Pulverbett ist aufgrund fehlenden Stoffschlusses (keine Sinterbrücken) sehr gering und trägt weder zur Wärmeabfuhr im Bauteil, noch zur Verdichtung bei [30]. Dabei sind eine hohe Packungsdichte der Pulverschicht und eine möglichst geringe Partikelgröße vorteilhaft. Allerdings sind sehr feine Partikel nur mit hohem Aufwand als gleichmäßige Schicht aufzutragen. An dieser Stelle gilt es das Optimierungsproblem zwischen Verarbeitbarkeit und Prozes-

sierbarkeit zu lösen [24]. Diese Interaktion der Einflussgrößen und das Resultat daraus ist Bestandteil aktueller Forschung. Mittels Computersimulation werden diese physikalischen Phänomene gekoppelt und so der PBF-LB/M-Prozess berechnet [31]. Insgesamt werden so teilweise über einhundert Einflussgrößen berücksichtigt.

Eng an den materiellen Einfluss ist der methodische Einfluss gekoppelt. Abhängig von dem eingesetzten Material sind die Fertigungsparameter so zu wählen, dass am Ende eine vergleichbare Bauteilqualität resultiert (relative Dichte nahe 100 %). So ist eine Aluminium-Legierung anders zu verarbeiten als eine Eisenbasis-Legierung. Auch ist die Anzahl der Bauteile auf der Bauplattform ausschlaggebend dafür, welche Prozessparameter gewählt werden. Bezogen auf den Energieeintrag E_V sind dies die Parameter Laserleistung P_L , die Schichtdicke l_z , der Spurbstand h_s und die Scangeschwindigkeit v_s . Zusätzlich müssen die Stützgeometrie und die Beschichtungsparameter angepasst werden.

Der Einfluss der Mitwelt ist hauptsächlich auf das Prozessgas bezogen. Hier ist die Reinheit des Gases als wichtigster Einflussfaktor erwähnenswert. Durch das Prozessgas werden unerwünschte Nebengase wie Sauerstoff aus dem Prozess verdrängt. Dadurch, dass im Bauraum der PBF-LB/M-Anlage stets ein leichter Überdruck herrscht, wird so auch das Eindringen von Umgebungsatmosphäre in der Prozess verhindert. Zusätzlich ist die Mitwelt bei der Prozessierung und dem Sieben von bereits verwendetem Pulver-Rezyklat von Bedeutung. Wird das Sieben unter Umgebungsatmosphäre durchgeführt, wird der Zwischenraum der einzelnen Pulverpartikel mit Sauerstoff angereichert. Zusätzlich entsteht bei sauerstoffaffinen pulverförmigen Werkstoffen eine dünne Oxidschicht auf der Oberfläche. Bei der Verwendung von nicht reaktivem Schutzgas wird die Oberflächenoxidation verzögert. Zum einen verhindert die Nutzung von Schutzgas beim Sieben das Einbringen von Luftsauerstoff in die Baukammer und zum anderen wird so die Oxidation von Pulver minimiert.

Die hier an dieser Stelle lediglich kurz umrissenen Einflussgrößen werden in den Eigenschaften der mittels PBF-LB/M-Verfahren erzeugten Bauteile manifestiert.

2.1.3 Eigenschaften mittels PBF-LB/M-Verfahren hergestellter Werkstoffe

Im Folgenden wird auf die Eigenschaften mittels PBF-LB/M-Verfahren hergestellter Werkstoffe eingegangen. Durch das Verfahren und die aus den Pre-, In- und Post-Prozess eingestellten Parametern werden Defekte in Form von Porosität eingebracht und das Gefüge ausgebildet. Zusätzlich werden thermisch-induzierte Eigenspannungen in das Material eingebracht. Diese mikrostrukturellen Einflussgrößen spiegeln sich anschließend in den resultierenden statisch mechanischen und zyklischen Eigenschaften wider. Diese einzelnen Aspekte werden im Folgenden erörtert.

Porosität

Bei der Porosität von im PBF-LB/M-Verfahren hergestellter Proben wird überwiegend von Defekten gesprochen. Lediglich eine geringe Anzahl der Bauteile aus dem PBF-LB/M-Verfahren erfordern eine funktionelle Porosität [16], um als Flüssigkeits-/Gas-Filter oder als Flammensperren zu fungieren. Üblicherweise werden Bauteile mit möglichst geringer Porosität gefordert, da diese die günstigsten Eigenschaften aufweisen. Hierfür wurden in der Vergangenheit in diversen Veröffentlichungen Parametersätze für verschiedenste Legierungen ermittelt, die eine geringe Porosität und wenig Bindefehler hervorbringen. *Buchbinder* stellte bereits 2013 anhand einer Aluminiumlegierung AlSi10Mg und Al-Si9Cu3 Parameter für die Verarbeitbarkeit vor [32]. Dabei führt der Autor auf wie die Parameter Laserleistung P_L , die Scangeschwindigkeit v_s , der Spurbstand h_s , die Bauplattform-Vorheizung, die Kornfraktion und der Feuchtigkeitsgehalt des Pulvers Einfluss auf die Porosität und Anbindungsfehler nehmen [32]. Unter Konstanthaltung des h_s und der Schichtdicke wurde die P_L und v_s variiert. Es wurde gezeigt, dass mit zu niedrigen P_L von 100 W bei den untersuchten v_s keine Probekörper mit relativen Dichten von 100 % erzeugt werden konnten. Erst die Erhöhung auf eine P_L von mindestens 150 W ermöglichte das Fertigen von vollgedichteten Proben bei geringen v_s . Mit einer Erhöhung auf 240 W wurden vollgedichtete Proben über einen breiten v_s -Bereich gefertigt. Dabei trat eine Änderung der Porosität von Bindefehlern zu einer Gas-Porosität mit zunehmendem volumetrischen Energieeintrag E_V ein. Auch wurde ein Unterschied bei den unterschiedlichen Aluminium-Legierungen festgestellt. So

war die Legierung AlSi10Mg bei niedrigeren E_V bereits voll dicht, wohingegen der Werkstoff AlSi9Cu3 höhere Energien benötigte. Zurückgeführt wird dieser Umstand auf den höheren Kupferanteil der Legierung, welcher in einem höheren Reflexionsgrad resultiert. Auch untersucht *Buchbinder* den Einfluss des Spurabstandes h_s (P_L , v_s und l_z konstant) in Bezug auf die Dichte der Aluminium-Legierungen. Dabei stellt der Autor heraus, dass zu große Abstände negative Auswirkung auf die Porosität besitzen. Auch wird gezeigt, dass trotz gleicher E_V bei den unterschiedlichen Legierungen der Einfluss der Spurabstandes variiert. Auch ist der Werkstoff mit dem höheren Reflexionsgrad anfälliger für eine höhere Porosität. Der Autor führt diese Tatsache auf das unterschiedliche Schmelzverhalten und Schmelzbad zurück. In weiteren Versuchen werden unterschiedliche Kornfraktionen des selben Pulvers (AlSi9Cu3) miteinander verglichen (P_L , l_z und h_s konstant). Durch eine Verkleinerung der Kornfraktion von 25 μm bis 45 μm auf unter 25 μm wird das Prozessfenster der Scangeschwindigkeit für voll dichte Proben von $v_s=300 \text{ mm s}^{-1}$ auf 600 mm s^{-1} erweitert. Grund hierfür ist die Tatsache, dass die Wechselwirkungszeit des Laserstrahls mit zunehmender Pulverkorngröße ansteigen muss, um das Kornvolumen über Wärmeleitung bis oberhalb der Schmelztemperatur aufzuheizen. Die Steigerung der Aufbaurrate (gleiche P_L bei höherer v_s) ist somit auf das Verhältnis von Volumen zu Oberfläche zurückzuführen. Allerdings ist unter wirtschaftlichen Aspekten von einer Verkleinerung der Kornfraktion abzuraten, da die Nebenzeiten für das Aufbringen der Pulverschicht um den Faktor 10 ansteigen. Bei der Kornfraktion kleiner 25 μm tritt verstärkt Agglomeratbildung auf, sodass die Geschwindigkeit des Pulverauftrags reduziert werden muss. In einer weiteren Versuchsreihe am AlSi10Mg wurde die P_L auf 960 W erhöht (l_z und h_s konstant). Die zuvor bei 240 W und einer v_s von 800 mm s^{-1} gefertigten Proben mit einer Dichte von über 99,5 % konnten bei 960 W bei einer v_s von 3000 mm s^{-1} realisiert werden. Die vierfache P_L ermöglicht auch die lineare Steigerung der v_s auf etwa 3200 mm s^{-1} . Zusätzlich betrachtet der Autor in diesem Fall eine Erhöhung der Bauteiltemperatur aufgrund der kürzeren Prozesszeit während des Belichtungsvorganges. Diese Temperaturerhöhung im Prozess wird in einem weiteren Versuch des selben Materials durch die Vorwärmung der Bauplattform untersucht. Untersucht wurden Vorwärmtemperaturen von 200 °C, 300 °C und 400 °C. Dabei stellte sich heraus, dass die Gas-Porosität bei gleichen Prozessparametern mit zunehmender Temperatur steigt. Innerhalb der Porosität wird Wasserstoff ermittelt, welcher laut Autor aus der Restfeuchtigkeit durch Aufspaltung der Wassermoleküle entsteht. Eindeutig kann dieser Ursprung allerdings nicht bestätigt werden. Eine Verringerung der Wasserstoff Gas-Porosität wird durch ein Trocknen des Aluminium-Pulvers und einem Absenken des Restsauerstoffgehaltes in der PBF-LB/M-Anlage auf unter 100 ppm erreicht.

Geenen untersuchte einen austenitischen Stahl X2CrNiMo17-12-2 (folgend 316L), einen Warmarbeitsstahl X40CrMoV5-1 (nachfolgend WAS) und einen Schnellarbeitsstahl HS6-5-3 (folgend HS6-5-3) hinsichtlich der Verarbeitbarkeit mittels PBF-LB/M-Verfahren [33]. Dabei stellte die Autorin diverse Prozessparameter gegenüber, um ein wirtschaftlich vertretbaren Ansatz für die Fertigung zu ermitteln. Als signifikante Einflussgrößen auf die Verdichtung im PBF-LB/M-Prozess wurden die Belichtungszeit, der Punkt- und Hatchabstand, die Energiedichte, die Scangeschwindigkeit und das Vorwärmen ermittelt. Beginnend mit der Belichtungszeit stellt die Autorin fest, dass eine längere Belichtungszeit aufgrund der höheren Energie in einem größeren Schmelzbad resultiert. Dieses größere Schmelzbad bedingt eine niedrigere Porosität und eine geringere Rissdichte in allen untersuchten Stählen. Zu lange Belichtungszeiten resultieren aber auch in Prozessfehlern, die durch Risse und große Verformungen der Proben gekennzeichnet sind. Diese Beobachtung trifft auf die untersuchten Stähle 316L, WAS und HS6-5-2 zu. Die zweite signifikante Einflussgröße ist der Punkt- und Hatchabstand bei der Verarbeitung der Stähle im PBF-LB/M-Verfahren. Punkt- und Hatchabstände sollen so gewählt werden, dass das Schmelzbad innerhalb einer Spur vollständig ausgebildet ist. Bei zu großen Punkt- oder Hatchabständen werden die Spuren nicht komplett umgeschmolzen, sodass zwischen den Spuren Poren bzw. Anbindungsfehler entstehen. Als Konsequenz schlussfolgert die Autorin, dass bei kleinen Punkt- und Hatchabständen kurze Belichtungszeiten gewählt werden sollen, bei langen Belichtungszeiten eher größere Abstände. Veranschaulicht wird dies anhand von 316L, WAS und dem HS6-5-2. Bei der Untersuchung der Energiedichte in Bezug auf die resultierenden Defekte stellt *Geenen* heraus, dass mit steigender Energiedichte die Porosität in den untersuchten Stählen abnimmt. Negativ ist

eine hohe Energiedichte in Bezug auf die im Bauteil resultierenden Eigenspannungen, die allerdings durch die Verwendung einer Bauplattform-Vorheizung reduziert werden können. Durch eine zu hohe Energiedichte und Vorheizung der Bauplattform entsteht unter ungünstigen Prozessbedingungen Gas-Porosität.

Diese empirische Herangehensweise der Vorhersage prozessbedingter Porosität ist zeitaufwendig. Die Simulation von Prozesseinflüssen ist Forschungsgegenstand diverser Einrichtungen gewesen. Die Anfänge der Simulation von laserbasierten Fertigungstechnologien wurde durch *Semak et al.* für das Laserschweißen und -trennen für Eisen und Aluminium bereits 1997 untersucht [34]. Dabei erarbeiteten die Autoren ein physikalisches Modell für das Tiefschweißen und Trennen dieser Materialien unter Berücksichtigung des Schmelzvorganges, der Erwärmung der Schmelze, dem Verdampfen eben jener und der Wärmeleitfähigkeit im Material. Aus dem erarbeiteten Modell stellen die Autoren heraus, dass der Rückstoßdruck durch das Verdampfen des Materials zu einem erheblichen Teil für das Abtragen verantwortlich ist. *Ki et al.* belegen ihre Simulationsergebnisse für das Tiefschweißen mit experimentellen Untersuchungen in einem 3D-Modell [35, 36]. Dabei stellen die Autoren heraus, dass die Schmelzströmung, die Wärmeleitung und die Reflexion des Laserstrahles im Tiefschweißverfahren in ihrem Modell gute Übereinstimmungen mit dem Experiment aufweisen und somit der Tiefschweißprozess in guter Näherung vorhergesagt werden kann. Auf Grundlage der Erfahrungen im (Tief-)Schweißen und Simulationsmodellen wurden Modelle für das Konsolidieren von pulverbettbasierten Fertigungstechnologien wie dem PBF-LB/M-Verfahren entwickelt. Aktuelle Simulationsmodelle sind in der Lage die Porosität bzw. das konsolidierte Material unter Berücksichtigung der Prozessparameter (Laserleistung, Schichtdicke, Spurabstand, Scangeschwindigkeit etc.) und des Pulvers vorherzusagen [37]. Dabei erfolgt die numerische Kopplung von der Laserabsorption, Wärmeverlusten durch Strahlung, Wärmeleitung, des Phasenwechsels (festes Pulver - Flüssigphase - Erstarrung), Schmelzbad-Oberflächenspannung, Dampfdruck und Eigenspannungen in einem Gesamtmodell. Dies erfolgt entweder auf Bauteilebene oder Pulverebene. Bei der Bauteilebene steht hierbei die resultierende Geometrie unter Berücksichtigung der Eigenspannungen im Vordergrund. Die Simulation auf Pulverebene ermöglicht die Vorhersage der realen Prozessparameter.

Gefüge

Durch den PBF-LB/M-Prozess bedingt entsteht ein charakteristisches Gefüge. Durch den wiederholten Auftrag einzelner Schichten im Prozess wird Pulver und darunter liegendes Material umgeschmolzen. Dabei entstehen hauptsächlich kolumnare Körner. Dies wird für alle im PBF-LB/M-Verfahren prozessierten Werkstoffe beobachtet. Bei AlSi10Mg und AlSi9Cu3 Legierungen beobachtete *Buchbinder* feine heterogene Strukturen mit sich wiederholender Morphologie [32]. Bei den untersuchten Aluminium-Werkstoffen sind die einzelnen Schichten und Spuren deutlich erkennbar. Die Erstarrung verläuft bei dem Werkstoff dendritisch und durch zwei unterschiedliche Phasen gekennzeichnet. Zum einen erstarren Aluminium-Mischkristalle dendritisch und zum andern erstarrt die Schmelze im interdendritischen Raum eutektisch [38]. Der Autor untersucht zusätzlich den Einfluss hoher Abkühlgeschwindigkeiten und zeigt so, dass höhere Abkühlgeschwindigkeiten und demnach größere Erstarrungsgeschwindigkeiten das Gefüge zunehmend feinen. Unterschiede stellen sich zwischen dem Schmelzspurrand und dem Inneren der Schmelzspur ein. Die Begründung hierfür sind die lokal unterschiedlichen Erstarrungsgeschwindigkeiten und Abkühlraten. Die Dendriten nukleieren meist an den Dendriten der darunterliegenden Schmelzspur und wachsen in der gleichen Wachstumsorientierung. Dieses epitaktische Dendritenwachstum folgt dem geringsten Winkel zum maximalen Temperaturgradienten der Schmelze. Aufgrund der hohen Erstarrungsgeschwindigkeit werden bei dem betrachteten AlSi10Mg ausschließlich Primärdendriten beobachtet. Mittels EBSD-Analyse werden für die Aluminium-Legierung Vorzugsrichtungen nach dem PBF-LB/M-Prozess nachgewiesen. Diese Gefügestruktur kann bei Aluminium-Legierungen durch eine nachträgliche Wärmebehandlung großteils aufgelöst werden. Durch eine T6 Wärmebehandlung (Lösungsglühen bei 525 °C für 6 h und anschließendem Auslagern bei 165 °C für 7 h) sind im Anschluss keine Dendriten mehr erkennbar. Das resultierende Gefüge besteht aus Aluminium-Mischkristall mit Anreicherung von globulitischen Silizium entlang der Schmelzspuren aus dem PBF-LB/M-Prozess. Auch die Vorzugsrichtung wird durch die Wärmebehandlung verringert, sodass eine

eher regellose Textur vorliegt [32].

Für den austenitischen Edelstahl X2CrNiMo17-12-2 (1.4404) haben diverse Autoren ähnliche Gefügemorphologien beobachtet [33, 39, 40]. Auf mikroskopischer Ebene entstehen bei dem 316L in Aufbaurichtung ebenfalls feine längs gestreckte Körner, die aufgrund von epitaktischem Wachstum entstehen. Auf submikroskopischer Ebene wird eine zelluläre Mikrostruktur beobachtet. Im Inneren dieser Mikrostruktur werden austenitstabilisierende Elemente (Nickel, Mangan) und im äußeren Rand die ferritstabilisierenden (Silizium, Chrom, Molybdän) angereichert. Abstrahiert kann von einer einphasigen Mikrostruktur bestehend aus einem Bereich mit austenitstabilisierenden Elementen und einem zweiten Bereich mit ferritstabilisierenden Elementen gesprochen werden. Diese Struktur entsteht durch die rasche Erstarrung der Schmelze. Die favorisierte, weil thermodynamisch stabilere, austenitische Erstarrung reichert an der Erstarrungsfront ferritstabilisierende Elemente an [38]. Die zelluläre Struktur, welche Bienenwaben ähnelt, entsteht durch das gleichzeitige Nukleieren und Wachsen einer Vielzahl von Keimen.

Eigenspannungen

Eigenspannungen im PBF-LB/M-Verfahren resultieren aus den hohen Aufheiz- und Abkühlraten im Prozess, die Zug- und Druckeigenspannungen im Bauteil induzieren. Dabei wird während der Aufheizphase das Pulver durch Einkopplung des Laser-Strahles lokal erhitzt und aufgeschmolzen. Der Phasenübergang von fest (Pulver) zu flüssig (Schmelzbad) bewirkt eine Ausdehnung der darunterliegenden Material-Schichten. Aufgrund der raschen lokalen Erwärmung entsteht ein großer Temperaturgradient zwischen dem aufgeheizten und dem umliegenden Material. Die resultierende Ausdehnung wird durch den umgebenden Werkstoff begrenzt, sodass Druckeigenspannungen resultieren. Dabei wird durch die hohe Temperatur die lokale Streckgrenze reduziert. Sind die eingebrachten Druckeigenspannungen höher als die lokale Druckfließgrenze, tritt plastische Verformung auf [41, 42]. In der Abkühlphase erstarrt das Schmelzbad und das Material schrumpft. Der so entstandene Materialverbund der oberen und unteren Schicht erlaubt keine Relaxation, sodass in der oberen Schicht Zugeigenspannungen und in der unteren Schicht Druckeigenspannungen entstehen [32]. Folgen dieser (relaxierenden) resultierenden Eigenspannungen aus dem PBF-LB/M-Prozess sind Maßabweichungen [42], Risse [32] oder das Ablösen der Bauteile von der Bauplattform. Die Maßabweichungen durch eine plastische Verformung werden teils durch die Stützstruktur unterhalb der Bauteile behindert. Die Minderung der Eigenspannungen erfolgt hauptsächlich durch drei Stellgrößen. Zum einen wird die Belichtungsstrategie im PBF-LB/M-Prozess genannt und zum anderen die Vorheizung der Bauplattform. Auch ein nachträgliches Spannungsarmglühen der Bauteile auf der Bauplattform reduziert die Eigenspannungen. *Kruth et al.* änderten die Belichtungsstrategie bei Gleichhaltung aller anderen Prozessparameter der PBF-LB/M-Anlage. Dabei wurde gezeigt, dass die Verformung der Bauteile (als Maß für die Eigenspannung) bei möglichst kleinen Belichtungs-zonen und somit lokalen Energieeinträgen, die geringsten Verformungen aufweisen [41]. *Buchbinder* zeigte den Einfluss der Bauplattformheizung auf den Verzug von Testgeometrien. Dabei stellte der Autor heraus, dass eine ausreichend hohe Vorheizung Verzüge vollständig unterdrückt und spannungsbedingte Risse im Bauteil verhindert. Bei einer Vorwärmung der Bauplattform hebt *Geenen* zwei Aspekte positiv hervor [33]. Zum einen wird durch die Erwärmung des Pulvers beim Schichtauftrag der Feuchtigkeitsgehalt reduziert und zum anderen der thermische Gradient zwischen dem Schmelzbad und dem Bauteil reduziert. Die Reduzierung des Feuchtigkeitsgehaltes im Pulver reduziert die Porenbildung im Prozess. Durch eine Reduzierung des thermischen Gradienten sinkt die Abkühlgeschwindigkeit, da die Wärme von der Bauplattform in Aufbaurichtung diffundiert, wodurch die Gefahr der Rissbildung und die Ausbildung thermisch-induzierter Eigenspannungen sinkt. Zurückzuführen ist dies auf eine Verringerung des E-Moduls des Werkstoffes und eine Absenkung der Fließgrenze bei erhöhter Temperatur aufgrund dessen die Eigenspannungen reduziert werden. Letzteres wird besonders anhand der kohlenstoffhaltigen Warmarbeits- und Schnellarbeitsstähle dargestellt [33].

Mittels Simulationen des PBF-LB/M-Prozesses können Eigenspannungen und daraus resultierende Verformungen bzw. Verzüge der Bauteile unter Einbezug aller relevanter Prozessparameter simuliert

werden [43],

Statisch mechanische Eigenschaften

Besondere Aufmerksamkeit werden den statisch mechanischen Eigenschaften der Werkstoffe nach dem PBF-LB/M-Prozess zuteil. Hierbei stellt das charakteristische Gefüge der mittels PBF-LB/M-Verfahren gefertigten Bauteile den größten Einflussfaktor dar. Das gerichtete Gefüge ist der Hauptgrund für die resultierende Anisotropie im Material, welche in den statischen mechanischen Festigkeiten nachweisbar ist. Durch die hohe Versetzungsdichte sind die Festigkeitskennwerte zumeist größer als bei Material aus konventioneller Fertigung, die Duktilität ist hingegen oftmals vermindert [26, 27]. In den vergangenen Jahren wurde dieser Umstand in diversen Veröffentlichungen untersucht und erörtert. Bauteile, die in Baurichtung belastet werden, weisen geringere Festigkeiten auf, als Bauteile, die in Schichtrichtung belastet werden. Dies wird für alle Werkstoffe, die mittels PBF-LB/M-Verfahren gefertigt werden und keine anschließende Wärmebehandlung erfahren, festgestellt. Bei Aluminium-Legierungen hat *Buchbinder* umfangreiche Testreihen mit AlSi10Mg und AlSi9Cu3 durchgeführt. Dabei liegen die statischen Eigenschaften immer oberhalb der Mindestwerte nach DIN EN 1706 aufgeführten Kenngrößen für Druckguss-Bauteile. Die anisotropen Eigenschaften führt der Autor auf vier grundlegende Mechanismen zurück. Mit steigender Schichtanzahl treten Fehlstellen statistisch häufiger auf und die Fehlstellenlage besitzt einen Einfluss auf den Kraftfluss. Die Zugfestigkeit, Dehngrenze und die Bruchdehnung nehmen dementsprechend ab. Bei Proben in senkrechter Bauweise werden die Grenzflächen der Einzelschichten überwiegend senkrecht belastet. Dies hat hauptsächlich geringere Bruchdehnungen zur Folge. Die charakteristische Gefügeorientierung aus dem PBF-LB/M-Verfahren verläuft bei senkrecht gefertigten Bauteilen bevorzugt parallel zur Belastungsrichtung, sodass die Versetzungsbehinderung schwächer ist und das plastische Fließen erleichtert wird. Daraus resultiert eine höhere Bruchdehnung, aber geringere Zugfestigkeit und Dehngrenze als bei Proben, die in Schichtorientierung belastet werden. Auch die Vorzugstextur des Gefüges besitzt einen negativen Einfluss auf die Bruchdehnung, sofern diese in Belastungsrichtung orientiert ist. Diese Effekte werden durch eine nachträgliche Wärmebehandlung der Bauteile verringert [32].

Der im PBF-LB/M-Verfahren häufig verarbeitete Werkstoff 316L wurde unter anderem von *Geenen, Röttger et al., Hanzl et al.* und *Spierings et al.* untersucht. Alle Autoren stellen heraus, dass horizontal gefertigte Bauteile eine höhere Zugfestigkeit und Dehngrenze aufweisen als vertikal gefertigte Bauteile. Dieses Bauteilverhalten wird auf die Schichtorientierung, die Bindefehler und den Kraftfluss während der Prüfung zurückgeführt. Für vertikal gefertigte Bauteile erfolgt der Kraftfluss durch die Schichten hinweg, sodass Defekte wie Poren und Bindefehler die Struktur schwächen. Diese Poren und Bindefehler mindern zum einen den tragenden Querschnitt und wirken zudem als Spannungskonzentrationen, die zum Teil durch lokales plastisches Fließen ausgeglichen werden, aber stets die Ursache für das Bauteilversagen sind. Zudem ist mit steigender Anzahl der Schichten die Wahrscheinlichkeit für Defekte höher. Bei einer geringen Porosität sind die Poren weniger für frühzeitiges Bauteilversagen verantwortlich sofern die Bauteile in horizontaler Baurichtung gefertigt werden. Die Bindefehler wirken im Falle von horizontal gefertigten Bauteilen zudem nicht als Spannungskonzentratoren, da diese den Kraftfluss innerhalb der Probe nicht hindern [33, 44–46].

Ein niedriglegierter 16MnCr5 Einsatzstahl wurde von *Kamps* charakterisiert [47]. Nach der Fertigung wurden die Zugproben auf der Bauplattform spannungsarm gegläht, mechanisch bearbeitet und im Zugversuch geprüft. Der Autor konnte keinen Einfluss der statisch mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit von der Baurichtung feststellen. Nach einer nachträglichen Einsatzhärtung wurde ebenfalls keine Anisotropie festgestellt [47].

Zyklische Eigenschaften

Die Ermittlung der zyklischen Eigenschaften steht bei additiv gefertigten Werkstoffen zunehmend im Vordergrund, da für eine vollumfängliche Bauteilauslegung mit diesen Werkstoffkennwerten eine Vorhersage über die erwartbare Lebensdauer getroffen werden kann. Entgegen der Bestimmung der statischen mechanischen Eigenschaften wird für die Ermittlung statistisch abgesicherter zyklischer Werkstoffkennwerte ein deutlich größerer Probenumfang benötigt. Für viele mittels PBF-LB/M-Verfahren

hergestellte Werkstoffe sind mittlerweile Kennwerte generiert. Wesentliche Einflussgröße der zyklischen Festigkeit ist, wie bei der statischen Festigkeit, die Defektverteilung innerhalb der untersuchten Materialproben. Zusätzlich ist die Oberflächenbeschaffenheit von wesentlicher Bedeutung. Bei der Ermittlung der zyklischen Festigkeiten liegt der Fokus aufgrund wirtschaftlicher Faktoren eher bei Materialien, welche in der Luft- und Raumfahrt eingesetzt werden können, da dort durch Gewichtsreduzierung und der konventionell schlechten Verarbeitbarkeit, von beispielsweise Titan-Legierungen, das größte Potential in der additiven Fertigung gesehen wird. Daher haben diverse Autoren das zyklische Materialverhalten an Ti6Al4V untersucht. So haben *Wycisk et al.* im Wöhlerversuch die axiale Zug-Schwellfestigkeit ($R=0,1$) der genannten Legierung bestimmt. Dabei wurde die Baurichtung (0° - und 45° -Polarwinkel) und der Oberflächenzustand (wie-gebaut und poliert) betrachtet. Die Proben wurden nach dem PBF-LB/M-Prozess lediglich spannungsarmgeglüht. Im spannungsarmgeglühten Zustand wiesen beide Raumrichtungen mit wie-gebaut Oberfläche keinen Unterschied in der zyklischen Festigkeit auf. Durch ein nachträgliches Schleifen der Proben wurde der Festigkeitswert mehr als verdoppelt. Bei der Betrachtung der Bruchflächen stellten die Autoren fest, dass der Rissursprung bei den Proben mit wie-gebaut Oberfläche immer an der Probenoberfläche lag. Bei den polierten Proben lag der Rissursprung sowohl an der Probenoberfläche als auch an inneren Defekten [48]. Die ermittelte Festigkeit lag in der Größenordnung konventionell gefertigter Titan-Legierungen [49]. Weiter untersuchte *Wycisk* in [42] den Einfluss einer Wärmebehandlung bei dieser Titan-Legierung. Durch ein nachträgliches heißisostatisches Pressen (HIP) konnte die zyklische Festigkeit weiter erhöht werden, da Defekte aus dem PBF-LB/M-Prozess reduziert wurden. *Castand et al.* untersuchten die zyklische Wechselfestigkeit ($R=-1$) für die Ti6Al4V-Legierung. Die Untersuchungen fanden ebenfalls im spannungsarmgeglühten Zustand und nach einem HIP-Prozess statt. Betrachtet wurde auch hier der wie-gebaut und polierte Oberflächenzustand. Dabei stellten die Autoren ebenfalls keine Abhängigkeit der Baurichtung und der zyklischen Wechselfestigkeit im spannungsarmgeglühten Zustand fest. Ein nachträgliches Polieren der Probenoberfläche verdoppelte die Wechselfestigkeit. Die raue Oberfläche des wie-gebaut Oberflächenzustandes ist ursächlich für die Rissinitiierung. Bei den polierten Proben sind dies innere Defekte wie Anbindungsfehler oder Gas-Porosität. Durch ein Nachverdichten mittels HIP (einschließlich Gefügeumwandlung) wurden Wechselfestigkeiten von konventionell hergestellten Ti6Al4V erreicht [50]. *Fatemi et al.* untersuchten die multiaxiale zyklische Festigkeit von Ti6Al4V an dünnwandigen rohrähnlichen Proben (Axiale- mit Torsionsbelastung überlagert). Dabei verglichen die Autoren konventionell hergestellte und im PBF-LB/M-Verfahren gefertigte Proben bei gleicher Wärmebehandlung und polierter Oberfläche. Die Autoren stellten fest, dass die im PBF-LB/M-Verfahren gefertigten Proben höhere Zug- und Torsionsfestigkeiten als das konventionell hergestellte Material besitzen, dies allerdings mit einer Reduzierung der Duktilität einhergeht. Begründet wird dies mit der unterschiedlichen Mikrostruktur den enthaltenen Defekten der Materialproben. Das Materialversagen der im PBF-LB/M-Verfahren hergestellten Proben ist zudem spröde, wohingegen das konventionelle Material duktilen Materialversagen aufweist. Zudem ist die zyklische multiaxiale Festigkeit der additiv gefertigten Proben aufgrund der Porosität deutlich geringer als bei den konventionell gefertigten [51]. Ähnliche Untersuchungen wurden auch von *Kahlín, Leuders et al., Molaei et al., Mower et al., Sterling et al., Yadollahi et al.* durchgeführt [3, 52–56]. Zusammenfassend stellen alle Autoren heraus, dass eine raue Oberfläche die zyklische Festigkeit deutlich herabsetzt und die Rissinitiierung an der Oberfläche stattfindet. Ein nachträgliches Schleifen oder Polieren erhöht die zyklische Festigkeit zum Teil deutlich, aber erst eine nachträgliche HIP-Wärmebehandlung erhöht die zyklischen Festigkeiten in die Größenordnung von konventionell gefertigten Materialien. Allerdings kommt der überwiegende Teil der Autoren zu dem Schluss, dass additiv gefertigtes Material meist etwas geringere zyklische Festigkeiten aufweist, als das konventionell gefertigte Pendant [3, 52–56].

Ein weiteres Material, das mittels PBF-LB/M-Verfahren hinreichend genau charakterisiert wurde, ist die Aluminium-Legierung AlSi10Mg. *Buchbinder* hat den Einfluss der Scangeschwindigkeit, Aufbau-richtung, Bauplattform-Vorwärmung und einer Wärmebehandlung auf die axialen zyklischen Festigkeiten im Zugschwellbereich untersucht [32]. Dabei ermittelt der Autor, dass der Einfluss der Baurichtung für die zyklische Festigkeit analog zur statisch mechanischen Festigkeit mit zunehmendem Polarwinkel

zunimmt. Proben die in 90°-Richtung gefertigt werden besitzen die größte Festigkeit gefolgt von den Proben in 45°-Richtung. Die Proben in 0°-Richtung weisen die geringsten zyklischen Festigkeiten auf. Begründet wird dies mit den eingeschlossenen Oxiden zwischen den einzelnen Schichten und der Orientierung der Fehlstellen im Gefüge. Dabei besitzen Proben mit einer geringeren Scangeschwindigkeit aufgrund des gröberen Gefüges höhere zyklische Festigkeiten. Eine Vorwärmung der Bauplattform homogenisiert die zyklischen Festigkeiten, sodass alle Baurichtungen gleiche Ergebnisse erzielen. Erst eine nachträgliche Wärmebehandlung erhöht die zyklische Festigkeit auf Werte die teilweise oberhalb der Normvorgabe für konventionell gefertigte Proben liegt. Proben mit wie-gebaut Oberfläche besitzen durchweg geringere Festigkeiten als nachbearbeitete Proben. Auch dieser Autor führt dies auf die Kerbwirkung der Ursprungsoberfläche zurück [32]. *Mower et al.* untersuchten das zyklische Materialverhalten bei Umlaufbiegung an AlSi10Mg im spannungsarmgeglühten Zustand mit wie-gebaut und polierter Oberfläche in zwei Baurichtungen. Dabei wurden für beide Baurichtungen dieselben Festigkeiten ermittelt. Das führen die Autoren auf die hohe Porosität der Proben zurück, da der Rissursprung der einzelnen Proben überwiegend von den Defekten ausgeht. Ein nachträgliches Polieren erhöht zwar die zyklische Festigkeit, allerdings ist der Einfluss der Defekte so hoch, dass die zyklische Festigkeit eines konventionell gefertigten Materials nicht erreicht wird [54]. *Romano et al.* haben AlSi10Mg aus dem PBF-LB/M-Verfahren ohne zusätzliche Wärmebehandlung mit unterschiedlichen Defektpopulationen untersucht [57]. Dabei stellten die Autoren heraus, welchen Einfluss der Defektort und die Defektgröße auf die axiale Wechselfestigkeit polierter Proben besitzen. Die Defektgröße ist zumeist ausschlaggebend für die Rissinitiierung. Ist die Defektgröße in der Probe näherungsweise homogen, sind Defekte im Randbereich der Proben ursächlich für das Materialversagen [57].

316L ist ein weiterer Werkstoff, der im PBF-LB/M-Verfahren verarbeitet wird. Auch für dieses Material wurden zyklische Festigkeiten ermittelt und mit den Prozesseinflussgrößen korreliert. Betrachtet haben *Leuders et al.* gedrehte Proben in den Wärmebehandlungszuständen wie-gebaut, spannungsarmgeglüht und HIP. Die Autoren ermitteln im für den wie-gebaut Zustand die höchsten Festigkeiten im Zeitfestigkeitsbereich, gefolgt von den spannungsarmgeglühten und HIP-Proben. Hierbei beobachten die Autoren, dass die zyklische Festigkeit im Zeitfestigkeitsbereich durch eine HIP-Wärmebehandlung deutlich reduziert wird. Aus den Ergebnissen im Zeitfestigkeitsbereich schließen die Autoren, dass die Porosität der Proben eine untergeordnete Rolle für die Rissinitiierung spielt, da Spannungskonzentrationen an Poren durch plastisches Fließen kompensiert werden [52].

In der Arbeit von *Schneider et al.* wurde der 316L in unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen und Oberflächenmodifikationen untersucht. Geprüft wurde die Biegewechselfestigkeit an Flachproben. Die geringste Festigkeit besitzt der wie-gebaut Oberflächen- und Wärmebehandlungszustand. Durch eine HIP-Wärmebehandlung wird die Festigkeit deutlich gesteigert. Das führen die Autoren auf einen Eigenspannungsabbau innerhalb der Proben und auf das geänderte Gefüge zurück. Ein an das HIP anschließendes Lösungsglühen erhöht die Biegewechselfestigkeit zusätzlich. Durch das Lösungsglühen werden die mit Nitrid- und Karbidausscheidungen belegten Korngrenzen, bedingt durch die HIP-Wärmebehandlung, eliminiert. Hierdurch wird die Biegewechselfestigkeit zusätzlich gesteigert. Durch ein anschließendes Reinigungsstrahlen der Probenoberfläche konnte die Biegewechselfestigkeit abschließend auf das Niveau von konventionellem Material erhöht werden [58].

Mower et al. untersuchten Proben aus 316L im Umlaufbiegeversuch. Sie untersuchten Proben ohne Wärmebehandlung in horizontaler (90°-Richtung) und vertikaler (0°-Richtung) mit wie-gebaut Oberfläche und Proben in 0°-Richtung nach einer HIP-Wärmebehandlung und geschliffener Oberfläche. Aus den Versuchsdaten ermittelten die Autoren für die 90°-Richtung eine dreimal höhere Umlaufbiegefestigkeit als für Proben in 0°-Richtung. Erst durch eine HIP-Wärmebehandlung und das Bearbeiten der Oberfläche wurden Festigkeiten, die dem von konventionellen 316L entsprechen, erreicht. Das unzureichende Festigkeitsverhalten der wie-gebaut Proben wird auf die hohe Porosität und die raue Oberfläche zurückgeführt. Das fast vollständige Eliminieren der Porosität und die Bearbeitung der Oberfläche nach dem HIP-Wärmebehandlung werden als Ursache für die deutlich gesteigerte Umlaufbiegefestigkeit angeführt.

Auch *Spierungs et al.* untersuchten die axiale Zugschwellfestigkeit für den Werkstoff 316L im wie-gebaut Wärmebehandlungszustand mit wie-gebaut Oberfläche und den Oberflächenmodifikationen geschliffen und poliert. Die wie-gebaut Oberfläche besaß hierbei die geringste Zugschwellfestigkeit, die durch einen Schleifvorgang deutlich erhöht werden konnte. Ein anschließendes Polieren erhöht die Festigkeit lediglich um einen geringen Betrag [59].

Uhlmann et al. führten Umlaufbiegeversuche an 316L in der wie-gebaut Wärmebehandlung durch. Hierbei nutzten sie vertikal gefertigte Proben in den Oberflächenzuständen wie-gebaut, gedreht und gleitgeschliffen. Die geringste Umlaufbiegefestigkeit wurde von den Proben mit wie-gebaut Oberfläche erreicht. Bessere Ergebnisse wurden mit Proben, die gleitgeschliffen wurden, erzielt. Die höchste Festigkeit wurde mit den gedrehten Proben erzielt. Die höheren Festigkeitswerte der gleitgeschliffenen Proben wurde der herabgesetzten Rauigkeit zugeschrieben. Durch das Drehen wurde die Oberfläche nicht nur geglättet, sondern auch kaltverfestigt. Diese Kaltverfestigung ist für die zusätzliche Zunahme der Umlaufbiegefestigkeit verantwortlich [60].

Bedingt durch den additiven Fertigungsprozess im PBF-LB/M-Verfahren sind Gas-Poren oder Anbindefehler nicht auszuschließen. Welchen Einfluss diese Defekte auf die zyklische Festigkeit besitzen wird in Schwingversuchen ermittelt. Darüber hinaus ist auch das Rissfortschrittsverhalten additiv gefertigter Werkstoffe von praktischer Bedeutung, um eine Abschätzung bezüglich der Restlebensdauer von Bauteilen zu ermöglichen. Rissfortschrittsversuche wurden in der Vergangenheit vor allem an Leichtbaumaterialien wie der Titan-Legierung Ti6Al4V und der Aluminium-Legierung AlSi10Mg durchgeführt. So haben *Wycisk et al.* das Rissfortschrittsverhalten an „Compact-Tension“-Proben (CT-Proben) mit Rissausbreitungsrichtung in Schichtrichtung und quer zur Schichtrichtung bei Zugschwellbelastung untersucht. Die Autoren verwendeten Proben im spannungsarmgeglühten Zustand und bestätigten mit ihren Untersuchungen, dass bestehende Modelle für das Abschätzen der Defekte in Bezug auf die Lebensdauer ebenfalls für additiv gefertigte Werkstoffe gelten. Die Versuche verdeutlichen, dass das Makrorisswachstum nicht von der Schichtrichtung abhängig ist [42, 49]. Auch *Riemer et al.* betrachteten das Rissfortschrittsverhalten von Ti6Al4V in diversen Wärmebehandlungszuständen und Baurichtungen der CT-Proben. Die Autoren stellten fest, dass der kritische Spannungsintensitätsfaktor der Versuche mit wie-gebaut Wärmebehandlung am geringsten ist. Dies wird mit den hohen Eigenspannungen der Proben begründet, welche die eigentliche Belastung aus dem Versuch überlagern und so zu frühzeitigem Versagen führen. Durch eine HIP-Wärmebehandlung oder ein Spannungsarmglühen bei hoher Temperatur werden Materialkennwerte, die in guter Übereinstimmung mit denen eines konventionell gefertigten Ti6Al4V liegen, erreicht. Eine Abhängigkeit der Baurichtung konnten die Autoren hierbei nicht feststellen. Eine Anisotropie wird erst bei einer nochmaligen Erhöhung der Wärmebehandlungstemperatur einschließlich Gefügemodifikation festgestellt. Zusätzlich haben die Autoren den austenitischen Stahl 316L untersucht. Hierbei wurden zwei Wärmebehandlungszustände (wie-gebaut und HIP) untersucht. Für diesen Werkstoff wurde für den wie-gebaut Wärmebehandlungszustand anisotropes Materialverhalten bestätigt. Sobald die Proben nach einer HIP-Wärmebehandlung untersucht wurden, konnten keine Unterschiede zwischen den Baurichtungen festgestellt werden.

2.2 Einsatzhärten

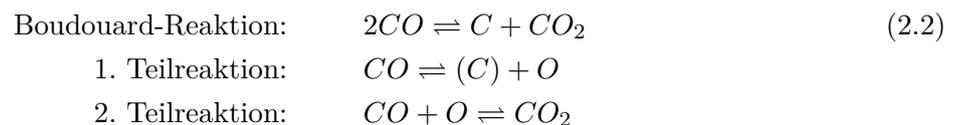
Reineisen besitzt als Element eine geringe Härte und ist duktil. Nun ist Eisen in seiner Reinform erst technisch herstellbar, da es in der Erdkruste lediglich gebunden vorkommt. Durch die Herstellung von Roheisen und der gezielten Zumischung anderer metallischer Legierungselementen werden dem resultierenden Stahl seine mechanischen Eigenschaften verliehen, die diesen zu einem wichtigen Konstruktionswerkstoff werden lassen [61]. Unlegierte Stähle besitzen in ihrem eutektoiden Punkt ihr ausgeprägtes Härte- und Festigkeitsmaximum bei gleichzeitig verminderter Duktilität. Zusätzlich können die mechanischen Eigenschaften des Stahls in gewissen Grenzen durch eine Wärmebehandlung beeinflusst werden [62].

Zu den thermochemischen Verfahren zählen alle Nichtmetall-Diffusionsverfahren, die das Eigenschafts-

profil der Stahls durch das Eindiffundieren von Nichtmetallen verändern. Zu diesen Nichtmetallen gehören die Elemente Stickstoff, Bor und Kohlenstoff (Aufsticken, Borieren und Aufkohlen). Das Aufkohlen wird in dieser Arbeit näher betrachtet. Wird an das Aufkohlen ein anschließendes rasches Abkühlen angeschlossen, wird vom Einsatzhärten gesprochen. Das Einsatzhärten ist hierbei der Hauptgruppe der thermochemischen Wärmebehandlungsverfahren zugeordnet [63].

2.2.1 Aufkohlungsverfahren

Um eine Aufkohlung in technisch relevanten Zeiten zu ermöglichen, muss das Werkstück auf eine gewählte Austenitisierungstemperatur T_A erwärmt werden. Das Aufkohlen kann durch feste, flüssige oder gasförmige Aufkohlmedien erfolgen. Auch ein Aufkohlen im Plasma ist möglich, erfolgt allerdings bei niedrigen Drücken und muss so dem Niederdruckaufkohlen (Gasaufkohlung) zugeordnet werden. Auch wenn die Aufkohlmedien durch ihren Aggregatzustand voneinander abgegrenzt werden, verläuft die C-Diffusion stets aus der Gasphase. Das älteste Aufkohlungsverfahren stellt hierbei das Aufkohlen mit festen Medien dar. Eine Mischung aus Kohlenstoffträger, Aktivierungsmittel und Bindemittel wird zusammen mit dem Werkstück in einen Kasten „eingesetzt“ (hieraus wird der Begriff „Einsatzhärten“ abgeleitet), luftdicht abgeschlossen und auf T_A erhitzt. Das Aufkohlmedium reagiert mit dem Umgebenden Sauerstoff zu Kohlenstoffmonoxid CO anschließend mittels Boudouard-Reaktion aus Gleichung 2.2 zu Kohlenstoffdioxid CO_2 und C.

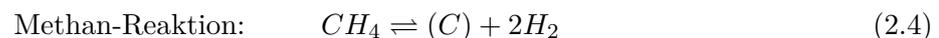
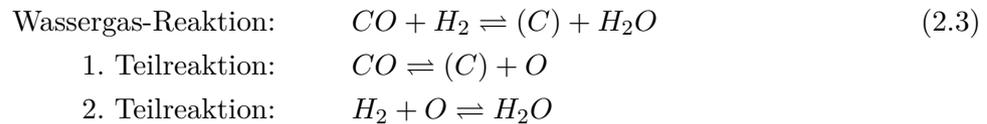


Diese chemische Reaktion erfolgt sowohl in Richtung des Aufkohlmediums, als auch in Richtung des Werkstücks an der Phasengrenzfläche. Mit (C) ist der gelöste Kohlenstoff im Werkstück bezeichnet. Um eine Aufkohlung durchzuführen, muss das C-Konzentrationsgefälle in Richtung des Werkstücks liegen. Das Aufkohlen in festen Medien wird großindustriell nicht mehr eingesetzt, da die Aufkohlungs-dauer lang (etwa 8 h bis 12 h) und dementsprechend der Energieverbrauch erhöht ist. Zudem ist das Ausbetten der Werkstücke und das anschließende Reinigen nachteilig.

Eine Aufkohlung in flüssigen Medien erfolgt in Salzschnmelzen. Dabei stellen Cyanide den Kohlenstoff bereit, gegebenenfalls auch Stickstoff, sodass von einem Carbonitrieren in Salzschnmelzen gesprochen wird. Die Salzschnmelzen enthalten wie auch die festen Aufkohlmedien Aktivatoren, die den Aufkohlprozess beschleunigen und die Viskosität der Salzschnmelze und das Schmelzverhalten verbessern. Beim Aufkohlen der Werkstücke durchlaufen die Salzschnmelzen chemischen Reaktionen, die diese unter anderem zu Cyanaten, Carbonaten, CO und Stickstoff zerfallen lassen. Das eigentliche Aufkohlen verläuft ebenfalls über die Boudouard-Reaktion aus Gleichung 2.2. Um Wärmeverluste zu minimieren und eine Oxidation der Salzschnmelzen zu unterbinden, wird das Salzbad mit einer Graphitschicht bedeckt. Die Werkstücke werden für den Aufkohlungsprozess an Gerüste gehangen und der Schmelze durch Eintauchen zugeführt. Dabei müssen die Werkstücke absolut frei von Restfeuchtigkeit sein, da sonst beim Eintauchen der Werkstücke in die Salzschnmelze Explosionsgefahr besteht. Um die Verdampfung der Restfeuchte zu unterbinden werden die Bauteile auf 300 °C bis 400 °C vorgewärmt. Diese Vorwärmung ist zusätzlich von Vorteil, da so der Temperaturgradient zwischen den Werkstücken und der Salzschnmelze minimiert und Verzug vorgebeugt wird. Aufgrund des flüssigen Aggregatzustandes und der somit höheren Dichte der Kohlenstoff bereitstellenden Substanzen ist das Aufkohlen in Salz-bädern mit 3 h deutlich schneller als in festen pulverförmigen Medien [64]. An das Aufkohlen ist ein separates Härten angegliedert. Nachteilig ist diesem Aufkohlungsverfahren allerdings die Entsorgung der verbrauchten Salzschnmelzen vorzuhalten, da diese als Sondermüll entsorgt werden.

Im Gegensatz zu den festen und flüssigen Aufkohlmedien besitzt das Aufkohlen in gasförmigen Medien (Gasaufkohlen) eine größere Vielfalt in der Prozessgestaltung. Als Aufkohlungsgase sind alle C-haltigen Gase einsetzbar. Bewährt hat sich allerdings Methan (CH_4), Endogas und Methanol für das Gasaufkohlen in Durchlauföfen. Begonnen wird der Aufkohlungsprozess bei mindestens T_A

für den Rand des Werkstückes. Aufgrund der zunehmenden C-Aktivität bei steigender Temperatur werden Aufkohlungstemperaturen von 950 °C bis 1050 °C angestrebt, um die Prozesszeiten zu reduzieren, sofern bei diesen Temperaturen keine Kornvergrößerung stattfindet. Die in den Durchlauföfen verwendeten Atmosphären bestehen meist aus einer Kombination von CO, CO₂, H₂ und diversen Alkanen sowie Alkinen. Neben der Boudouard-Reaktion aus Gleichung 2.2 tritt zudem die heterogene Wassergas-Reaktion aus Gleichung 2.3 und die Methan-Reaktion aus Gleichung 2.4 auf [63, 65, 66].



Auch diese chemischen Reaktionen verlaufen in beide Richtungen. Zusätzlich können auch Reaktionen untereinander stattfinden. So kann CH₄ mit dem erzeugten Wasser und CO₂ zu CO und H₂ reagieren. Hierbei steht das CO erneut für die Aufkohlung bereit. Diese Reaktionen verlaufen bei gegebener Gaszusammensetzung an den Phasengrenzflächen des Werkstückes bis bei entsprechendem Kohlenstoffangebot der Stillstand eintritt. Das CH₄ wirkt als Regulator bei der Boudouard- und der heterogenen Wassergas-Reaktion, wodurch die Gasatmosphäre regeneriert wird. Wird allerdings zu viel C zur Verfügung gestellt, sodass dieser nicht ausreichend zügig über die Werkstückoberfläche eindiffundiert, entstehen unter anderem Ruß und CO₂. CO₂ wirkt dabei nach Gleichung 2.2 entkohlend [67]. Im Resultat wird an der Bauteiloberfläche ein C-Gehalt eingestellt, der höher ist als im Bauteilkern. Infolge dessen diffundiert der C in das Innere des Werkstücks. Beim Gasaufkohlen erfolgt dies zumeist in zwei Stufen im Sättigungs-Ausgleichs-Verfahren. Hierbei werden für beide Stufen unterschiedliche C-Gehalte in der Gas-Atmosphäre eingestellt. Dieser sogenannte Kohlenstoffpegel (C-Pegel) ist in der ersten Stufe nahe der Sättigungsgrenze des C im Austenit des verwendeten Werkstückes. Durch diesen hohen C-Pegel wird die Prozesszeit verkürzt, da durch den großen C-Gradienten die Diffusion am schnellsten abläuft. Während der zweiten Stufe liegt der C-Pegel unterhalb der ersten Stufe. Dadurch wird ein gewisser Ausgleich des hohen Rand-C-Gehaltes durch Diffusion in das Bauteilinnere ermöglicht, was in einem flacheren C-Profil resultiert [66]. Eine unerwünschte Erscheinung beim Gasaufkohlen ist die sogenannte Randoxidation bzw. innere Oxidation. Aufgrund des in Gleichung 2.2 und 2.3 entstehenden Sauerstoffs kann dieser mit dem Werkstück reagieren. Bevorzugt diffundiert der Sauerstoff entlang der Korngrenzen, getrieben durch die hohe Diffusionsrate, in das Werkstück ein und bildet stabile Oxide mit sauerstoffaffinen Elementen wie Cr, Ni, Mn, Si und Al. Dies führt zu einer Verarmung der Matrix an eben jenen Legierungselementen, sodass die lokale chemische Zusammensetzung eine andere ist als die globale. Dies hat zur Folge, dass nach dem Härten Gefüge mit geringerer Härte entstehen. In technisch relevanten Zeiten beträgt diese Randoxidation etwa 5 µm bis 20 µm [68]. Üblicherweise wird beim Gasaufkohlen von der Aufkohlungstemperatur direktgehärtet. Als Abschreckmedien werden meist Flüssigkeiten wie Öl und Wasser verwendet.

Aufgrund der Nachteile des Gasaufkohlens (Randoxidation) erfolgt das Aufkohlen und das anschließende Härten zunehmend im Niederdruck-Verfahren einschließlich Hochdruck-Gasabschreckung (ND + HDGA) [65–67]. Im Gegensatz zum klassischen Gasaufkohlen erfolgt die Aufkohlung im ND-Verfahren bei deutlich geringeren Drücken (5 mbar bis 20 mbar). Dieser niedrige Atmosphärendruck in der Prozesskammer verhindert eine gleichmäßige Verteilung des Aufkohlungsgases, sodass für die Aufkohlung das durch Gas-Pulse eingebrachte Aufkohlungsgas rasch in das Werkstück eindiffundieren muss. Im Gegensatz zu dem klassischen Gasaufkohlen ist eine Regelung der Aufkohlungsatmosphäre nicht möglich (Boudouard- und heterogene Wassergas-Reaktion), weil die Atmosphäre im Ofen aus dem Aufkohlungsgas und einem Restgehalt an Stickstoff besteht. Die Regelgröße ist nicht der C-Pegel (klassisches Gasaufkohlen) sondern die C-Massenstromdichte, die angibt, welche Kohlenstoffmenge pro Zeit- und Flächeneinheit in das Werkstück eindiffundiert. Als Aufkohlungsgas ist Ethin (besser bekannt als Acetylen) großtechnisch etabliert. Ethin bietet im Vergleich mit Methan oder Propan einen deutlich

höheren Kohlenstoffumsatz, sodass mehr C für die Aufnahme in die Werkstückoberfläche bereitsteht. Der Aufkohlungsprozess im ND-Verfahren wird in fünf Teilprozesse unterteilt, welche allerdings teilweise voneinander abhängig sind. Die im Ofenraum vorherrschende Strömung (1) ist für die Pyrolyse (2) und den Transport des Kohlenwasserstoffes an die Werkstückoberfläche (3) verantwortlich. Anschließend an den Transport des Gases erfolgt die Freisetzung des C an der Werkstückoberfläche (4) und die anschließende Diffusion des C in das Werkstück (5) [67]. Die an der Grenzfläche des Werkstückes auftretende chemische Reaktion (chemische Sorption) ist hauptsächlich die in Gleichung 2.5 dargestellte. Dabei wird das Ethin umgesetzt und der (C) für die Diffusion in das Werkstück bereitgestellt.



Gleichzeitig verlaufen deutlich komplexere Pyrolyse-Prozesse und weitere chemische Reaktionen, die durch *Graf* untersucht wurden [67]. Aufgrund der direkten Bereitstellung des C an der Bauteiloberfläche wird die Werkstück-Grenzfläche mit einer C-Schicht belegt, die in einer Karbidschicht resultiert. Diese Karbidschicht führt zu einer Passivierung der Werkstückoberfläche, welche eine weitere Dissoziation des Ethin verhindert [69]. Diese Karbidschicht wird über das Auflösen der Karbide und die gleichzeitige Diffusion des C in das Werkstückinnere aufgelöst. Daher wird bei dem Aufkohlen im ND-Verfahren wie beim klassischen Gasaufkohlen auf ein Sättigungs-Ausgleichs-Verfahren zurückgegriffen. Dabei wird der C-Verlauf über die Menge und die Länge der Sättigungs- und Ausgleichszyklen bestimmt. Dadurch, dass im gesamten ND-Verfahren kein Sauerstoff in der Ofenatmosphäre vorhanden ist, wird im Gegensatz zu dem klassischen Gasaufkohlen keine Randoxidation festgestellt. Ein Nachteil bei der Aufkohlung im Niederdruck ist allerdings die Manganefusion bei manganhaltigen Werkstoffen. Effusion von Mangan tritt ein, sobald der Dampfdruck des im Eisen gelösten Mangans unterschritten wird. Dabei beträgt die Effusion je nach Prozesstemperatur und -zeit wenige Hundertstel μm ausgehend von der Werkstückoberfläche [65].

Diffusionsvorgänge in metallischen Werkstoffen werden durch die *Fick'schen* Gesetze beschrieben. *Fick* beobachtete, dass ein Konzentrationsunterschied zu einem Teilchenstrom führt, der Konzentrationsunterschiede ausgleicht. Dabei ist der Konzentrationsunterschied innerhalb des betrachteten Werkstoffes abhängig von der Teilchenstromdichte J_D (Diffusionsstromdichte) in cm s^{-1} . Hieraus postuliert *Fick* das 1. *Fick'sche* Gesetz für die Diffusionsstromdichte zu:

$$1. \text{ Fick'sche Gesetz: } J_D = -D \frac{\partial c}{\partial x} \quad (2.6)$$

Es ist erkennbar, dass die Diffusionsstromdichte von der Teilchenmenge c , die pro Zeiteinheit durch die Flächeneinheit fließt, abhängt. D ist der Diffusionskoeffizient, der bestimmt welche Diffusionsstromdichte bei welchem Konzentrationsgradienten vorliegt. Wird die Konzentrationsänderung in Abhängigkeit von Ort und der Zeit unter Massenerhaltungssatz betrachtet ergibt dies das 2. *Fick'sche* Gesetz:

$$2. \text{ Fick'sche Gesetz: } \frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial c}{\partial x} \right) \quad \text{mit} \quad \frac{\partial c}{\partial t} + \frac{\partial j}{\partial x} = 0 \quad (2.7)$$

Das 2. *Fick'sche* Gesetz besagt, dass die Gesamtzahl der Teilchen im System gleich bleibt. Die Differenz der Ströme, welche in ein infinitesimales Volumenelement hinein und heraus fließen, entspricht der Konzentrationsänderung im Volumenelement. Wird die vereinfachte Annahme getroffen, dass der Diffusionskoeffizient D nicht vom Ort und Konzentration abhängt folgt:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \left(D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} \right) \quad (2.8)$$

In Analogie zur Wärmeleitungsgleichung kann das 2. *Fick'sche* Gesetz für die Randbedingungen Zeit $t = 0$ und Stoffkonzentration $C = C_1$ (Randkonzentration) für $x \leq 0$ und $C = C_2$ (Kernkonzentration) für $x > 0$ für den eindimensionalen Fall gelöst werden (Randbedingung erster Art; Dirichlet'sche Randbedingung):

$$C(x, t) = C_1 + (C_2 - C_1) \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \quad \text{mit der Gauß'schen Fehlerfunktion } \operatorname{erf}() \quad (2.9)$$

Diese Funktion beschreibt den örtlichen Konzentrationsverlauf einer Komponente in Abhängigkeit eines konstanten Diffusionskoeffizienten D und einem vordefinierten Zeitintervall t in Abhängigkeit der Anfangskonzentration C_1 und der Kernkonzentration C_2 . Es wird eine Konzentration an der Oberfläche vorgegeben, die auf instationären und stationären Diffusionsströmen beruhen.

Die Diffusionstiefe bestimmter Elemente in einer Legierung kann über die Gleichung $x \approx 2\sqrt{Dt}$ bestimmt werden. Anhand des Beispiels für Kohlenstoff wird in Abbildung 1 die Diffusionsweite des Elementes in Abhängigkeit der Temperatur für technisch relevante Aufkohlungstemperaturen dargestellt. Dabei wird auf temperaturabhängige Diffusionskoeffizienten für das binäre Legierungssystem Fe-C aus der Arbeit von *Gegner* zurückgegriffen [70]. Aus der Gleichung für die Diffusionstiefe geht hervor, dass die Temperatur maßgeblich für die Diffusionstiefe verantwortlich ist. So ist bei einer Aufkohlungstemperatur von 950 °C die Diffusionstiefe von 0,25 mm nach etwa 50 min erreicht. Bei einer Aufkohlungstemperatur von 1050 °C bereits nach 25 min.

Ein exemplarischer Verlauf für den C-Gehalt in Abhängigkeit der Aufkohlungstemperatur nach Gleichung 2.9 wird in Abbildung 2 dargestellt. Die Sättigungskonzentration ist an den in dieser Arbeit betrachteten additiv gefertigten 20MnCr5 Einsatzstahl angelehnt und beträgt 1,22 Ma.-% C für den homogenen Austenit bei 950 °C. Mit dieser Sättigungskonzentration wurden die Diffusionstiefen für den eindimensionalen Fall für Aufkohlungstemperaturen von 950 °C und 1050 °C berechnet. Zusätzlich wurde die Aufkohlungsdauer auf 80 min und 160 min festgesetzt. 80 min betrug die Aufkohlungsdauer für die in dieser Arbeit betrachteten Proben, 160 min für die Verdeutlichung der Diffusionsweite bei gleichbleibender Temperatur. Aus der Abbildung 2 ist erkennbar, dass bei gleichbleibender Sättigungsgrenze die Zeit für das selbe Diffusionsprofil halbiert werden kann (950 °C, 160 min und 1050 °C, 80 min), sofern die Temperatur um lediglich 100 °C erhöht wird. Das Aufkohlungsprofil ist demnach immer eine Kombination aus der Aufkohlungstemperatur und der Aufkohlungszeit.

Die Simulation des Einsatzhärtens wurde in diversen Arbeiten betrachtet. *Nußkern* simuliert das Einsatzhärten pulvermetallurgischer Bauteile für das klassische Gasaufkohlen unter Nutzung des 2. Fick'schen Gesetzes und Randbedingung zweiter Art (Neumann'sche Randbedingung) [71]. Dabei werden die Ortsabhängigkeit der Kohlenstoffkonzentration, der lokale Kohlenstoffkonzentrationsgradient und der effektive Diffusionskoeffizient (lokaler Diffusionskoeffizient in Abhängigkeit der Kohlenstoffkonzentration) berücksichtigt. Die Annahme trifft insofern zu, da die Diffusionsstromdichte bei der klassischen Gasaufkohlung konstant ist und der Diffusionsgradient hieraus berechnet werden muss. Der Diffusionsgradient gilt in Richtung des Normalenvektors der Bauteiloberfläche. Zusätzlich muss beim klassischen Gasaufkohlen die Randbedingung dritter Art betrachtet werden (Newton'sche Randbedingung). Die Betrachtung dieser Randbedingung ist insofern wichtig, da dadurch der Stoffübergang von einer Gasatmosphäre auf die feste Oberfläche der Werkstoffes durch den Stoffübergangskoeffizienten β beschrieben wird. Es werden die Oberflächenkonzentration und der Konzentrationsgradient gekoppelt [71, 72]. Dieser Stoffübergangskoeffizient ist ein Maß für die Geschwindigkeit des Stofftransportes über die Werkstoffoberfläche und ist von der Aufkohlungstemperatur und des Aufkohlungsgases abhängig [66]. *Diemar* betrachtet sowohl das Gasaufkohlen analog zu *Nußkern*, erweitert das Simulationsmodell zusätzlich um die Option des Aufkohlens im Niederdruck. Die Simulation des Aufkohlens im Niederdruck wird über das zweite Fick'sche Gesetz erster Randbedingung abgebildet [66]. Die Aufkohlungsatmosphäre und das Werkstück stehen nicht in Wechselwirkung, dies bedeutet, dass kein Konzentrationsausgleich zwischen Atmosphäre und dem Werkstück stattfindet. Der Kohlenstoffübergang findet durch eine Pyrolysereaktion des kohlenstoffhaltigen Aufkohlungsgases und der Werkstückoberfläche statt, sodass keine Gleichgewichtsreaktion stattfindet. Die Randbedingung zweiter und dritter Ordnung wird nicht erfüllt.

2.2.2 Abschreckvorgang

Das Eigenschaftsprofil einsatzgehärteter Werkstoffe wird nicht nur von dem Aufkohlungsvorgang, sondern hauptsächlich von den Abschreckbedingungen beeinflusst. Vereinfacht kann der zeitabhängige Temperaturverlauf einer Probe (Zugprobe nach DIN EN ISO 2740 [73] aus Abbildung 18) mit dem

ersten Hauptsatz der Thermodynamik und der Wärmeleitungsgleichung approximiert werden [72, 74, 75]. Der Wärmestrom \dot{Q} der von der Probe auf das Abkühlmedium übertragen wird ist durch das Werkstück definiert. Die Masse des Probe m ist aufgrund der Geometrie als konstant anzunehmen. Für eine vereinfachte Approximation wird auch die spezifische Wärmekapazität C_P des Werkstückes als konstant (temperaturunabhängig) angenommen. Bei der Abschreckung wird die Temperatur des Werkstückes beeinflusst, die Temperatur des Abschreckmediums nicht, da das Abschreckmedium innerhalb der Abschreckanlage durch Wärmetauscher näherungsweise bei Raumtemperatur gehalten wird. Mittels Gleichung 2.10 wird der Wärmestrom des Werkstückes beschrieben:

$$\dot{Q} = mC_P \frac{dT_{Probe}}{dt} \quad (2.10)$$

Der Wärmestrom ist von der Wärmeübergangszahl α des Abschreckmediums, der Mantelfläche der Probe A_M und der Temperaturdifferenz zwischen Probe T_{Probe} und Abschreckmedium T_{Medium} nach Gleichung 2.11 bestimmt:

$$\dot{Q} = \alpha A_M (T_{Probe} - T_{Medium}) \quad (2.11)$$

Durch Gleichsetzen beider Gleichungen und der Integration ergibt dies die Zeit t , die für eine definierte Abschreckung auf die Temperatur T des Bauteils benötigt wird:

$$t = \ln \left(\frac{T_{Probe} - T_{Medium}}{T - T_{Medium}} \right) \left(\frac{mC_P}{\alpha A_M} \right) \quad (2.12)$$

Beispielhafte Abschreckkurven für Wasser, Härte-Öl und Hochdruck-Gasabschreckung sind Abbildung 3 zu entnehmen. Die Daten für den gemittelten Wärmeübergangskoeffizient von Wasser ($3500 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$; effektiv allerdings begründet durch den Leidenfrost-Effektes unwirksam), Härte-Öl ($580 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$) stammen aus [63], die Daten für die Hochdruck-Gasabschreckung (Stickstoff $490 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$ bei 6 bar und Helium $1170 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$ bei 20 bar) stammen aus [76]. Der Einfluss der einzelnen Abschreckmedien ist anhand der Kühlkurven deutlich erkennbar. Wasser besitzt die höchste Abschreckleistung gefolgt von einer Hochdruck-Gasabschreckung mit Helium bei 20 bar. Stickstoff bei 6 bar und Härte-Öl erzielen ähnliche Abschreckleistungen. Bezogen auf das klassische Gasaufkohlen ist je nach Werkstoff eine gewisse Bandbreite an Abschreckleistungen gegeben (Wasser und Härte-Öl). Durch Additive kann die Abschreckleistung von Wasser und Härte-Öl in gewissen Grenzen beeinflusst werden [63]. Wasser und Härte-Öl haben den Nachteil, dass bei Abschreck-Beginn die Siedetemperatur des Abschreckmediums unterhalb der Temperatur der Werkstücke liegt, sodass folgend erst Filmverdampfen, Blasensieden und Konvektion zum Abschrecken beisteuern [63, 74]. Daher ist die dargestellte Kurve für die Abschreckung mit Wasser und Härte-Öl nicht als absoluter Verlauf der Abschreckleistung anzusehen. Das Filmverdampfen beginnt mit dem Eintauchen der Werkstücke in das Abschreckmedium. Dabei umgibt der Dampffilm das Bauteil und wirkt als Wärmeisolator. Dadurch wird die Wärme lediglich durch Leitung und Strahlung von der Oberfläche durch den Dampffilm in das Abschreckmedium übertragen. Ist die Bauteiltemperatur ausreichend gefallen und der Dampffilm nicht mehr aufrecht zu erhalten, beginnt der Übergang vom Filmverdampfen zum Blasensieden. Durch das Blasensieden steht das Werkstück mit dem Abschreckmedium im direkten Kontakt. Es entstehen Dampfblasen auf der Werkstückoberfläche, die durch Konvektion Wärme an das Abschreckmedium abgeben. Durch die Aggregatzustandsänderung des Abschreckmediums ist hierbei der Wärmeübergangskoeffizient am größten. Wird der Temperaturbereich des Blasensiedens unterschritten, tritt Konvektion ein. Der Wärmetransport ist in der letzten Abschreckphase durch Konvektion und Wärmeleitung gegeben. Bei den gasförmigen Abschreckmedien tritt kein Filmverdampfen und Blasensieden ein. Der Wärmetransport erfolgt beim Gasabschrecken ausschließlich durch Konvektion und Wärmeleitung. Dadurch ist die Abschreckleistung am größten, sobald die Temperaturdifferenz zwischen Werkstückoberfläche und Gas maximal wird. Dies wird auch aus Gleichung 2.12 deutlich. Durch die Erhöhung des Druckes des Gases des Abschreckmediums kann der Wärmeübergangskoeffizient erhöht werden. Bei der Aufkohlung im Niederdruck-Verfahren kann auf Wasser und Härte-Öl nicht zurückgegriffen werden, da die Werkstücke im Vakuum behandelt werden und somit der Dampfdruck von Wasser und Härte-Öl

unterschritten würde. Daher ist die Gasabschreckung für das Niederdruck-Verfahren besonders geeignet. Aufgrund der unterschiedlichen Abschreckphasen in flüssigen Abschreckmedien kühlen Bauteile ungleichmäßig ab. Durch das inhomogene Temperaturfeld des Werkstückes treten Verzüge eher auf, als bei der Abschreckung in gasförmigen Abschreckmedien [77].

Anlassen

Nach dem Aufkohlen und dem anschließenden Abschrecken wird bei Einsatzstählen zumeist ein Anlassen der Bauteile bei etwa 200 °C durchgeführt. Dabei werden die Werkstücke etwa 1 h bis 4 h bei der gewählten Anlasstemperatur gehalten. Nach dem Anlassvorgang wird ein leichter Härteabfall festgestellt. Der tetragonal verzerrte Martensit geht in den kubischen Martensit mit geringerer Festigkeit über. Ein weiterer Vorteil dieser Wärmebehandlung besteht darin, dass bei dieser Temperatur der gelöste Wasserstoff aus dem Stahl diffundiert. Dieser Wasserstoff wird vor allem bei der klassischen Gasaufkohlung über das Aufkohlungsgas in die Werkstückoberfläche eingebracht. Das Verfahren der Niederdruck-Aufkohlung besitzt diesen Nachteil hingegen nicht. Da Wasserstoff innerhalb des Werkstoffes diffundieren kann und sich somit an den Fehlstellen oder Korngrenzen anlagert, wirkt dieser versprödet. Ein Anlassen nach der Gasaufkohlung ist zwingend erforderlich. Wasserstoff wirkt bereits ab einem H-Gehalt von etwa 1 ppm versprödet [78].

2.2.3 Phasentransformation

Aufgrund des Aufkohlens und des daraus resultierenden C-Profiles im Werkstück entstehen beim Abschrecken unterschiedliche Phasen. Bei sehr langsamer Abschreckung werden die Umwandlungsvorgänge durch Zustandsdiagramme (beispielsweise das geläufige Eisen-Kohlenstoff-Diagramm) für den jeweiligen Werkstoff charakterisiert. Diese Zustandsdiagramme zeigen die Umwandlungsvorgänge und die Gefügeausbildungen für den Gleichgewichtsfall, bei dem die thermodynamische Triebkraft minimiert ist. Diese Zustandsdiagramme sind für das Abbilden von Abschreckvorgängen wie dem Einsatzhärten ungeeignet. Durch die schnell verlaufende Abschreckung beim Einsatzhärten werden die Umwandlungstemperaturen und damit auch die Gefügeausbildungen verändert, da die Diffusionsprozesse zur Bildung der Gleichgewichtsgefüge unterbunden werden. Dadurch treten andere Gefügebestandteile auf. Die Volumenanteile dieser Gefüge sind durch die Abkühlbedingungen definiert. Im Allgemeinen werden drei Umwandlungsstufen des unterkühlten Austenits unterschieden: Perlit, Zwischenstufengefüge und Martensit [79]. Die thermodynamische Triebkraft für diese Phasentransformation ist der Unterschied der freien Enthalpien ΔG zwischen dem Austenit und der jeweiligen Phase [38]. Bei den diffusionsgesteuerten Phasenumwandlungen erfolgt die Keimbildung an energetisch günstigen Stellen wie Ausscheidungen, Einschlüssen oder den Korngrenzen des Austenit. Hierbei ist die freie Bildungsenthalpie ΔG_K des Keims:

$$\Delta G_K = -\Delta G_V + \Delta G_G + \Delta G_E \quad (2.13)$$

Die ΔG_K wird aus den Enthalpieanteilen des Volumens ΔG_V und der Grenzfläche ΔG_G des Keims bestimmt. Zusätzlich ist mit der elastischen Verzerrungsenergie der Enthalpieweil ΔG_E aufgrund der unterschiedlichen spezifischen Volumina des Austenit und der resultierenden Phase zu berücksichtigen. Die resultierende Keimbildungsgeschwindigkeit v_K mit welcher die einzelnen Gefüge entstehen, kann über Gleichung 2.14 abgebildet werden:

$$v_K = A(T)e^{\left(\frac{\Delta G_K + \Delta G_D}{k_b T}\right)} \quad (2.14)$$

Hierbei ist ΔG_D die Aktivierungsenthalpie für die Diffusion an den Keimstellen, A ist eine von der Absoluttemperatur T abhängige Konstante und k_b die Boltzmannkonstante [66, 79].

Mittels Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagrammen (ZTU-Diagramme) werden diese Phasentransformationen in die einzelnen Gefüge über der Abkühlrate graphisch dargestellt. Es werden ZTU-Diagramme für eine kontinuierliche Abschreckung oder für die isotherme Umwandlung unterschieden. In Abbildung 4 ist ein kontinuierliches ZTU-Diagramm für den 20MnCr5 Einsatzstahl mit nomineller chemischer Zusammensetzung dargestellt. Erkennbar sind die Umwandlungsbereiche der Ferrit-,

der Perlitstufe, des Zwischenstufengefüges und der martensitischen Umwandlung. In der Perlitstufe wandelt der Austenit, durch die Diffusion von Eisen- und Kohlenstoff in unterschiedliche Bereiche des Austenitkorns, bei Unterschreitung der Umwandlungstemperatur, in Ferrit oder Perlit um. Dabei wandeln kohlenstoffarme Bereiche zu Ferrit und kohlenstoffreiche zu Perlit um. Perlit ist somit ein Mischgefüge aus Ferrit und Zementit. Die Ursache für den C-förmigen Verlauf der Perlitbildung aus dem ZTU-Diagramm für den 20MnCr5 liegt in der diffusionsgesteuerten Umwandlung des Perlit. Mit Gleichung 2.14 kann dieser Verlauf erklärt werden. Bewirkt wird der C-förmige Verlauf durch die Überlagerung der zwei entgegengesetzten Einflüsse ΔG_K und ΔG_D . Aufgrund der zeitlich zunehmenden Unterkühlung wird ΔG_K verringert, zeitgleich wird die Keimbildung aufgrund der verlangsamten Diffusion unterdrückt.

Das Zwischenstufengefüge, auch Bainit genannt, entsteht aufgrund der Verringerung der Diffusionsfähigkeit der Eisenatome in der Matrix bei gleichzeitiger Kohlenstoffdiffusion während der isothermen Umwandlung. Das Zwischenstufengefüge wird bei Temperaturen und Abkühlgeschwindigkeiten zwischen der Perlitstufe und Martensitstufe gebildet. Es erfolgen somit eine Kopplung der Umklappvorgänge aus dem Kristallgitter und Diffusionsvorgänge im Gefüge. Das Zwischenstufengefüge besteht wie der Perlit aus Ferrit und Zementit, der sich allerdings in Form und Verteilung des Zementit unterscheidet. Dieses Gefüge wird zusätzlich in *oberen Bainit* und *unteren Bainit* unterteilt. Stark vereinfacht kann die Bainitbildung wie folgt dargestellt werden: Das Gefüge des oberen Bainit entsteht im oberen Temperaturbereich der Zwischenstufenbildung (siehe ZTU-Diagramm aus Abbildung 4). Durch das langsame Umklappen des Austenit entstehen mit Kohlenstoff übersättigte Ferrit-Kristalle. Diese Ferrit-Kristalle verhindern das Abdiffundieren des Kohlenstoff in den Austenit, sodass dieser mit Kohlenstoff angereichert wird. Bei ausreichender Übersättigung werden Karbide (Zementit) aus dem Austenit ausgeschieden. Beim unteren Bainit ist die Diffusion des Kohlenstoffes aufgrund der geringen Diffusionsfähigkeit bei niedriger Temperatur und der großen Umwandlungsgeschwindigkeit größtenteils unterbunden. Dadurch wird der Zementit sowohl im Ferrit-Kristall und dem umgebenden Austenit ausgeschieden. Eine deutlich detailliertere Betrachtung der Bildungskinetik und Diffusionsmechanismen im Bainit wird beispielsweise durch *Bhadeshia* in [80] beschrieben.

Die beispielhafte Umwandlung des Austenit in Martensit ist thermodynamisch in Abbildung 5 veranschaulicht. Diese diffusionslose Umwandlung erfolgt entweder mechanisch oder wie in Fall des Einsatzhärtens thermisch aktiviert. In der Abbildung ist eine schematische Darstellung des Verlaufes der freien Enthalpie des Austenit und des Martensit in Abhängigkeit von der Temperatur abgebildet. Um eine thermisch aktivierte Umwandlung des Martensit auszulösen bedarf es einer Unterkühlung von ΔT , die als Temperaturdifferenz von der T_0 und der Martensitstarttemperatur M_S gebildet wird. Durch die Temperaturdifferenz ΔT wird die benötigte Aktivierungsenergie bereitgestellt, die für die plastische Anpassung des Austenit (kubisch-flächenzentriert, kfz) in den Martensit (tetragonal verzerrt) erforderlich ist [81]. Ist die Abschreckleistung während des Einsatzhärtens ausreichend hoch, so ist die Diffusion des Kohlenstoffes unterdrückt. Diese athermische Umwandlung erfolgt einzig durch die Unterkühlung unterhalb der Gleichgewichtstemperatur. Die Temperatur, bei der Martensit erstmalig entsteht wird Martensit-Starttemperatur M_S genannt. Dabei endet die Martensitbildung mit Beendigung des Abschreckvorganges. Bei Raumtemperatur ist eine vollständige martensitische Umwandlung des Austenit je nach Legierungszusammensetzung nicht gänzlich abgeschlossen. Die Temperatur, bei der durch eine weitere Abkühlung des Werkstoffes keine weiteren Volumenanteile an Martensit gebildet werden, wird Martensitfinishtemperatur M_F genannt. Diese liegt bei Stählen mit hohen Kohlenstoffgehalten deutlich unterhalb der Raumtemperatur und wird nur durch Tiefkühlen mit Trockeneis oder flüssigem Stickstoff erreicht [62]. Wird die M_F nicht erreicht wandelt der Austenit nicht vollständig in Martensit um, sodass Restaustenit im Gefüge zurückbleibt.

2.2.4 Eigenspannungen

Eigenspannungen sind Spannungen, die auf ein abgeschlossenes System wirken und die nicht durch äußere Kräfte hervorgerufen werden. Dabei sind die Eigenspannungen innerhalb des Bauteils in ihrer Gesamtheit null, da die Momente und Kräfte per Definition im mechanischen Gleichgewicht stehen

müssen [62]. Eigenspannungen werden in Bezug auf die Ausdehnung ihrer Wirkbereiche in Eigenspannungen I., II., und III. Art unterschieden. Eigenspannungen I. Art besitzen einen Wirkungsbereich im makroskopischen Maßstab. Das bedeutet, dass die Spannungen im Gefüge über mehrere Körner hinweg in Betrag und Richtung nahezu homogen sind. Eigenspannungen II. Art sind im mikroskopischen Wirkungsbereich anzutreffen und sind innerhalb eines Kornes homogen. Der nächst niedrigere Wirkungsbereich beschreibt Eigenspannungen III. Art. Diese sind innerhalb eines Kornes anzutreffen und beschreibt beispielsweise die Mikro-Eigenspannung in der Umgebung von Versetzungen im Atomgitter [63]. So gesehen werden Eigenspannungen I. und II. Art durch die Eigenspannungen III. Art hervorgerufen. Bezogen auf den additiv gefertigten und einsatzgehärteten 20MnCr5 ist von einer Überlagerung der Eigenspannungen aller Arten auszugehen. Die bei der Wärmebehandlung eindiffundierten Kohlenstoffatome und das resultierende Kohlenstoffprofil induzieren beim Abschrecken Eigenspannungen I. und II. Art, hervorgerufen durch thermische-, transformationsinduzierte- und Gitter-Dehnungen [82]. Thermische Dehnungen resultieren beim Abschrecken aus den großen Temperaturgradienten und der inhomogenen Abkühlung im Werkstück. Bei Beginn der Abschreckung besitzt der Randbereich des Werkstückes eine niedrigere Temperatur als der Kernbereich. Plastisches Fließen in Zugrichtung des Randbereiches ist die Folge, sowie in Druckrichtung im Kernbereich. Mit fortschreitender Abkühldauer und dem Überschreiten der maximalen Temperaturdifferenz des Rand- und Kernbereiches beginnt die Spannungsumkehr, sodass nach Beendigung des Abschreckvorganges Druckeigenspannungen im Werkstückrand und Zugeigenspannungen im Werkstückkern vorliegen. Transformationsinduzierte Eigenspannungen werden durch die Phasenumwandlung des Werkstückes hervorgerufen. Eine Phasenumwandlung ist, bedingt durch die unterschiedliche Gitterstruktur der einzelnen Phasen, immer mit Volumenänderungen verbunden. *Tietz* gibt prozentuale Volumenänderungen bei der Phasenumwandlung von Austenit in verschiedene Gefüge nach Gleichung 2.15 in Abhängigkeit des Kohlenstoffgehaltes an:

$$\begin{aligned}
 \text{Austenit} &\longrightarrow \text{Martensit} && 4,64 - 0,53 \cdot \text{Ma.}\% \text{ C} && (2.15) \\
 \text{Austenit} &\longrightarrow \text{unterer Bainit} && 4,64 - 1,43 \cdot \text{Ma.}\% \text{ C} && \\
 \text{Austenit} &\longrightarrow \text{oberer Bainit oder Perlit} && 4,64 - 2,21 \cdot \text{Ma.}\% \text{ C} && (2.16)
 \end{aligned}$$

Unter der Annahme eines homogenen Kohlenstoffgehaltes im Werkstück aber unterschiedlichen Temperaturen zwischen Rand- und Kernbereich wird ersichtlich, dass der Werkstückrand beim Abschrecken eine geringere Volumenänderung erfährt als der Werkstückkern. Die hieraus resultierenden Dehnungen verbleiben im Werkstückrand als Druckeigenspannungen und Zugeigenspannungen im Werkstückkern. Bezogen auf einen einsatzgehärteten 20MnCr5 mit etwa 0,7 Ma.-% C im Werkstückrand und etwa 0,2 Ma.-% C im Werkstückkern ist die Volumendifferenz zwischen dem Martensit und oberen Bainit oder Perlit etwa 1,7%. Zusätzlich zu den thermischen und transformationsinduzierten Dehnungen treten durch Kohlenstoffausscheidungen in Form von Karbiden Gitterdehnungen auf, die als Eigenspannungen II. Art wirken.

Exemplarisch ist die Ausbildung von Eigenspannungen in Abhängigkeit der Phasenumwandlung in Abbildung 6 dargestellt. Hierbei wird auf die Ausbildung von Zugeigenspannungen im Rand des Werkstückes in der linken Darstellung und Druckeigenspannungen in der rechten Darstellung eingegangen. Wird das Werkstück entsprechend des Temperaturverlaufes abgeschreckt, so entstehen im Randbereich zunächst Zugeigenspannungen transformationsinduziert aufgrund der Martensitbildung. Mit fortlaufender Abschreckung unterschreitet der Kern ebenfalls M_S und bewirkt eine Spannungsumkehr im Randbereich, da der Kernbereich den Rand entlastet. Da der Randbereich allerdings zu dieser Zeit bereits starr ist und nicht mehr plastifizieren kann, tritt eine erneute Spannungsumkehr ein, sodass im Randbereich Zugeigenspannungen wirken. Besonders bei großen Bauteilen kann dieser ungünstige Verlauf der Abschreckung zu Härterissen führen [82]. Während des Einsatzhärtens treten hauptsächlich thermische und transformationsinduzierte Dehnungen auf. Im Werkstückrand entstehen Eigenspannungen aufgrund der Umwandlung des Austenit in tetragonal-verzerrten Martensit. Dabei ist die Entstehung abhängig von der M_S . Dadurch, dass die M_S in einem vorgegebenen Legierungs-

system von dem Kohlenstoffgehalt abhängig ist, nimmt diese in Abhängigkeit der Tiefe ab. Aufgrund der unterschiedlichen Umwandlungszeitpunkte wandelt zunächst der Bauteilkern in Bainit oder Perlit um und behindert somit die Volumenänderung der später erfolgenden martensitischen Transformation. Der Werkstückrand plastiziert erst bei weiter sinkender Temperatur, sodass die im Randbereich Druckeigenspannungen entstehen. Je höher der entstandene Volumenanteil des Martensit ist, desto größer werden auch die Druckeigenspannungen im Randbereich [82].

2.3 Werkstoffverhalten unter Belastung

Werkstoffe reagieren durch das Einwirken einer äußeren Kraft mit einer Verformung, sodass sich Atome im Inneren verschieben. Die Art und Weise dieser Verformung bestimmt das mechanische Werkstoffverhalten des Werkstoffes. Dabei wird in der Regel zwischen reversiblen und irreversiblen Verformungen unterschieden. Reversibel bedeutet, dass nach der Entlastung des Werkstoffes keine bleibende Verformung zurück bleibt. Das Gegenteil tritt ein, sofern von irreversibler Verformung gesprochen wird. Eine andere Bezeichnung für reversible Verformungen ist elastische Verformung und für irreversible Verformungen wird zumeist der Begriff der plastischen Verformungen genutzt.

Die einfachste Form der Bestimmung des elastischen und plastischen Verhaltens eines Werkstoffes erfolgt durch die Ermittlung der quasistatischen Festigkeitskennwerte im Zugversuch. Dabei wird eine repräsentative Probe uniaxial mit einer Kraft beaufschlagt, sodass die Belastung durch den Querschnitt und die Kraft auf die normierte Größe der Spannung gebracht wird. Im uniaxialen Zugversuch wird diese Belastung Normalspannung genannt. Im Mohr'schen Spannungskreis liegen keine Verschiebungen bzw. Winkeländerungen vor. Die einwirkende Kraft resultiert in der Längenänderung der Probe, die im Bereich der Hook'schen Geraden eine elastische Verformung darstellt. Mit steigender Spannung wird die Probe plastisch verformt. Der Verlauf einer Spannungs-Dehnungs-Kurve ist von dem Materialverhalten des Werkstoffes abhängig. Die plastische Verformung vor Eintreten des Bruches des Materials wird als Duktilität bezeichnet. Materialien mit einer großen Bruchdehnung werden dementsprechend als duktil, die mit einer niedrigen als spröde bezeichnet. Die Größe der Spannung, die das Material bis zum Versagen erträgt, wird als Festigkeit definiert. Je nach Betrachtungsweise wird als Versagenskriterium die 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$, die Zugfestigkeit R_m oder die Bruchspannung herangezogen. Dabei ist die 0,2 %-Dehngrenze der Punkt auf der Spannungs-Dehnungs-Kurve bei dem im Material eine bleibende plastische Verformung von 0,2 % nach Entlastung der Zugprobe vorhanden ist. Die R_m ist definiert als die betragsmäßig größte Spannung, die ein Material aufnehmen kann und die Bruchspannung ist definiert als die Spannung bei der die Probe bricht.

Plastische Verformung wird bei Metallen durch Abgleitvorgänge innerhalb eines Korns, bei denen Kristallebenen gegeneinander verschoben werden, hervorgerufen. Dabei können je nach Kristallstruktur des Metalls mehrere Kristallebenen aktiviert werden. Hierbei ist die Scherung, die durch Schubspannungen hervorgerufen wird, als Ursache für die plastische Verformung benannt. Aufgrund der Volumenkonstanz erfolgt hierbei eine Umlagerung der Atome innerhalb des Kristalls bei dem allerdings die Atomabstände untereinander gleich bleiben. Theoretisch gleiten ganze Atomlagen übereinander ab. Die Atomlagen werden unter Belastung elastisch gestreckt bis ein Umklappen der Atombindungen erfolgen kann. Das ist in den meisten technischen Legierungen, mit Ausnahme von einkristallinen Werkstoffen, nicht der Fall. Vielmehr erfolgt das plastische Verformen innerhalb technischer Legierungen nicht durch das Abscheren ganzer Atomlagen sondern an Gitterbaufehlern. Es gibt insgesamt drei Arten von Gitterbaufehlern: die nulldimensionalen Gitterbaufehler wie Leerstellen und Zwischengitteratome, die eindimensionalen, zu denen die Versetzungen zählen und die zweidimensionalen Gitterbaufehler wie Korn- und Phasengrenzen im Material [38, 83]. Diese Gitterbaufehler sind für die technischen Eigenschaften metallischer Werkstoffe verantwortlich, da die plastische Verformung durch diese behindert wird und das Material so verfestigt. Unterschieden wird hierbei je nach der Art des Verfestigungsmechanismus. Auf die für in dieser Arbeit relevanten Mechanismen wird im Folgenden Bezug genommen.

Mischkristallverfestigung

Beginnend mit den nulldimensionalen Gitterbaufehlern ist die Mischkristallverfestigung (MK-Verfestigung) im Material zu benennen. Die Erhöhung der Festigkeit erfolgt bei metallischen Werkstoffen durch das Hinzulegieren von anderen Elementen, die im Kristallgitter gelöst werden und so den Mischkristall bilden. Dabei rufen die Fremdelemente eine elastische Verzerrung des Kristallgitters hervor, sodass das Verzerrungsfeld mit einer Versetzung wechselwirkt und so die Versetzungsbewegung behindert. Dabei besitzen die Fremdatome zwei Möglichkeiten die Gitterplätze zu besetzen. Entweder wird ein Matrixatom (Hauptlegierungsbestandteil wie z. B. Eisen) durch ein anderes ersetzt. Hierbei wird von einem Substitutionsmischkristall gesprochen. Oder das Atom befindet sich auf einem der Zwischengitterplätze. Sitzt das eingelagerte Atom auf einem Zwischengitterplatz wird von einem interstitiellen Mischkristall gesprochen. Die interstitiell eingelagerten Atome müssen deutlich geringere Atomradien aufweisen als die Matrixatome um überhaupt auf den Zwischengitterplätzen eingelagert zu werden. Durch das Einlagern der Atome auf den Zwischengitterplätzen entstehen Zugeigenstressungen in der näheren Umgebung der Matrix, die sich auf die Festigkeit auswirkt. Dringt nun eine Stufenversetzung in diesen Zugbereich des Gitterbaufehlers ein, so ist die Festigkeitssteigerung durch zwei Veranschaulichungen erklärbar. Eine Stufenversetzung verfügt über einen Zugeigenstress- und Druckeigenstressbereich. Wird der Zugspannungsbereich der Stufenversetzung durch eine äußere Kraft auf das Material in die Nähe des Zugspannungsbereich des interstitiellen Mischkristalls bewegt, so ist die benötigte Energie größer um in diese Zugeigenstresszone einzudringen. Dringt die Stufenversetzung mit ihrem Druckeigenstressbereich in den Zugeigenstressbereich der Matrix ein, so ist dies zwar energetisch günstig, benötigt allerdings eine weitaus größere Energie um diese Zone bei weiterer Belastung wieder zu verlassen. Die Versetzung ist an dieser Stelle verankert. Die Mischkristallverfestigung ist bei einsatzgehärteten Stählen von Bedeutung, da der eindiffundierte Kohlenstoff für eine interstitielle Mischkristallverfestigung durch die Einlagerung im tetragonal verzerrten Kristallgitter verantwortlich ist. Die Verankerung von Versetzungen in Wechselwirkung mit den gelösten Atomen im Kristallgitter ist für eine ausgeprägte Streckgrenze in niedriglegierten Stählen verantwortlich. Die interstitiell gelösten Atome können unter Belastung diffusiv wandern. Das bedeutet, dass die Versetzungen nicht unbedingt in Richtung der Gitterbaufehler wandern müssen, sondern die gelösten Atome an den Versetzungen angestaut werden. Diese Theorie der Behinderung der Versetzungsbewegung wird auch unter dem Konzept der Cottrell-Wolken erklärt [84]. Die gelösten Atome wandern an die Versetzungslinien der elastisch verzerrten Kristallgitterbereiche, sodass diese Versetzungen dort verankert werden. Durch eine makroskopische angelegte Spannung, beispielsweise im Zugversuch, wird die Versetzung von der Verankerung losgelöst. Dies ist im Zugversuch die obere Streckgrenze. Wurde dieser Versetzungstau aufgelöst, ist die Verformung der Probe erleichtert, sodass die makroskopische Spannung bei makroskopischer Dehnung auf die untere Streckgrenze abnimmt. Eine lokale plastische Verformung, an der lediglich eine geringe Anzahl an Körnern beteiligt ist, tritt in diesem Bereich ein. Dabei werden die Versetzungen an den Korngrenzen aufgestaut, die die Spannung in den benachbarten Körnern erhöht und dort die Versetzungswanderung begünstigen. Dieser Wechsel zwischen lokaler Verfestigung aufgrund von Versetzungstau und dem Losreißen der Versetzungen am Versetzungshindernis in das Nachbarkorn verursacht die gezackte Kurve im Bereich der Streckgrenze im Spannungs-Dehnungs-Diagramm. Dieser Bereich der Spannungs-Dehnungs-Kurve wird auch Lüders-Dehnung genannt. Eine makroskopische Verfestigung findet in diesem Bereich jedoch nicht statt. Erst wenn der komplette Probenquerschnitt diese lokale Verfestigung vollbracht hat und alle Versetzungen von ihren Verankerungen gelöst wurden tritt eine weitere makroskopische Verfestigung über das Niveau der Streckgrenze ein [38, 83].

Kaltverfestigung

Bei der Kaltverfestigung beruht der Verfestigungsmechanismus auf dem Vorhandensein von Versetzungen. Je größer die Versetzungsdichte (Versetzen pro Volumen) in einem Material, desto größer auch der Widerstand gegen plastisches Fließen. Dabei steigt die Versetzungsdichte mit zunehmender Belastung im Bauteil, sodass die Verfestigung zunimmt, da zusätzliche Versetzungen das Abgleiten der Atomlagen erschwert. Die einzelnen Versetzungen schränken die Bewegung der anderen Versetzungen ein. Daher ist für eine weitere plastische Verformung eine höhere Spannung notwendig. Versetzungen

entstehen durch die Behinderung der Abgleitvorgänge bevorzugt an den Korngrenzen des polykristallinen Werkstoffes nach der Frank-Read-Quelle [83].

Kornfeinung

Bei der Verfestigung spielen die Korngrenzen eine gehobene Rolle, da die Korngrenzen die Versetzungsbewegungen, und somit auch plastisches Fließen, unterdrücken. Bei der Kaltverfestigung ist auch die Korngrenze bei der Neubildung von Versetzungen involviert. Daher liegt es nahe, dass durch die Anzahl der Korngrenzen eine Zunahme der Festigkeit hervorrufen wird. Die Körner innerhalb eines Werkstoffes wirken als Hindernisse für die Bewegung von Versetzungen. Da die Kristallorientierung an den einzelnen Körnern in isotropen Materialien unterschiedlich sind, können die Versetzungen nicht widerstandslos zwischen den einzelnen Körnern wandern. Das durch die Versetzungen erzeugte Spannungsfeld in einem Korn kann in einem anderen Korn zwar eine Versetzungsbewegung initiieren, ist das Gleitsystem dort allerdings ungünstig orientiert, ist die benötigte Energie für die Versetzungsbewegung dort höher als im ersten Korn. Ist in einem Korn und dementsprechend in einem Kristall das korrekte Gleitsystem aktiviert, so wandern die Versetzungen in der Gleitebene in dieselbe Richtung, werden allerdings an der Korngrenze aufgestaut. Mit abnehmender Korngröße steigt somit die makroskopische Festigkeit, weil die Versetzungsbewegung frühzeitig unterbunden wird. Zusätzlich muss bei der plastischen Verformung eines polykristallinen Materials, aufgrund der weiter oben erwähnten Volumenkonstanz, die plastische Verformung eines Kornes auf das benachbarte Korn übertragen werden. In der Nähe der Korngrenze müssen hierfür mehr Gleitsysteme aktiviert werden, um die Verformung benachbarter Körner anzustoßen. Einige dieser Gleitsysteme sind für eine plastische Verformung einfacher zu aktivieren als andere, daraus resultiert eine höhere Spannung die hierfür benötigt wird [38, 83]. Mittels der Hall-Petch-Beziehung wird der Verfestigungsbeitrag eines feinen Kornes in Abhängigkeit des Korndurchmessers D in Bezug auf die Streckgrenze angegeben:

$$\sigma_E = \sigma_0 + \frac{K_{HP,E}}{\sqrt{D}} \quad (2.17)$$

Hierbei gilt für einen kohlenstoffarmen Stahl nach *Gottstein* [38] mit $\sigma_0 = 70$ MPa und $K_{HP,E} = 0,74 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Ein Stahl mit einem Korndurchmesser von $5 \mu\text{m}$ besitzt somit eine Streckgrenze von etwa 401 MPa. Eine Verdopplung der Korngröße bewirkt eine Abnahme der Streckgrenze auf 304 MPa für das gleiche Material. Die Korngröße wird hauptsächlich durch die Abkühlgeschwindigkeit der Materialschmelze bestimmt. Große Abkühlgeschwindigkeiten bewirken eine kleine Korngröße, da das Kornwachstum stark von der Unterkühlung und der daraus resultierenden großen Anzahl an Wachstumskeimen in der Schmelze abhängig ist. Feines Korn ist unter anderem eine der Ursachen für die in Abschnitt 2.1.3 beschriebenen statisch mechanischen Eigenschaften mittels PBF-LB/M-Verfahren hergestellter Werkstoffe.

2.3.1 Werkstoffermüdung

Das bisher betrachtete Werkstoffverhalten ist hauptsächlich auf statische beziehungsweise quasi monotone Belastungen bezogen. In der Realität wirken oftmals zyklische Belastungen. Diese zyklischen Belastungen variieren oftmals in der Art der Belastung und in der zeitlichen Abfolge. Zyklische Belastungen im Werkstoff treten hierbei auf diverse Weisen auf. Zum einen können zyklische Dehnungen, hervorgerufen durch thermisch induzierte Längenänderungen, auftreten. Als Beispiel ist hier das Starten und Ausschalten eines Verbrennungsmotors im PKW genannt. Durch den Startvorgang erwärmen die unterschiedlichen Komponenten zu unterschiedlichen Zeitpunkten. So sind die Zylinderlaufflächen und die Kolben bereits nach wenigen Verbrennungszyklen warm, während der Zylinderkopf als Ganzes noch relativ niedrige Temperaturen aufweist. Diese thermischen Dehnungen werden durch elastische oder plastische Verformung ausgeglichen, da das Gesamtsystem im Gleichgewicht sein muss. Beim Abschalten des Motors sind die Verformungen entgegengesetzt. Während beispielsweise die Dehnungen an der Zylinderlauffläche und dem Kolben bereits geringer werden, ist der Motorblock noch auf Betriebstemperatur und somit ausgedehnt. Dieser Start- und Abschaltvorgang ist so gesehen ein thermisch-zyklischer Belastungszyklus, wenn dies über die Lebensdauer der PKW betrachtet wird.

Auf eine Fahrzeuglebensdauer von 15 Jahren und einer täglichen Fahrt resultiert dies in etwa 5500 thermischen Zyklen. Deutlich höhere Zyklenzahlen werden bei anderen Bauteilen im Verbrennungsmotor erreicht, die zwar auch thermischen Belastungen ausgesetzt sind, aber die Hauptbelastung durch mechanische Kräfte hervorgerufen werden. Bei einer Lebenslaufleistung von 200 000 km und einer konstanten Reisegeschwindigkeit von 100 km h^{-1} bei einer Motordrehzahl von 3000 min^{-1} ergibt dies etwa $3,6 \times 10^8$ Zyklen für die Pleuelstange. Aus diesen beiden Beispielen wird deutlich, dass für komplexe Systeme die Zyklenzahlen der Einzelkomponenten große Unterschiede aufweisen. Um eine hinreichende Auslegungsstrategie anzuwenden, muss das zyklische Werkstoffverhalten bekannt sein. Im Beispiel für die thermische Belastung wird die Auslegung auf Zeitfestigkeit erfolgen. Im Falle des Pleuels hat die Auslegung nach Langzeitfestigkeit zu erfolgen. Im Allgemeinen umfasst der Begriff der Ermüdungsfestigkeit den Widerstand eines Werkstoffes gegen das Ermüdungsversagen [62, 85]. Dabei wird immer von dem Bauteil und dem Werkstoff ausgehend betrachtet in welcher Häufigkeit die zeitlich veränderbaren Beanspruchungen ertragen werden. Wird die Bruchfläche eines durch zyklisches Versagen ausgefallenen Bauteil oder Probe betrachtet, wird fast immer eine glatter, makroskopisch unverformter Bereich von einem raueren Bereich unterschieden. Die Darstellung einer solchen Bruchfläche ist schematisch Abbildung 7 zu entnehmen. Meist ist die Stelle der Rissinitiierung deutlich erkennbar. Oft ist dies ein Oberflächendefekt oder ein Fehlstelle im Gefüge. Von diesem Defekt aus wächst der Ermüdungsbruch mit linsenförmigen Ausläufern. Diese Streifen werden, auf mikroskopischer Ebene als Schwingstreifen, erst unter dem Rasterelektronenmikroskop erkennbar. Wechseln sich während der Lebensdauer des Bauteils Phasen der Belastung und der Ruhe ab, so sind auf makroskopischer Ebene oft Schwingstreifen erkennbar. Die glatte verformungsarme Fläche bei der Betrachtung des Ermüdungsbruches wird als Dauerbruchfläche charakterisiert. Die Restgewaltbruchfläche wird beobachtet sofern nach Erreichen der Ermüdungslebensdauer die auf das Bauteil wirkende Belastung zu groß wird, da es zu einem quasi-statischen Versagen kommt. Diese Restgewaltbruchfläche ist mit einer Bruchfläche aus dem statischen Bruchversuch (beispielsweise dem Zugversuch) vergleichbar. Die Kurzrissinitiierung (Stadium I) erfolgt zumeist an der Oberfläche der betrachteten Bauteile oder Proben. Zu den Imperfektionen, die zu Rissen führen können, zählen alle durch die Fertigung eingebrachten Kerben. Hierzu zählen sowohl Fräsriefen durch das Fräsen, als auch konstruktiv erzeugte Kerben wie Nuten oder aber spröde Gefügebestandteile bei hochwarmfestem Stahlguss. Auch wird die Oberflächenrauigkeit mittels PBF-LB/M-Verfahren hergestellter Bauteile mit eingeschlossen. Aber auch bei Werkstücken perfekter Oberfläche und defektfreiem Gefüge wird ein Anrissort durch die Aufrauung der Oberfläche hergestellt. Durch die Versetzungsbewegung unter Belastung entstehen Extrusionen und Intrusionen. Diese Ex- und Intrusionen entstehen durch die Bewegung der Versetzungen entlang der im Gefüge des Materials vorhandenen Gleitbändern. Meist geschieht dies entlang der im 45° -Winkel angeordneten Gleitbänder, da diese eine günstige Orientierung für eine Bewegung der Versetzungen entlang der Gleitebenen aufweisen. Entlang dieser Gleitebenen wandern die Versetzungen, die bei einer Lastumkehr nicht zwangsläufig reversibel sind, in ihre Ausgangsposition zurück. Aufgrund dessen kann eine entstandene Verformung die Versetzungsbewegung in eine andere Gleitebene verschieben, sodass diese mit steigender Zyklenzahl zu einer Aufrauung der Oberfläche führen. Mikroskopisch kann an dieser Stelle von der Rissinitiierung von Kurzrissen gesprochen werden. Laufen diese Kurzrisse durch das Korn bis an eine Korngrenze, verläuft das Gleitsystem, aufgrund anisotroper Kornorientierung, des Nachbarkorns ungünstig für einen weiteren Kurzrissfortschritt. Ein Großteil der erzeugten Extrusionen und Intrusionen wird dort arretiert und das Kurzrisswachstum kommt zum Erliegen. Nur wenige Kurzrisse sind demnach fortpflanzungsfähig. Für den Fall, dass die Kurzrisse auf ein günstig orientiertes Korn treffen, wächst der Kurzriss weiter. Mit steigender Kurzrisslänge wird die anliegende Spannung an der Rissspitze so groß, dass auch Gleitsysteme ungünstig orientierter Körner aktiviert werden und kein Rissarrest eintritt. Dabei beträgt die Länge der so gewachsenen Kurzrisse etwa 0,05 mm bis 2,00 mm [83]. Gemäß diesem Fall wird Stadium I der Rissinitiierung verlassen und es tritt Stadium II der Rissinitiierung ein. Für Stadium I und Stadium II ist dieser Mechanismus in Abbildung 8 dargestellt. In Abbildung 8 ist zudem der schematische Zusammenhang der Lebensdauer in Zyklen N über der Risslänge aufgetragen. Stadium I des Risswachstums verläuft im Richtung größter Schubspannung bis zu einer Kurzrisslänge a_k bei einer ertragenen Zyklenzahl N_k . Dies bedeutet, dass

Kurzrisse im 45° -Winkel zur Werkstückoberfläche, sofern diese parallel zur größten Hauptspannung liegt, verlaufen (siehe Orientierung der Gleitbänder im Vergleich zu den Extrusionen und Intrusionen). Mit zunehmender Risslänge und somit von Stadium I zu Stadium II bei einer Kurzrislänge a_m wird der Spannungszustand vom Schubspannungs- in den Hauptspannungszustand geändert, sodass der Riss orthogonal zur größten Hauptspannung ab einer Zyklenzahl N_m verläuft. Im Stadium II des Risswachstums sind die Risse ausreichend lang und können mittels bruchmechanischer Erklärungsansätze (siehe Abschnitt 2.3.3) beschrieben werden. Dies soll im Folgenden kurz beschrieben werden. Bei fortschreitendem Risswachstum wird in der Umgebung der Rissspitze eine lokale plastische Zone ausgebildet, welche eine geringe Rissaufweitung besitzt und zu Rissfortschritt unter Belastung führt. Wird im Entlastungsschritt die Rissspitze entlastet, wird durch die elastische Dehnung im gesamten Material (Kräftegleichgewicht muss eingehalten werden), der Riss zu Teilen geschlossen. Dadurch, dass an der Rissspitze allerdings lokal Material plastifiziert wurde, entstehen unter Entlastung Druckeigenspannungen, die zu einer plastischen Verformung führen, die entgegengesetzt der eigentlichen plastischen Verformung orientiert sind. Aufgrund der Entlastung werden die Rissflanken aufeinander gedrückt obwohl die äußere Belastung zurückgenommen wurde. Ursächlich ist hierfür die Aufrauung der Rissflanken, die aufgrund der plastischen Verformung aus den Belastungszyklen entsteht. Auch kann der Riss durch interkristallines Wachstum zusätzlich eine Aufrauung der Oberfläche herbeiführen, die zusammen mit der plastischen Verformung, das Erreichen der Ausgangsposition des Risses verhindert. Im nächsten Belastungszyklus und einer erneuten Öffnung des Risses ist aufgrund der entstandenen Druckeigenspannung für fortschreitendes Risswachstum eine Mindestspannung in der Rissspitze erforderlich, die den Riss um ein definiertes Inkrement wachsen lässt. Solange der Riss aber lediglich unter zyklischer Last in jedem Belastungszyklus um ein Inkrement wächst, wird von stabilem Risswachstum gesprochen. Instabiles Risswachstum tritt ein, wenn eine angelegte statische Last zu Risswachstum beiträgt. Dieses Stadium III geht mit dem Versagen des Werkstückes einher und stellt das Ende der Ermüdungslebensdauer dar.

Von Kurzrisen aus Stadium I wird im Allgemeinen bei Risstiefen von unter 0,5 mm und einer Risslänge bis etwa 1 mm gesprochen [86]. Diese Rissdimensionen aus Stadium I sind mit den in der Praxis üblichen zerstörungsfreien Prüfverfahren (ZfP) hinreichend genau zu ermitteln. Neuere Methoden wie die Computer-Tomografie ermöglichen auch die Detektion geringerer Rissdimensionen, sind allerdings in der Werkstückdimension limitiert. Daher sind Kurzrisse in der technischen Sicherheitsbetrachtung weitgehend bedeutungslos. Die Betrachtung der Lebensdauer bis zu einem technischen Anriss (Risssinitiiierung) ist somit für die Abschätzung der Lebensdauer bedeutend. Wie einleitend beschrieben, ist eine Auslegung auf Langzeitfestigkeit in den allermeisten Anwendungsfällen nicht zielführend, da damit einhergehend die geplanten Bauteile überdimensioniert wären (vgl. Zyklen thermische Zyklen Motorblock und Zyklen der Pleuelstange). Die meisten Bauteile sind gegen zyklisches Versagen im Zeitfestigkeitsbereich ausgelegt. Dort wo ein partielles Versagen (Anrissbildung) nicht zu vermeiden ist, wird durch Inspektionsmaßnahmen sichergestellt, dass kein unvorhergesehener katastrophaler Bruch eintritt. So müssen die rissbehafteten Bauteile entweder getauscht oder durch eine geschickte Rissumlenkung in niedriger belastete Bauteilbereiche geleitet werden [85].

2.3.2 Wöhlerversuch

Bei der Ermittlung der Ermüdungslebensdauer, genauer die ertragbare Belastung bei einer definierten Grenzwahrscheinlichkeit, wird im Schwingfestigkeitsversuch ermittelt. Hierbei werden bei definierten Spannungsverhältnissen R und Spannungsamplituden σ_A die Zyklenzahlen N von Proben bis zum zyklischen Versagenskriterium geprüft. Das zyklische Versagenskriterium wird in der Versuchsrandbedingung definiert und erfolgt meist bis zum Bruch ($N_{\text{gesamt}} = N_{\text{Anriss}} + N_{\text{Risswachstum}}$) oder bis zu einer definierten Steifigkeitsabnahme (Anriss oder zyklische Entfestigung - Abnahme des E-Modul). Hierbei werden die Beanspruchungen meist in sinusförmigen Spannungs-Zeit-Funktionen aufgebracht. Der Zusammenhang zwischen der Mittelspannung σ_M und der σ_A ist in Abbildung 9 dargestellt. Zur Veranschaulichung sind die Lastverhältnisse $R = -1$, $R = 0$ und $R = 0,5$ abgebildet. Die R sind ein Resultat

der anliegenden Spannungen während des Einzelversuchs und werden mit Gleichung 2.18 berechnet.

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (2.18)$$

Dabei ist die anliegende σ_M die mit der σ_A überlagerte Spannung, sodass $\sigma_M = \sigma_{max} - \sigma_A = \sigma_{min} + \sigma_A$ beträgt. Folglich sind die Belastungen in Wechselbelastung ($R=-1$) und die Zugschwellbelastungen ($R=0$ und $R=0,5$) oder Druckschwellbelastungen ($R<-1$) unterteilt. Für die Aufnahme einer Wöhlerkurve wird das R für alle Einzelversuche konstant gehalten und auf unterschiedlichen Belastungshorizonten bis zum Ausfallkriterium geprüft. Die Wöhlerkurve ist in drei Teilbereiche unterteilt, die in Abbildung 10 beschrieben werden. Beginnend mit der Zugfestigkeit R_m ist die obere Grenze der Kurzzeitfestigkeit (engl. Low Cycle Fatigue LCF) bei 10^4 Zyklen limitiert. In diesem Bereich ist die plastische Dehnung während des Versuches dominant und somit auch die plastische Schädigung für das Versagen der Probe verantwortlich. An die Kurzzeitfestigkeit ist die Zeitfestigkeit (engl. High Cycle Fatigue HCF) mit Zyklenzahlen zwischen 10^4 und der Knickschwingspielzahl N_k definiert. Die N_k wird aus dem Schnittpunkt der Gleichung 2.19 und dem Ergebnis der Langzeitfestigkeit ermittelt. Ab der N_k bis zur ermittelten Grenzschwingspielzahl N_D ist die Langzeitfestigkeit (engl. Long Life Fatigue LLF) definiert. Hierbei sind drei Formen der Wöhlerkurve zu unterscheiden [87, 88]. Die Wöhlerkurve vom Typ I ist eine horizontal verlängerte Wöhlerkurve. Dieser horizontale Verlauf kann zumeist aus der Prüfung von kubisch-raumzentrierten Werkstoffen ermittelt werden. Dies wird auf die begrenzte Anzahl der Gleitebenen im Werkstoffsystem zurück geführt [83]. Einen „bilinearen“ Verlauf weisen Wöhlerkurven vom Typ II auf. Hier wird nach Erreichen des ersten N_k ein weiterer Abfall der Festigkeit ermittelt. Besonders wird dieses Verhalten an Werkstoffen mit kubisch-flächenzentrierten Gitter (austenitische Stähle) oder mit hexagonal-dichtester Packung (Titan-Werkstoffe) ermittelt [87, 89, 90]. Wöhlerkurven vom Typ III verlaufen zunächst horizontal und besitzen eine zweite Knickschwingspielzahl N_{k2} bei deutlich höheren Zyklenzahlen. Beispielsweise sind hier Wälzlagerstähle wie 100Cr6 genannt [91, 92].

Ausfallkriterien bei der Prüfung der ertragbaren Beanspruchung sind zumeist ein detektierbarer Anriss (Frequenzabfall im spannungsgeregelten Versuch; Abnahme des E-Modul), der Bruch der Probe, oder aber das Erreichen einer bestimmten Zyklenzahl im Versuch. Die sich ergebenden Wertepaare der Zeitfestigkeit aus σ_A und N werden anschließend in ein einfach- oder doppellogarithmisches Diagramm aufgetragen und mit der Basquin-Gleichung 2.19 mathematisch beschrieben [86, 92].

$$\sigma = \sigma_A \cdot \left(\frac{N_k}{N} \right)^{-\frac{1}{k}} \quad \text{für } N \leq N_k \quad (2.19)$$

Oder um eine Aussage über die ertragbaren Zyklenzahlen in Abhängigkeit der σ_A zu treffen:

$$N = N_k \cdot \left(\frac{\sigma_A}{\sigma_D} \right)^{-k} \quad \text{für } \sigma_A \geq \sigma_D \quad (2.20)$$

Die Gleichungen gelten lediglich für den Bereich der Zeitfestigkeit, sodass eine Abgrenzung zur Langzeitfestigkeit σ_D mit

$$N = \infty \quad \text{für } \sigma_A \leq \sigma_D \quad (2.21)$$

erfolgt. Für die statistische Auswertung der Zeitfestigkeit, sofern im Horizontverfahren geprüft wurde, wird die logarithmische Normalverteilung zugrunde gelegt [87, 93]. Bei der Bestimmung der σ_D wird im Gegensatz zur Zeitfestigkeit nicht im Horizontverfahren, sondern im Probit-Verfahren, dem Abgrenzungsverfahren oder dem Treppenstufenverfahren nach *Dixon* und *Mood* mit Modifikationen nach *Deubelbeiss*, *Hück* und *Klubberg* geprüft. In der Vergangenheit wurde die Langzeitfestigkeit als Dauerfestigkeit bezeichnet. Da aber für einige Werkstoffe keine Dauerfestigkeit ermittelt werden kann,

wird nach der aktuellen Norm DIN 50100 die Langzeitfestigkeit mit Angabe der Grenzschwingspielzahl N_D bevorzugt [87]. Im Gegensatz zur Zeitfestigkeit ist nämlich auf einem gleichen Lasthorizont in der Langzeitfestigkeit nicht ausschließlich mit dem Erreichen des Ausfallkriteriums zu rechnen. Es gibt Durchläufer (Proben die N_D erreichen) und Proben die anreißen bzw. brechen. Ziel der Versuche in der Langzeitfestigkeit ist somit die Ermittlung der ertragbaren σ_A bei N_D . Ein weit verbreitetes Verfahren für die Ermittlung der Langzeitfestigkeit ist das zuvor erwähnte Treppenstufenverfahren, da es mit der Korrektur nach *Hück* auch mit geringer Probenzahl laut *Adenstedt* hinreichend gute Schätzungen der Standardabweichung erlaubt [94]. Im Treppenstufenverfahren ist der Lasthorizont des jeweils nächsten Versuches vom Ergebnis des vorausgegangenen Versuchs abhängig. Diese Art der Prüfung der σ_D kann somit auch als Markow-Kette angesehen werden. Tritt das Ausfallkriterium ein, wird der nächste Versuch um einen definierten Stufensprung auf einen darunter liegenden Lasthorizont geprüft. Wird im Versuch N_D erreicht, wird der nächste Versuch um einen definierten Stufensprung heraufgesetzt. Durch dieses hoch- und herabsetzen ist das Treppenstufenverfahren ein selbstzentrierendes Verfahren zur Mittelwertfindung der σ_D .

Aus der Literatur sind diverse Einflussgrößen auf die Zeit- und Langzeitfestigkeit bekannt. Die Einflussgrößen sind abstrahiert in Abbildung 11 dargestellt. So wird deutlich, dass Kerben mit steigendem Spannungskonzentrationsfaktor K_t zu niedrigeren Festigkeiten führen (Abbildung links oben). Auch besitzt die Art der Prüfung Einfluss auf die zyklische Festigkeit (Diagramm links unten). Zusätzlich wird die zyklische Festigkeit sowohl mit steigender Rautiefe R_z und Mittelspannung σ_M geringer (schematische Wöhlerdiagramme rechts).

Für den Ermüdungsfestigkeitsnachweis, also dem rechnerischen Nachweis ob ein entworfenes Bauteil den zyklischen Belastungen im Einsatz standhält, werden mehrere Wöhlerkurven mit unterschiedlichen R benötigt. Im Feldeinsatz sind die Belastungen (einwirkende Kräfte) und somit auch die Beanspruchungen (innere Spannungen) in den seltensten Fällen konstant. Daher ist die Kenntnis des Einflusses der σ_M auf das Langzeitfestigkeitsverhalten essentiell. Eine Möglichkeit diesen Einfluss in einem Schaubild darzustellen ist in den Langzeitfestigkeitsschaubildern nach *Smith* oder *Haigh* gegeben. Das Smith-Diagramm wird üblicherweise aus der Wechselfestigkeit σ_W (Langzeitfestigkeit bei $R=-1$), der Streckgrenze R_e und der Zugfestigkeit R_m konstruiert. Dabei werden die ertragbaren Spannungen in ein Koordinatensystem eingetragen und miteinander verbunden um den Zusammenhang zwischen der σ_M und darzustellen. Im Haigh-Diagramm wird hingegen der direkte Zusammenhang der σ_D und der σ_M ersichtlich. Beide Diagramme sind in der Abbildung 12 dargestellt. Die korrespondierenden Spannungen werden im Haigh-Diagramm auf den jeweiligen Geraden für die R aufgetragen und miteinander verbunden. Der Vorteil dieser Darstellung ist, dass nicht nur die σ_D sondern beliebige σ_A zusätzlich in das Haigh-Diagramm eingetragen werden können, sofern die benötigten Daten aus den Wöhlerversuchen vorliegen [83, 86, 92]. Diese so eingetragenen Linien im Haigh-Diagramm sind demnach Grenzlinien, die anzeigen, ab welcher Belastung der Werkstoff versagt. Da die Ermittlung der Wöhlerkurven vor allem in der Langzeitfestigkeit lange Versuchszeiten nach sich zieht, sind in der Vergangenheit durch *Goodman*, *Soderberg* und *Gerber* analytische Beschreibungen der Festigkeitsschaubilder nach Haigh vorgeschlagen worden [92]. So sagt Goodman das Langzeitfestigkeitsschaubild nach Haigh mit der linearen Verbindung von σ_W und R_m durch die Goodman-Gerade voraus:

$$\sigma_D = \sigma_W \cdot \left(1 - \frac{\sigma_M}{R_m}\right) \quad (2.22)$$

Soderberg nutzt diesen Ansatz ebenfalls, allerdings wird die Soderberg-Gerade durch die σ_W und die Fließgrenze konstruiert. Hierfür wird lediglich die R_m aus Gleichung 2.22 durch die Fließgrenze ersetzt. Einen höherwertigen Ansatz nutzt Gerber, der die σ_W und die R_m mittels Parabel miteinander in Verbindung setzt:

$$\sigma_D = \sigma_W \cdot \left[1 - \left(\frac{\sigma_M}{R_m}\right)^2\right] \quad (2.23)$$

Die Darstellung der Haigh-Diagramme nach Goodman, Soderberg und Gerber ist ebenfalls in Abbildung 12 enthalten. Die konservativste Vorhersage wird, bedingt durch die Wahl der Fließgrenze, als

Versagenskriterium mit dem Ansatz nach Soderberg vorhergesagt. Goodman ist mit der Wahl der Zugfestigkeit als Versagenskriterium weniger konservativ und die Gerber-Parabel bewertet den Einfluss der Mittelspannung am unkritischsten. Anhand gut belegter Langzeitfestigkeitsversuche ist bestätigt, dass diese so ermittelten Haigh-Diagramme oft konservative Abschätzungen für $R > 0$ liefern [86].

Eine Kenngröße für die Beurteilung der Mittelspannung ist die Kennzahl der Mittelspannungsempfindlichkeit M nach Gleichung 2.25. Diese ist definiert als die Steigung der Zeit- oder Langzeitfestigkeitslinie zwischen den $R = -1$ und $R = 0$ im Haigh-Diagramm:

$$M = \frac{S_a(R = -1) - S_a(R = 0)}{S_m(R = 0)} \quad (2.24)$$

$$= \frac{S_a(R = -1)}{S_a(R = 0)} - 1 \quad (2.25)$$

Sofern die Ergebnisse der Wöhlerversuche für zusätzliche R vorliegen, kann die M auch für diese Zeit- oder Langzeitfestigkeitslinien analog berechnet werden. Sind Daten hingegen nicht vorhanden, so sollte für die Berechnung der Steigung zwischen anderen Lastverhältnissen die FKM-Richtlinie „Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile“ genutzt werden [88]. Eine weitere wichtige Eigenschaft von Werkstoffen, die unter zyklischer Belastung stehen, ist die Reaktion auf gekerbte Strukturen. Um den Kerbeinfluss zu bestimmen, wird in der Regel neben „glatten“ kerbfreien Proben eine gekerbte Probenform untersucht. Die Kerbwirkungszahl K_f ist definiert als das Verhältnis der Langzeitfestigkeit einer ungekerbten Probe zu einer gekerbten Probe [86, 88]. Die meisten Bauteile sind nämlich fertigungsbedingt mit Kerben (Freistriche beim Drehen oder Fräsen) oder durch ihre Form (Abgesetzte Wellen) versehen, sodass eine Abschätzung des zyklischen Verhaltens für diese Bauteilbereiche bekannt sein muss. Mit K_f und dem entweder analytisch oder mittels FEA bestimmten Spannungskonzentrationsfaktor K_t kann durch die Kerbempfindlichkeit des Werkstoffes definiert werden. Entspricht $K_f = K_t$ so ist der Werkstoff perfekt kerbempfindlich. Beträgt $K_f = 1$ ist der Werkstoff als komplett kerbunempfindlich anzusehen.

2.3.3 Bruchmechanik

Bislang wurde auf das Verhalten der Werkstoffe unter Belastung und die Grundlagen der Verfestigung in Abschnitt 2.3 eingegangen. Die mikromechanische Entstehung von Rissen und auf die Ermüdungslebensdauer wurde in Abschnitt 2.3.1 beschrieben. Vor allem bei der Ermittlung von zyklischen Festigkeiten und der daran anschließenden Auslegung von Bauteilen wird die klassische Festigkeitslehre angewandt. Hierbei muss die resultierende Spannung im Strukturbauteil anhand der Geometrie, der äußeren Belastungen und des Werkstoffes geringer sein, als die in den zyklischen Versuchen, vorrangig den Wöhlerversuchen, ermittelten ertragbaren Spannungen. Zusätzlich werden auf diese zulässigen Spannungen Sicherheitsfaktoren beaufschlagt. Diese zusätzliche Sicherheitsfaktoren entspringen unter anderem der Fertigungstoleranz, der Fertigungsstreuung, der Werkstoffstreuung, Umwelteinflüssen und allen anderen Einflussgrößen, die negative Auswirkungen auf die zyklische Festigkeit besitzen. Allerdings sind der klassischen Festigkeitslehre Grenzen gesetzt, sobald Vorhersagen und Vermeidungsstrategien für Bruchvorgänge betrachtet werden. Bauteilversagen, das auf Bruchvorgänge zurückzuführen ist, entsteht an rissartigen Defekten, die auf klassischem Wege quantitativ nicht beschrieben werden können. Die Zusammenhänge zwischen der äußeren Belastung, der Bauteilstruktur und den Werkstoffeigenschaften können nicht in Einklang gebracht werden. Der Einfluss von (rissartigen) Defekten ist in der Praxis jedoch vergleichsweise groß, da Defekte oft der Ursprung von wachsenden Rissen sind. Nicht detektierte Defekte können zu Bauteilversagen weit unterhalb der eigentlichen Langzeitfestigkeit führen. Die Bruchmechanik ist das Fachgebiet, das Bruch- und Versagensprozesse in technischen Werkstoffen mit prozessbedingten Defekten (Seigerungen, Hartpartikel, Bindenaht- und Schweißfehler, Härterisse, Gussfehler, Poren etc.) oder Defekten, die aufgrund mechanischer, thermischer oder korrosiver Belastung entstehen, befasst. Die Betrachtung der makroskopischen Vorgänge

wird im Rahmen der Kontinuumsmechanik beschrieben. Der Riss wird hierbei mathematisch in idealisierter Form als Schlitz in einem Körper mit parallelen Rissflanken und einer Risspitze mit Radius $r=0$ angenommen. Als Annahme wird die flächenhafte Auftrennung des Körpers unterstellt. Hierbei entstehen Rissufer (2D Betrachtung) und die Rissoberflächen (3D Betrachtung), welche in der Risspitze (2D) oder der Rissfront (3D) definiert sind. Zusätzlich zum schlitzförmigen Zustand des Risses mit parallelen Rissflanken wird zusätzlich eine ideale Risspitze vorausgesetzt. Aufgrund dieser Annahmen ist die Belastung an der Risspitze nicht durch die klassische Kerbspannungslehre (endliche Spannungen) beschreibbar, da die Spannungen im Bereich der Risspitze singular werden. Dies ist formell zwar nicht richtig, da alle Risse eine endliche Krümmung besitzen, diese ist bezogen auf die Bauteilgeometrie und die Risslänge aber als klein zu betrachten. Durch diese Definitionen und Annahmen wird die Bruchmechanik von der Kerbspannungslehre abgegrenzt. Im Allgemeinen werden in der Bruchmechanik drei verschiedene Rissöffnungsmodi betrachtet, die in Abbildung 13 dargestellt sind. In Modus I (der in dieser Arbeit betrachtete) wird der Riss senkrecht zur Rissebene geöffnet. Dies wird entweder durch eine axiale Zugbeanspruchung oder Biegebeanspruchung hervorgerufen. Im Modus II werden die Rissufer/Rissoberflächen in der Ebene senkrecht zur Risspitze/Rissfront verschoben, also auf Schub beansprucht. Modus III wird durch die Richtung der Schubbeanspruchung von Modus II unterschieden. In Modus III wird das Rissufer/Rissfront longitudinal zur Risspitze/Rissfront verschoben. Der kritischste Modus ist somit der erste, da dieser den gefährlichsten Versagensfall darstellt, weil dieser den Riss öffnet [92, 95, 96]. Um die Rissausbreitung zu beschreiben, werden zwei Verfahren unterschieden: Die elastisch-plastische Bruchmechanik (EPBM) für Kurzrisse und die linear-elastische Bruchmechanik (LEBM) für Langrisse. Lange Risse sind mindestens 1 mm lang, sodass die Risslänge \gg Risskrümmung ist [86, 92]. Für die in dieser Arbeit betrachteten Risse gelten die Gesetzmäßigkeiten der LEBM, da das anzunehmende Materialverhalten linear-elastisch ist. Unter den oben genannten Bedingungen und der Annahme, dass die plastische Zone im Bereich der Risspitze vernachlässigbar klein ist, wird folgend auf die Grundlagen der LEBM eingegangen. Für die Beschreibung der Beanspruchung und des Werkstoffwiderstandes gegen Rissausbreitung sind andere Kenngrößen als bei dem klassischen Festigkeitsnachweis etabliert. Die Risspitzenbelastungen werden mithilfe von Spannungsintensitätsfaktoren K beschrieben, welche das oben erwähnte Problem der singulären Spannungen an der Risspitze umgehen. Diese beschreiben das Spannungsfeld in der Umgebung der Risspitze [92, 97]. Wie bei dem klassischen Festigkeitsnachweis wird in der LEBM ebenfalls die Belastung an der Risspitze mit dem Lastverhältnis R definiert. Analog zu Gleichung 2.18 wird anstatt der Spannungen mit dem minimalen Spannungsintensitätsfaktor K_{\min} und dem maximalen Spannungsintensitätsfaktor K_{\max} berechnet. Die bis heute gültige Formulierung des K wurde durch *Irwin* zu

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot Y \quad (2.26)$$

formuliert [98]. Hierbei resultiert K_I für Modus I (Abbildung 13) aus der äußeren Spannung σ , der Risslänge a und des geometrieabhängigen Faktors Y . Hierbei ist der Geometriefaktor Y eine Funktion von der Risslänge in der geprüften Probe. Für die in dieser Arbeit geprüften vier-Punkt Biegeproben ist der Zusammenhang unter Beachtung der Biegeprüfung (M_b als Biegemoment in Nm) gegeben zu:

$$K = \frac{6000 \cdot M_b \cdot \sqrt{\pi \cdot a}}{BW^2 \sqrt{1000}} \cdot F(a/W) \quad (2.27)$$

Der K wird mit dem angelegten Moment M_b , der Probenbreite B und der Probenhöhe W und der substituierten Geometriefunktion $F(a/W)$ berechnet.

$$F(a/W) = 3\sqrt{2 \tan(\Theta)} \cdot \left[\frac{0,923 + 0,199(1 - \sin(\Theta))^4}{\cos(\Theta)} \right] \quad \text{mit} \quad \Theta = \frac{a \cdot \pi}{2W} \quad (2.28)$$

Für viele gängige Probenformen und Belastungsarten sind die Geometriefunktionen für die Rissfortschrittsprüfung bekannt. Die gängigsten, zu der auch die aus Gleichung 2.28 zählt, sind beispielsweise in der ISO 12018 oder einschlägigen Fachbüchern hinterlegt [99, 100]. Risse wachsen pro Lastzyklus

um einen bestimmten Betrag. Werden während der zyklischen Belastung die Beträge aufsummiert, ergibt dies mit der Risswachstumsgeschwindigkeit da pro Lastwechsel dN die Gesamtrisslänge. Die so resultierende Risswachstumsrate da/dN , also die Ableitung der Risslänge nach der Zyklenzahl wird, graphisch in da/dN -Kurven dargestellt. Um praktische Aussagen über das Ermüdungsrisswachstum zu treffen, wird die Risswachstumsgeschwindigkeit über die Belastungshöhe ΔK aufgetragen, sodass die Messpunkte ausgewertet werden können [96]. Hierbei wird wie bei den Wöhlerdiagrammen die doppellogarithmische Darstellung gewählt. In Abbildung 14 ist schematisch eine Risswachstumskurve mit den drei charakteristischen Bereichen für zwei R ($R_2 > R_1$) dargestellt. Erkennbar ist ein typischer S-förmiger Verlauf der da/dN -Kurve mit den beiden Asymptoten bei dem Schwellwert der Spannungsintensität ΔK_{th} und der kritischen Spannungsintensität ΔK_C . Oberhalb des ΔK_{th} ist der Langriss ausbreitungsfähig und wächst pro Lastzyklus stabil bis dieser bei ΔK_C im instabilen Risswachstum und Restgewaltbruch mündet [83]. In Bereich I wächst der Riss somit mit geringen Risswachstumsgeschwindigkeiten, weil die Spannungsintensität für eine Rissöffnung nicht ausreichend ist und in Bereich III mit hohen Rissgeschwindigkeiten bis zum Versagen. In Bereich II weist die Kurve einen linearen Verlauf auf, sofern eine doppellogarithmische Auftragung gewählt wird. Mit zunehmendem R wird die Kurve in Richtung niedrigerer Spannungsintensitäten verschoben, da mit steigendem R der Anteil der rissöffnenden Spannungsintensität zunimmt. *Paris* korrelierte als erster die ΔK und den da/dN mittels des nach ihm benannten Paris-Gesetz für Bereich II folgendermaßen:

$$\frac{da}{dN} = C_P \cdot \Delta K^{n_P} \quad (2.29)$$

Im doppellogarithmischen Maßstab erscheint die Darstellung der aufgezeichneten Datenpunkte als Gerade mit dem vom Werkstoff und vom Lastverhältnis abhängigen Exponenten n_P (mathematisch die Steigung) und dem mathematischen Schnittpunkt mit der Ordinate C_P . Allerdings lässt sich mit diesem Ansatz lediglich Bereich II der da/dN -Kurve darstellen. Das Integral der Geraden in dem Bereich II ist auch die im Versuch erreichte Zyklenzahl. Im Verlaufe der Jahre wurden diverse andere Approximationsgleichungen entwickelt. *Forman et al.* erweiterten das von *Paris* aufgestellte Modell um den Bereich des instabilen Rissfortschritts (Bereich III der da/dN -Kurve) mit der zyklischen kritischen Spannungsintensität $\Delta K_C = (1 - R) \cdot K_C$, dem Lastverhältnis R und den Rissfortschrittsparametern C_F und n_F [101] nach Gleichung 2.30:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C_F \cdot \Delta K^{n_F}}{(1 - R) \cdot K_C - \Delta K} \quad (2.30)$$

Die Bruchzähigkeit ist eine Kenngröße bei statischer Beanspruchung gemäß der LEBM. Wird der ΔK_C bei zyklischer Beanspruchung ebenfalls erreicht so ist die Rissausbildung instabil. Um den kompletten Verlauf der da/dN -Kurve abzubilden, haben *Erdogan* und *Ratwani* die Gleichung um den Schwellwert der Spannungsintensität ΔK_{th} erweitert. ΔK_{th} wird im Bereich I der da/dN -Kurve ermittelt und beschreibt den Punkt unterhalb dessen lange Risse nicht mehr wachsen [102]:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C_E (\Delta K - \Delta K_{th})^{m_E}}{(1 - R) K_C - \Delta K} \quad (2.31)$$

Im Bereich des ΔK_{th} kann Kurzriss- und Langrisswachstum auftreten. In Abbildung 15 ist dieses Phänomen skizziert. Der Langriss, der bei ΔK_{th} arretiert, wird durch die LEBM beschrieben. Nach *Zerbst et al.* werden Kurzrisse nach mikrostrukturell und mechanisch/physikalisch kurzen Rissen unterschieden [97]. Mikrostrukturell kurze Risse werden unabhängig von ihrer Nukleation bezogen auf die Mikrostruktur des Werkstoffes als „kurz“ bezeichnet, sofern die charakteristische Größenordnung der Korngröße nicht verlassen wird. Die Kurzrisse, die entweder aufgrund der Mikrostruktur oder anderer Defekte weiterwachsen und im Verlauf bei deutlich niedrigeren ΔK_{th} nicht wachsen, werden durch andere mikromechanische Ursachen wie Gleitbandblockierungen arretiert [85]. Ist der ΔK allerdings ausreichend groß, wird der Rissfortschritt nur kurzzeitig aufgehalten und beschleunigt erneut im benachbarten Korn. Dieses Losbrechen und erneute Arretieren des Kurzrisses kann über mehrere

Körner stattfinden. Mit zunehmender Risslänge wird dieses Verhalten allerdings nicht mehr beobachtet [103, 104]. Dieses Verhalten ist zudem belastungsabhängig, sodass mit zunehmendem R und ΔK Kurzrissswachstum weniger zu beobachten ist, als bei niedrigen R und geringen Belastungen [92]. Die Rissfortschrittsgeschwindigkeit da/dN unterhalb des ΔK_{th} kann somit oberhalb der für den Langriss ermittelten liegen [97]. Das Schwellwertverhalten kurzer Risse wird durch die benannten Gleitbandblockierungen bestimmt, sodass durch eine Kornfeinung (siehe Abschnitt 2.3.1) die Anzahl der mikrostrukturellen Hindernisse erhöht und somit der Widerstand gegen Rissausbreitung vergrößert wird. Dies steht im Gegensatz zu dem Schwellwertverhalten langer Risse, die mit steigender Korngröße ein größeren Schwellwert der Spannungsintensität besitzen. Eine Besonderheit stellen Kurzrisse aus Kerben dar. *Frost* beobachtete, dass bei gleicher Kerbtiefe aber unterschiedlichen Kerbradien, Risse zwar ausgehend vom Kerbgrund wachsen, allerdings bei einem gewissen Grenzwert arretieren. Bis zu einem Grenzwert werden Kerben durch ihre elastische Kerbspannung beschrieben. Ab diesem Grenzwert der Kerbschärfe verhalten sich Kerben wie äquivalente Risse gleicher Länge, sodass der ΔK_{th} für die Ausbreitung entscheidend ist. Entsprechende Untersuchungen wurden beispielsweise durch *Sapora et al.* durchgeführt und mittels numerischer Methoden bestätigt [105].

Die Bestimmung des ΔK_{th} aus der da/dN -Kurve erfolgt in zwei Methoden. Entweder über eine abnehmende Spannungsintensität oder eine zunehmende Spannungsintensität. Die Standardmethode (bspw. nach ASTM E647 [106]) ist die Lastabsenkungsmethode bei der ein Anriss zunächst bei konstantem ΔK erzeugt wird und anschließend mit einem Gradienten für die Lastabsenkung bis zum ΔK_{th} gemessen wird. Der Einfluss des plastizitäts-induzierten Risssschließens, also dem Fall, dass der Riss in eine verfestigte plastische Zone wächst, wird entgegengewirkt, indem die Lastabsenkung moderat gehalten wird [106]. Bei dieser Methode wird das Lastverhältnis R konstant gehalten, sodass die Belastung entsprechend des R herabgesetzt wird. Können Risssschließeffekte nicht ausgeschlossen werden, wird ΔK_{th} nicht konservativ ermittelt [107]. Eine weitere Möglichkeit ΔK_{th} zu bestimmen ist mit dem Laststeigerungsverfahren. Hierbei wird mit einem ΔK unterhalb ΔK_{th} begonnen und die Belastung sukzessive gesteigert bis Risswachstum in Bereich I eintritt. Bei diesem Verfahren muss der Gradient der Laststeigerung ebenfalls im moderaten Rahmen gewählt werden, sodass kein plastizitäts-induziertes Riss-schließen im Bereich II und Bereich III die Messergebnisse zu nicht konservativen Werten verschiebt. In beiden Verfahren mit konstantem R wird die Anriss erzeugung vorausgesetzt. Dies geschieht entweder mit konstantem ΔK bis zu einer Risslänge, die einem Langriss entspricht (etwa 1 mm) oder mit konstanter zyklischer Last. Schematisch sind die beide Methoden in Abbildung 16 dargestellt. Der Anriss wird im Mode 3 erzeugt. Anschließend wird mit der Lastabsenkungsmethode (Mode 1) oder mit der Laststeigerungsmethode (Mode 2) die da/dN -Kurve bestimmt. Für Ursachen und Einflussgrößen auf Risssschließeffekte wird in einschlägiger Literatur detaillierter eingegangen [83, 92, 97, 107]). Da in dieser Arbeit ΔK_{th} mit einem R von 0,5 ermittelt wurde sind somit Risssschließeffekte weitestgehend vermieden worden.

In Abschnitt 2.3.2 und 2.3.3 wurden Konzepte zur Ermittlung zyklischer Werkstoffparameter vorgestellt. Im Wöhlerversuch wird die zyklische Festigkeit eines Materials bis zum Versagenkriterium untersucht und in graphischer Form dargestellt, während in der Bruchmechanik, vor allem durch die Ermittlung der da/dN -Kurve, das Verhalten der Materials bei beginnendem Versagen ermittelt wird. Beide Konzepte, also die Ermüdungsfestigkeit unter Einfluss des Langrissswachstums, kann durch das Kitagawa-Takahashi-Diagramm KTD beschrieben werden. In Abbildung 17 ist das KTD dargestellt. In der doppellogarithmischen Auftragung ist die doppelte ertragbare Langzeitfestigkeit als Schwellwertspannung $\Delta\sigma_{th}$ in Abhängigkeit der Risslänge a aufgetragen. Erkennbar ist ein bilinearer Verlauf des Langzeitfestigkeitsbereiches mit $\Delta\sigma_D$ und des Zeitfestigkeitsbereiches $\Delta\sigma_{th}$. Der Schnittpunkt beider Geraden ist als Grenzlängengröße a_0 definiert. Unterhalb der a_0 ist die Schwellwertspannung nicht ausreichend groß, um Rissinitiierung in technisch relevanter Zyklenzahl hervorzurufen. Oberhalb a_0 ist der ΔK_{th} anzuwenden. Dies bedeutet, dass unterhalb der bilinearen Kurve bei Belastung Rissarrest eintritt und oberhalb Rissinitiierung und Risswachstum stattfindet. Die abfallende Gerade ist durch

$$\Delta\sigma_{th} = \frac{\Delta K_{th}}{\sqrt{\pi \cdot a} \cdot Y} \quad (2.32)$$

mit der Risslänge a , dem Schwellwert der Spannungsintensität ΔK_{th} und der Geometriefunktion Y definiert [83, 92, 96]. In empirischen Versuchen wurde allerdings kein direkter bilinearer Zusammenhang ermittelt [108, 109], sodass *El Haddad et al.* einen kontinuierlichen Übergang vom Langzeitfestigkeitsbereich bis zur LEBM in Gleichung 2.33 vorschlagen [109]:

$$\Delta\sigma_{th} = \frac{\Delta K_{th}}{\sqrt{\pi \cdot (a + a_0)} \cdot Y} \quad (2.33)$$

Dabei wird die Risslänge a aus Gleichung 2.32 durch die effektive Risslänge $(a+a_0)$ substituiert. Um a_0 zu erhalten werden Gleichungen 2.32 und 2.33 verrechnet:

$$a_0 = \frac{1}{\pi} \cdot \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta\sigma_{th} \cdot Y} \right)^2 \quad (2.34)$$

Somit kann das KTD mit den aus den Wöhlerversuchen und den Rissfortschrittsversuchen ermittelten zyklischen Festigkeitsparameter in einem Diagramm dargestellt werden, das als erste Abschätzung für eine Werkstückauslegung dient. *Murakami et al.* beobachteten bei Belastung nahe der Langzeitfestigkeit arretierende Risse, sodass davon auszugehen war, dass Risse bestimmter Länge nicht wachstumsfähig sind. Um die Beobachtung zu verifizieren, wurden definierte Defekte in die Materialproben eingebracht. Aus den Untersuchungen ging hervor, dass die Ermüdungsfestigkeit mit fallender Defektgröße anstieg und in einer Größenordnung arretierender Risse gegen die Langzeitfestigkeit σ_D konvergiert. In weiteren Untersuchungen wurde eine Korrelation mit dem $\Delta\sigma_{th}$ und den eingebrachten Defekten erstellt, die im $\sqrt{\text{area}}$ -Konzept mündet [110]. Das $\sqrt{\text{area}}$ -Konzept approximiert Defekte (Kerben, Einschlüsse, Lunker etc.) über die Wurzel der projizierten Defektfläche senkrecht zur maximalen Hauptspannung. Aus den ermittelten Versuchen und der guten Korrelation der Vickers-Härte (in HV1) mit den Versuchsdaten wurde die Mikrohärtigkeit als Parameter für die Berechnung der ΔK_{th} genutzt. Der Schwellwert der Spannungsintensität wird nach Gleichung 2.35 definiert:

$$\Delta K_{th} = C_M \cdot (HV + 120) \left(\sqrt{\text{area}} \right)^{1/3} \quad \text{mit} \quad C_M = 3,3 \cdot 10^{-3} \quad (2.35)$$

Mit den Kenngrößen HV in HV1 und $\sqrt{\text{area}}$ in μm einzusetzen. C_M ist eine empirisch ermittelte werkstoffunabhängige Konstante.

Für die $\Delta\sigma_{th}$ nach *Murakami* gilt Gleichung 2.36 [110].

$$\Delta\sigma_{th} = 2 \cdot F_{typ} \cdot \frac{(HV + 120)}{\left(\sqrt{\text{area}} \right)^{1/6}} \cdot \left(\frac{1 - R}{2} \right)^{\alpha_M} \quad \text{mit} \quad \alpha_M = 0,226 + HV \cdot 10^{-4} \quad (2.36)$$

Hierbei wird zwischen $F_{typ}=1,43$ für Oberflächenrisse/Einschlüsse und $F_{typ}=1,56$ für innenliegende Risse/Einschlüsse differenziert. Zusätzlich wurde das ursprünglich für die Umlaufbiegung und ein Lastverhältnis $R=-1$ entwickelte Konzept für andere R erweitert. Das $\sqrt{\text{area}}$ -Konzept besitzt einen Gültigkeitsbereich der Defekte von minimal der Risslänge arretierender Risse und maximal $1000 \mu\text{m}$, sodass das Spektrum an Risslängen abgedeckt ist, welches mit zerstörungsfreier Werkstoffprüfung nachgewiesen werden kann [110]. Mit den Ansätzen nach *Murakami* und *El Haddad* wird ersichtlich, dass Defekte unterhalb a_0 zu einem Bauteilversagen führen können. Vorhandene nichtmetallische Einschlüsse, Porosität oder die Oberflächenrauheit besitzen somit einen Einfluss auf die Ermüdungsdauer sofern diese Defekte als „Risse“ betrachtet werden. Ein KTD mit den Korrekturen nach *El Haddad* und *Murakami* ist in Abbildung 17 dargestellt.

Kapitel 3

Experimentelle Methoden

3.1 Probenfertigung

PBF-LB/M-Anlage

Die Herstellung der PBF-LB/M Materialproben aus 20MnCr5 erfolgte in einer Renishaw AM250HT der Fa. Renishaw GmbH. Das mit Stickstoff gasverdüstete 20MnCr5 Pulver wurde mittels 200 W Ytterbium-Faserlaser (Wellenlänge 1070 nm) aufgeschmolzen. Der Laserstrahl wird in der Anlage mithilfe eines Galvanometer-Scanners über die Arbeitsebene gelenkt und durch ein F-Theta Objektiv fokussiert. Hierbei ist der Fokus des Lasers variabel verstellbar, welcher im vorliegenden Fall in der Arbeitsebene = Bauplattformoberfläche lag. Der sich aus dieser Anlagenkonfiguration ergebende Laserstrahldurchmesser betrug 0,7 mm. Unter Einbezug der Laserleistung P_L , der Schichtdicke l_z , des Spurbabstandes h_s und der Scangeschwindigkeit v_s ergab dies einen volumetrischen Energieeintrag E_V von $89,3 \text{ J mm}^{-3}$. Durch die Multiplikation von l_z , h_s und v_s wurde die Volumenrate VR zu $2,24 \text{ mm}^3 \text{ s}^{-1}$ berechnet. Das Belichten der Schichtflächen erfolgte durch eine Streifenbelichtung, wobei die Vektorlänge der Streifenbreite entsprach. Dabei wurde die gesamte Bauteil-Querschnittsfläche in gleich große Streifen von 9 mm Breite aufgeteilt. Die Belichtung erfolgte zuerst entlang der Vektoren in Maschinen x-Richtung und rotierte um einen Winkel von 67° von Schicht zu Schicht. Um eine Oxidation der Bauteile zu unterbinden wurden die Materialproben unter Stickstoff-Atmosphäre gefertigt. Der Sauerstoffanteil, gemessen mit einem Sauerstoff-Sensor, betrug während der gesamten Probenherstellung weniger als 0,1 Vol.-%. Der Bauraum der PBF-LB/M-Anlage beträgt $248 \text{ mm} \times 248 \text{ mm} \times 285 \text{ mm}$ (Breite \times Tiefe \times Höhe) und wurde mit der Bauplattformheizung für die Probenfertigung auf 170°C vorgewärmt. Eine Übersicht der verwendeten Fertigungsparameter ist Tabelle 1 entnehmbar. Gefertigt wurden Zugproben nach DIN EN ISO 2740 [73], gekerbte Wechselbiegeproben (kurz KWBP) mit Kerbradius $r=0,9 \text{ mm}$, ungekerbte Wechselbiegeproben (kurz WBP) nach DIN EN ISO 3928 [111] und Rissfortschrittsproben (kurz RFP) in Anlehnung an die ISO 12108 [99]. Die einzelnen Probengeometrien sind in Abbildung 18 dargestellt. Hierbei ist die Zugprobe in Abbildung 18 a), die WBP in Abbildung 18 b), die KWBP in Abbildung 18 c) und die RFP in Abbildung 18 d) dargestellt. Bei allen Proben wurden drei Aufbaurichtungen realisiert, sodass die mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Polarwinkel 0° , 45° und 90° bestimmt wurden. Aufgrund der geringeren Anzahl an Zugproben und Rissfortschrittsproben wurden diese gemeinsam in einem Baujob gefertigt. Für die Untersuchung des Ausgangsmaterials bei den in 0° - und 45° -Richtung gefertigten KWBP und WBP wurden zwei hohle Würfel gedruckt, die aufgrund des Fertigungsprozesses im Inneren nicht umgeschmolzenes Pulver enthielten. Hierbei wurden die Proben so positioniert, dass das eingeschlossene Pulver auf der Höhe des Prüfquerschnittes der Proben lag. Die Positionierung der Würfel erfolgte an der Schutzgaseinleitung und an der Schutzgasabsaugung (siehe Abbildung 19). Bei der 0° -Richtung der Proben wurde auf die Fertigung solcher Würfel verzichtet, da die Zeit pro Druckauftrag um den Faktor zwei angestiegen und zusätzlich nicht das Pulver aus den Prüfquerschnitten eingeschlossen wäre. Eine Übersicht der einzelnen Baujobs und der Positionierung der einzelnen Proben ist in den Abbil-

dungen 20, 21 und 22 dargestellt. In grauer Farbe sind die Hohlwürfel abgebildet. Die weiß gefärbten Materialproben wurden im wie-gebaut Zustand belassen, die grün eingefärbten Proben wurden für eine weitere mechanische Bearbeitung genutzt (siehe Unterabschnitt 3.1). Die Belichtungsfläche pro Schicht betrug bei den Bauzyklen für die 0°- und 45°-Richtung etwa 25 cm² bis 62 cm². Aufgrund der Orientierung der Materialproben in 90°-Richtung betrug dort die Belichtungsfläche 205 cm². Für die Dichte-Würfel, Zugproben und RFP genügte ein Bauzyklus in dem je 15 Zugproben in 0°, 45°- und 90°-Richtung, je sechs RFP in 0°, 45°- und 90°-Richtung und fünf Dichte-Würfel gedruckt wurden. In einem weiteren Bauzyklus wurden Quader von 55 mm × 55 mm × 25 mm gefertigt, die für die Messung der transversalen- und longitudinalen Schallgeschwindigkeit für die Ermittlung der elastischen Konstanten genutzt wurden. Um auf eine ausreichende Anzahl von Prüfkörpern für die Schwingfestigkeitsprüfung zu gelangen waren mehrere Bauzyklen nötig. Für das Drucken der WBP in 0°-Richtung waren vier Bauzyklen mit jeweils 100 Proben notwendig. Für die Fertigung der KWBP in 0°-Richtung wurde ein Bauzyklus benötigt. Bei der WBP in 45°-Richtung wurden vier Bauzyklen mit jeweils 80 Proben gedruckt. Für die Fertigung der KWBP in 45°-Richtung wurde hingegen nur ein Bauzyklus benötigt. Bei den WBP in 90°-Richtung wurden 13 Bauzyklen mit je 24 Proben benötigt und für die KWBP vier Bauzyklen mit je 26 Proben.

Mechanische Bearbeitung

Nach der additiven Fertigung der Materialproben wurden diese bei 550 °C für 2 h unter Argon Atmosphäre spannungsarm gegläht (SA-geglüht). So wurde sichergestellt, dass die im Fertigungsprozess entstandenen Eigenspannungen relaxieren konnten. Eigenspannungen führen bei komplex geformten Bauteilen nach dem Abtrennen von der Bauplattform zu einem irreversiblen Verzug. Um diesen Verzug zu unterbinden werden additiv gefertigte Bauteile aus 20MnCr5 standardmäßig SA-geglüht. Dieses SA-glühen erfolgte mit den auf der Bauplattform angeordneten Materialproben. Nach der Wärmebehandlung wurden die Materialproben von der Bauplattform gesägt. Bei allen in 90°-Richtung gefertigten Materialproben mussten die verbleibenden Stützstrukturen nachträglich abgefräst werden. Das Entfernen der restlichen Stützstruktur bei den 0°- und 45°-Richtung Materialproben erfolgte an einem Doppelschleifer. Nach dem Absägen und Entfernen der Stützstruktur wurden die Materialproben in einer Strahlkabine mit Siliziumdioxid Partikeln mit einer Partikelgröße von 35 µm bis 60 µm mit 3 bar Strahlendruck von der durch das SA-glühen entstandenen Oxidhaut befreit. Hierbei betrug die Strahlzeit pro Probe etwa 2 min und der Bearbeitungsabstand etwa 5 cm. Diese Strahlparameter resultierten in einer gemessenen Almenintensität von 0,15 mm A. Anschließend wurden sowohl die KWBP, als auch WBP in zwei gleichgroße, willkürlich durchmischte Teilmengen unterteilt. Eine Teilmenge wurde im gestrahlten Zustand belassen, die andere Teilmenge wurde im Prüfquerschnitt geschliffen. Im weiteren Verlauf werden die Proben im gestrahlten Zustand als „wie-gebaut“ bezeichnet. Zwar ist dies formell nicht ganz korrekt, allerdings ist dies standardmäßig die Mindestprozesskette für Bauteile aus 20MnCr5, welche einsatzgehärtet werden sollen. Das Schleifen erfolgte für die WBP und Zugproben manuell mit Schleifhülsen in 120er Körnung (etwa 129 µm Korngröße). Bei den KWBP wurde ein Diamant-Schleifstift mit einem Radius von r=0,9 mm verwendet. Die Schleifriefen verliefen bei allen Materialproben in Richtung der höchsten Normalspannung. Eine Übersicht der KWBP und WBP im wie-gebaut und geschliffenen Zustand ist in Abbildung 23 dargestellt. Um die mechanischen Eigenschaften des Kernes eines einsatzgehärteten 20MnCr5 Einsatzstahls nachzubilden, wurden Zugproben und auch Rohlinge der RFP mit dem Härteschutzmittel Vacucoat 0095 der Fa. Nüssele bedeckt. Dieses Härteschutzmittel isolierte nach dem Auftragen die Bereiche der Werkstückoberfläche, die nicht aufgekühlt werden sollten. So konnten die Zug- und RFP gemeinsam mit den aufzukühlenden Materialproben im gleichen Ofenlauf wärmebehandelt werden. Nach der Wärmebehandlung wurde die Härteschutzpaste der isolierten Materialproben durch Abwaschen mit heißem Wasser und anschließendem Reinigen im Ultraschallbad entfernt. Die so gereinigten RFP wurden anschließend in ihre finale Probenkontur erodiert. Dieser Wärmebehandlungszustand wird im folgenden als blindgehärtet bezeichnet. Zusätzlich zu den im PBF-LB/M-Prozess gefertigten Zug- und Rissfortschrittsproben wurden ebendiese Materialprobenformen aus warmgewalztem Flachstahl gefertigt. Hierfür ist zunächst die Textur des Flachmaterials ermittelt worden, sodass im Anschluss Proben in Walzrichtung, quer zur Walzrich-

tung und in 45°-Richtung zur Walzrichtung entnommen wurden. Dabei sind die Proben zunächst mit Aufmaß auf die geforderte Probenhöhe gefräst worden. Die so gefertigten Proben wurden im Anschluss ebenfalls mit dem Härteschutzmittel der Fa. Nüssele bedeckt. Nach erfolgter Wärmebehandlung in der Vakuum-Wärmebehandlungsanlage wurden diese, wie auch die mittels PBF-LB/M-Verfahren gefertigten Materialproben, entsprechend ihrer Endkontur erodiert.

Niederdruckaufkohlen und Hochdruck Gasabschrecken

Das Einsatzhärten der Materialproben aus 20MnCr5 erfolgte in einer SynchroTherm Vakuum-Wärmebehandlungsanlage der Fa. ALD Vacuum Technologies GmbH. Aufgrund der großen Anzahl an Materialproben waren mehrere Chargen nötig, die alle mit dem gleichen Wärmebehandlungsrezept behandelt wurden. Die vereinfachte Zeit-Temperatur-Druck Ofenkurve ist in Abbildung 24 dargestellt. Das Aufheizen erfolgte zunächst unter einem Absolutdruck von 1200 mbar in Stickstoffatmosphäre. Bei einer Temperatur von etwa 900 °C wurde das Grobvakuum von 12 mbar in der Wärmebehandlungskammer über Vakuumpumpen eingestellt. Anschließend wurde über Wärmestrahlung die finale Wärmebehandlungstemperatur von 950 °C erreicht. Nach einer kurzen Homogenisierungsdauer wurde mit zeitlichem Abstand das Aufkohlungsmedium in Form von Ethin in die Wärmebehandlungskammer gepulst. Dabei wies der erste Puls eine Dauer von 120 s, der zweite Puls 60 s und der letzte Puls 45 s auf. Nach dem letzten Ethin-Puls folgte die finale Diffusionsphase. Darauf folgend wurde das Hochdruck-Gasabschrecken der Proben durchgeführt. Hierfür wurde Stickstoff mit einem Druck von 6000 mbar in die Prozesskammer eingespeist und der Gasstrom mittels Gasumwäler über die Bauteile geführt. Das Zusammenspiel aus der Anzahl der Ethin-Pulse, der Pulsdauer und der finalen Diffusionsphase ergab das Kohlenstoffprofil. Mit der eingestellten Abschreckintensität sollte eine Einsatzhärtungstiefe von 0,5 mm erreicht werden.

3.2 Vakuum-Wärmebehandlung

Für die Vakuum-Wärmebehandlung der im PBF-LB/M-Verfahren gefertigten Zugproben und Dichtewürfel wurde ein Vakuum-Sinterofen Typ MIM-Vac der Fa. Centorr Vacuum Industries verwendet. Hierbei wurde die Wärmebehandlungstemperatur von 950 °C, analog zur Einsatzhärtungstemperatur, gewählt und die Haltedauer t_g variiert. Die t_g betrug für diesen Batch-Ofen 60 min, 90 min, 120 min und 240 min. Aufgrund der technischen Limitierung des Batch-Ofens betrug die mittlere Heizrate 9 K min^{-1} und die mittlere Kühlrate -15 K min^{-1} zwischen 800 °C bis 500 °C. Die Wärmebehandlung verlief in einem Grobvakuum von 12 mbar, wobei die Restatmosphäre Stickstoff enthielt. In Abbildung 25 ist der exemplarische Zeit-Temperaturverlauf für die t_g von 240 min dargestellt.

Für die Untersuchung der Festigkeitsänderung in Abhängigkeit der t_g wurden jeweils vier Zugproben in 0°-, 45°- und 90°-Richtung pro Ofenlauf wärmebehandelt und anschließend die Makrohärte gemessen und die Zugversuche durchgeführt. An den Spannenden der Zugproben wurden zudem die Korngrößen nach unterschiedlichen t_g ermittelt, um das Kornwachstumsverhalten zu untersuchen. Die Dichtewürfel wurden für die Bestimmung der Element-Tiefenverläufe mittels OES genutzt.

3.3 Partikelgrößenanalyse

Die Partikelgrößenbestimmung mittels Laserbeugung erfolgte an einem Gerät der Fa. SIMPATEC HELOS BR mit RODOS Dispergiereinheit. Das untersuchte Pulver stammte aus den Hohlwürfeln, welche zusammen mit den KWBP und WBP gefertigt wurden. In der Dispergiereinheit wurde das Pulver mittels Druckluft stark beschleunigt und durch Partikel-Partikel Kollisionen, Partikel-Wand Kollisionen und durch Zentrifugalkräfte (aufgrund der hohen Beschleunigung) aufgelockert. Das so dispergierte Pulver wurde durch einen Laserstrahl geleitet, der an den Partikeln gebeugt wurde. Das sich ergebende Beugungsmuster wurde über Photodioden aufgezeichnet und mit der Fraunhofer-Theorie in der Auswertesoftware SIMPATEX Windox in eine Partikelgrößenverteilung transformiert. Die Aufbereitung ermittelten Partikelgrößenverteilungen erfolgte aus den Rohdaten mittels OriginPro Fa. OriginLab Corp. in der Version 2018b.

3.4 Chemische Analyse

3.4.1 Mikrowellen-Plasma Atomemissionsspektrometrie

Die chemische Analyse der Pulver und der daraus gefertigten (konsolidierten) Materialproben erfolgte mittels Mikrowellenplasma-Atomemissionsspektrometrie (MP-AES). Die MP-AES basiert auf der Tatsache, dass ein angeregtes Atom eines Elementes beim Abfallen auf den Grundzustand Licht einer charakteristischen Wellenlänge emittiert. Beim verwendeten Agilent 4100 MP-AES werden die Atome mittels Mikrowellenplasma angeregt. Das Plasma wird durch Anregung von Stickstoff mittels Magnetron erzeugt. Hierbei wird eine Temperatur von etwa 4800 °C erreicht. Diesem Plasma wird ein Aerosol zugeführt, welches aufgrund der hohen Temperatur trocknet und die enthaltenen Feststoff-Atome anregt. Die angeregten Atome emittieren folglich eine Strahlung charakteristischer Wellenlänge. Durch einen Monochromator wird das einfallende Licht bestimmter Wellenlänge isoliert und auf einen Sensor projiziert. Dieser CCD-Sensor nimmt die Spektren und Intensitäten auf. Um die Konzentration der enthaltenen Elemente zu bestimmen, werden diese mit einem zuvor gemessenen Standard abgeglichen. Die in dieser Arbeit untersuchten Pulver und Materialproben wurden durch Zersetzung in einem Gemisch aus Königswasser ($\text{HCl} + \text{HNO}_3$) und Flusssäure (HF) erzeugt. Dabei wurden exakt abgewogene Teilstücke der Materialproben bzw. Pulver entsprechender Einwaage in ein PTFE-Druckbehälter (TFM Typ DAK 100/4) überführt und mit dem Säuregemisch versetzt. Anschließend wurden die zu analysierenden Proben bei 200 °C und einem Druck von 70 bar im Mikrowellenaufschlussgerät Speedwave der Fa. Berghof für 60 min aufgelöst. Der so erzeugte Aufschluss wurde im Nachgang mit Borsäure versetzt um, die enthaltene HF in Tetrafluorborsäure reagieren zu lassen. Anschließend wurde der Aufschluss im Verhältnis 1:50 mit 2-prozentiger Salpetersäure verdünnt. In dieser Form wurden die Aufschlüsse der MP-AES Analyse zugeführt und gemessen. Für die Bestimmung der Elemente Cr, Mn und Si wurden die Spektrallinien $\lambda_{\text{Cr}}=425,433 \text{ nm}$, $\lambda_{\text{Mn}}=257,610 \text{ nm}$ und $\lambda_{\text{Si}}=251,611 \text{ nm}$ genutzt. Es wurden die Pulver der Hohlwürfel aus den Bauzyklen der KWBP und WBP in 0°- und 45°-Richtung und jeweils eine KWBP bzw. WBP aus der Mitte der Bauplatzform untersucht.

3.4.2 Verbrennungsanalyse und Trägergas-Heißextraktion

Für die Bestimmung des Gesamtkohlenstoffgehaltes wurde nach dem in DIN EN ISO 9556 genormten Verfahren der Infrarotabsorption nach Verbrennung im Induktionsofen durchgeführt [112]. Die Messungen wurden an einem Leco CS744 Spektrometer der Fa. Leco Instrumente GmbH durchgeführt. Hierbei wurde die Analysemenge von etwa 1 g Analysematerial in einem keramischen Tiegel im Sauerstoffstrom verbrannt. Der in der Probe enthaltene Kohlenstoff oxidiert zu Kohlenmonoxid CO oder Kohlendioxid CO₂. Über einen beheizten Katalysator wird CO weiter zu CO₂ oxidiert, sodass das entstandene CO₂ nach einer Trocknung mittels nicht-dispersiver Infrarotzelle identifiziert wird. Über einen Druckregler wurden die atmosphärischen Druckschwankungen kompensiert, sodass gleichbleibende Ergebnisse erzielt werden. Eine nicht-dispersive Infrarotzelle basiert auf dem Prinzip, dass CO₂ spezifische Wellenlängen im infraroten Bereich absorbieren. Emittierte Strahlung wird in den IR-Absorptionzellen absorbiert, wenn die Gase diese passieren. Dabei wird die Konzentration der Probe relativ zu einem Kalibrierstandard bestimmt, welcher vor der Messreihe einjustiert wird.

Die Ermittlung des N- und O-Gehaltes der Proben erfolgte mittels Trägergasheißextraktion TGHE an einer Leco ONH836 der Fa. Leco Instrumente GmbH. Bei der TGHE wird das Analysematerial in einen Graphittiegel durch einen Widerstandsofen erschmolzen, um die Analyse gases freizusetzen. Der freigesetzte Sauerstoff reagiert mit dem Graphittiegel zu CO und CO₂. Zuvor gelöster Stickstoff rekombiniert zu N₂. In einem weiteren Schritt wird das CO zu CO₂ oxidiert. Durch einen Inertgas-träger wird das zu analysierende Gas durch nicht-dispersive infrarotlicht Detektoren geleitet und so der O-Gehalt (analog zur Bestimmung des C-Gehaltes mittels Infrarotabsorption nach Verbrennung im Induktionsofen) des Trägergases bestimmt. Das vorhandene CO₂ wird im Anschluss aus dem Trägergasstrom entfernt, sodass Stickstoff zurückbleibt. Zur Messung des N-Gehaltes wird das Trägergas durch einen Wärmeleitfähigkeitsdetektor geleitet. Dabei wird die Wärmeleitfähigkeit des Gemisches

aus Trägergas einschließlich Stickstoff mit der Wärmeleitfähigkeit des reinen Trägergases abgeglichen und so der Stickstoffgehalt berechnet. Wie das Verfahren zur Kohlenstoffbestimmung mittels Infrarotabsorption ist diese Messmethode eine vergleichende Messung, die mit Kalibrierstandards justiert wird.

Die Messung des N-, O- und C-Gehalte erfolgte an dem in den Pulverwürfeln eingeschlossenen Pulvern der KWBP und WBP in 0°- und 45°-Richtung und der daraus gefertigten KWBP und WBP. Die KWBP und WBP wurden im nicht einsatzgehärteten Zustand gemessen. Pro Messung wurden drei Einzelmesswerte ermittelt, woraus der mittlere C-Gehalt und die Standardabweichung berechnet wurde.

3.4.3 Optische Funkenspektrometrie

Die chemische Zusammensetzung der im PBF-LB/M-Verfahren gefertigten Rissfortschrittsproben und der Rissfortschrittsproben aus Walzmaterial erfolgte unter Schutzgasatmosphäre an einem Funkenspektrometer ARL Typ 8460B der Fa. ARL. Diese wurden exemplarisch an je zwei Proben je Walzrichtung und an je zwei Proben je Baurichtung nach dem PBF-LB/M-Prozess durchgeführt.

Auch die Element-Tiefenverläufe an den vakuum wärmebehandelten Dichtewürfeln wurde am Funkenspektrometer ermittelt. Hierfür wurde die chemische Zusammensetzung an der Würfeloberfläche und in Tiefen von etwa 0,05 mm bis 3,00 mm ermittelt. Der Abtrag des Probenmaterials erfolgte schrittweise mit SiC-Papier in 220er Körnung an das ein Reinigen im Ultraschallbad in Ethanol folgte.

3.5 Gefügeanalyse

Metallografische Probenpräparation

Für die metallografischen Untersuchungen und die Messung der Einsatzhärtungstiefe mussten die Materialproben durch Trennen, Schleifen und Polieren vorbereitet werden. Hierbei wurden die Prüfquerschnitte und Spannenden der KWBP und WBP in der 0°, 45°- und 90°-Richtung getrennt und in elektrisch leitendem Phenolharz (PolyFast Fa. Struers GmbH) eingebettet. Das Einbetten erfolgte in einer CitoPress-30 der Fa. Struers GmbH unter 180 °C bei 250 bar für 4 min. Anschließend kühlte die Warmeinbettpresse innerhalb von 2 min den metallografischen Schliff auf näherungsweise Raumtemperatur ab. Der so erzeugte Schliff wurde im Anschluss auf einer Präzisionstrennmaschine Accutom-10 (Fa. Struers) unter Rotation des Probenhalters in der Mitte der Materialprobenebene getrennt. Die so erzeugten metallografischen Längsschliffe wurden im Anschluss auf einem automatischen Präparationsystem des Typs Saphir 550 und dem Vibrationspolierautomaten Saphir Vibro der Fa. QATM GmbH präpariert. Die einsatzgehärteten Proben aus 20MnCr5 wurden mit den in Tabelle 2 aufgeführten Parametern präpariert. Dabei wurden die metallografischen Längsschliffe zwischen jedem Präparations-schritt im Ultraschallbad in Ethanol gereinigt um die Schleif- und Polierreste zu entfernen. Für die Ermittlung der Einsatzhärtungstiefe ist nach der Politur auf der MD-Floc Unterlage mit 3 µm Suspension eine ausreichende Schliffpräparation erreicht. Für die Bestimmung der Flächenporosität und der Korngröße wurden die Proben vibrationspoliert. Nach Bestimmung der Flächenporosität wurden die metallografischen Schliffe für die Bestimmung der Korngröße anschließend mit dem Ätzmittel nach Bechet-Beaujard kontrastiert. Das Ätzmittel enthält 100 g cm⁻³ Wasser, 0,5 g cm⁻³ Pikrinsäure und 0,5 g Natriumalkylsulfonat. Dabei wird die Säure auf 60 °C erhitzt und der metallographische Schliff etwa 5 min in dem Ätzmittel untergetaucht. Nach ausreichender Kontrastierung wurden die Schliffe mit Wasser abgespült und im Ultraschallbecken in Ethanol gereinigt. Zusätzlich wurden die Proben mit einer Mikroätzung kontrastiert. Als Ätzmittel wurde Nital aus 95 ml Ethanol und 5 ml 65 %-iger konzentrierte Salpetersäure genutzt.

Die Anfertigung der Pulverschliffe erfolgt mit einem Zweikomponenten-Kalteinbettmittel der Fa. Struers. Hierfür wurde das zuvor wärmebehandelte Pulver (950 °C für 60 min) gleichmäßig in eine Silikonform eingefüllt und anschließend mit dem aus EpoFix Resin (Harz) und EpoFix Hardener (Härter) im Mischungsverhältnis von 25 ÷ 3 angerührten Einbettmittel übergossen. Für die Aushärtung wurde die

Pulverprobe unter Vakuum ausgehärtet. Die Präparation der Pulverschliffe erfolgte gemäß der in Tabelle 2 ablaufenden Reihenfolge unter Drittelung der angegebenen Zeiten. Auf ein Vibrationspolieren wurde verzichtet. Für die Kontrastierung der Korngrenzen wurde das Ätzmittel nach Bechet-Beaujard verwendet.

Lichtmikroskopie

Für die Bestimmung der Porosität, der Korngröße und der Mikrostruktur wurden Aufnahmen mit einem Auflichtmikroskop Imer.A2m mit der VIS-LED Belichtungseinheit der Fa. Carl Zeiss Microscopy GmbH angefertigt. An den Strahlengang des Lichtmikroskopes (LiMi) war eine Digitalkamera Typ ProgRes Speed XT Core 5 der Fa. Jenoptik GmbH adaptiert. Die Hellfeldaufnahmen entstanden in 50x bis 1000x Vergrößerung. Hierbei wurden teils Panoramaaufnahmen durch das Programm Imagic IMS der Fa. Imagic GmbH zusammengesetzt, um auf eine ausreichend große Analysefläche zu kommen. Die Bestimmung der Flächenporosität und der Korngröße nach dem Linienschnittverfahren erfolgte mittels ImageJ 1.52e (Open Source). Für die Bestimmung der Porosität wurden die Bilder binarisiert und der Porenanteil automatisiert bestimmt. Bei der Bestimmung der Korngröße wurde ein willkürlich erzeugtes Raster auf die Gefügebildaufnahme projiziert und die Schnittlänge der Körner nach DIN EN ISO 643 manuell vermessen [113]. Zur Flächenporositätsbestimmung wurden die Prüfquerschnitte der KWBP und WBP der 0°, 45°- und 90°-Richtung herangezogen. Zusätzlich wurden bei den WBP in 45°- und 90°-Richtung die Spannenden untersucht um die Porosität mit steigender Bauhöhe zu bestimmen. Die Korngrößenbestimmung erfolgte am unteren und oberen Spannende der WBP in 0°- und 45°-Richtung und im Prüfquerschnitt der 90°-Richtung. Bei der Korngrößenbestimmung des Walzmaterials wurden drei Proben untersucht. Dabei wurden die Proben entsprechend der Belastungsgradienten aus der Rissfortschrittsuntersuchung ausgerichtet. Zusätzlich wurde eine blindgehärtete Pulverprobe untersucht. Die Darstellung der einzelnen Messrichtungen ist in Abbildung 26 dargestellt.

Rasterelektronenmikroskopie

Bei der Bestimmung der Partikelform des Ausgangspulvers und der bruchauslösenden Defektgröße wurde ein Rasterelektronenmikroskop (REM) Mira3 der Fa. Tescan GmbH verwendet. Für die Aufnahmen des Pulvers wurde dieses auf einem selbstklebenden Kohlenstoffträger aufgebracht. Die Aufnahmen in 250x Vergrößerung entstanden bei einer Beschleunigungsspannung von 5 kV und einem Arbeitsabstand von 14 mm mit einem Elektronenstrahldurchmesser von unter 7 nm im Sekundärelektronenkontrast (SE). Bei der Untersuchung der bruchauslösenden Defektgröße wurde die Beschleunigungsspannung bei gleichbleibendem Arbeitsabstand und Elektronenstrahldurchmesser auf 10 kV erhöht. Für die exakte Lokalisierung waren teils auch Aufnahmen im Rückstreuелеktronenkontrast (BSE) notwendig.

Energiedispersive Röntgenspektrometrie

Bei der Untersuchung der lokalen chemischen Zusammensetzung von Pulvern wurde im REM auf die energiedispersive Röntgenspektrometrie (EDX) zurück gegriffen. Der verwendete EDX-Detektor war ein Oxford X-Max SDD der Fa. Oxford. Für die Quantifizierung wurde ein Arbeitsabstand von 14 mm und eine Beschleunigungsspannung von 20 kV verwendet. Analysiert wurde der Schmauch und die Pulverrückstände aus den Filtern der PBF-LB/M-Anlage. Aufgrund des Arbeitsschutzes muss der Filter einer PBF-LB/M-Anlage unverzüglich nach dem Herausnehmen aus dem Filtergehäuse in Wasser getaucht werden. Der Grund hierfür ist die geringe Partikelgröße und die daraus resultierende Pyrophorität. Nach dem Eintauchen des Filters und dem mechanischen Auswaschen des Filterstaubes durch wiederholtes Spülen wurde das Filterstaub-Wasser Gemisch für 24 h vibrationsarm in einem Gefäß gelagert. Auf diese Weise sedimentierten die Feststoffe am Boden des Gefäßes. Das Sediment bestand aus Pulver, das von dem Schutzgasstrom in der PBF-LB/M-Anlage mitgerissen wurde. Darüber lagerten die leichteren Bestandteile des Filterstaubes. Durch Dekantieren wurde das leichtere Sediment von dem schweren getrennt. Das so getrennte leichtere Sediment wurde anschließend mit Ethanol verdünnt und zum Trocknen abgestellt. Für die Analyse mittels EDX wurden anschließend feine Partikel des Sedimentes auf einem selbstklebenden Kohlenstoffträger aufgebracht.

Röntgendiffraktometrie

Für die Bestimmung der Restaustenitgehalte der Probenoberfläche der einsatzgehärteten und blindgehärteten Zugproben wurde das Verfahren der Röntgendiffraktion XRD (engl. X-ray diffraction) verwendet. Die Untersuchungen erfolgten an einem D2 Phaser der Fa. Bruker Corp. in Bragg-Brentano-Geometrie (Θ - Θ -Anordnung) mit Lynx-Eye-Siliziumstreifendetektor. Als Röntgenquelle diente eine Cu-Röhre bei der die CuK_β -Strahlung durch einen Ni-Filter herausgefiltert wurde, sodass nur CuK_α Röntgenstrahlung in den Wellenlängen $\text{CuK}_{\alpha 1}=154,0598$ pm und $\text{CuK}_{\alpha 2}=154,4449$ pm für die Messungen genutzt wurde. Dabei wurde die Röntgenröhre mit einer Arbeitsspannung von 30 kV und einem Arbeitsstrom von 20 mA einschließlich quellseitig angebrachter 1 mm Divergenzblende betrieben. Die untere Grenze des Energiediskriminatorfensters wurde aufgrund der auftretenden Fluoreszenzstrahlung auf 180 keV erhöht. Oberhalb der Probe wurde zudem eine Luftstreublende von 2 mm Breite positioniert. Die Messungen erfolgten im Beugungswinkelbereich von $30\text{-}75^\circ 2\Theta$ bei einer Schrittweite von $0,02^\circ 2\Theta$ und einer Scanzeit von 2 s pro Schritt bei kontinuierlicher Rotation des Probenträgers mit 10 U/min. Für die qualitative Analyse der aufgenommenen Reflexe wurde die Software Diffra.EVA der Fa. Bruker und Referenzdiffraktogramme aus der ICDD-Datenbank PDF-02-2016 genutzt. Die genutzten PDF-Karten (Powder Diffraction File) waren für Ferrit/Martensit 00-006-0696 und für Austenit 00-047-1417. Die exakte Bestimmung der Restaustenitgehalte erfolgte mittels Rietveld-Analyse unter Verwendung der Software MAUD (Materials Analysis Using Diffraction) in der Version 2.79. Zunächst wurde vor der Strukturfeinung der aufgenommenen Diffraktogramme der Gerätefehler der XRD bestimmt. Hierfür wurde ein Referenzzustand an verformungs- und eigenspannungsfreiem Lanthanhexaborid ermittelt. Über den Abgleich der Reflexverbreiterung des gemessenen Diffraktogramms und der COD-Referenzdatei konnte so aus der Reflexverbreiterung und Reflexverschiebung der Messfehler quantitativ bestimmt werden. Die Implementierung des Instrumental Broadening wurde nach Lutterotti [114] berücksichtigt und über die Caglioti-Formeln wurde zudem die winkelabhängige Reflexverbreiterung korrigiert. Zu Beginn der Strukturfeinung wurde der Untergrund des Diffraktogramms durch ein Polynom vierten Grades modelliert, sodass eine Skalierung der Reflexintensitäten des Strukturmodells an die Messung durchgeführt werden konnte. Nach dieser globalen Grundfeinung konnte anhand des Strukturmodells die lokale Strukturfeinung durchgeführt werden, aus der die Volumenanteile aller Phasen bestimmt werden konnten. Hierfür wurden die Verzerrungen, hervorgerufen durch Deformation oder innere Spannungen, abwechselnd nach dem Ansatz von Popa [115] iterativ verfeinert. Diese Methodik ist in der Software MAUD implementiert.

Für die Bestimmung des Restaustenitgehaltes wurden einsatzgehärtete WBP in 0° -Richtung im wiegebaut und geschliffenen Oberflächenzustand verwendet. Zusätzlich wurden Zugproben im blindgehärteten Zustand untersucht. Bei den im PBF-LB/M-Verfahren gefertigten Zugproben wurde die 0° -, 45° - und 90° -Richtung gemessen. Die Zugproben aus Vollmaterial wurden in den drei Walztextur-Richtungen untersucht.

Eigenspannungsmessung

Zusätzlich zu der Bestimmung der Restaustenitgehalte wurden die Eigenspannungen der einsatzgehärteten WBP der 0° -, 45° - und 90° -Richtung im wiegebaut und geschliffenen Zustand ermittelt. Hierfür wurde ein Seifert XRD 3003 PTS mit TS-3 Gonimeter einschließlich RayfleX Auswertesoftware der Fa. GE Inspection Technologies GmbH verwendet. Als Strahlenquelle wurde eine Co-Röntgenröhre verwendet, bei der die CoK_β -Strahlung mittels Fe-Filter herausgefiltert wurde, sodass $\text{CoK}_{\alpha 1}=178,9010$ pm und $\text{CoK}_{\alpha 2}=179,2900$ pm Strahlung für die Bestimmung der Gitterverzerrung genutzt werden konnte. Dabei wurde die Röntgenquelle mit einer Arbeitsspannung von 40 kV und einem Arbeitsstrom von 40 mA betrieben. Die Gitterverzerrungen wurden in longitudinaler Richtung $\varphi=0^\circ$ (gleich der Zug-/Druckbelastung im Biegeversuch) und transversal (quer zur Zug-/Druckbelastung im Biegeversuch) $\varphi=0^\circ$ an der Eisen [3 1 0]-Interferenzlinie bei $161,32^\circ 2\Theta$ ermittelt. Zusätzlich wurde der Winkel von der Strahlungsquellen-Normalenrichtung zur Kristallebene variiert, sodass Intensitätsmaxima der Reflexe in Abhängigkeit des Strahlungswinkels aufgezeichnet wurden. Anschließend wurden die Interferenzlinien korrigiert und der Untergrund mit einem Polynom vierten Grades modelliert. Die abschließende Position der Interferenzlinie wurde mittels Schwerpunktmethodik bestimmt und die Eigenspannungen hieraus berechnet.

Die Messung erfolgte von der Oberfläche aus beginnend bis in eine Tiefe von etwa 0,2 mm. Der Materialabtrag der Oberfläche der WBP erfolgte elektrochemisch, da so ein Einfluss der Abtragsmethode auf die Eigenspannungsmessung minimal wurde.

3.6 Bestimmung der quasistatischen Werkstoffkennwerte

Härteprüfung

Für die Prüfung der Makrohärte nach DIN EN ISO 6507-1 [116] wurde ein Dia Testor 2Rc der ehemaligen Fa. Otto Wolpert GmbH genutzt. Es wurde die Makrohärte in HV30 gemessen, was einer Prüflast von 294,2 N entspricht. Gemessen wurden die KWBP und WBP der 0°, 45°- und 90°-Richtung. Die Proben in 90°-Richtung wurden nur im Prüfquerschnitt gemessen, bei der 0°- und 45°-Richtung wurden sowohl der Prüfquerschnitt als auch die Spannenden der Proben gemessen, um einen Einfluss der Bauhöhe abzubilden. Zusätzlich wurden die im PBF-LB/M-Prozess gefertigten Zugproben in 0°, 45°- und 90°-Richtung jeweils im einsatzgehärteten und blindgehärteten Zustand geprüft. Für die Bestimmung der Härte des Walzmaterials wurden Zugproben in den jeweiligen Walzrichtungen herangezogen. Die Kontrollmessungen vor jeder Messreihe erfolgten, je nach erwartbarer Härte der Proben, an Härtevergleichsplatten mit $830,0 \pm 7,6$ HV30 oder $301,0 \pm 2,8$ HV30.

Kleinlasthärteprüfung

Die Bestimmung der Einsatzhärtungstiefe durch Messung der Kleinlasthärte erfolgte nach DIN EN ISO 2639 [117]. Dabei wurde die Tiefe ermittelt, in der der Härtegrenzwert von 550 HV1 erreicht wurde. Laut Norm ist für diese Härte-Tiefen-Verläufe durch die aufgezeichneten Punkte der Messung die beste Linie zu ziehen. Für die Auswertung wurde eine sigmoidale Funktion gewählt, welche die Härte über der Tiefe x in mm approximiert. Die Gleichung beinhaltet die Randhärte H_0 als erste Asymptote, die Kernhärte H_∞ als zweite Asymptote, den Wendepunkt d_w der Funktion und den Exponenten p_H als Steigung zwischen den Asymptoten. In Gleichung 3.1 ist diese Funktion dargestellt.

$$H(x) = H_\infty + \frac{H_0 - H_\infty}{1 + \left(\frac{x}{d_w}\right)^{p_H}} \quad (3.1)$$

Diese sigmoidale Funktion wurde nochmals umgestellt, sodass eine mögliche Randentkohlung, die zu niedrigeren Härtewerten im Randbereich führt, ebenfalls dargestellt werden kann. Mit Gleichung 3.2 sind Härteverläufe mit steigender Härte von Rand zum Kern hin darstellbar.

$$H(x) = H_\infty - \frac{H_\infty - H_0}{1 + \left(\frac{x}{d_w}\right)^{p_H}} \quad (3.2)$$

Bei der Bestimmung der Einsatzhärtungstiefe durch Messung der Mikrohärt wurde ein Struers DuraScan-G5 der Fa. Struers GmbH verwendet. Vor jeder Messreihe wurden Kontrollmessungen an Härtevergleichsplatten mit $768,0 \pm 17,5$ HV1 und $418,0 \pm 7,2$ HV1 durchgeführt. Die Messungen erfolgten an KWBP und WBP der 0°, 45°- und 90°-Richtung in Höhe des Prüfquerschnittes und wiegebaut Oberfläche. Zusätzlich wurden die 0°- und 45°-Richtungen an den Spannköpfen der Proben gemessen, um den Einfluss der Bauhöhe abzubilden. Hierbei wurden für jeden Bauzyklus jeweils zwei Proben aus der Mitte der Bauplattform untersucht. Jeder Härte-Tiefen-Verlauf wurde einmal wiederholt, sodass für jede Messposition vier Verläufe vorliegen (4x Spannkopf - 4x Prüfquerschnitt - 4x Spannkopf). Für die blindgehärteten RFP aus dem PBF-LB/M-Prozess und die blindgehärteten RFP des Walzmaterials wurden ebenfalls Härte-Tiefen-Verläufe angefertigt und mit Gleichung 3.2 approximiert. Die RFP wurden nach der Bestimmung der da/dN -Kurve nahe des Risses getrennt, metallografisch präpariert und anschließend gemessen.

Zugversuche

Die Zugversuche aller Materialproben (einsatzgehärtet, blindgehärtet und nach der Vakuum-Wärmebehandlung) wurden in Anlehnung an die DIN EN ISO 6892-1 (Verfahren A1) durchgeführt

[118]. Die Dehngeschwindigkeit bis zur 0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ beträgt $0,00025\text{ s}^{-1}$ und ab dort $0,0067\text{ s}^{-1}$ bis zum Bruch. Dabei erfolgte die Dehngeschwindigkeitsregelung über die Extensometer-Dehnung. Die Probeneinspannung erfolgte mittels gerillter hydraulischer Spannbacken, die unter Kraft Konstanthaltung die Proben mit einer Vorlast von 5 MPa für die Prüfung vorspannten. Als Prüfvorrichtung wurde eine Zwick Z100 einschließlich multiXtens Extensometer und testControl II-Steuer Software verwendet, mit der die Rohdaten der technischen Spannungs-Dehnungskurve ausgelesen wurden. Die ermittelten technischen Spannungs-Dehnungskurven wurden für die einsatzgehärteten Zugproben aus additiver Fertigung (wie-gebaut und geschliffene Oberfläche) und die blindgehärteten Zugproben (geschliffene Oberfläche) im Anschluss in Fließkurven (wahre Spannung - wahre Dehnung) überführt, um so den Anteil der plastischen Dehnung direkt zu erhalten. Die Zugproben der Vakuum-Wärmebehandlung und die Zugproben aus Walzmaterial werden im technischen System ausgewertet. Hierbei ist σ_t die technische Spannung, die sich aus dem Anfangsquerschnitt und der aufgetragenen Kraft ergibt und ϵ_t , bei der die Längenänderung der Probe auf die Ausgangsmesslänge bezogen wird:

$$\sigma_w = \sigma_t (1 + \epsilon_t) \quad (3.3)$$

Dabei liegt die Annahme zu Grunde, dass aufgrund der Volumenkonstanz der Probenquerschnitt der Zugproben bis zur Gleichmaßdehnung A_g unverändert bleibt. Für die wahre Dehnung gilt hiermit:

$$\epsilon_w = \ln(1 + \epsilon_t) \quad (3.4)$$

Nachdem die Fließkurven für alle Versuche berechnet wurden, erfolgte ein Fit mittels Ramberg-Osgood-Modell [119]. Dieses Modell ermöglicht eine kontinuierliche und stetige Beschreibung der aufgetragenen Fließkurven:

$$\epsilon_{RO} = \frac{\sigma_w}{E} + K_{RO} \left(\frac{\sigma_w}{E} \right)^{1/n_{RO}} \quad (3.5)$$

Diese Gleichung beschreibt im ersten Summanden das elastische Materialverhalten und im zweiten den plastischen. Hierbei ist K_{RO} der Verfestigungskoeffizient, n_{RO} der Verfestigungsexponent und E der E-Modul. Diese drei Parameter sind für die Approximation als freie Parameter definiert. Jeder Versuch wurde separat ausgewertet und diese Parameter numerisch optimiert, sodass die Anpassungsgüte maximal wurde. Anschließend erfolgte eine Mittelung der Kurven über alle Versuche gleichen Zustandes (Wärmebehandlung, Oberflächenbeschaffenheit). Aus diesen approximierten Kurven wurde auch das Integral $\int \sigma_w d\epsilon_w$ (Dehnungsenergiegedichte) bestimmt, um eine Aussage über die Energieaufnahmefähigkeit der Materials zu treffen.

Rauigkeiten

Die Rauheitsmessungen angelehnt an die DIN EN ISO 4288 erfolgten an einem Perthometer vom Typ MahrSurf XR20 mit Vorschubgerät MahrSurf GD 25 der Fa. Mahr GmbH [120]. Mit Hilfe der Software MarWin (Fa. Mahr GmbH) erfolgte die Ermittlung der maximalen Rautiefe R_{max} , der mittleren Rauheit R_a und der gemittelten Rautiefe R_z nach Gleichung 3.6 und 3.7.

$$R_a = \frac{1}{l_n} \int_0^{l_n} |z(x)| dx \quad (3.6)$$

Der R_a ergibt den rechnerischen Mittelwert aller Abweichungen des Rauheitsprofils abweichend von der gefilterten mittleren Line entlang der Messstrecke l_n .

$$R_z = \frac{1}{5} \sum_{i=1}^5 R_{zi} \quad (3.7)$$

Bei R_z wird hingegen der Mittelwert aus fünf aufeinander folgenden Einzelmessstrecken l_r äquidistanter Länge und den entsprechenden Einzelrautiefen R_{zi} gebildet. Hierbei werden die Extremwerte jedes Messabschnittes zu der Spannweite R_{zi} addiert.

Damit die R_{\max} , R_a und R_z der Materialproben sowohl in Belastungsrichtung als auch quer zur Belastungsrichtung mit gleichen Parametern geprüft werden konnten, wurden die Werte für die Einzelmessstrecke l_r und Messstrecke l_n an die minimal mögliche Prüflänge nach DIN 4768 angepasst [121]. Die Vorlaufstrecke und Nachlaufstrecke (Messlänge bevor die eigentliche Messung beginnt oder endet) betrug $0,5l_r$ und die Gesamtmessstrecke 4 mm, sodass die Gesamtstrecke bei 4,8 mm lag (Probenbreite etwa 5 mm).

Untersucht wurde der Prüfquerschnitt aller WBP der 0° -Richtung im wie-gebaut und geschliffenen Oberflächenzustand um einen Einfluss der Oberfläche auf die Schwingfestigkeit bei unterschiedlichen Lastverhältnissen herauszustellen. Des Weiteren wurde eine Stichprobe der WBP vergleichbarer Bauplattform-Position in 0° -, 45° - und 90° -Richtung der WBP untersucht. Eine Übersicht der untersuchten Flächen ist in Abbildung 27 gegeben. Hierbei wurde bei der 0° -Richtung in und quer zur Belastungsrichtung (gleich der Baurichtung) untersucht. Bei den WBP in 45° -Richtung wurde die Rauigkeit in und quer zur Baurichtung, als auch in und quer zur Belastungsrichtung untersucht. Zudem erfolgten diese Messungen auf der Upskin-Fläche (zur Belichtungseinheit) und Downskin-Fläche (zur Bauplattform gerichtet). Bei den WBP in 90° -Richtung wurde in und quer zur Belastungsrichtung geprüft. Die KWBP in 0° -, 45° - und 90° -Richtung wurden im Kerbgrund quer zur Belastungsrichtung gemessen. Aus der ermittelten Korrelation der WBP welche in und quer zur Belastungsrichtung gemessen wurden, konnten so Rauigkeitswerte für die KWBP in Belastungsrichtung berechnet werden. Für die WBP der 0° - und 45° -Richtung wurden zusätzlich zum Prüfquerschnitt die Spannenden in Belastungsrichtung untersucht, um die Rauheit über der Bauteilhöhe zu bestimmen. Die blindgehärteten additiv hergestellten und die Zugproben aus Walzmaterial wurden im Prüfquerschnitt in Belastungsrichtung untersucht. Bei allen Proben wurde R_{\max} , R_z und R_a dreifach ermittelt und der Mittelwert einschließlich Standardabweichung gebildet.

In 3.1 wurde das Vorgehen für die mechanische Bearbeitung der Materialproben dargestellt. Diese Vorgehensweise ist das Ergebnis eines Vorversuches der nachfolgend beschrieben wird. Es wurden zwei unterschiedliche Strahlmittel für die Entfernung der Oxidhaut nach dem SA-Glühen verwendet um den Einfluss des Strahlmittels auf die Rauigkeit zu untersuchen. Das erste Strahlmittel bestand aus Siliziumdioxid-Partikeln sphärischer Form mit einer Partikelgröße von $35\ \mu\text{m}$ bis $60\ \mu\text{m}$ (im weiteren „fein“ genannt). Das zweite bestand aus Korund irregulärer Form und besaß eine Partikelgröße von $80\ \mu\text{m}$ bis $150\ \mu\text{m}$ (im weiteren als „grob“ bezeichnet). Der Strahlendruck lag für beide Strahlmittel bei 3 bar, die Strahlzeit der Materialproben betrug 2 min und der Strahlabstand 50 mm. Daraus ergab sich für das feine Strahlmittel eine Almenintensität von $0,15\ \text{mm A}$ und für das grobe Strahlmittel eine vergleichbare Almenintensität von $0,16\ \text{mm A}$. Es wurden je drei WBP äquivalenter Baupositionen aus den jeweiligen Bauzyklen entnommen und anschließend im wie-gebaut Zustand, im grob-gestrahlt Zustand, im fein-gestrahlt Zustand und im grob- und anschließend fein-gestrahlt Zustand gemessen. Dabei wurde die Messrichtung auf den Probenflächen nach Abbildung 27 variiert. Betrachtet wurde die Seitenfläche der Proben in 45° -Richtung. Diese Seitenfläche wurde in Baurichtung (in PBF-LB/M-Anlagen z-Achse), quer zur Baurichtung (orthogonal zur PBF-LB/M-Anlagen z-Achse), in Belastungsrichtung (höchste Normalspannung im Biegeversuch) und quer zur Belastungsrichtung (orthogonal zur höchsten Normalspannung im Biegeversuch) untersucht. Die Downskin-Fläche (Fläche die der Bauplattform der PBF-LB/M-Anlage zugewandt ist) und Upskin-Fläche (Fläche die der Belichtungseinheit der PBF-LB/M-Anlage zugewandt ist) wurde in Belastungsrichtung und quer zur Belastungsrichtung gemessen. Pro Zustand wurden drei Wiederholungen durchgeführt und daraus der Mittelwert einschließlich Standardabweichung für R_z , R_a , R_{\max} gebildet. Zusätzlich wurden die Abbott-Kurven nach DIN 4776 aufgezeichnet und ausgewertet [122]. Insgesamt wurden 768 Einzelmesswerte aufgenommen. Die Rohdaten der MarWin Software wurden anschließend mittels erstelltem Python-Programm in .csv Dateien umgewandelt und zusammengefasst. Anschließend erfolgte die Auswertung der Messergebnisse im Tabellenkalkulationsprogramm und mittels der freien Statistiksoftware „R“ in der Version 3.5.1.

Elastizitätsmodulbestimmung mittels Schallgeschwindigkeitsmessung

Neben der Bestimmung der elastischen Konstanten aus dem Zugversuch (mit oder ohne DMS) können diese ebenfalls aus der Messung der Schallgeschwindigkeit in festen Körpern abgeleitet werden [123]. Dabei werden Schallwellen über einen Erreger in einen Körper eingekoppelt und über einen Sensor registriert. Es wird zwischen Longitudinalwellen und Transversalwellen unterschieden. Bei Longitudinalwellen erfolgt die Fortpflanzung in Längsrichtung des Körpers. Dabei wirken geringe Zug- und Druckkräfte auf die Probe, sodass diese eine wellenförmige Auslenkung der Atome bewirken. Aufgrund der Phasenverschiebung in einem elastischen Körper entstehen Zonen höherer und niedrigerer Atomdichte wie in Abbildung 28 a) dargestellt. Auf der Erregerseite entstehen diese Wellen ständig neu und wandern in gleichmäßigen Abständen λ durch den Körper. Die Ausbreitungsgeschwindigkeit dieser elastischen Wellen ist stoffabhängig und für alle technisch relevanten Erregerfrequenzen und Wellenlängen konstant (Randbedingung Wellenlänge \gg Atomabstand). Bei der Transversalwelle schwingen die Atome hervorgerufen durch eine Schubkraft transversal, d.h. quer zur Erregersebene bzw. der Oberfläche. Abbildung 28 b) stellt diesen Fortpflanzungsmodus dar. Wird nun die longitudinale und transversale Schallgeschwindigkeit des Werkstoffes ermittelt, sind mit den Gleichungen 3.8, 3.9 und 3.10 der Schubmodul G in GPa, der Elastizitätsmodul E in GPa und die Poisson-Zahl ν berechenbar. Dabei ist v_{trans} die transversale Schallgeschwindigkeit, v_{long} die longitudinale Schallgeschwindigkeit und ρ die Dichte des Werkstoffes. Bei der Berechnung des Schubmodul wurde die Dichte ρ mit $7,86 \text{ g cm}^{-3}$ angenommen.

$$G = \frac{v_{trans}^2 \cdot \rho}{1000000} \quad (3.8)$$

Der aus dem Schubmodul und der Poisson-Zahl berechnete E-Modul ist:

$$E = 2G(1 + \nu) \quad (3.9)$$

Für die Ermittlung der Poisson-Zahl werden die longitudinalen und transversalen Schallgeschwindigkeiten benötigt:

$$\nu = \frac{0,5v_{long}^2 - v_{trans}^2}{v_{long}^2 - v_{trans}^2} \quad (3.10)$$

Die Schallgeschwindigkeitsmessung erfolgte bei diesen Untersuchungen ausgehend von bekannten Probenabmaßen. Hierfür wurden die Proben nach der Fertigung exakt vermessen, sodass jeweils zwei planparallele Seiten für die Messungen zur Verfügung standen. Die Schallgeschwindigkeiten wurden demnach an die Maße angepasst, sodass $v = 2d/\Delta t$ gilt. Dabei ist die Probendicke d das bekannte Maß und Δt die Zeit bei der ein Puls von der Rückwand reflektiert wird. Diese Messung der Schallgeschwindigkeit wird Puls-Echo-Verfahren genannt. Die Messung erfolgte an einem Krautkrämer USM 36 der Fa. Baker Hughes Digital Solutions GmbH. Als Transversalwellenprüfkopf wurde ein K4Y-6498-556 (4 MHz, 0,587 μs Vorlaufzeit) der GE Inspection Technologies GmbH im Puls-Echo-Modus verwendet. Beide Prüfköpfe sind Sender-Empfänger-Prüfköpfe. Die longitudinale Schallgeschwindigkeit wurde mit einem Longitudinalwellenprüfkopf K2N-58509 (2 MHz, 1,017 μs Vorlaufzeit) des gleichen Herstellers bestimmt. Sowohl der Erreger als auch der Aufnehmer sind im Gehäuse der Prüfköpfe untergebracht. Als Koppelmittel zwischen dem Transversalwellenprüfkopf und dem Prüfkörper wurde hochviskoser Rübensirup verwendet (Grafschafter Goldsaft). Bei der Messung der longitudinalen Schallgeschwindigkeit wurde niedrigviskoses Öl (Babyöl) als Koppelmittel eingesetzt.

Zur Bestimmung der elastischen Konstanten des additiv gefertigten 20MnCr5 wurden Quader mit den Abmaßen $55 \text{ mm} \times 55 \text{ mm} \times 25 \text{ mm}$ angefertigt und im blindgehärteten Zustand anschließend auf das Endmaß von $50 \text{ mm} \times 50 \text{ mm} \times 20 \text{ mm}$ geschliffen. Die Messung erfolgte an Quadern, welche in 0° -, 45° - und 90° -Richtung gefertigt wurden. Um einen Vergleich zu den ermittelten E-Moduln aus dem Zugversuch herzustellen, wurden die Quader sowohl in Belastungsrichtung, als auch in den jeweiligen Baurichtungen geprüft. Daraus ergeben sich zusätzlich Kombinationen, die trotz unterschiedlicher Baurichtung dieselbe Messrichtung ergeben. So ist beispielsweise die flache großflächige Seite der 0° -Richtung mit der langen schmalen Seite der 90° -Richtung vergleichbar.

3.7 Bestimmung der zyklischen Eigenschaften

Wöhlerkurven

Für die Dauerschwingversuche der KWBP und WBP wurden Resonanzprüfmaschinen der Fa. Rumul Russenberger Prüfmaschinen AG, Typ Cracktronic, genutzt. Die Steuerung der Prüfmaschinen erfolgte je nach Alter der Prüfmaschine mittels CREDO, TOPP oder TUTOS Steuerungssoftware. Bei dieser Prüfmaschinenart wird die zyklische Last durch einen in Eigenfrequenz schwingenden Resonator erzeugt. Dabei bildet die Resonanzprüfmaschine zusammen mit der eingespannten Probe ein Feder-Masse-System, welches in Vollresonanz schwingt. Die Prüffrequenz beträgt bei den WBP etwa 75 Hz und bei den KWBP näherungsweise 85 Hz. Eine statische Vorlast wird über die Torsion der Maschinenachse aufgebracht, sodass die Flachbiegeproben in unterschiedlichen Lastverhältnissen geprüft werden können. Hierfür muss die gewünschte Biegespannung unter Berücksichtigung der Probenabmessungen in ein Drehmoment umgerechnet werden. Dies geschieht unter der Annahme, dass die Proben einen Euler-Bernoulli-Balken darstellen. Das berechnete Drehmoment wird über eine elektromagnetisch erzeugte schwingende Drehbewegung in die Probe geleitet und ergibt den sinusförmigen Zeit-Belastungsverlauf. Die Darstellung der Belastung in Abhängigkeit der Baurichtung ist in Abbildung 29 dargestellt.

Die Definition der Langzeitfestigkeit σ_D erfolgte dabei mit einer festgeschriebenen Grenzschwingspielzahl von $N_D=10^7$ Zyklen und wurde im Treppenstufenverfahren nach Klubberg mit Modifikation nach Hück ermittelt [87]. Im Langzeitfestigkeitsbereich wurde ein Stufenabstand von 7 MPa gewählt. Materialproben die die N_D erreichten (Durchläufer), wurden im Anschluss bei deutlich höherer Last im Zeitfestigkeitsbereich geprüft. Der Zeitfestigkeitsbereich der Wöhlerlinie wurde im Horizontverfahren untersucht. Dabei wurden mehrere Lasthorizonte verwendet, beginnend mit einer Mindestzyklenzahl von etwa 20.000 Zyklen, um eine Abgrenzung zum Kurzzeitfestigkeitsbereich zu erreichen. Die Lasthorizonte werden mit einer geometrischen Reihe gerafft, sodass der nächste Lasthorizont einer Verlängerung der Lebensdauer von etwa 30 % entspricht. Aus Erfahrung wird ein Raffungsfaktor von $\sqrt[4]{1,2}$ gewählt. Als Abbruchkriterium für einen Versuch wurde, neben dem Erreichen der Grenzschwingspielzahl, ein Frequenzabfall von 1 Hz gewählt. Dieser Frequenzabfall resultiert aus einer Querschnittsverringerng und somit auch einem Steifigkeitsverlust der Probe nach erfolgtem Anriss. Die Risslänge beträgt bei einem Frequenzabfall von 1 Hz etwa 1 mm, sodass die einsatzgehärtete Randschicht gänzlich durchgerissen ist. Es wurden Wöhlerkurven für die WBP in drei unterschiedlichen Lastverhältnissen ermittelt ($R=-1$, $R=0$, $R=0,5$). Für die KWBP wurde das Lastverhältnis ($R=-1$) realisiert. Der Zeit-Belastungsverlauf der einzelnen Lastverhältnisse ist in Abbildung 9 dargestellt. Für die Auswertung der Versuchsergebnisse wurde die Software SAFD 5.5 (Statistical Analysis of Fatigue Data) des IWM der RWTH Aachen verwendet. Darin wird die Auswertung aus dem Block- als auch Treppenstufenverfahren nach Klubberg mit Modifikation nach Hück in Anlehnung an die DIN 50100 durchgeführt [87]. Ermittelt wird die Dauerfestigkeit $\sigma_{D,P50\%}$ mit 50%iger Überlebenswahrscheinlichkeit (als Betrag der Spannungsamplitude), die Standardabweichung s_{SAFD} der Dauerfestigkeit, die Steigung k , der Achsenabschnitt a und der Knickpunkt N_k der Wöhlerkurve.

Es wurden Wöhlerkurven für die KWBP und WBP in 0°, 45°- und 90°-Richtung jeweils in der wiegebaut und mit geschliffener Oberflächenbeschaffenheit ermittelt.

Rissfortschrittsuntersuchungen

Die Rissfortschrittsversuche an den Rissfortschrittsproben (RFP) aus 20MnCr5 wurden an Resonanzprüfmaschinen des Typ Cracktronic der Fa. Rumul Russenberger Prüfmaschinen AG durchgeführt. Die RFP wurden in einer Drei-Punkt-Biegevorrichtung zyklisch belastet. Die Probengeometrie entspricht einer Single-Edge-Notched-Bending-Probe (SENB3) und ist in Abbildung 18 d) dargestellt. Für die Risslängenmessung wurde die indirekte Potentialmethode verwendet. Hierbei besteht das Messsystem aus Rissmessfolien (KRAK Gages der Fa. Rumul), welche an der Vorder- und Rückseite der RFP angebracht wurden und einem Auswertegerät (Fractomat Fa. Rumul), welches die Stromquelle, die Signalaufbereitung und den Wandler beinhaltet. Die Rissmessfolie RMF besteht aus einer 5 μ m starken Konstantan-Schicht, die auf einem Trägersubstrat aufgebracht ist. Nach dem Applizieren der RMF

auf der RFP bildet die Folie den Riss an der Oberfläche der Probe ab. Beim Reißen der RFP ändert sich der Widerstand der RMF, welcher proportional zu Risslänge ist.

Die verwendete Probengeometrie aus Abbildung 18d) besitzt einen V-förmigen Kerb, der eine Tiefe von 10 mm aufweist. Bei der beidseitigen Applizierung der Rissmessfolien wurde darauf geachtet, dass diese den erodierten Kerb leicht überdecken. Nach erfolgter Applizierung der RMF wurde diese mit einer Rasierklinge angeschnitten, sodass ein definierter Ausgangszustand erzeugt wurde. Die aus den beiden RMF gemittelte Risslänge wurde für die Berechnung und Steuerung der Belastungsgrößen verwendet.

Das Ziel der Rissfortschrittsuntersuchungen war die Ermittlung der da/dN -Kurven und die Bestimmung des Schwellwertes des Spannungsintensitätsfaktors ΔK_{th} für die additiv gefertigten Proben, als auch Proben des Walzmaterials im jeweils blindgehärteten Zustand. Um konstante Anfangs-Randbedingungen zu schaffen, musste zunächst ein initialer Ermüdungsanriss erzeugt werden. Dieser Ermüdungsanriss muss unbeeinflusst von äußeren Einflüssen, wie etwa dem Erodieren der Kerbgeometrie, sein. Um dies zu gewährleisten, wurde eine gemittelte Anrisslänge von 1 mm bei konstanter Spannungsintensität von $15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ bei einem Lastverhältnis von $R=0$ erzeugt. Hierbei durfte der Unterschied der beiden Risslängen nicht mehr als 1,5 mm betragen. Nach der Anrissenerzeugung wurde zur Bestimmung des ΔK_{th} das Lastverhältnis auf $R=0,5$ erhöht und eine Versuchsmethode mit konstantem Lastverhältnis und abnehmender Spannungsintensität ΔK gewählt (siehe Abbildung 16). Im Verlauf des Versuchs wurde somit die minimale und die maximale Spannungsintensität innerhalb des Messinkrementes reduziert, bis das Risswachstum $<0,1 \text{ nm/Zyklus}$ erreicht oder Rissarrest einsetzt. Als Rissarrest wurde die Zeitspanne von 24 h definiert, was in etwa $7 \cdot 10^7$ Zyklen entspricht, in der keine weitere Reduzierung des Messinkrements stattfindet. Gemäß ASTM E647 [106] bzw. ISO 12108 [99] ist die zyklische ΔK mit Gleichung 3.11 zu reduzieren.

$$\Delta K = \Delta K_0 \cdot e^{C(a-a_A)} \quad (3.11)$$

Hierbei ist ΔK_0 der Versuchsstartwert, C die Absenkrate, a die aktuelle Risslänge und a_A die Anfangsrisslänge. Der ΔK_0 muss laut ASTM E647 und ISO 12108 $\geq \Delta K_{0,\text{max}}$ der Spannungsintensität des initialen Anrisses sein. Für die Rissfortschrittsversuche in dieser Arbeit wurde somit mit $\Delta K=8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ bei einem Lastverhältnis von $R=0,5$ geprüft. Die Absenkrate C ist laut ISO 12108 $C \geq -0,1 \text{ mm}^{-1}$ und laut ASTM E647 $C \geq -0,08 \text{ mm}^{-1}$. Gewählt wurde C laut ASTM E647, da durch eine geringere Absenkrate C , Risschließeffekte minimiert werden. Für die Auswertung der Versuche wurden die Rohdaten der aufgezeichneten da/dN -Kurven verwendet. Dabei wurde der Schwellwert der Spannungsintensität ΔK_{th} mittels linearer Regression bestimmt. Laut ASTM E647 wird ΔK_{th} zwischen $0,1 \text{ nm/Zyklus}$ bis $1,0 \text{ nm/Zyklus}$ und laut ISO 12108 zwischen $0,01 \text{ nm/Zyklus}$ bis $0,1 \text{ nm/Zyklus}$ bestimmt. Für die Auswertung müssen mindestens 5 Versuchspunkte in dem auszuwertenden Bereich liegen. Dies ist während der Rissfortschrittsversuche allerdings in vielen Fällen nicht eingetreten, sodass auf eine Zusammenlegung der Messbereiche ausgewichen wurde. Der in dieser Arbeit betrachtete Bereich für die Bestimmung des ΔK_{th} wurde demnach auf $0,01 \text{ nm}$ bis $1,00 \text{ nm}$ ausgedehnt. Dadurch, dass ein asymptotischer Verlauf der Kurve in diesem Bereich gegeben war, wird dieses Vorgehen als legitim bewertet. Aus der linearen Regression wurden die Zahlenwerte des ΔK_{th} sowohl für die ASTM E647, als auch für die ISO 12108 bestimmt. Der ΔK_{th} für die ASTM ist $\Delta K_{th,ASTM}$ ($0,1 \text{ nm/Zyklus}$) und $\Delta K_{th,ISO}$ ($0,01 \text{ nm/Zyklus}$). Mit dem ermittelten ΔK_{th} wurden die Kurven anschließend mit dem Approximationsmodell nach Erdogan-Ratwani mit der Gleichung 3.12 bestimmt.

$$\frac{da}{dN} = \frac{C_E (\Delta K - \Delta K_{th})^{m_E}}{(1 - R) K_{IC} - \Delta K} \quad (3.12)$$

Hierbei sind der Erdogan-Ratwani-Faktor C_E , der Erdogan-Ratwani-Exponent m_E und der kritische Spannungsintensitätsfaktor für Rissausbreitungsmodus I K_{IC} als Approximationsparameter variabel gewesen.

Für die Bestimmung des ΔK_{th} wurden für die 0° -, 45° - und 90° -Richtung der blindgehärteten additiv gefertigten RFP jeweils drei auswertbare Kurven ermittelt. Bei den RFP aus Walzmaterial wurden je

drei Kurven in Walzrichtung, orthogonal zur Walzrichtung und diagonal zur Walzrichtung aufgezeichnet.

3.8 Empirische und thermodynamische Berechnungen

Abschätzung der Defekte im Bezug auf die elastischen Konstanten

Für die Berechnung wird der theoretische Elastizitätsmodul $E_0=211,6$ GPa und die theoretische Poisson-Zahl $\nu_0=0,28$ genutzt [124]. Nach *Gross* [96] sind folgende Möglichkeiten die elastischen Konstanten in Abhängigkeit der auftretenden Defekte und deren Orientierung zu berechnen. Graphisch sind diese Berechnungsvarianten in Abbildung 30 dargestellt. Mit dem theoretischen defektfreien Elastizitätsmodul $E_0=211,6$ GPa und der theoretischen defektfreien Poisson-Zahl $\nu_0=0,28$ ist für parallele Risse in 2D der E-Modul E_{pR2D} orthogonal zur Rissausbreitung mit Gleichung 3.13 vorhersagbar (in Abbildung 30 a) gezeigt). Dabei ist f die mittlere Risslänge bzw. Defektlänge im Gefüge.

$$E_{pR2D}^* = \frac{E_0}{1 + 2\pi f} \quad (3.13)$$

Liegen die Risse hingegen isotrop vor, so ist Gleichung 3.14 zur Berechnung von E_{ivR2D} in 2D anwendbar (in Abbildung 30 b) dargestellt).

$$E_{ivR2D}^* = \frac{E_0}{1 + \pi f} \quad (3.14)$$

Wird hingegen ein Material mit Kreislöchern angenommen, so wird deren Einfluss auf E_{Kr2D} mittels Gleichung 3.15 beschrieben. Hierbei ist c der Flächenanteil der vorhandenen Kreislöcher (siehe Abbildung 30 c)).

$$E_{Kr2D}^* = E_0 \frac{1 - c}{1 + 2c} \quad (3.15)$$

Im 3D-Raum wird Gleichung 3.16 angegeben. Hierbei ist c der Flächenanteil der Kreislöcher. Die Angabe von E_{Kr3D} ist auch hier auf das E-Modul orthogonal zur Kreisfläche angegeben (in Abbildung 30 d) dargestellt).

$$E_{Kr3D}^* = \frac{3E_0}{3 + 16f(1 - \nu^2)} \quad (3.16)$$

Wird von einer isotropen Verteilung der Kreisrisse im 3D-Raum ausgegangen, so wird E_{pKr3D} mit Gleichung 3.17 berechnet (in Abbildung 30 e) zu sehen).

$$E_{pKr3D}^* = E_0 \left[1 + f \frac{16(1 + \nu^2)(10 - 3\nu)}{45(2 - \nu)} \right]^{-1} \quad (3.17)$$

Aus den Ergebnissen der Porositätsanalyse werden die E-Moduli berechnet und mit den ermittelten E-Moduli aus dem Zugversuch und der E-Modulbestimmung mittels Ultraschall Laufzeitanalyse abgeglichen.

Abschätzung der Martensit-Starttemperatur M_S

Für die Abschätzung der Martensitstarttemperatur M_S wurde die lineare Gleichungen 3.18 nach *Andrews* verwendet [125]. Der Einfluss des Stickstoffes wurde hierbei nach den Erkenntnissen von *Krausohka und Berns* mit einbezogen [126]. In der Gleichung für M_S müssen die Elementgehalte in Ma.-% eingesetzt werden.

$$M_{S,Andrews} = 539^\circ\text{C} - 423 \cdot (C + N) - 30,4 \cdot Mn - 17,7 \cdot Ni - 12,1 \cdot Cr - 7,5 \cdot Mo - 7,5 \cdot Si \quad (3.18)$$

Bei der Berechnung der M_S wurden die Ergebnisse der nasschemischen Analyse und die C-Verläufe aus der Glimmentladungsspektroskopie Messung, durch die ALD Vacuum Technologies GmbH ermittelt, genutzt. Da der C-Gehalt über den Prüfquerschnitt mit steigender Probtiefe zunimmt, wird so

der M_S -Verlauf ausgehend von der Probenoberfläche ermittelt. Dabei wurde der Gehalt der substituiert gelösten Elemente als globale Zusammensetzung und der C-Gehalt entsprechend der Messtiefe von der Oberfläche angenommen. Für die Messung der C-Verläufe wurde je eine WBP im wie-gebaut und im geschliffenen Zustand genutzt. Dabei stellte sich heraus, dass aufgrund der großen Rauigkeit Messungen des C-Gehaltes direkt an der Oberfläche nicht durchführbar waren da kein Gleichstromplasma erzeugt werden konnte.

Restaustenitgehalte nach Koistinen-Marburger

Über die Abschätzung der M_S wird zusätzlich der Restaustenitgehalt-Gehalt berechnet. Hierfür wird Gleichung 3.19 nach *Koistinen und Marburger* genutzt [127]. Die Gleichung beinhaltet den κ_{KM} -Parameter, die M_S berechnet nach Gleichung 3.18, und die Abschrecktemperatur T_{Ab} . Als κ_{KM} -Parameter wird $0,011 \text{ s}^{-1}$ für $T_{Ab}=20 \text{ °C}$ und κ_{KM} von $0,0075 \text{ °C}^{-1}$ für -196 °C angegeben. Die T_{Ab} liegt nahe der Raumtemperatur, da in der SyncroTherm Wärmebehandlungsanlage Stickstoff mit 6 bar Druck eingespeist wird, der aus Flüssigstickstoff gewonnen wird und über Wärmetauscher die Temperatur der Umgebung annimmt.

$$RA_{KM} = 100 \cdot e^{-1 \cdot \kappa_{KM} \cdot (M_S - T_{Ab})} \quad (3.19)$$

Das Ergebnis dieser Berechnung wird mit den ermittelten RA-Gehalten aus der Röntgendiffraktometrie verglichen und bewertet.

Phasendiagramme

Thermodynamische Gleichgewichtsberechnungen (CALPHAD-Methode) wurden mit der kommerziellen Software Thermo-Calc 2018a und 2019a der Fa. Thermo-Calc Software AB und den TCFE7 und TCFE10 Datenbanken berechnet. Die Berechnung der Phasendiagramme erfolgte mit den ermittelten chemischen Zusammensetzungen der Pulver aus der chemischen Analyse in Abschnitt 3.4. Dabei wurde ein Temperaturbereich von 1000 °C bis 4000 °C in ΔT -Schritten von 10 °C für die Ordinate gewählt. Auf der Abszisse wurde der C-Gehalt in $0,00 \text{ Ma.-%}$ bis $0,25 \text{ Ma.-%}$ in $0,01 \text{ Ma.-%}$ Schritten aufgetragen. Bei dem N-Gehalt wurde im Bereich von $0,00 \text{ Ma.-%}$ bis $0,07 \text{ Ma.-%}$ in einer Schrittweite von $0,01 \text{ Ma.-%}$ gerechnet. Die berechneten Phasendiagramme zeigen die Löslichkeit von C und N in Abhängigkeit der Temperatur bei der Verarbeitung des pulverförmigen Ausgangswerkstoffes in der PBF-LB/M-Anlage. Da der N-Partialdruck (Schutzgasatmosphäre) in der Anlage dem Umgebungsdruck entspricht, wird mit p_U von $101\,325 \text{ Pa}$ gerechnet. Berechnet wurde immer eine Stoffmenge von 1 mol dessen Zusammensetzung in Ma.-% angegeben wurde.

Kapitel 4

Ergebnisse

Dieser Abschnitt der Arbeit stellt die Ergebnisse der Untersuchungen dar. Grob gefasst können die Ergebnisse in drei Bereiche aufgeteilt werden. Der erste Teil zeigt die Ergebnisse der Probenfertigung unter Betrachtung des verwendeten Ausgangspulver. Der zweite Teil befasst sich mit der Charakterisierung der entstandenen Oberflächenzustände, der Auswirkung auf die mikrostrukturellen Einflüsse hieraus und der dritte Teil ist als Charakterisierung des Werkstoffes zu verstehen.

4.1 Probenfertigung

Die Bauplattformen einschließlich aufgedruckten Materialproben wurden einer optischen Qualitätskontrolle nach dem Drucken und Entpulvern unterzogen. Eine Zusammenfassung der Ergebnisse ist in Tabelle 3 dargestellt. Bei den WBP in 0°-Richtung waren 3,8 % der Proben defekt oder nicht auf der Bauplattform generiert worden und von 300 geplanten Proben waren insgesamt 200 WBP verfärbt. Insgesamt waren dementsprechend etwa 67 % der WBP fehlerhaft. Ein Bauzyklus hat eine undefinierte Wärmebehandlung nach dem Bauzyklus erfahren, sodass diese im weiteren Verlauf nicht berücksichtigt wird. Auch bei den 100 KWBP der 0°-Richtung fehlten 2 Proben. Alle Proben waren zudem verfärbt. Ein ähnliches Bild ist auch für die WBP der 45°-Richtung zu beobachten. Von den 320 WBP waren 12 defekt oder fehlten. Bei den KWBP fehlten 20 Proben oder waren defekt. Im Gegensatz zu den 0°-Richtung KWBP und WBP waren bei der 45°-Richtung keinerlei Verfärbungen der Probenoberfläche beobachtbar. Die Proben der 90°-Richtung verhielten sich analog zu den Proben der 0°-Richtung. Von 257 gefertigten WBP waren 19 defekt oder fehlten, zusätzlich waren 58 Proben verfärbt. Die KWBP Variante wies 26 defekte oder fehlende Proben auf und 75 % waren verfärbt. Beispielhafte Photographien zu den Bauzyklen der unterschiedlichen Baurichtungen sind in den Abbildungen 31, 32 und 33 dargestellt. Somit ist festzuhalten, dass von 1261 gefertigten Proben für die Schwingfestigkeitsprüfung 94 defekt oder fehlend waren (7,5 %) und 436 Proben eine Verfärbung der Probenoberfläche aufwiesen (34,6 %). Die Verfärbungen der Proben waren nicht replizierbar. Die einzelnen Bauzyklen wiesen Verfärbungen an unterschiedlichen Höhen der Proben auf. In Abbildung 34 sind exemplarische Fehlerbilder anhand der WBP in 0°-Richtung dargestellt. Diese Verfärbungen waren nach dem SA-Glühen und dem anschließenden Strahlen nicht mehr erkennbar.

Der Bauzyklus mit den Zugproben und den Rissfortschrittsproben war hingegen gänzlich frei von defekten oder fehlenden Proben. Zudem war auch keines der Bauteile verfärbt.

4.2 Partikelgrößenanalyse

Die gemessenen Dichteverteilungen und Summenverteilungen der entnommenen Pulver sind in den Abbildungen 35 bis 44 dargestellt. Im linken Diagramm ist die Summen- und Dichteverteilung für den Schutzgas-Einlass (folgend „Einlass“) und auf der rechten Seite der Schutzgas-Auslass (als „Auslass“

bezeichnet) dargestellt. Hierbei wurden die ermittelten Werte der Dichte- und Summenverteilung aus der Partikelgrößenbestimmung mittels Spline-Interpolation im logarithmischen Maßstab aufgetragen. Ein zusammenfassendes Diagramm der Summenverteilungen der WBP in 0°-Richtung ist in Abbildung 45 und für die WBP der 45°-Richtung in Abbildung 46 dargestellt. Im jeweils linken Diagramm sind die Summenkurven der einzelnen Pulverproben als schwarze Linie dargestellt, die Pulverproben des Auslasses in roter Farbe. Im rechten Diagramm ist die mittlere Kurve aller Pulverproben in roter Farbe dargestellt und die Einzelmesswerte als schwarze Linienschar. Die Zusammenfassung der Summenverteilung einschließlich Streuband (Standardabweichung) aller ermittelten Pulverproben ist in Abbildung 47 für die untersuchten Baurichtung gegeben. Die tabellarische Zusammenfassung ausgewählter Partikelgrößen ist in Tabelle 4 gegeben. Hierbei sind die Parameter d_{10} , d_{16} , d_{50} , d_{84} , d_{90} und d_{99} für die einzelnen Pulverproben notiert.

In Diagramm 35 ist die Dichte- und Summenverteilung des Pulvers des Einlasses (links) und des Auslasses (rechts) für den ersten Bauzyklus der WBP in 0°-Richtung abgebildet. Beide Diagramme weisen eine monomodale Dichteverteilung auf (lediglich ein Peak) mit leichten Unterschieden in der Peakposition. Aus der Summenverteilung ist kein Unterschied der untersuchten Pulverproben ableitbar. Ein ähnliches Bild ergibt die Betrachtung der folgenden Diagramme 36 bis 39 der Bauzyklen für die WBP und KWBP in 0°-Richtung. Alle Dichteverteilungen weisen eine Dichtemaximum bei etwa $d_0=30\ \mu\text{m}$ auf. Der Anteil an Partikeln kleiner $20\ \mu\text{m}$ ist gering. Der Anteil an Partikeln mit einer Partikelgröße von mehr als $70\ \mu\text{m}$ quasi nicht existent. Die Dichteverteilungen aller Bauzyklen ist leicht linksschief (unsymmetrische Lage der Kurve mit flacherem Abfall auf der linken Seite).

Die Diagramme der Dichte- und Summenverteilungen für die 45°-Richtung sind in den Abbildungen 40 bis 44 dargestellt. Im Gegensatz zu den Pulverproben aus den hohlen Würfeln der 0°-Richtung sind bei der 45°-Richtung deutlich höhere Anteile kleiner Partikelgrößen erkennbar. Die Dichteverteilungen des Pulvers der WBP in 45°-Richtung ist eindeutig linksschief. Dabei ist keine eindeutige Differenz zwischen Einlass und Auslass feststellbar. Einzig die Dichteverteilung des Pulvers der KWBP aus Abbildung 44 ähnelt der der Pulverproben der 0°-Richtungen.

Wird Abbildung 45 betrachtet, so ist erkennbar, dass die Unterschiede der einzelnen Pulver der Bauzyklen der KWBP und WBP eine hohe optische Übereinstimmung aufweisen. Dabei ist der Unterschied des Einlasses und Auslasses gering. Wird hingegen Abbildung 46 betrachtet, ist eine größere Abweichung der einzelnen Kurven feststellbar. Die Streuung der Summenverteilungen der einzelnen Einlass- und Auslass-Summenverteilungen ist, verglichen mit Abbildung 45, geringfügig größer. Eine klare Tendenz zwischen Einlass und Auslass ist allerdings nicht gegeben.

Aus der Zusammenfassung der Summenverteilungskurven und der Streubreite der 0°- und 45°-Richtung ist evident, dass die Proben in 0°-Richtung mit Pulvern gleicher Partikelgrößenverteilung gefertigt wurden. Bei der 45°-Richtung wurden die Proben hingegen mit leicht unterschiedlichen Pulverfraktionen hergestellt. Dabei sind die Proben in 0°-Richtung mit einer Pulverfraktion gefertigt worden, die nur wenig Feinanteile besaß, wo hingegen die Proben der 45°-Richtung mit einer breiteren Pulverfraktion gefertigt wurden.

In Tabelle 4 sind ausgewählte Partikelgrößen für die unterschiedlichen Bauzyklen zusammengestellt. Für jede Pulverprobe wurden die Werte für den Schutzgas-Einlass und Schutzgas-Auslass notiert. Dabei wurden die Partikelgrößen d_{10} , d_{16} , d_{50} , d_{84} und d_{90} als Vergleichsgrößen herangezogen. Die Nomenklatur der Proben ist an die Baurichtung angelehnt. Zusätzlich werden die Bauzyklen mit „BZ“ abgekürzt. Wird der Wert d_{10} für alle Probengeometrien der 0°-Richtung betrachtet, ist ableitbar, dass für den Einlass zwei von fünf Bauzyklen kleinere Werte aufweisen als der Auslass. Dies bedeutet im gemittelten Fall, dass auf der Schutzgas-Einlass Seite die kleinsten 10 % geringere Partikeldurchmesser besitzen als am Schutzgas-Auslass. Für die Bauzyklen der Probengeometrien in 45°-Richtung wird Gegensätzliches beobachtet. Bei den d_{10} der 45°-Richtung ist zu sehen, dass dort das Pulver am Schutzgas-Auslass größere Partikelgrößen besitzt. Wird über alle Bauzyklen und Baurichtungen gemittelt, ist festzustellen, dass die kleinsten 10 % aller Pulverpartikel am Auslass eine geringere Parti-

kelgröße besitzen als am Einlass. Eine vergleichbare Aussage ist auch für die Werte des d_{16} zutreffend. Bei den Bauzyklen der 0° - und 45° -Richtung besitzen drei von fünf Bauzyklen kleinere Werte als das Pendant am Auslass. Werden die Mittelwerte der d_{16} aller Bauzyklen und Baurichtungen betrachtet, besitzen die geringsten 16 % der Partikel eine Partikelgröße von $23,01 \mu\text{m}$ am Einlass und $22,98 \mu\text{m}$ am Auslass. Wird der d_{50} Wert betrachtet, ist ein andersartiges Bild feststellbar. Die Mittelwerte der d_{50} Werte sind zusammenfassend für die 0° - und 45° -Richtung größere Partikelgrößen am Auslass. Werden die Partikelgrößen des d_{84} Wertes betrachtet, ist ein deutlicher Unterschied der Baurichtungen feststellbar. Die WBP der 0° -Richtung besitzen ausnahmslos am Schutzgas-Auslass höhere Werte für die Partikelgröße. Lediglich das Pulver der KWBP besitzt am Einlass einen größeren d_{84} Wert. für die 45° -Richtung ist die Tendenz eher gegenläufig. Bei dieser Baurichtung sind die d_{84} Partikelgrößen am Einlass höher. Über beide Baurichtungen und alle Bauzyklen hinweg ist allerdings die Tendenz zu größeren d_{84} Werten am Auslass zu verorten. Der Mittelwert der d_{90} Werte für beide Baurichtungen und alle Bauzyklen ist am Einlass höher als am Auslass. Die Partikelgrößen der d_{10} und d_{16} Werte werden durch die Position auf der Bauplattform beeinflusst. Am Einlass sind die Werte tendenziell höher als am Auslass. Kleinere Werte bei d_{10} und d_{16} ergeben einen höheren Feinanteil im Pulver. Die Werte für d_{50} , d_{84} und d_{90} steigen immer stärker in Richtung Auslass.

Partikelform

Die exemplarische Übersichtsaufnahme einer Partikelschüttung ist in der Abbildung 48 dargestellt. Die Aufnahme liegt in $250\times$ Vergrößerung vor und ist im SE-Kontrast aufgenommen. Deutlich erkennbar ist eine überwiegend globulare Form der Pulverpartikel. Es sind Pulverpartikel kleiner $20 \mu\text{m}$ und Pulverpartikel bis zu einer Größe von etwa $60 \mu\text{m}$ Größe enthalten. Eine geringe Anzahl der Pulverpartikel besitzt eine leicht gestreckte Form. Eine ausgeprägte Satellitenanbindung ist nicht vorhanden. Zwischen den globularen Partikeln sind vereinzelt eher spratzige Pulverpartikel vorhanden. Diese sind allerdings mit einer Größe von etwa $30 \mu\text{m}$ eher dem d_{50} Wert entsprechend.

4.3 Chemische Analyse

Die Ergebnisse der Messung der Kohlenstoff-, Sauerstoff- und Stickstoffgehalte mittels Verbrennungsanalyse bzw. Trägergas-Heißextraktion sind in den Tabellen 6, 7 und 8 angegeben. Die ermittelten Elementgehalte aus der Mikrowellen-Plasma Atomemissionsspektrometrie der substituiert gelösten Elemente Chrom, Mangan und Silizium sind in den Tabellen 9, 10 und 11 zusammengefasst. In allen Tabellen werden die Ergebnisse der Untersuchungen an dem in den Pulverwürfeln eingeschlossenen Pulvern am Schutzgas-Einlass (Einlass), Schutzgas-Auslass (Auslass) und einer (K-)WBP (Bauteil) zusammengefasst. Unterschieden werden hierbei die beiden Baurichtungen 45° und 90° einschließlich Bauzyklus und Probengeometrie. Zusätzlich wird die Differenz der LE-Gehalte zwischen Einlass und Auslass ($\Delta(\text{Einlass-Auslass})$) und die Differenz zwischen der Pulverzusammensetzung und Bauteilzusammensetzung ($\Delta(\text{Pulver-Bauteil})$) angegeben. Abschließend wird der Mittelwert der Einzelmesswerte und die Standardabweichung angegeben. Auf eine Angabe der Standardabweichung der Einzelmesswerte wird bewusst verzichtet, da diese für alle Einzelversuche in einem Streuband von $\pm 1 \sigma$ der Gesamtstreuung liegen.

Die Ergebnisse der Messung der C-Gehalte aus Tabelle 6 zeigen eine Verteilung der C-Gehalte am Einlass um $0,195 \pm 0,001 \text{ Ma.-%}$. Am Auslass ist ein Mittelwert der Einzelmessungen von $0,194 \pm 0,002 \text{ Ma.-%}$ gemessen worden. Die Differenz zwischen Einlass und Auslass beträgt dementsprechend $0,001 \pm 0,002 \text{ Ma.-%}$. Es ist somit im Rahmen einer Standardabweichung von gleichen Elementgehalten am Einlass und Auslass auszugehen. Wird der C-Gehalt des Bauteils betrachtet, ist ein C-Gehalt von $0,167 \pm 0,002 \text{ Ma.-%}$ feststellbar. Das ergibt eine Differenz von $-0,028 \pm 0,001 \text{ Ma.-%}$ im Vergleich mit dem gemittelten C-Gehalt des Einlasses und Auslasses. Durch die Fertigung des Bauteils im Bauprozess auf der PBF-LB/M-Anlage resultiert eine Abnahme des C-Gehaltes im Probekörper. Diese Abnahme ist für alle Baurichtungen, Probenformen und Bauzyklen konsistent und ohne Ausreißer festzustellen.

Werden Tabelle 7 und die Ergebnisse der Messung der O-Gehalte des Pulvers am Einlass und Auslass betrachtet, wird im Mittel ein Gehalt von $0,057 \pm 0,004$ Ma.-% am Einlass und $0,055 \pm 0,006$ Ma.-% am Auslass beobachtet. Die O-Gehalte des Einlasses und des Auslasses weisen somit eine Differenz von $0,001 \pm 0,004$ Ma.-% auf und liegen in einem gemeinsamen Streuband. Nach dem Prozessieren der Pulver in der PBF-LB/M-Anlage weist das Bauteil hingegen im Schnitt einen O-Gehalt von $0,023 \pm 0,011$ Ma.-% auf. Durch den Bauprozess nimmt der O-Gehalt demnach um durchschnittlich $-0,033 \pm 0,011$ Ma.-% ab. Aus den Einzelergebnissen sind zwei Auffälligkeiten entnehmbar. Die KWBP Probe der 0° -Richtung weist für beide Pulverentnahmeorte einen O-Gehalt von $0,058$ Ma.-% und einen O-Gehalt von $0,053$ Ma.-% im Bauteil auf. Die Differenz bei dieser Einzelmessung ist deutlich geringer als die Differenz der übrigen Einzelmessungen. Eine genauere Betrachtung dieser Einzelmessung lässt aufgrund der geringen Standardabweichung der Einzelmessung des O-Gehalt des Bauteils von $0,003$ Ma.-% nicht auf einen Fehler in der Messung schließen. Wird der Pulver und Bauteil O-Gehalt der WBP des ersten Bauzyklus in 0° -Richtung genauer betrachtet, so ist festzustellen, dass der O-Gehalt am Auslass um einen Betrag größer ist als am Einlass, der außerhalb der Standardabweichung von $\Delta(\text{Einlass-Auslass})$ liegt. Eine genauere Betrachtung der Einzelmesswerte zeigt, dass die Einzelmesswerte in einem geringen Maß mit $0,007$ Ma.-% streuen.

Die Mittelwerte und die Standardabweichungen der Messungen des N-Gehaltes am Einlass und am Auslass in Tabelle 8 weisen exakt die gleichen Werte von $0,014 \pm 0,001$ Ma.-% auf, sodass praktisch keine Differenz feststellbar ist. Auch die N-Gehalte der Bauteile weisen über alle Bauzyklen und Probenformen hinweg sehr ähnliche Gehalte mit $0,021 \pm 0,001$ Ma.-% auf. Allerdings ist der N-Gehalt im Gegensatz zu den C-, und O-Gehalten im Bauteil höher als im Pulver. Nach dem Bauprozess in der PBF-LB/M-Anlage nimmt dieser im Mittel um $0,007 \pm 0,001$ Ma.-% zu.

Bei den Cr-Gehalten der Pulver im Bereich des Einlasses wird ein Wert von $1,18 \pm 0,06$ Ma.-% festgestellt (siehe Tabelle 9). Am Auslass beträgt der Cr-Gehalt im Mittel $1,16 \pm 0,05$ Ma.-%. Tendenziell ist somit der Elementgehalt am Auslass im Schnitt um $0,02$ Ma.-% geringer als am Einlass. Die Elementgehalte im Bauteil schwanken zwischen $1,06$ Ma.-% und $1,17$ Ma.-% und besitzen gemittelt einen Cr-Gehalt von $1,13$ Ma.-%. Dieses ergibt einen um $0,04$ Ma.-% geringeren Cr-Gehalt des Bauteils, wenn dieser mit dem gemittelten Cr-Gehalt des Pulvers verglichen wird.

In Tabelle 10 sind die ermittelten Mn-Gehalte dargestellt. Die ermittelten Mn-Gehalte am Einlass variieren zwischen $1,17$ Ma.-% bei der WBP in 0° -Richtung aus Bauzyklus 4 und $1,30$ Ma.-% für die WBP in 45° -Richtung aus Bauzyklus 1. Gemittelt über alle Messwerte wird ein Mn-Gehalt von $1,23 \pm 0,05$ Ma.-% für den Einlass berechnet. Auf der Seite des Auslasses weist das Pulver einen minimalen Mn-Gehalt von $1,18$ Ma.-% und einen maximalen Gehalt von $1,27$ Ma.-% auf. Gemittelt ergeben die Einzelmessungen einen Mn-Gehalt von $1,22 \pm 0,03$ Ma.-% für den Auslass. Die Mn-Gehalte im Bauteil besitzen eine Streubreite von $1,00$ Ma.-% bis $1,20$ Ma.-% und sind somit um $0,16 \pm 0,04$ Ma.-% geringer als der Mittelwert aller Pulver Mn-Gehalte.

Aus den Ergebnissen aus Tabelle 11 ist ablesbar, dass am Einlass und Auslass ein Si-Gehalt von $0,43$ Ma.-% messbar ist. Dabei unterscheidet sich die Standardabweichung der gemittelten Messwerte lediglich um $0,01$ Ma.-%, sodass von einem gleichen Si-Gehalt beider Pulverentnahmeorte ausgegangen wird. Der Si-Gehalt des Bauteils ist mit $0,44 \pm 0,03$ Ma.-% in der gleichen Größenordnung zu verorten. Der Unterschied zwischen dem gemittelten Si-Gehalt der Pulver und dem Si-Gehalt des Bauteils beträgt $0,01 \pm 0,02$ Ma.-% und ist im Bauteil höher als im Pulver.

Werden die Einzelwerte der aus den Tabellen 6 bis 11 mit der nominellen Zusammensetzung aus Tabelle 5 abgeglichen, so muss angemerkt werden, dass einige der Messwerte aus den Grenzen der minimalen und maximalen Legierungsgrenze herausragen. So ist zwar das Pulver in der Legierungsspanne für den C-Gehalt, der C-Gehalt des Bauteils unterschreitet die minimale Grenze von $0,170$ Ma.-% mit im Schnitt $0,167$ Ma.-% hingegen. Auch beim Mn-Gehalt im Pulver liegt der gemessene Wert mit $1,22$ Ma.-% beim Einlass und $1,23$ Ma.-% beim Auslass oberhalb der unteren Legierungsgrenze von $1,1$ Ma.-%, die Mn-Gehalte im Bauteil werden in neun von zehn Messungen allerdings unterschritten.

Einzig der Mn-Gehalt der WBP aus Bauzyklus 1 in 45°-Richtung liegt in der Norm. So ist es, dass der Mittelwert des Mn-Gehaltes von 1,07 Ma.-% unterhalb des minimal zulässigen Mn-Gehaltes liegt. Der Si-Gehalt ist hingegen in den Pulvern des Einlasses (0,43 Ma.-%) und des Auslasses (0,43 Ma.-%) zu hoch und übersteigt die maximal zulässige Obergrenze um 0,03 Ma.-% für den 20MnCr5. Auch der Si-Gehalt im Bauteil ist mit 0,44 Ma.-% zu hoch. Formell können die Pulver als 20MnCr5 bezeichnet werden, die daraus gefertigten Bauteilen hingegen nicht. Diese sind eher mit einem 16MnCr5 vergleichbar (Legierungsspanne C-Gehalt 0,14 Ma.-% bis 0,19 Ma.-%, Mn-Gehalt 1,00 Ma.-% bis 1,30 Ma.-%, Cr-Gehalt 0,80 Ma.-% bis 1,10 Ma.-%) [128], wobei auch für diese Einordnung der LE-Gehalt des Cr und Si zu hoch wäre.

Die in Tabelle 12 dargestellten LE-Gehalte sind für die Rissfortschrittsproben aus Walzmaterial in den jeweiligen Walzrichtungen und die Rissfortschrittsproben in den unterschiedlichen Aufbaurichtungen angegeben. Der Mittelwert des Cr-Gehaltes der RFP-Walzmaterialproben ist mit $0,94 \pm 0,01$ Ma.-% unterhalb des minimal zulässigen Wertes nach Norm. Mit Ausnahme zweier Messwerte des C-Gehaltes (RFP-Walzmaterial „in Walzrichtung“ und „quer zu Walzrichtung“) liegen alle anderen Einzelmesswerte innerhalb der Toleranzgrenzen. Insgesamt ist die Streuung des Mittelwertes gering. Wäre dieser Stahl entgegen der Deklaration als 20MnCr5 auf dem Lieferzeugnis als 16MnCr5 vertrieben worden, so wären alle Messwerte innerhalb der Toleranzgrenzen. Werden die LE-Gehalte der RFP aus dem PBF-LB/M-Prozess betrachtet, ist erkennbar, dass auch hier die Legierungsgrenzen für einen 20MnCr5 nicht eingehalten werden. Der Mn-Gehalt ist mit $1,03 \pm 0,06$ Ma.-% im Mittelwert zu niedrig. Der Si-Gehalt mit $0,59 \pm 0,03$ Ma.-% hingegen zu hoch. Insgesamt ist die Streuung des Mittelwertes bei den RFP aus dem PBF-LB/M-Prozess ebenfalls niedrig. Werden die Mittelwerte beider Probekörper miteinander verglichen, sind Unterschiede in den einzelnen LE festzuhalten. Die Cr-Gehalte unterscheiden sich um 0,06 Ma.-%, der Mn-Gehalt um 0,19 Ma.-%, der Si-Gehalt um 0,35 Ma.-%, der C-Gehalt um 0,034 Ma.-%, der S-Gehalt um 0,014 Ma.-%, der Cu-Gehalt um 0,26 Ma.-% und der Ni-Gehalt um 0,15 Ma.-%. Besonders hervorzuheben sind die gemessenen Cu- und Ni-Gehalte. Während die RFP aus dem PBF-LB/M-Prozess fast keinen Cu und Ni enthalten (0,04 Ma.-% bzw. 0,05 Ma.-%), liegt die RFP aus Walzmaterial an der oberen Toleranzgrenze des Cu-Gehaltes. Der Ni-Gehalt ist laut Norm nicht begrenzt, allerdings besitzt das Walzmaterial einen Anteil von 0,2 Ma.-%, der den des im PBF-LB/M-Verfahren gefertigten Werkstoffes von 0,05 Ma.-% übersteigt.

Die Messergebnisse der Untersuchung mittels OES der LE-Gehalte in Abhängigkeit der Haltedauer bei 950 °C sind in den Abbildungen 49 und 50 dargestellt. Die Diagramme sind entgegen der Gesamtmesstiefe von etwa 3 mm der besseren Übersicht halber nur bis zu einer Tiefe von 1 mm skaliert. Eine wie-gebaut Variante ist immer als Referenz ohne Wärmebehandlung nach dem PBF-LB/M-Prozess mit angeführt. In Abbildung 49 sind die LE-Gehalte der Elemente C und Cr aufgetragen. Der C-Gehalt im linken Graphen zeigt deutliche Unterschiede in Abhängigkeit der angewandten Haltedauer t_g bei vorgegebener Wärmebehandlungstemperatur. Bei der wie-gebaut Variante ist ein im Rahmen der Streuung konstanter C-Gehalt von etwa 0,14 Ma.-% aufgetragen. Alle anderen Varianten erreichen diesen Wert erst bei größeren Probentiefen. Die Probe mit einer t_g von 60 min besitzt einen leicht höheren C-Gehalt als die wie-gebaut Probe, die wiederum über der gesamten Tiefe ebenfalls konstant ist. Erst ab einer t_g von 90 min ist ein Abfall des C-Gehaltes am Rand der Probe feststellbar. Unterhalb der Probenoberfläche ist der C-Gehalt leicht über 0,00 Ma.-% und steigt mit zunehmender Probentiefe auf einen Kern-C-Gehalt der in etwa dem aller anderen Proben entspricht. Die Probe mit einer $t_g=120$ min besitzt ebenfalls einen steigenden Verlauf, der leicht oberhalb der Punkte der $t_g=90$ min liegt. Eine Abweichung von einem steigendem Punkteverlauf zu einem positiven Fehlerfunktion zeigt Probe $t_g=240$ min bei der am Rand knapp 0,05 Ma.-% C feststellbar sind und im Anschluss mit größer werdenden Probentiefe auf einen Wert von etwa 0,17 Ma.-% steigt. Im rechten Diagramm aus Abbildung 49 ist der Cr-Verlauf der Proben unterschiedlicher t_g aufgetragen. Wird die Probe im wie-gebaut Zustand über der Tiefe betrachtet, ist ein gemittelter Cr-Gehalt von etwa 1,24 Ma.-% in der Probe enthalten. Der Cr-Gehalt der $t_g=60$ min liegt gemittelt bei etwa 1,22 Ma.-% über alle Datenpunkte. Für die $t_g=90$ min liegt der erste Messpunkt unter dem Mittelwert der restlichen Datenpunkte und weist einen Cr-Gehalt von 1,21 Ma.-% auf. Wird die Haltedauer auf 120 min erhöht,

ist ein Cr-Gehalt von 1,18 Ma.-% detektiert und steigt mit der Tiefe auf einen mittleren Cr-Gehalt von 1,23 Ma.-%. Bei einer Verdopplung der t_g auf 240 min wird am ersten Datenpunkt 1,16 Ma.-% gemessen. Bei zunehmender Tiefe nimmt der Mittelwert der Messungen auf etwa 1,23 Ma.-% zu. Im linken Diagramm aus Abbildung 50 wird für den wie-gebaut Zustand ein mittlerer Mn-Gehalt von etwa 1,17 Ma.-% ermittelt. Bei einer $t_g=60$ min wird am Rand ein Mn-Gehalt von 1,15 Ma.-% gemessen, der mit dem Verlauf einer Fehlerfunktion auf 1,18 Ma.-% ansteigt. Wird die t_g auf 90 min erhöht, sinkt der ermittelte Mn-Gehalt am Rand auf 1,06 Ma.-% und steigt mit der Tiefe mittels Fehlerfunktion auf einen Wert von 1,18 Ma.-% im Kern der Probe. Mit einer Erhöhung der Haltedauer auf 120 min sinkt der Messwert des ersten Datenpunktes auf 1,04 Ma.-% am Rand. Auch die Werte der $t_g=120$ min folgen einer Fehlerfunktion und steigen zum Kern der Probe auf einen mittleren Mn-Gehalt von etwa 1,18 Ma.-%. Für eine Erhöhung der t_g auf 240 min sinkt der Mn-Gehalt am Rand auf 1,01 Ma.-% und nimmt mit der Tiefe der Messung ebenfalls einen mittleren Gehalt von etwa 1,18 Ma.-% an. Aus dem rechten Diagramm in Abbildung 50 ist die Änderung des Si-Gehaltes in Abhängigkeit der Tiefe dargestellt. Für den wie-gebaut Zustand wird ein Mittelwert der Messungen von etwa 0,38 Ma.-% berechnet. Die Messungen mit steigender t_g liegen mit Ausnahme eines deutlichen Ausreißers bei $t_g=240$ min in etwa auf dem gleichen Niveau. Es ist demnach kein Unterschied des LE-Gehaltes über der Messtiefe feststellbar.

Energiedispersive Röntgenspektrometrie

Eine exemplarische Übersichtsaufnahme des untersuchten Schmauches und der Pulverrückstände ist in Abbildung 51 dargestellt. Die Messorte der energiedispersiven Röntgenspektrometrie sind mit 1 bis 3 markiert. Die Filtrerrückstände sind im Gegensatz zu den Pulverpartikeln aus 48 sehr spratzig und besitzen eine raue Oberfläche. Die mittels EDX ermittelten Elementgehalte betragen an den in das SE-Bild eingezeichneten Messbereichen $0,90 \pm 0,06$ Ma.-% Cr, $7,30 \pm 1,11$ Ma.-% Mn, $0,26 \pm 0,02$ Ma.-% Si, $4,55 \pm 0,29$ Ma.-% C und 23,11 Ma.-% O. Eine zusätzliche Messung der C-, N- und O-Gehalte mittels Verbrennungsanalyse und Trägergas-Heißextraktion ergibt $0,426 \pm 0,030$ Ma.-% C, $25,00 \pm 15,00$ Ma.-% N und 2,10 Ma.-% O für die Schmauch- und Pulverrückstände aus den Filtern der PBF-LB/M-Anlage.

4.4 Gefügeanalyse

Porositätsanalyse

Für die Porositätsanalyse der KWBP und WBP wurden Panoramaaufnahmen der Proben aufgenommen. Untersucht wurden die unteren Spannenden, der Prüfquerschnitt und das obere Spannende. Aufnahmen in höherer Vergrößerung wurden für die Prüfquerschnitte angefertigt. Beispielhafte Panoramaaufnahmen für die Flächenporositätsmessungen mittels ImageJ sind für die KWBP und WBP der 0° -Richtung in 52 dargestellt. Eine tabellarische Auflistung der Porositätsparameter nach Bauzyklus BZ und Messort getrennt, ist in Tabelle 13 aufgelistet. In Abbildung 52 sind drei BZ für die WBP und der BZ der KWBP dargestellt. Links in der Abbildung ist der erste BZ dargestellt. Erkennbar ist für das untere Spannende eine geringe Porosität im Bereich der Anbindung an die Bauplattform. Vereinzelt sind Poren erkennbar. Auffällig ist eine linienförmige Anhäufung einzelner Poren in der Mitte des Spannendes. Wird der Übergangsbereich betrachtet, bei dem das untere Spannende in den Radius des Prüfquerschnittes übergeht, ist eine erhöhte Porosität erkennbar. Im Prüfquerschnitt sind zwei Bereiche erkennbar. Von unten nach oben betrachtet, ist am unteren Ende des Prüfquerschnittes eine geringe Porosität vorzufinden. Im Bereich der Verjüngung steigt die Porosität sprunghaft an. In diesem Bereich sind die Poren wiederkehrend und linienförmig angeordnet. Am oberen Spannkopf ist diese zyklische Wiederholung ebenfalls nachzuweisen. Für BZ2 (zweite Probe von links) ist die Porosität im unteren Spannende ebenfalls gering, nimmt allerdings mit steigender Probenhöhe, ausgehend von der Bauplattform, zu. Im Prüfquerschnitt der Probe ist die Porosität am unteren Ende höher als am oberen. Die Porosität nimmt in diesem Bereich mit steigender Probenhöhe ab. Am oberen Spannende ist die Porosität optisch regellos verteilt. Die BZ3 der WBP (zweite Probe von rechts) zeigt ebenfalls eine geringe Porosität am unteren Spannende, welche mit steigender Probenhöhe leicht zunimmt. Im

Prüfquerschnitt ist die Porosität gering und ohne erkennbares Muster angeordnet. Am oberen Spannende ist die Porosität zunächst erhöht, nimmt im Verlauf der Probenhöhe ab und steigt anschließend erneut bis zum oberen Bereich des Spannendes an. Die Porosität ist hierbei regellos angeordnet. Wird abschließend die KWBP betrachtet, ist ebenfalls eine Zunahme der Porosität über der Probenhöhe feststellbar. Am unteren Spannende ist die Porosität gering und steigt bis zum Bereich der geometrischen Kerbe leicht an. Im oberen Spannende steigt die Porosität mit zunehmender Probenhöhe und wird optisch in äquidistantem Muster wiederholt. Diese Beobachtungen sind in Tabelle 13 als Zahlenwerte ebenfalls nachvollziehbar. Aus BZ1 geht hervor, dass die Porosität im unteren Spannende mit 0,353 % deutlich geringer ausfällt als im Prüfquerschnitt mit 6,202 %. Die deutlich erhöhte Porosität im Prüfquerschnitt führte zum Ausschluss der Proben für die zyklische Prüfung. Der maximale Feret-Durchmesser f_{\max} steigt ebenfalls mit der Probenhöhe von 381 μm am unteren Spannende auf 631 μm im Prüfquerschnitt auf einen maximalen Wert von 903 μm am oberen Spannende. Gleichermaßen steigt auch die Fläche der größten Pore im metallographischen Schliff von 43 853 μm^2 am unteren Spannende auf 156 948 μm^2 am oberen. Die Feret-Winkel des BZ1 sind mit 85,6° bis 94,7° ermittelt. Dabei ist der Winkel analog zur Probennomenklatur Baurichtung angegeben. Demnach ist, bezogen auf die Abbildung 52, eine Pore mit 90°-Richtung, ein Defekt mit horizontaler Ausrichtung. Die WBP aus BZ2 in Abbildung 52 weisen am unteren Spannende, nahe der Anbindung an die Bauplattform, kaum Poren auf. Der Porenanteil nimmt mit der Höhe der Probe zu und weist ein Maximum zum Übergang in den Prüfquerschnitt auf. Im eigentlichen Prüfquerschnitt aus der zyklischen Prüfung ist die Flächenporosität hingegen gering. Mit steigender Probenhöhe ist eine Flächenporosität erkennbar, die der des unteren Spannendes entspricht. Aus den ausgewählten Porositätsparametern aus Tabelle 13 wird für BZ2 eine Flächenporosität am unteren Spannende von 0,538 % ermittelt. Im Prüfquerschnitt ist diese mit 0,486 % leicht niedriger und nimmt im oberen Spannende auf 0,814 % zu. Wird f_{\max} betrachtet, ist ein vergleichbares Bild feststellbar. Am unteren Spannende beträgt f_{\max} etwa 507 μm und nimmt im Prüfquerschnitt auf 329 μm ab, um im Anschluss auf 549 μm im oberen Spannende anzusteigen. Auch die Fläche der größten Einzelporen folgt der Tendenz der Flächenporosität. So besitzt die größte Pore am unteren Spannende eine Fläche von 69 756 μm^2 , im Prüfquerschnitt hingegen 35 655 μm^2 während die größte Pore am oberen Spannende eine Fläche von 96 941 μm^2 aufweist. Bei den Feret-Winkeln liegen die Messwerte in einem Bereich von 84,4° bis 87,4° über alle Messorte gemittelt. Bei der Betrachtung der BZ3 aus Abbildung 52 wird ebenfalls festgestellt, dass im Bereich des unteren Spannendes eine geringe Porosität vorliegt. Mit steigender Bauhöhe nimmt diese leicht zu und erreicht oberhalb des Überganges vom unteren Spannende zum Prüfquerschnitt das lokale Maximum. Im Prüfquerschnitt ist die Porosität sehr gering und nimmt mit dem Übergang in das obere Spannende zu. In der Mitte des oberen Spannendes ist eine geringe Porosität erkennbar, die im Anschluss erneut zunimmt. Vor allem die Porosität im oberen Bereich der WBP weist eine wiederholende Porenstruktur auf. In Tabelle 13 wird diese optische Begutachtung bestätigt. Bei der Betrachtung der Flächenporosität ist am unteren Spannende eine Porosität von 0,239 % festzuhalten. Die Porosität nimmt im Prüfquerschnitt auf 0,288 % zu und erreicht im oberen Spannende ein Maximum von 1,223 %. Der maximale Feret-Durchmesser beträgt im unteren Spannende 333 μm und sinkt im Prüfquerschnitt auf 189 μm . Am oberen Spannende beträgt f_{\max} etwa 545 μm . Bei der Fläche der größten Pore wird am unteren Spannende eine maximale Fläche von 27 187 μm^2 ermittelt. Im Prüfquerschnitt sinkt die Porenfläche auf 9896 μm^2 , die im oberen Spannende auf 76 335 μm^2 ansteigt. Die Ausrichtung der größten Poren beträgt von 84,2° bis 88,9° über alle Messorte hinweg. Bei der optischen Prüfung der KWBP aus Abbildung 52 wird eine über die Probenhöhe zunehmende Flächenporosität ermittelt. Im Bereich des unteren Spannendes sind lediglich vereinzelt Poren festzustellen, die leicht unterhalb des geometrischen Kerbs das vorläufige Porositäts-Dichtemaximum erreicht. Im Bereich des Prüfquerschnittes ist die Porosität gering und nimmt mit zunehmender Probenhöhe stark zu. Im oberen Spannende ist eine deutlich ausgeprägte Porosität mit zyklisch wiederholender Struktur festzustellen. Aus Tabelle 13 ist entnehmbar, dass im Bereich des unteren Spannendes eine Porosität von lediglich 0,255 % vorliegt, die im Bereich des Kerbs auf etwa 0,551 % ansteigt, um am oberen Spannende ein Maximum von 2,844 % zu erreichen. Dabei beträgt f_{\max} am unteren Spannende 310 μm , im Prüfquerschnitt 199 μm und am oberen Spannende 799 μm . Die maximale Porenfläche beträgt im

unteren Spannende $26\,717\ \mu\text{m}^2$, sinkt im Prüfquerschnitt auf $11\,333\ \mu\text{m}^2$ um im oberen Spannende auf $167\,071\ \mu\text{m}^2$ anzusteigen. Für die Feret-Winkel werden Werte von $90,9^\circ$ bis $95,8^\circ$ ermittelt.

In Abbildung 53 sind beispielhafte Übersichtsaufnahmen der KWBP und WBP in 45° -Richtung dargestellt. Die Porositätsparameter der unterschiedlichen BZ und der Messorte sind in der Tabelle 14 aufgelistet. Beginnend mit BZ1 aus Abbildung 53 ist, am unteren Spannende in direkter Nähe zur Bauplattform, kaum Porosität erkennbar. Diese steigt mit zunehmender Höhe bis zum Übergang zur Verjüngung des Prüfquerschnittes an. Im engsten Bereich der Verjüngung ist die Porosität gering und steigt mit zunehmender Bauhöhe erneut. Im oberen Spannende ist eine ausgeprägte Porosität erkennbar, welche im obersten Bereich durch eine Porenkette beschrieben werden kann. Aus Tabelle 14 ist für BZ1 entnehmbar, dass im unteren Spannende eine Porosität von $0,461\%$ vorliegt, welche im Prüfquerschnitt auf einen Wert von $0,356\%$ sinkt und im oberen Spannende auf $4,091\%$ ansteigt. Die Werte für f_{max} ergeben ein kongruentes Bild. Im unteren Spannende ist die größte Pore im Schnitt $483\ \mu\text{m}$ lang, während im Prüfquerschnitt eine $237\ \mu\text{m}$ detektiert wird. Am oberen Spannende ist die größte Pore $952\ \mu\text{m}$ lang. Äquivalent sind auch dementsprechend die Porenflächen. In der unteren Anbindung wird ein Wert von $89\,170\ \mu\text{m}$ gemessen, während im Prüfquerschnitt $24\,806\ \mu\text{m}^2$ ermittelt wird. Die größte Pore im oberen Spannende besitzt eine durchschnittliche Größe von $382\,038\ \mu\text{m}^2$. Die Ausrichtung des f_{max} liegt im Bereich von $84,4^\circ$ bis $93,7^\circ$ für alle Messorte. Auch für die betrachtete WBP der BZ2 ist ein ähnliches Verhalten feststellbar. In der unteren Anbindung in Nähe der Bauplattform ist die Porosität gering und nimmt mit steigender Probenhöhe kontinuierlich zu. Dabei wirkt die Anordnung der Porosität im Prüfquerschnitt regellos. Mit steigender Probenhöhe nimmt die Porosität im oberen Spannende zu. Die Porosität lässt vor allem dort eine linienförmige Anordnung der Poren erahnen. Aus Tabelle 14 ist ersichtlich, dass im unteren Spannende eine geringere Porosität vorliegt als im engsten Querschnitt im Prüfquerschnitt ($0,333\%$ zu $0,490\%$) während im oberen Spannende eine Flächenporosität von etwa $3,267\%$ vorliegt. Der maximale Feret-Durchmesser der größten Pore beträgt im Schnitt $626\ \mu\text{m}$, sinkt im Prüfquerschnitt auf $276\ \mu\text{m}$ und steigt im oberen Spannende auf $786\ \mu\text{m}$. Die Porenflächen weisen ein ähnliches Verhalten auf. Im unteren Spannende beträgt die größte Porenfläche $124\,219\ \mu\text{m}^2$ während die Porenfläche im Prüfquerschnitt mit $26\,146\ \mu\text{m}^2$ ermittelt wird. Am oberen Spannende steigt der Mittelwert der jeweils größten Poren auf $162\,005\ \mu\text{m}^2$. Bei der Ausrichtung der größten Poren wird ein Winkel von $90,5^\circ$ bis $92,9^\circ$ festgestellt. Wird BZ3 der WBP in 45° -Richtung betrachtet, ist festzustellen, dass im unteren Spannende eine Porosität von $0,626\%$ vorliegt. Im gesamten unteren Spannende ist die Porosität näherungsweise konstant und regellos verteilt. Im Prüfquerschnitt erreicht die Porosität optisch ihr Minimum in der Verjüngung und steigt von der Verjüngung bis zum Übergang in das obere Spannende an. Im oberen Spannende ist eine ausgeprägte Porosität erkennbar. Die Porosität erscheint teils linienförmig angeordnet. Wird BZ3 in Tabelle 14 betrachtet, wird festgestellt, dass im unteren Spannende eine Porosität von $0,626\%$ vorliegt, welche im Prüfquerschnitt auf $0,250\%$ abfällt und im oberen Spannende $2,815\%$ beträgt. Dabei beträgt f_{max} im unteren Spannende $428\ \mu\text{m}$ und sinkt im Prüfquerschnitt auf $215\ \mu\text{m}$, um im oberen Spannende auf $779\ \mu\text{m}$ anzusteigen. Auch die Porenfläche der größten Pore folgt dieser Tendenz. Im unteren Spannende beträgt diese $85\,194\ \mu\text{m}^2$ während die Porenfläche im Prüfquerschnitt $20\,777\ \mu\text{m}^2$ gemessen wird. Im oberen Spannende ist die größte Porenfläche mit $17\,269\ \mu\text{m}^2$ bemessen. Die Orientierung beträgt $85,8^\circ$ bis $89,1^\circ$ relativ zu Bauplattform. Für BZ4 ist ein zu BZ3 vergleichbares Porenbild feststellbar. Am unteren Spannende ist die Porenverteilung regellos und nimmt im Prüfquerschnitt einen Minimalwert an um mit steigender Probenhöhe maximal zu werden. Die Porenorientierung ist im oberen Spannende linienförmig und zyklisch wiederholend. Wird der passende Ausschnitt aus Tabelle 14 betrachtet, wird dies in den Messwerten der Flächenporosität sichtbar. Am unteren Spannende beträgt die Porosität $0,279\%$ und sinkt für den Prüfquerschnitt auf $0,202\%$ und anschließend auf $3,354\%$ im oberen Spannende. Der f_{max} beträgt am unteren Spannende $605\ \mu\text{m}$ und sinkt im Prüfquerschnitt auf $179\ \mu\text{m}$. Im oberen Spannende beträgt f_{max} $546\ \mu\text{m}$. Analog zu der Porosität und f_{max} variieren die Porenflächen ebenfalls stark. So beträgt die Porenfläche am unteren Spannende $105\,285\ \mu\text{m}^2$, im Prüfquerschnitt $11\,908\ \mu\text{m}^2$ und am oberen Spannende $110\,367\ \mu\text{m}^2$. Bei der Ausrichtung der Poren liegen Feret-Winkel zwischen $85,3^\circ$ bis $94,1^\circ$. In Abbildung 53 ist für die KWBP eine deutliche Porosität in der gesamten

Probe erkenntlich. Im Bereich der Anbindung zur Bauplattform des unteren Spannendes ist die Porosität relativ gering und nimmt mit steigender Probenhöhe kontinuierlich zu. Im Prüfquerschnitt und im Bereich des Kerbs ist eine ausgeprägte Porosität feststellbar, die zum oberen Spannende weiter ansteigt. Im oberen Spannende ist eine linienförmige Anordnung der Porosität erkenntlich. Aus Tabelle 14 ist ablesbar, dass am unteren Spannende eine Porosität von 0,862 % vorliegt, die zum Prüfquerschnitt im Bereich der geometrischen Kerbe auf 0,716 % sinkt und im oberen Spannende mit 4,326 % maximal wird. Die Poren weisen ein f_{\max} von 388 μm im unteren Spannende auf. Im Prüfquerschnitt wird ein f_{\max} von 258 μm gemessen. Im oberen Spannende wird ein f_{\max} von 862 μm detektiert. Analog zum f_{\max} beträgt die mittlere Fläche der größten Pore am unteren Spannende 64 770 μm^2 und ist im Bereich des Kerbs im Prüfquerschnitt 31 524 μm^2 groß. Am oberen Spannende wird ein Wert von 196 952 μm^2 gemessen. Bei dieser Probe beträgt der Winkel der Feret-Durchmesser relativ zur Bauplattform 84,1° bis 86,7° über alle Messorte.

Die Ergebnisse der Porositätsmessungen an den Prüfquerschnitten der KWBP und WBP in 90°-Richtung sind in Tabelle 15 aufgelistet. Aus der Tabelle ist entnehmbar, dass einige Bauzyklen fehlen. So fehlen bei den WBP BZ4, BZ8, BZ9 und BZ12 und bei der KWBP BZ1. Diese BZ wurden aufgrund der hohen Porosität für die zyklische Prüfung nicht verwendet. Grundlage der Porositätsabschätzung war die Messung der Dichte nach dem archimedischen Prinzip und der Verrechnung mit der Volldichte des defektfreien Materials. Die Volldichte wurde mittels Gleichung 4.1 berechnet, in der die nominelle chemische Zusammensetzung in Ma.-% aus Tabelle 5 verwendet wurde [129]. Für die Messung wurden Proben nach dem SA-Glühen verwendet.

$$\rho_{\text{voll}} = \frac{1}{(1,270 \cdot Fe + 1,380 \cdot C + 1,524 \cdot Mn + 2,381 \cdot Si + 1,384 \cdot Cr) \cdot 10^{-3}} \quad (4.1)$$

Die berechnete Volldichte beträgt für einen 20MnCr5 demnach 7,83 g cm^{-3} im ferritisch-perlitischen Zustand. Die Messung der archimedischen Dichte und der Berechnung der daraus resultierenden Porosität ergab für die WBP der 90°-Richtung für BZ4 7,535 %, für BZ8 eine Porosität von 4,531 %, für BZ9 13,027 % und für BZ12 8,654 % im Prüfquerschnitt. Die KWBP aus BZ1 wies im Prüfquerschnitt eine Porosität von etwa 6,678 % auf. Die Werte der für die zyklische Prüfung verwendeten Proben aus Tabelle 15 weisen hingegen deutlich geringere Porositäten auf. So wird für BZ1 eine Porosität von 0,102 % ermittelt, dessen f_{\max} 72 μm beträgt. Die Fläche der größten Poren beträgt im Mittel 2568 μm^2 . Für BZ2 wird eine Porosität von etwa 2,117 % ermittelt, deren f_{\max} etwa 896 μm beträgt. Dabei besitzen die größten Poren im Schnitt eine Fläche von etwa 227 834 μm^2 . Die Porosität für BZ3 wird zu 0,542 % ermittelt mit einem f_{\max} von 225 μm und einer Porenfläche der größten Poren von 12 610 μm^2 im Prüfquerschnitt. Die größte Porosität aller BZ wird in BZ5 ermittelt. Diese beträgt 3,309 % mit einem f_{\max} von 641 μm und einer Porenfläche von 178 894 μm^2 für die größten Poren im Prüfquerschnitt. Bei BZ6 wird eine Porosität von 1,147 % ermittelt mit einem f_{\max} von 338 μm und einer Fläche der größten Poren von 29 353 μm^2 für den Prüfquerschnitt. Für den BZ7 wird eine 0,530 %ige Porosität mit einem f_{\max} von 274 μm und einer Porenfläche von 28 472 μm^2 ermittelt. Für BZ10 werden die kleinsten Defekte ermittelt. Die Porosität beträgt 0,037 % und der f_{\max} 52 μm mit einer Porenfläche von 878 μm^2 . Der BZ11 besitzt eine Porosität von 0,507 % und einen f_{\max} von 209 μm . Die Porenfläche beträgt etwa 32 207 μm^2 im Prüfquerschnitt. Die Porosität des Prüfquerschnittes beträgt 0,975 % für BZ13 mit einem f_{\max} von 366 μm^2 und einer Porenfläche von 63 370 μm^2 . Der letzte BZ besitzt eine Porosität von 0,506 % im Prüfquerschnitt. Der f_{\max} beträgt 209 μm^2 und die Porenfläche 32 083 μm^2 . Wird KWBP BZ2 betrachtet fällt die hohe Porosität von 1,955 % auf. Auch KWBP BZ3 und KWBP BZ4 weisen Porositäten von 2,361 % bzw. 2,273 % auf. Der f_{\max} der KWBP liegt im Bereich von 338 μm bis 383 μm in einer gleichen Größenordnung. Eine größere Schwankung ist in den maximalen Porenflächen sichtbar. Diese beträgt zwischen 35 898 μm^2 bis 153 109 μm^2 für den Prüfquerschnitt. Die Feret-Winkel der KWBP und WBP der 90°-Richtung liegen in einem Bereich zwischen 71,5° bis 126,1° über alle Probenformen betrachtet.

Eine Zusammenfassung der Porositäten der Zugproben im einsatzgehärteten (ND + HDGA) und blindgehärteten Wärmebehandlungszustand ist in Tabelle 16 dargestellt. Dabei ist zu erkennen,

dass die gemittelte Porosität der Zugproben in 0°-Richtung die geringste aller Baurichtungen ist ($0,393 \pm 0,091$ %). Die Zugproben der 45°-Richtung weisen eine höhere Porosität mit $0,410 \pm 0,141$ % auf. Die höchste Porosität wird an den Zugproben der 45°-Richtung mit $0,507 \pm 0,142$ % ermittelt.

Ehemalige Austenitkorgrenzen

Beispielhaft ist in Abbildung 54 eine Übersichtsaufnahme der Querschliffe in 200x Vergrößerung für die WBP am unteren Spannende in 0°-Richtung gezeigt. Das Gefüge besteht aus Bereichen größerer Körner (mit 1 gekennzeichnet) und Bereichen kleinerer Korngröße (mit 2 markiert). Abbildung 55 zeigt eine LiMi-Aufnahme derselben Probe in 500x Vergrößerung. Mit dieser Vergrößerung wurden die Messungen der Korngröße durchgeführt. Auf Basis dieser Daten wird das zeitabhängige Kornwachstumsverhalten bewertet. Zusätzlich sind die Pulverschliffe im geätzten Zustand in Abbildung 56 und 57 dargestellt. Zu erkennen sind die einzelnen Pulverpartikel (hell) und die Einbettmaße (dunkelgrau) einschließlich Mulden (schwarz), die durch das Herausbrechen von Pulverpartikel entstehen. Für die Bestimmung der Linienschnittlänge der einzelnen Pulverpartikel wurden 30 willkürliche Partikel ausgewählt und in horizontaler und vertikaler Richtung vermessen. Aus der Messung geht hervor, dass die Linienschnittlänge der Pulverpartikel-Korngrößen $9,06 \pm 6,30$ µm beträgt. Die Abbildungen 58 und 59 zeigen die Korngrößen repräsentativer Bereiche in Defektnähe. Im mit 1 und 2 markierten Bereich aus Abbildung 58 sind Körner sichtbar, die deutlich größer sind als die Körner in Bereich 3. Die Bereiche der größeren Korngröße beschränken sich auf Orte in der Nähe der Poren. Bereiche kleinerer Körner sind hingegen im defektfernen Bereich verortet. In Abbildung 59 ist in Bereich 1 eine Kreisform mit groben Körnern sichtbar. In Bereich 2 ist ein im Vergleich zu Bereich 1 feines Korn sichtbar. Die Auswertung von 30 „groben“ Bereichen ergibt eine Linienschnittlänge von etwa $17,30 \pm 14,45$ µm. Die Zusammenfassung der nach DIN EN ISO 643 ermittelten Linienschnittlängen der WBP ist in den Tabellen 17 bis 19 dargestellt. Bei den WBP der 0°-Richtung (Tabelle 17) ist die Linienschnittlänge an zwei Messpositionen für alle Bauzyklen BZ ermittelt. Unterschieden wird in „unten“ und „oben“. Das Spannende, welches eine Anbindung an die Bauplattform hatte, wird mit „unten“ bezeichnet. Das freie Ende der WBP wird mit „oben“ angegeben. Die Messrichtung „in Bel.-Richtung“ stellt dabei die Linienschnittlänge in Aufbaurichtung dar. Die „quer zu Bel.-Richtung“ ist die zur Aufbaurichtung orthogonale Messung. Für BZ1 ist erkennbar, dass die Linienschnittlänge in Bel.-Richtung am unteren Spannende geringer ist als am oberen Spannende ($5,67 \pm 3,14$ µm zu $6,17 \pm 3,49$ µm). Auch sind die quer zu Bel.-Richtung Messwerte am unteren und oberen Spannende unterschiedlich ($5,18 \pm 2,79$ µm zu $5,73 \pm 2,61$ µm). Wird hingegen BZ2 betrachtet, ist sichtbar, dass die am oberen Spannende gemessenen Proben sowohl in Bel.-Richtung als auch quer zu Bel.-Richtung geringere Linienschnittlängen aufweisen als am unteren Spannende. In Bel.-Richtung sind die Werte am oberen Spannende etwa $0,21$ µm geringer als am unteren Spannende. Quer zu Bel.-Richtung sind die Werte am oberen Spannende etwa $1,12$ µm geringer als am unteren Spannende. Für BZ3 sind die Linienschnittlängen in Bel.-Richtung oben und unten fast deckungsgleich $5,30 \pm 2,81$ µm zu $5,31 \pm 2,70$ µm. Ein Unterschied von etwa $0,27$ µm ist quer zu Bel.-Richtung feststellbar. Über alle BZ betrachtet, ist die Linienschnittlänge am oberen Spannende in Bel.-Richtung um $0,10$ µm größer als am unteren Spannende. Die Linienschnittlänge quer zu Bel.-Richtung sind hingegen am oberen Spannende um $0,28$ µm geringer als am unteren Spannende. Zusätzlich ist feststellbar, dass die Linienschnittlängen in Bel.-Richtung und quer zu Bel.-Richtung an gleicher Messposition um durchschnittlich $0,45$ µm voneinander abweichen. Es liegen somit leicht verzerrte Körner im Gefüge vor. Unter der Annahme eines linearen Korngrößenverlaufes zwischen unterem und oberem Spannende wurde die Linienschnittlänge im Prüfquerschnitt der WBP mit $5,61$ µm in Bel.-Richtung und $5,16$ µm quer zu Bel.-Richtung errechnet.

In Tabelle 18 sind die Messungen der Linienschnittlänge für die WBP der 45°-Richtung zusammengetragen. Die Daten sind nach Position (oberes Spannende „oben“ und unteres Spannende „unten“) und der jeweiligen Messrichtung aufgeteilt. Hierbei ist in diesem Fall „in Bel.-Richtung“ die Richtung der größten Normalspannung (in Belastungsrichtung) und „quer zu Bel.-Richtung“ dementsprechend orthogonal hierzu. Die Ergebnisse des ersten BZ weisen einen Unterschied von $0,80$ µm in Bel.-Richtung für das obere und untere Spannende auf. Wird die Messrichtung quer zu Bel.-Richtung betrachtet, fällt auf,

dass die Linienschnittlänge unten um $1,11\ \mu\text{m}$ geringer ist als am oberen Spannende. Bei BZ2 steigt die Linienschnittlänge mit zunehmender Bauhöhe in Bel.-Richtung von $5,48 \pm 3,03\ \mu\text{m}$ auf $6,08 \pm 3,22\ \mu\text{m}$ und fällt quer zu Bel.-Richtung von $5,21 \pm 3,12\ \mu\text{m}$ auf $4,75 \pm 2,82\ \mu\text{m}$. BZ3 weist hingegen eine geringere Linienschnittlänge in Bel.-Richtung mit steigender Bauhöhe ($5,66 \pm 3,67\ \mu\text{m}$ zu $5,33 \pm 3,07\ \mu\text{m}$) und eine sinkende quer zu Bel.-Richtung ($5,21 \pm 3,27\ \mu\text{m}$ zu $5,81 \pm 3,80\ \mu\text{m}$) auf. Bei BZ4 ist eine steigende Linienschnittlänge in Bel.-Richtung über der Bauhöhe feststellbar ($4,96 \pm 3,20\ \mu\text{m}$ zu $5,56 \pm 3,27\ \mu\text{m}$). Für die Messrichtung quer zu Bel.-Richtung ist ebenfalls ein Anstieg von $0,62\ \mu\text{m}$ zwischen unterem und oberen Spannende bemerkbar. Werden die Mittelwerte der oberen und unteren Spannenden in Bel.-Richtung betrachtet, ergibt dies einen Zuwachs von $0,41\ \mu\text{m}$ und quer zu Bel.-Richtung $0,47\ \mu\text{m}$ über der Probenhöhe. Der Unterschied, berechnet aus den Mittelwerten der in Bel.-Richtung und quer zu Bel.-Richtung Linienschnittlängen beträgt $0,39\ \mu\text{m}$ über alle betrachteten BZ hinweg. Die Kornform ist demnach leicht gestreckt und in Bel.-Richtung länger als quer zu Bel.-Richtung. Auch an dieser Stelle wird die Linienschnittlänge im Prüfquerschnitt unter der Annahme einer linearen Änderung der Korngröße über der Bauhöhe der Probe angenommen, sodass für den Prüfquerschnitt in Bel.-Richtung von $5,41\ \mu\text{m}$ und quer zu Bel.-Richtung von $5,02\ \mu\text{m}$ ausgegangen wird.

Aus Tabelle 19 sind die Linienschnittlängen der untersuchten BZ aufgeführt. Anders als bei den WBP in 0° - und 45° -Richtung wurde bei diesen Proben ausschließlich der Prüfquerschnitt untersucht. Aufgrund der geringen Bauhöhe von etwa $5\ \text{mm}$ wurde auf eine Untersuchung der Änderung der Korngröße über der Bauteilhöhe verzichtet. Aus BZ1 geht hervor, dass die Linienschnittlänge in Bel.-Richtung etwa $0,64\ \mu\text{m}$ größer ist als quer zu Bel.-Richtung. Konträr hierzu ist in BZ2 die Linienschnittlänge in Bel.-Richtung um $0,62\ \mu\text{m}$ kleiner als quer zu Bel.-Richtung. Aus den Messungen der anderen BZ ist entnehmbar, dass die Linienschnittlänge quer zu Bel.-Richtung immer größer oder gleich der in Bel.-Richtung ist. Dabei variiert die Differenz zwischen minimal $0,18\ \mu\text{m}$ für BZ10 und maximal $1,29\ \mu\text{m}$ für BZ5. Einzig BZ11 weist keinen Unterschied der Linienschnittlängen in Bel.-Richtung und quer zu Bel.-Richtung auf. Wird der Mittelwert aller Messungen betrachtet, ergibt dies eine mittlere Linienschnittlänge in Bel.-Richtung von $5,22 \pm 3,87\ \mu\text{m}$ und quer zu Bel.-Richtung $5,52 \pm 3,85\ \mu\text{m}$. Der Unterschied zwischen den Messrichtungen beträgt gemittelt etwa $0,30\ \mu\text{m}$, sodass auch für diese Baurichtung von einer leicht gestreckten Korngröße ausgegangen werden kann.

Insgesamt bewegt sich die Linienschnittlänge der untersuchten WBP in Bel.-Richtung im Bereich von minimal $4,72 \pm 2,55\ \mu\text{m}$ (45° -Richtung BZ1) und maximal $6,17 \pm 3,49\ \mu\text{m}$ (0° -Richtung BZ1). Für die Messrichtung quer zu Bel.-Richtung variieren die Messwerte zwischen minimal $4,11 \pm 2,46\ \mu\text{m}$ (45° -Richtung BZ1) und maximal $6,21 \pm 4,36\ \mu\text{m}$ (90° -Richtung BZ5). Angesichts der großen Standardabweichung der einzelnen Messwerte (zwischen 46% und 80% des Mittelwertes) sind die Ergebnisse mit großer Streuung behaftet. Dies ist aufgrund der großen Unterschiede der Korngrößen der „groben“ und „feinen“ Bereiche begründet.

Aus Tabelle 20 gehen die Linienschnittlängen für das untersuchte Walzmaterial hervor. Der Zusammenhang zwischen Textur- und Messrichtung ist in Abbildung 26 dargestellt. Die Messrichtungen werden an die Belastungsrichtung eines Rissfortschrittsversuches angelehnt. Für die Probe „in Walzrichtung“ wird sowohl in Bel.-Richtung als auch quer zu Bel.-Richtung eine Korngröße von etwa $8,50\ \mu\text{m}$ ermittelt. Die „quer zu Walzrichtung“ Probe besitzt in Bel.-Richtung eine Linienschnittlänge von $8,11 \pm 4,97\ \mu\text{m}$ und quer dazu $8,88 \pm 5,93\ \mu\text{m}$. Bei der Probe „ 45° zu Walzrichtung“ beträgt die Linienschnittlänge in Bel.-Richtung $8,67 \pm 6,25\ \mu\text{m}$ und quer zu Bel.-Richtung $8,93 \pm 6,49\ \mu\text{m}$. Wird der Mittelwert aller Messrichtungen betrachtet, ist die Linienschnittlänge in Bel.-Richtung $8,42 \pm 5,93\ \mu\text{m}$ und quer zu Bel.-Richtung $8,77 \pm 5,93\ \mu\text{m}$. Wird Abbildung 26 betrachtet, ist erkennbar, dass trotz unterschiedlicher Messrichtungsbezeichnungen und Texturrichtungen qualitativ gleiche Messungen betrachtet werden. So entspricht die Texturrichtung „in Walzrichtung“ und „in Bel.-Richtung“ der „quer zu Walzrichtung“ und „quer zu Bel.-Richtung“. Zusätzlich ist „in Walzrichtung“ und „quer zu Bel.-Richtung“ der „quer zu Walzrichtung“ und „in Bel.-Richtung“ gleichzusetzen. Zusätzlich ist die Messung der „ 45° zu Walzrichtung“ Probe in der vereinfachten Darstellung der Walztextur nominell gleich. Auch ergibt die Betrachtung der äquivalenten Messungen unterschiedliche Linienschnittlängen. So ist

beispielsweise die Linienschnittlänge „in Bel.-Richtung“ und „in Bel.-Richtung“ mit $8,50 \pm 6,57 \mu\text{m}$ um etwa $0,38 \mu\text{m}$ kleiner als die äquivalente „quer zu Walzrichtung“ und „quer zu Bel.-Richtung“ Messrichtung. Ebenfalls ist „in Walzrichtung“ und „quer zu Bel.-Richtung“ mit $8,51 \pm 5,38 \mu\text{m}$ etwa $0,4 \mu\text{m}$ größer als „quer zu Walzrichtung“ und „in Bel.-Richtung“. Wird hingegen die „45° zu Walzrichtung“ Probe betrachtet, ist auch hier ein Unterschied von $0,35 \mu\text{m}$ zwischen den Messrichtungen feststellbar.

Die Ergebnisse der Abhängigkeit der Korngröße von der t_g bei gleichbleibender Wärmebehandlungstemperatur von 950°C sind in Tabelle 21 dargestellt. Bei einer t_g von 60 min beträgt die Linienschnittlänge in Schutzgasstrom-Richtung etwa $5,58 \mu\text{m}$ und in Pulverauftrag-Richtung $5,23 \mu\text{m}$ (Messrichtung siehe Abbildung 19). Bei einer Erhöhung der t_g auf 90 min sinken die Linienschnittlängen auf $5,19 \mu\text{m}$ bzw. $4,90 \mu\text{m}$. Wird die t_g auf 120 min erhöht, sinkt der Mittelwert der Linienschnittlänge in Schutzgasstrom-Richtung auf $5,07 \mu\text{m}$ und steigt auf $5,42 \mu\text{m}$ in Pulverauftrag-Richtung. Für eine t_g von 240 min beträgt die Linienschnittlänge in Schutzgasstrom-Richtung $4,98 \mu\text{m}$ und in Pulverauftrag-Richtung $5,46 \mu\text{m}$. Eine eindeutige Abhängigkeit der Linienschnittlängen ist aufgrund der ermittelten Messwerte weder von der Messrichtung noch von t_g erkennbar. Zwar sinkt der Mittelwert und die Standardabweichung der Linienschnittlängen in Schutzgasstrom-Richtung mit Erhöhung von t_g um etwa $0,60 \mu\text{m}$, für die Linienschnittlängen in Pulverauftrag-Richtung ist dies nicht beobachtbar. Für diese Messrichtung steigt die Linienschnittlänge um etwa $0,23 \mu\text{m}$ bei Vervierfachung der t_g und einer Standardabweichung in ähnlicher Größenordnung.

Gefügeaufnahmen nach Mikroätzung

Eine beispielhafte Aufnahme einer Probe nach der Mikroätzung ist in Abbildung 60 abgebildet. Dargestellt ist die WBP in 0° -Richtung aus BZ1 in unterschiedlichen Vergrößerungen des Prüfquerschnittes. Die in 2,5x-Vergrößerung aufgenommene Probe (Abschnitt a) aus Abbildung 60 zeigt eine stark ausgeprägte Porosität im Bereich der Verjüngung. Unter Beachtung, dass der Aufbau v.r.n.l. erfolgte, ist diese Beobachtung mit der aus Abbildung 52 kongruent. Die einsatzgehärtete Probe weist deutliche Farbunterschiede auf. Der Randbereich erscheint bräunlich, geht anschließend in einen Beigeton über und resultiert in einer gräulichen Farbe im Kern der Probe. Zusätzlich sind punktuell an der Oberfläche weißliche Bereiche erkennbar. In Abbildung 60 b) ist ein solcher Bereich in $200\times$ -Vergrößerung dargestellt. Deutlich erkennbar ist ein kreisförmiger, weißer, mit kaum erkennbarer Anbindung an die WBP-Oberfläche, Partikel. Zusätzlich ist Porosität, beginnend in etwa $300 \mu\text{m}$ Tiefe, erkennbar. Auch ist eine Erhebung irregulärer Topographie sichtbar. Bei $500\times$ -Vergrößerung des Ausschnittes sind nadelige Strukturen in dem weißen Partikel erkennbar. Diese Strukturen sind in abgeschwächter Form ebenfalls in der irregulären Erhebung zu erkennen. Zwischen diesen beiden Strukturen sind weiße, bräunliche und gräuliche Gefügestrukturen in homogenem Mischungsverhältnis vorhanden. Dieses homogene Gemenge nimmt in Richtung der Probenmitte eine eher bräunliche Färbung an.

Die beispielhaften Aufnahmen der Proben aus Walzmaterial sind in der Abbildung 61 dargestellt. Links ist die Probe mit Walztextur von links nach rechts verlaufend. In der Mitte ist die Probe, bei der die Walztextur diagonal (in 45° -Richtung) verläuft und bei der rechten Probe verläuft die Walztextur von oben nach unten. Anhand der dargestellten lichtmikroskopischen Aufnahmen ist diese vermeintliche Walztextur allerdings nicht erkennbar. Alle Aufnahmen weisen gräuliche Bereiche auf, die durch weiße Bereiche durchbrochen werden. Das Gefüge weist mit Ausnahme des Walzmaterials mit Walztextur in 45° -Richtung keinerlei Orientierung des Gefüges auf. In der Aufnahme für die 45° Walztextur sind an der Oberfläche der Probe nadelige Strukturen erkennbar.

XRD-Messung

Das Diffraktogramm des quantifizierten Pulvers aus 20MnCr5 ist in Abbildung 62 dargestellt. Deutlich erkennbar ist ein Intensitätsmaximum für die α -Phase. Für die γ -Phase ist kein Intensitätsauschlag feststellbar, sodass das Ausgangspulver überwiegend einphasig mit kubisch-raumzentrierter Struktur vorliegt.

Nach der Fertigung und der Wärmebehandlung der Proben erfolgte die Quantifizierung des Restaustenit-Gehaltes (RA-Gehalt; γ -Phase) an der Oberfläche der einsatzgehärteten WBP in 0° -

Richtung in den Oberflächenzuständen „wie-gebaut“ und „geschliffen“. Die Diffraktogramme der WBP sind in Abbildung 63 dargestellt. Ersichtlich ist, dass beide Proben zum größten Teil aus Martensit α -Phase und Austenit (γ -Phase) bestehen. Für die wie-gebaut Oberfläche ist eine deutliche Ausprägung der Intensität für die γ -Phase erkennbar. Für die geschliffene Oberfläche wird deutlich weniger γ -Phase ermittelt. Mittels Rietveld-Methode wurde für die wie-gebaut Oberfläche ein RA-Gehalt von $31,0 \pm 2,0$ Vol.-% und für die geschliffene Oberfläche $13,8 \pm 1,3$ Vol.-% ermittelt. Ausgehend von den Messwerten und der Tatsache, dass die WBP beider Oberflächenzustände mit den gleichen Parametern für die Niederdruckaufkohlung behandelt wurden, ist die Rauigkeit der einzige Unterschied. Beide Proben stammen aus demselben Bauzyklus, sodass der Einfluss einer leicht unterschiedlichen chemischen Zusammensetzung des Ausgangsmaterials nicht gegeben ist.

Die gleiche Untersuchung wurde an Zugproben in 0° -, 45° - und 90° -Richtung durchgeführt. Die Zugproben wurden vor der Wärmebehandlung allerdings mit einer Härteschutzpaste abgedeckt um ein Aufkohlen im Niederdruck zu verhindern. Diese Proben sind dennoch durch das Hochdruck-Gasabschrecken abgekühlt worden (blindgehärtet). Die entsprechenden Diffraktogramme sind in Abbildung 64 dargestellt. Für alle Verläufe ist die größte Intensität für die α -Phase gegeben. Die γ -Phase ist lediglich angedeutet. Dies bestätigt die Quantifizierung der Phasen nach der Rietveld-Methode. Der RA-Gehalt der 0° -Richtung beträgt $1,4 \pm 0,2$ Vol.-% und der der 45° -Richtung $2,0 \pm 0,1$ Vol.-% an der Zugproben-Oberfläche. Die Zugprobe der 90° -Richtung weist $1,5 \pm 0,1$ Vol.-% RA in der Oberfläche auf. Der Unterschied der RA-Gehalte von $0,6$ Vol.-% wird der Prozessstreuung (Lage im Gasstrom) und der Messunsicherheit des Messgerätes zugeschrieben. Zu Beachten ist bei diesen geringen RA-Gehalten allerdings, dass diese nahe der Bestimmungsgrenze für diese Messmethodik liegen.

Bei den Diffraktogrammen der Zugproben aus Walzmaterial aus Abbildung 65 ist entnehmbar, dass auch das blindgehärtete Walzmaterial einen eindeutigen Ausschlag der Intensität für die α -Phase aufweist. Für die γ -Phase sind lediglich kleine Intensitäten im Verlauf erkennbar. Die quantifizierte RA-Gehalt der Zugprobe in Walzrichtung beträgt $1,7 \pm 0,1$ Vol.-% und 45° zur Walzrichtung $2,2 \pm 0,7$ Vol.-% an der Probenoberfläche. Die Zugprobe quer zur Walzrichtung besitzt mit $2,8 \pm 0,2$ Vol.-% den größten Anteil an γ -Phase aller Zugproben aus Walzmaterial.

Messung der Eigenspannungen

Die Ergebnisse der Eigenspannungsmessungen sind als Eigenspannungs-Tiefen-Verläufe in den Abbildungen 66 und 67 dargestellt. Dabei ist Abbildung 66 der Eigenspannungs-Tiefen-Verlauf in welchem die Messrichtung der Eigenspannung der Belastungsrichtung im zyklischen Versuch entspricht ($\sigma_{E, \text{inBel}}$). Das linke Diagramm zeigt den wie-gebaut Oberflächenzustand, das rechte Diagramm den geschliffenen Oberflächenzustand. In Abbildung 67 entspricht die Messrichtung der Eigenspannung der Orthogonalen der Belastungsrichtung aus dem zyklischen Versuch ($\sigma_{E, \text{querBel}}$). In dieser Abbildung entspricht das linke Diagramm ebenfalls der wie-gebaut Oberfläche und das rechte Diagramm der geschliffenen Oberfläche. Bei der Betrachtung des Diagrammes für die wie-gebaut Oberfläche aus Abbildung 66 fällt auf, dass die Werte für $\sigma_{E, \text{inBel}}$ knapp unterhalb der Oberfläche ($5 \mu\text{m}$) zwischen 0 MPa bis -10 MPa betragen. In einer Tiefe von etwa $20 \mu\text{m}$ steigen $\sigma_{E, \text{inBel}}$ betragslich auf Werte zwischen -42 MPa bis -54 MPa an. Die bis hier fast identisch verlaufenden Eigenspannungs-Tiefen-Verläufe der einzelnen Baurichtungen weisen im Folgenden Unterschiede auf. So sinkt $\sigma_{E, \text{inBel}}$ der WBP der 0° -Richtung mit zunehmender Tiefe deutlich stärker, als die Eigenspannungen der 45° - und 90° -Richtung. In einer Tiefe von etwa $70 \mu\text{m}$ beträgt $\sigma_{E, \text{inBel}}$ bei der 0° -Richtung etwa -120 MPa , die der 90° -Richtung -92 MPa und für die 45° -Richtung lediglich -65 MPa . Dieser Unterschied der Eigenspannungen ist bis zu einer Tiefe von etwa $100 \mu\text{m}$ deutlich erkennbar. Die Eigenspannungen in dieser Tiefe betragen etwa -130 MPa bei der 0° -Richtung, -100 MPa bei der 90° -Richtung und etwa -80 MPa bei der 45° -Richtung. Für die letzten gemessenen Punkte werden Werte für $\sigma_{E, \text{inBel}}$ von -127 MPa bis -160 MPa für Baurichtungen mit steigendem Polarwinkel gemessen. Alle Kurven weisen betragslich zunehmende $\sigma_{E, \text{inBel}}$ auf. Die Abweichung der einzelnen Kurven und somit Baurichtung ist hingegen deutlich erkennbar. Diese Streuung und Messunterschiede sind bei den WBP mit geschliffener Oberfläche geringer, der Verlauf der Kurve hingegen sehr ähnlich (stetig fallend). So be-

trägt $\sigma_{E, \text{inBel}}$ knapp unterhalb der Oberfläche ($5 \mu\text{m}$) -35 MPa , -31 MPa und -43 MPa für die WBP in 0° -, 45° - und 90° -Richtung. In etwa $20 \mu\text{m}$ Tiefe betragen die Druckeigenspannungen in Belastungsrichtung hingegen -80 MPa bei der 0° -Richtung, -53 MPa bei der 45° -Richtung und -54 MPa für die 90° -Richtung. Mit betragslich größer werdender Tiefe, ausgehend von der Probenoberfläche, nimmt auch $\sigma_{E, \text{inBel}}$ betragslich zu. Die Kurven erscheinen parallelversetzt, sodass beispielsweise Druckeigenspannungen von etwa -100 MPa für die untersuchten Baurichtungen in unterschiedlichen Tiefen gemessen werden. Bei der 0° -Richtung tritt dies in etwa $42 \mu\text{m}$, bei der 45° -Richtung in $55 \mu\text{m}$ und bei der 90° -Richtung deutlich flacher in $36 \mu\text{m}$ Tiefe ein. Mit größer werdender Tiefe bleibt die Differenz der Eigenspannungsunterschiede in etwa gleich. Unter der Annahme, dass die Druckeigenspannungen der 45° -Richtung linear extrapolierbar sind, erreichen alle WBP mit geschliffener Oberfläche in etwa $190 \mu\text{m}$ Tiefe Druckeigenspannungen von etwa -190 MPa . Bei Betrachtung des Diagramms der wie-gebaut Oberfläche aus Abbildung 67 ist fällt auf, dass die Eigenspannungen für den ersten Punkt nicht für jede Baurichtung mit negativem Vorzeichen belegt sind. So wird bei der WBP in 45° -Richtung unterhalb der Oberfläche ein $\sigma_{E, \text{querBel}}$ von 15 MPa ermittelt. Es liegen in diesem Fall Zugeigenspannungen in der Oberfläche vor, welche quer zur Belastungsrichtung wirken. Die WBP in 0° -Richtung besitzt geringe Druckeigenspannungen mit -3 MPa . Lediglich die WBP in 90° -Richtung besitzt höhere $\sigma_{E, \text{querBel}}$ mit -17 MPa in etwa $5 \mu\text{m}$ Tiefe. Erst die zweiten Messpunkte weisen durchgängig negative Spannungswerte für die Eigenspannungen auf. In etwa $20 \mu\text{m}$ Tiefe liegen diese im Bereich von -22 MPa bis -30 MPa . In einer Tiefe von etwa $175 \mu\text{m}$ bei -100 MPa bis -139 MPa für die einzelnen Baurichtungen. Die Druckeigenspannungen quer zur Belastungsrichtung nehmen betragslich mit steigender Tiefe für alle Baurichtungen zu. Dabei ist der Unterschied der Verläufe deutlich geringer als für die Druckeigenspannung in Belastungsrichtung desselben Oberflächenzustandes aus Abbildung 66. Wird der geschliffene Oberflächenzustand in Abbildung 67 betrachtet, ist ein sehr gleichmäßiger Verlauf aller Druckeigenspannungs-Tiefen-Verläufe ersichtlich. In etwa $5 \mu\text{m}$ Tiefe beträgt die Eigenspannung zwischen -38 MPa bis -44 MPa . Mit steigender Entfernung von der Probenoberfläche beträgt $\sigma_{E, \text{querBel}}$ in $20 \mu\text{m}$ Tiefe etwa -70 MPa für alle Baurichtungen. Die Verläufe der 0° - und 45° -Richtung verlaufen quasi deckungsgleich bis zu einer Tiefe von etwa $50 \mu\text{m}$ und einem Druckeigenspannungswert von -110 MPa . Die Druckeigenspannungen der 0° -Richtung nehmen mit steigender Tiefe deutlich zu, während die Werte für $\sigma_{E, \text{querBel}}$ bei der 45° -Richtung stagnieren. Die Druckeigenspannungen der WBP in 90° -Richtung verlaufen parallel versetzt zu dem der 0° -Richtung. In etwa $190 \mu\text{m}$ Tiefe beträgt die Eigenspannung beider Baurichtungen gemittelt in etwa -180 MPa .

4.5 Quasistatische mechanische Eigenschaften

Ergebnisse der bauhöhenabhängigen Makrohärteprüfung

Die Ergebnisse der durchgeführten Makrohärtemessungen sind in den Tabellen 22 bis 25 aufgeführt. Für die Zugproben ist die Härte im Prüfquerschnitt in Tabelle 22 für die im PBF-LB/M-Prozess gefertigten Zugproben mit wie-gebaut und geschliffener Oberfläche dargestellt. Dabei werden die Zugproben in ihrem Wärmebehandlungszustand unterscheiden. Mit „ND + HDGA“ werden die im Niederdruck aufgekohlten und mit Hochdruck-Gas abgeschreckten Proben bezeichnet. Die blindgehärteten und nicht aufgekohlten Proben werden unter „Blindhärten“ zusammengefasst. Werden die Ergebnisse der im PBF-LB/M-Prozess gefertigten Zugproben mit wie-gebaut Oberfläche betrachtet, wird festgestellt, dass die Oberflächenhärte im Prüfquerschnitt etwa 704 HV_{30} beträgt. Dabei ist die Härte der 0° -Richtung mit 689 HV_{30} geringer als die der 45° - und 90° -Richtung. Die Standardabweichung beträgt etwa 30 HV_{30} für alle Baurichtungen. Die Zugproben mit geschliffener Oberfläche besitzen eine gemittelte Oberflächenhärte von etwa 712 HV_{30} . Die Standardabweichung ist, verglichen mit den Zugproben der wie-gebaut Oberfläche, mit 17 HV_{30} etwa halb so groß. Eine Betrachtung der Zugproben mit geschliffener Oberfläche im blindgehärtetem Zustand ergibt eine mittlere Härte von $410 \pm 13 \text{ HV}_{30}$. Die Härtewerte der blindgehärteten Zugproben aus Walzmaterial weisen eine um etwa 35 HV_{30} geringere Härte mit etwas höherer Standardabweichung von 19 HV_{30} auf. Die Makrohärten aller untersuchten Proben-Varianten weisen innerhalb der Messreihe geringe Härteunterschiede und Streuungen auf. Proben gleichen Wärmebehandlungszustandes und gleicher Oberfläche sind durch ihre Baurichtung nicht

unterscheidbar. Eine Ausnahme bildet lediglich die Makrohärte der Zugproben in 0°-Richtung. Diese weisen systematisch geringere Härtewerte im ND + HDGA auf als die der übrigen Baurichtungen. Der Unterschied liegt dabei stets innerhalb der Standardabweichung der anderen Baurichtungen.

In Tabelle 23 sind die Makrohärten im einsatzgehärteten Zustand der KWBP und WBP in 0°-Richtung aufgeführt. Dabei wird jeder Bauzyklus mit BZ und der laufenden Nummer abgekürzt. Auch wird die Prüfoberfläche in wie-gebaut und geschliffen unterschieden. Neben der Härte im Prüfquerschnitt der Proben werden die Ergebnisse der Messorte unten (unteres Spannende) und oben (oberes Spannende) angegeben. Dabei war das untere Spannende an die Bauplattform im Bauprozess angebunden. Das obere Spannende war der Belichtungseinheit in der PBF-LB/M-Anlage zugewandt. Bei der WBP mit wie-gebaut Oberfläche ist für BZ1 eine deutliche Abhängigkeit der oberflächlichen Makrohärte in Abhängigkeit des Messortes ersichtlich. Unten beträgt die Makrohärte 714 ± 24 HV30 und sinkt im Prüfquerschnitt auf 689 HV30 mit deutlich gesteigener Standardabweichung von 66 HV30. Am oberen Spannende beträgt die Härte lediglich 632 ± 59 HV30 und ist somit fast 80 HV30 geringer als am unteren Spannende. Für BZ2 ist ein solch großer Abfall nicht beobachtbar. Für diesen Bauzyklus ist der Härteunterschied zwischen dem unteren und oberen Spannende lediglich 8 HV30 mit einer Härte von 708 ± 19 HV30 im Prüfquerschnitt. Auffällig ist die am oberen Spannende ermittelte Standardabweichung von 41 HV30, welche im Vergleich zum unteren Spannende und dem Prüfquerschnitt um den Faktor zwei größer ist (19 HV30 zu 41 HV30). Der BZ3 der WBP mit wie-gebaut Oberfläche besitzt ebenfalls eine eher konsistente Härte über alle Messorte. So wird am unteren Spannende eine Härte von 723 ± 14 HV30, im Prüfquerschnitt 725 ± 22 HV30 und am oberen Spannende 713 ± 16 HV30 gemessen. Die Härtewerte liegen dicht beisammen ohne Auffälligkeit im Härtewert als auch in der Standardabweichung. Wird die Härte der KWBP mit wie-gebaut Oberfläche betrachtet, ist festzuhalten, dass die Härtewerte Messort unabhängig bei etwa 720 HV30 liegen. Die Standardabweichung liegt im niedrigen zweistelligen HV30 Bereich. Die KWBP und WBP mit geschliffener Oberfläche besitzen vergleichbare Härtewerte. Wird die WBP der 0°-Richtung aus BZ1 betrachtet, ist auffällig, dass die Härtewerte deutliche Unterschiede aufweisen. Die Härte liegt am unteren Spannende im Bereich 725 ± 11 HV30 während im Prüfquerschnitt 678 ± 70 HV30 gemessen wird. Am oberen Spannende beträgt die Härte 616 ± 13 HV30 und ist somit über 100 HV30 geringer als am unteren Spannende. Bei den WBP aus BZ2 werden hingegen deutlich homogenere Härtewerte ermittelt. Die Härte beträgt am unteren Spannende 708 ± 18 HV30, im Prüfquerschnitt 719 ± 30 HV30 und am oberen Spannende 722 ± 14 HV30. Ein vergleichbares Bild ist für den BZ2 festzuhalten. Dort betragen die Härten am unteren Spannende 723 ± 27 HV30, im Prüfquerschnitt 728 ± 8 HV30 und am oberen Spannende 712 ± 11 HV30. Gleichmaßen ist auch die KWBP mit der geschliffenen Oberfläche einzuordnen. Die Härte beträgt im Mittel etwa 720 HV30 und weist keine Unterschiede in Abhängigkeit vom Messort auf.

Ein Unterschied der Härte in Abhängigkeit vom Messort ist für die WBP in 0°-Richtung aus BZ1 unabhängig von der Oberfläche feststellbar. Die Härte nimmt mit der Probenhöhe sukzessiv ab, sodass am oberen Spannende zum Teil 100 HV30 gemessen wird. Bei BZ2 und BZ3 ist eine solche Tendenz für die wie-gebaut Oberfläche zu erahnen, bei den Proben mit geschliffener Oberfläche ist dies nicht zutreffend. Wird BZ1 ausgenommen, so sind die Makrohärten im Prüfquerschnitt in einem Bereich von 710 HV30 zu verorten. Auch die Standardabweichung ist für alle Messorte und Oberflächenzustände gering. Im Schnitt sind die Proben mit geschliffener Oberfläche etwa 2 HV30 härter als die Proben mit wie-gebaut Oberfläche. Werden ausschließlich die Härten der Prüfquerschnitte betrachtet, ist eine um etwa 5 HV30 höhere Härte der KWBP und WBP mit geschliffenem Prüfquerschnitt feststellbar.

In Tabelle 24 sind die ermittelten Härtewerte der in 45°-Richtung gefertigten KWBP und WBP nach dem Niederdruckaufkohlen und Hochdruck-Gasabschrecken aufgelistet. Unterteilt wird in die Probenform (KWBP und WBP), den Bauzyklus (BZ), der Oberfläche (wie-gebaut und geschliffen) und den Messort (unten, Prüfquerschnitt, oben). Dabei ist „unten“ das untere Spannende und „oben“ das obere Spannende der jeweiligen Probenform. Für die WBP aus BZ1 wird ein leichter Abfall der Härte in Abhängigkeit vom Messort festgestellt. Beträgt die Härte am unteren Spannende 708 ± 18 HV30

sinkt diese auf 707 ± 23 HV30 im Prüfquerschnitt und beträgt 691 ± 40 HV30 am oberen Spannende. Die Härte nimmt mit steigender Bauhöhe demnach um 17 HV30 ab. Einen solchen Abfall der Härte ist für BZ2 nicht festzustellen. Die Härte dieses Bauzyklus beträgt gemittelt 712 HV30 über alle Messorte. Auch die Standardabweichung liegt in einem ähnlichen Bereich. Für BZ3 wird ein leichter Abfall der Härte von 9 HV30 über der Bauhöhe ermittelt. Am unteren Spannende beträgt die Härte 720 ± 18 HV30, im Prüfquerschnitt 714 ± 19 HV30 und sinkt auf 711 ± 20 HV30 am oberen Spannende. Die Standardabweichungen betragen im Schnitt 19 HV30 und sind somit unauffällig. Die gleichmäßigsten Härtewerte der wie-gebaut Oberfläche für die WBP weist BZ4 auf. Für diesen Bauzyklus beträgt der Unterschied der Härtewerte zwischen dem unteren und oberen Spannende lediglich 3 HV30 für die beiden Messorte. Auch der Prüfquerschnitt fällt mit 720 ± 15 HV30 in die Härtespanne der Spannenden. Die KWBP mit wie-gebaut Oberfläche besitzt eine homogene Oberflächenhärte mit etwa 717 HV30 für alle Messorte. Werden die Härtewerte der geschliffenen Oberflächen betrachtet, wird für BZ1 am unteren Spannende 715 ± 32 HV30, im Prüfquerschnitt 708 ± 39 HV30 und für das obere Spannende 711 ± 32 HV30 ermittelt. Die gemittelte Standardabweichung ist mit 34 HV30 die höchste aller geschliffenen WBP in 45°-Richtung. Allerdings ist im Gegensatz zur wie-gebaut Oberfläche kein Abfall der Härte in Abhängigkeit vom Messort feststellbar. Für BZ2 ist ein solcher Härteabfall hingegen feststellbar. Beträgt die Härte am unteren Spannende noch 717 ± 22 HV30 sinkt diese mit steigender Bau- und somit Probenhöhe. Im Prüfquerschnitt wird noch 720 ± 10 HV30 gemessen, am oberen Spannende hingegen 682 ± 33 HV30 mit erhöhter Standardabweichung. Dies ist ein Abfall der Härte von 35 HV30 im Vergleich zum unteren Spannende. Für BZ3 ist ein solcher Abfall der Härte nicht festzustellen. Die Härte differenz beträgt über der Bauhöhe lediglich 6 HV30. Wird am unteren Spannende 722 ± 13 HV30 gemessen, sind es im Prüfquerschnitt 720 ± 15 HV30 und 716 ± 12 HV30 am oberen Spannende. Auch BZ4 ist hinsichtlich der Härtewerte unauffällig. Die Härten liegen in einem vergleichbaren Bereich mit 716 ± 15 HV30 am unteren Spannende, 728 ± 8 HV30 im Prüfquerschnitt und 713 ± 5 HV30 am oberen Spannende. Auffällig für diesen Bauzyklus ist die niedrige Standardabweichung aller Messorte. Unauffällig ist auch die KWBP mit geschliffener Oberfläche. Die Härtewerte liegen in einem Bereich von 718 HV30 über alle Messorte gemittelt. Im Allgemeinen sind die Härten der Proben mit geschliffener Oberfläche etwa 2 HV30 härter als Proben, deren Oberflächen im wie-gebaut Zustand belassen wurden. Eine deutliche Erhöhung der Härte wird festgestellt, sobald lediglich die Härten der Prüfquerschnitte betrachtet werden. Die geschliffene Oberfläche weist im Mittel eine um etwa 20 HV30 größere Härte als der wie-gebaut Zustand auf.

Wie auch bei der Bestimmung der Porosität wurden bei den KWBP und WBP der 90°-Richtung einige Bauzyklen aus der Härtemessung ausgenommen. Diese Bauzyklen fehlen dementsprechend in der Auflistung der Härtewerte in Tabelle 25 im einsatzgehärteten Zustand. Entgegen der anderen Härtemessungen konnte an den Proben der 90°-Richtung keine Abhängigkeit der Härte von der Probenhöhe ermittelt werden, da die Proben in einer Ebene gefertigt wurden. Auch in Tabelle 25 sind die Härtewerte in die unterschiedlichen Probenformen, Bauzyklen und Oberflächenzustände separiert. Die ermittelte Härte im Prüfquerschnitt der WBP aus BZ1 beträgt 709 ± 6 HV30 und ist deckungsgleich mit dem ermittelten Härtewert des BZ2 (709 ± 7 HV30). Eine um etwa 15 HV30 niedrigere Härte wird für die BZ3 und BZ5 ermittelt. Bei diesen Bauzyklen ist auch die Standardabweichung mit 24 HV30 etwa dreimal größer als bei den ersten beiden Bauzyklen. Der BZ6 weist die höchste Härte mit 732 ± 3 HV30 aller WBP mit wie-gebaut Oberflächen auf. Für BZ7 wird eine Härte von 714 ± 5 HV30 im Prüfquerschnitt ermittelt. Die Proben aus BZ10 besitzen eine Härte von 724 ± 12 HV30 und BZ11 liegt mit 699 ± 29 HV30 darunter. Die WBP aus BZ13 und BZ14 weisen ähnliche Härtewerte mit 702 ± 15 HV30 bzw. 707 ± 17 HV30 auf. Die gemessenen KWBP mit wie-gebaut Oberfläche besitzen eine Härte von 716 HV30 bis 728 HV30 und eine Standardabweichung zwischen 13 HV30 bis 22 HV30 für den Prüfquerschnitt. Werden die WBP mit geschliffener Oberfläche betrachtet, ist eine im Vergleich zur wie-gebaut Oberfläche etwas höhere Härte festzuhalten. Bei den Proben des BZ1 beträgt die Härte 716 ± 9 HV30 und ist somit etwa 7 HV30 Härtepunkte höher als die vergleichbare Probe mit wie-gebaut Oberfläche. Auch die WBP aus BZ2 weisen im Schnitt eine um 11 HV30 höhere Härte auf (720 ± 25 HV30) als die Probe im wie-gebaut Oberflächenzustand. Allerdings ist auch die Standard-

abweichung mit 25 HV30 höher als die der wie-gebaut Oberfläche (7 HV30). Auch die BZ3 und BZ5 weisen höhere Härtewerte als ihre Pendanten mit wie-gebaut Oberfläche auf. Für BZ3 ist die Härte der WBP etwa 20 HV30 höher und die Härte des BZ5 um etwa 15 HV30 größer als die der wie-gebaut Oberfläche. Auch die Standardabweichungen dieses Oberflächenzustandes sind im Schnitt geringer. Entgegen der bisherigen Ergebnisse ist die Härte des BZ6 im geschliffenen Zustand geringer als die der wie-gebaut Oberfläche. Die Differenz beträgt 9 HV30 und fällt zulasten der geschliffenen WBP. Auch die Standardabweichung ist größer als bei der wie-gebaut Oberfläche (3 HV30 zu 11 HV30). Bei BZ7 ist die Härte der geschliffenen WBP wiederum höher als die der wie-gebaut Oberfläche (723 ± 10 HV30 zu 714 ± 5 HV30). Für BZ10 ist die Härte im geschliffenen Zustand hingegen etwa gleich der Härte und Standardabweichung der wie-gebaut Oberfläche (728 ± 16 HV30 zu 724 ± 12 HV30). Eine um 19 HV30 höhere Härte wird für BZ11 ermittelt, sobald die beiden Oberflächenzustände verglichen werden. Die Standardabweichung der geschliffenen Probe (16 HV30) ist etwa halb so groß wie die der wie-gebaut Oberfläche (29 HV30). Für die BZ13 und BZ14 werden Oberflächenhärten ermittelt, die etwa 10 HV30 Härtepunkte größer sind als die der wie-gebaut Oberfläche. Dabei ist die Standardabweichung leicht reduziert, allerdings in der Größenordnung der wie-gebaut Oberflächen. Bei den geschliffenen KWBP sind die Unterschiede der Härtewerte, bezogen auf die untersuchten Oberflächen, in etwa gleich. Für den BZ1 der KWBP wird für die geschliffene Oberfläche eine Härte von 729 ± 20 HV30 gemessen, für die wie-gebaut Oberfläche eine um 13 HV30 geringere Härte ermittelt. Die Härten des BZ2 sind für beide Oberflächen in etwa gleich (722 ± 18 HV30 zu 727 ± 12 HV30). Bei BZ3 ist die Härte der geschliffenen KWBP hingegen leicht geringer als die der wie-gebaut Oberfläche. Der Unterschied beträgt gemittelt etwa 15 HV30 im Prüfquerschnitt.

Ermittelte Härteverläufe

Die ermittelten Kleinlasthärteverläufe sind graphisch in den Abbildungen 68 bis 78 dargestellt. Ausgewählte Härtewerte in HV1 und die zugehörige Grenzhärte-Tiefe CHD sind in den Tabellen 26 bis 28 zusammengefasst. Die Abbildungen zeigen die Approximationskurven nach Gleichung 3.1 der gemessenen Härtewerte. In den Tabellen ist der berechnete Härtewert in Oberflächennähe H_0 , der Härtewert im Kern der Probe H_∞ und die berechnete Grenzhärte-Tiefe CHD angegeben.

Die Härteverläufe der KWBP und WBP in 0°-Richtung sind in den Abbildungen 68 bis 70 und die errechneten Härtewerte in Tabelle 26 aufgeführt. Um eine detailliertere Übersicht der Einflüsse des Messortes und der Streuung innerhalb derselben Probe aufzuzeigen, wird zunächst auf Abbildung 68 verwiesen. Die dargestellten Härteverläufe zeigen die drei untersuchten Bauzyklen (BZ1, BZ2 und BZ3) der WBP am unteren Spannende. Hierbei sind die einzelnen BZ farblich unterschieden. BZ1 wird als schwarze Kurve, BZ2 als rote Kurve und BZ3 als grüne Kurve dargestellt. Dargestellt sind jeweils zwei Messreihen aus einem Bauzyklus. Diese Messreihen liegen in derselben Bauhöhe der jeweiligen Probe, sind allerdings ausgehend von der Oberfläche, an gegenüberliegenden Seitenflächen ermittelt worden. Die exakten berechneten Messwerte der Kleinlasthärte in Randnähe H_0 und der Kleinlasthärte im Kern H_∞ der einzelnen BZ sind Tabelle 26 zu entnehmen. Die Betrachtung von BZ1 ergibt sowohl unterschiedliche H_0 als auch H_∞ . So beträgt für die erste Messreihe H_0 672 HV1 und H_∞ 397 HV1. Die zweite Messreihe ergibt Härtewerte die 13 HV1 beziehungsweise 26 HV1 niedriger sind. Dabei wird die CHD der einzelnen Messreihen nicht durch die unterschiedlichen Härtewerte für H_0 und H_∞ beeinflusst. Beide CHD liegen dicht beisammen und betragen 0,52 mm für die erste Messreihe und 0,51 mm für die zweite Messreihe. Auch für BZ2 werden nicht vernachlässigbare Unterschiede für die Härteverläufe ermittelt. Dabei ist der Unterschied der H_0 mit 8 HV1 vergleichsweise gering, steigt allerdings auf 32 HV1 für H_∞ . Quasi unbeeinflusst ist allerdings die resultierende CHD beider Messreihen, welche für die erste 0,50 mm und für die zweite 0,52 mm beträgt. Abschließend wird BZ3 betrachtet, dessen Härteverläufe deutlich näher bei einander liegen, als die der BZ1 und BZ2. Die Abweichungen der Messreihen betragen 9 HV1 für H_0 und 15 HV1 für H_∞ im Kern der Probe. Auch die CHD liegt mit 0,53 mm für Messreihe eins und 0,52 mm für Messreihe zwei quasi übereinander. Generell wird bei den untersuchten WBP am unteren Spannende eine sehr gleichmäßige CHD ermittelt, dessen Spanne lediglich 0,3 mm beträgt. Die Härteverläufe aus Abbildung 68 suggerieren allerdings größere Streuungen in Abhängigkeit der Messreihe. Eine Abweichung der gleichmäßigen CHD wird bei

den WBP in 0°-Richtung festgestellt, sobald der Messort am oberen Spannende betrachtet wird. Die Härteverläufe dieses Spannendes sind in Abbildung 69 dargestellt und ebenfalls nach den einzelnen BZ und Messreihen aufgeteilt. Erneut erfolgte die Messung der WBP in der selben Proben- und somit Bauhöhe. Die Messwerte für H_0 und H_∞ sind in Tabelle 26 enthalten. Bei der Betrachtung des BZ1 wird ein deutlicher Unterschied der H_0 in Abhängigkeit des Messortes aufgezeigt. Während Messreihe eins eine Härte von 723 HV1 besitzt, ist der Härtewert für Messreihe zwei um 32 HV1 geringer. Der Unterschied von H_∞ der beiden Messreihen sinkt auf 24 HV1. Auch die CHD weicht mit 0,51 mm für Messreihe eins und 0,55 mm für Messreihe zwei etwa 10 % voneinander ab. Den größten Unterschied der CHD innerhalb einer Probe weist BZ3 auf. Dort ist die Abweichung der CHD 0,08 mm für die beiden Messreihen. Auch H_0 und H_∞ weisen eine Differenz von 20 HV1 und 40 HV1 auf. Wie auch für den unteren Spannkopf ist der Unterschied der BZ3 für den oberen Spannkopf vergleichbar gering. Ein Unterschied von H_0 ist kaum feststellbar. Die H_∞ Differenz ist lediglich 13 HV1. Bei der CHD wird 0,57 mm für beide Messreihen ermittelt. Eine optische Vergleichbarkeit der Härteverläufe am unteren Spannende, im Prüfquerschnitt der Proben und am oberen Spannende ist in Abbildung 70 ermöglicht. Die Mittelung der Kurven erfolgte über alle Messreihen und Bauzyklen der untersuchten WBP in 0°-Richtung. Klar erkennbar sind die unterschiedlichen H_0 der betrachteten Messorte. Die geringste H_0 wird für die WBP am unteren Spannende ermittelt. Diese beträgt 684 HV1 und ist 27 HV1 geringer als die des Prüfquerschnittes und des oberen Spannendes (beide 711 HV1). Die Kleinlasthärte im Kern der Proben ist für die WBP am unteren Spannende ebenfalls am geringsten (388 HV1). Die H_∞ des Prüfquerschnittes beträgt 394 HV1 und die des oberen Spannendes besitzt einen Wert von 408 HV1. Auch die CHD steigt mit der Bauhöhe der Probe. Am unteren Spannende beträgt die CHD 0,51 mm, im Prüfquerschnitt 0,52 mm und am oberen Spannende 0,55 mm über die jeweiligen Messwerte gemittelt. Für die KWBP der 0°-Richtung werden solche Härteverläufe in Abhängigkeit der Bauhöhe nicht ermittelt, die Abweichungen der Messwerte sind zu gering um eindeutige Aussagen treffen zu können (Abbildung 71 und Tabelle 26). Die H_0 beträgt für alle Messorte 718 HV1, im Kern wird eine Härte von 414 HV1 bis 419 HV1 ermittelt und die CHD beträgt 0,55 mm bis 0,57 mm.

Eine Zusammenstellung der Härteverläufe für die KWBP und WBP der 45°-Richtung ist in den Abbildung 72 bis 74 gegeben. Die tabellarische Zusammenfassung der Kleinlasthärten ist in Tabelle 27 dargestellt. Eine Übersicht der Härteverläufe der unteren Spannenden der WBP in 45°-Richtung ist in Abbildung 72 dargestellt. Aufgeteilt ist auch in diesem Diagramm nach den einzelnen Bauzyklen BZ und Messreihen. Die Approximationskurve der WBP des ersten BZ sind in schwarz, die des zweiten in rot, die des dritten in grün und die des vierten BZ in blau abgebildet. Zusätzlich zu den Härteverläufen wird auf die Kennwerte der Kurve in Tabelle 27 verwiesen. Die Härteverläufe des BZ1 besitzen messreihen-abhängig eine randnahe Kleinlasthärte H_0 von 697 HV1 und 694 HV1 und eine Kernhärte H_∞ von 371 HV1 und 377 HV1. Die Kurven weisen einen fast deckungsgleichen Kurvenverlauf auf, welcher sich durch die h_0 leicht unterscheidet. Dies wird durch die Grenzhärte-Tiefe CHD von 0,48 mm und 0,49 mm bestätigt. Auch die Kurven des BZ2 liegen nah beieinander. Die gemittelte H_0 beider Messreihen beträgt etwa 700 HV1 mit einer Differenz von insgesamt 7 HV1. Auch im Kern ist die Differenz mit insgesamt 5 HV1 gering. Optisch sind beide Härteverläufe lediglich durch den leichten Unterschied in H_0 zu differenzieren. Die CHD beider Messreihen beträgt 0,49 mm. Für BZ3 wird eine H_0 von 692 HV1 für beide Messreihen ermittelt. Die H_∞ beträgt für Messreihe eins in etwa 377 HV1 und für Messreihe zwei wird 361 HV1 in der randfernen Messposition ermittelt. Diese Differenz von 16 HV1 ist die größte aller untersuchten Messreihen innerhalb der WBP in 45°-Richtung. Eine Abweichung der CHD ist hingegen nicht feststellbar. Für die erste Messreihe ist die CHD 0,50 mm und für die zweite Messreihe 0,49 mm. Auch der letzte BZ besitzt vergleichbare CHD mit 0,52 mm und 0,51 mm für die beiden Messreihen. Einen höheren Unterschied weisen die H_0 im inneren der Materialproben auf. Die Differenz beträgt hierbei 16 HV1 zwischen Messreihe eins und Messreihe zwei, welche ein H_0 von 687 HV1 aufweist. Im Kern der Probe werden Kleinlasthärten von 374 HV1 und 372 HV1 ermittelt. Auch optisch sind die Härteverläufe des BZ4 fast kongruent, mit einer leichten Differenz im Kurvenanfang. Auch die Härteverläufe der oberen Spannenden der WBP in 45°-Richtung aus Abbildung 73 liefern ein homogenes Bild. Der Härteverlauf des BZ1 besitzt gemittelt ein H_0 von 720 HV1,

ein H_∞ von 401 HV1 mit einer fast identischen CHD von 0,56 mm beziehungsweise 0,57 mm. Leichte Unterschiede in H_0 und H_∞ weist BZ2 auf. Die Differenz der Härteverläufe ist optisch in Abbildung 73 und Tabelle 27 dargestellt. Ein H_0 von 724 HV1 wird für Messreihe eins und 714 HV1 für Messreihe zwei ermittelt. Eine ähnliche Härte­differenz ist auch bei H_∞ festzustellen. H_∞ beträgt für Messreihe eins 401 HV1 und für Messreihe zwei 389 HV1. Dies resultiert in einer leicht unterschiedlichen CHD von 0,55 mm und 0,57 mm der beiden Messreihen. Den größten Unterschied der CHD der untersuchten BZ ist in BZ3 erkennbar. Die Differenz dieses BZ beträgt 0,04 mm zwischen den beiden Messreihen. H_0 beträgt für die erste Messreihe 714 HV1 und für die zweite Messreihe 723 HV1. Für H_∞ werden Werte von 384 HV1 und 391 HV1 für die unterschiedlichen Messreihen ermittelt. Die vergleichbarsten Härte­verläufe besitzt BZ4. Hier beträgt die CHD in etwa 0,56 mm mit quasi gleicher H_0 von etwa 718 HV1 in Randnähe. Auch H_∞ besitzt mit einer Differenz von 7 HV1 eine geringe Abweichung. Auch für die WBP der 45°-Richtung ist ein zusammenfassendes Diagramm in Abbildung 74 hinterlegt. Wie für die WBP der 90°-Richtung ist für diese Baurichtung ein Einfluss des Messortes erkennbar. Die Proben am unteren Spannende besitzen eine mittlere CHD, welche etwa 0,50 mm beträgt. Die H_0 liegt bei 696 HV1 und H_∞ bei etwa 372 HV1 über alle BZ gemittelt. Mit steigender Bauhöhe steigen sowohl die CHD als auch H_0 und H_∞ auf höhere Werte. Die CHD steigt um 0,05 mm auf 0,55 mm, H_0 auf 714 HV1 und H_∞ auf 394 HV1 im Prüfquerschnitt. Mit einer erneuten Erhöhung der Bauhöhe und dem Messort am oberen Spannende steigen die Messwerte hingegen lediglich marginal an. Die CHD steigt auf 0,56 mm, H_0 auf 719 HV1 und H_∞ auf 393 HV1 über alle BZ gemittelt. In Abbildung 75 ist eine Übersicht der ermittelten Härte­verläufe in Abhängigkeit der Messorte für die KWBP dargestellt. Auch für diese Probenform sind Unterschiede der Härte­verläufe von der Bauhöhe der Proben erkennbar. Die Kurvenparameter der Approximationskurven aus Tabelle 27 zeigen eine sukzessive Zunahme von H_0 , H_∞ und der CHD. H_0 steigt von 698 HV1 am unteren Spannende auf 712 HV1 im Prüfquerschnitt und 717 HV1 am oberen Spannende. Um die gleichen Beträge steigt auch H_∞ für die unterschiedlichen Messorte. 388 HV1 werden für das untere Spannende, 401 HV1 für den Prüfquerschnitt und 308 HV1 für das obere Spannende ermittelt. Bei der CHD wird im unteren Spannende eine Tiefe von 0,51 mm, im Prüfquerschnitt und am oberen Spannende von 0,57 mm ermittelt. Werden die Abbildungen 74 und 75 verglichen und Tabelle 27 betrachtet sind die Härte­verläufe und auch die Härteparameter der Approximationskurven vergleichbar. Einen Einfluss der Probenform auf die Härte­verläufe ist somit nicht gegeben.

Für die Härte­verläufe der 90°-Richtung wird auf die Abbildungen 76 bis 78 verwiesen. Entsprechende Parameter der Approximation der Härte­verläufe sind aus der Tabelle 28 ersichtlich. Entgegen der Diagramme und Tabellen für die WBP der 0°- und 45°-Richtung wird an dieser Stelle auf die Unterschiede der einzelnen Messreihen nicht explizit eingegangen. In Abbildung 76 sind die aus jeweils drei Messreihen gemittelten Härte­verläufe der einzelnen Bauzyklen BZ für die WBP im Prüfquerschnitt zusammengetragen. Wie bei der Bestimmung der Korngröße und Makrohärte werden die Härte­verläufe der Proben mit zu großer Porosität aus der Betrachtung ausgeschlossen. Aus diesem Grund sind lediglich die Härte­verläufe der BZ1, BZ2, BZ3, BZ5, BZ6, BZ7, BZ10, BZ11, BZ13 und BZ14 betrachtet. Der Härte­verlauf der BZ1 besitzt eine H_0 von 704 HV1 und ein H_∞ von 395 HV1 mit einer CHD von 0,58 mm. Für BZ2 werden ähnliche Werte für H_0 und H_∞ (705 HV1 und 400 HV1) mit etwas niedrigerer CHD von 0,53 mm erzielt. Vergleichbar sind zudem die Härte­verläufe des BZ3 und BZ5 und die entsprechenden Kurvenparameter. Für BZ3 werden H_0 und H_∞ zu 719 HV1 und 390 HV1 ermittelt. Bei BZ5 ist H_0 714 HV1 und H_∞ beträgt 386 HV1. Beide BZ weisen eine CHD von 0,58 mm auf. Der Härte­verlauf der WBP aus BZ6 erreicht ein H_0 von 711 HV1 und H_∞ von 393 HV1 mit einer CHD von 0,57 mm. Trotz unterschiedlicher H_0 (697 HV1) und H_∞ (402 HV1) besitzt auch BZ7 eine ähnliche CHD von 0,58 mm. Für den Härte­verlauf von BZ10 wird die niedrigste CHD (0,52 mm) aller untersuchten Prüfquerschnitte gemessen. Auch die H_0 ist mit 694 HV1 am geringsten. Demgegenüber besitzt dieser BZ die größte H_∞ mit 410 HV1 aller Proben. Auch für BZ11 liegt H_0 mit 697 HV1 und H_∞ mit 403 HV1 im Querschnitt der gesamten Prüfungen. Auch die CHD liegt mit 0,57 mm im Mittelwert aller Messungen. Die WBP des BZ13 weisen ein H_0 von 706 HV1 und H_∞ von 389 HV1 auf. Die CHD beträgt 0,55 mm im Prüfquerschnitt. Der letzte BZ ist mit einem H_0 von 702 HV1 und H_∞

von 398 HV1 und einer CHD von 0,56 mm der BZ, der dem Mittelwert aller Kurven entspricht. Die Härteverläufe der KWBP in 90°-Richtung sind in Abbildung 77 dargestellt. Untersucht wurden die drei Bauzyklen BZ2, BZ3 und BZ4. Auch für diese Proben werden lediglich die gemittelten Kurven der einzelnen Bauzyklen angegeben. Bei BZ2 besitzen sowohl H_0 , H_∞ und die CHD die größten Werte aller untersuchten BZ. So beträgt H_0 723 HV1, H_∞ 411 HV1 und die CHD 0,62 mm. Demgegenüber steht BZ2, der für alle drei Kenngrößen die niedrigsten Werte aufweist ($H_0=699$ HV1, $H_\infty=386$ HV1; CHD=0,55 mm). Der BZ3 liegt genau zwischen den anderen beiden BZ mit einem H_0 von 714 HV1, einem H_∞ von 397 HV1 und einer CHD von 0,59 mm. Die gemittelten Härteverläufe der KWBP und WBP aller Bauzyklen und Messreihen sind in Abbildung 78 zusammengefasst. Es ist ersichtlich, dass der Härteverlauf aller WBP leicht unterhalb der KWBP liegt. Dies ist auch aus den Parametern der Approximationskurve ersichtlich. So beträgt bei der WBP H_0 705 HV1, bei der KWBP hingegen 712 HV1. Für H_∞ ist ebenfalls ein leichter, aber nicht nennenswerter, Unterschied von 2 HV1 sichtbar. Bei der CHD beträgt der Unterschied der CHD lediglich 0,2 mm (WBP 0,56 mm; KWBP 0,58 mm).

Die ermittelten Härteverläufe der Rissfortschrittsproben RFP aus dem PBF-LB/M-Prozess sind in Abbildung 79 dargestellt. Bei den RFP aus Walzmaterial wird auf Abbildung 80 verwiesen. Entsprechende Parameter der Approximation der Härteverläufe aller RFP sind in Tabelle 29 hinterlegt. In Abbildung 79 sind die Härteverläufe der untersuchten RFP dargestellt. Für alle Härteverläufe ist eine niedrigere Kleinlasthärte am Rand erkennbar, die mit steigender Tiefe größer wird. Dabei besitzt die RFP in 45°-Richtung die geringste H_0 (siehe Tabelle 29). Die RFP in 0°-Richtung die höchste Härte mit 391 HV1 und die RFP in 90°-Richtung eine Kleinlasthärte von 389 HV1 liegt zwischen beiden Härtewerten. Die RFP der 45°- und 90°-Richtung besitzen einen eher kontinuierlichen Anstieg der Härte bis auf Werte von 430 HV1 (45°-Richtung) und 442 HV1 (90°-Richtung). Die RFP der 0°-Richtung besitzt einen abrupten Übergang von der randnahen Kleinlasthärte zur Kleinlasthärte im Kern, welche ebenfalls etwa 430 HV1 beträgt. Ähnliche Härteverläufe sind für die RFP aus Walzmaterial erkennbar. Die Härteverläufe dieser Proben sind in 80 dargestellt. Für alle drei Walzrichtungen ist ein ausgeprägter Anstieg der Kleinlasthärte zum Kern hin ersichtlich. Dies ist auch anhand der Approximationsparameter aus Tabelle 29 erkennbar. Dabei sind die Härteverläufe der RFP 45° zu Walzrichtung und quer zur Walzrichtung fast deckungsgleich. Die RFP quer zur Walzrichtung besitzt ein H_0 von 309 HV1 und die RFP 45° zur Walzrichtung 305 HV1 im randnahen Bereich. Auch im Kern unterscheiden sich beide Härteverläufe um lediglich 6 HV1. Leicht größere Kleinlasthärten besitzt die RFP in Walzrichtung mit einer H_0 von 328 HV1 und einer H_∞ von 377 HV1 im Kern.

Zugversuche und resultierende Fließkurven

In den Abbildungen 81 bis 83 sind die approximierten Fließkurven der einseitiggehärteten Zugproben mit wie-gebaut und geschliffener Oberfläche (Abbildung 81 und 82) und der blindgehärteten Zugproben (Abbildung 83) dargestellt. Die berechneten Approximationsparameter und Festigkeitsparameter sind in der Tabelle 30 gelistet. Die in Abbildung 81 dargestellten Fließkurven für die im Niederdruck aufgekohlten und mit Hochdruck-Gas (ND + HDGA) abgeschreckten Zugproben mit wie-gebaut Oberfläche weisen deutliche Unterschiede der Festigkeit und der Dehnung auf (Werte siehe Tabelle 30). Auch ist die Steigung der Kurven der einzelnen Baurichtungen verschieden. So beträgt der E-Modul E für die 0°-Richtung 205 128 MPa, nimmt auf 200 236 MPa für die 45°-Richtung ab und liegt bei der 90°-Richtung bei 191 658 MPa. Aufgrund der stark abweichenden Gesamtdehnung der einzelnen Varianten ist für die 0°- und 45°-Richtungen keine wahre Dehngrenze ermittelt. Die $R_{p0,2, \text{wahr}}$ beträgt für die 90°-Richtung 1185 MPa. Auch werden für die wahre Zugfestigkeit $R_{m, \text{wahr}}$ große Abweichungen festgestellt. Die niedrigste $R_{m, \text{wahr}}$ weist ebenfalls die Zugprobe in 0°-Richtung mit 767 MPa auf. Durch eine Verkipfung um 45° der Zugprobe steigt $R_{m, \text{wahr}}$ auf 925 MPa und mündet in einer $R_{m, \text{wahr}}$ von 1300 MPa für die 90°-Richtung. Entsprechende Werte werden auch für die wahre Dehnung bei Bruch ϵ_{RO} aus der approximierten Ramberg-Osgood Fließkurve ermittelt. Die Dehnungen werden für die 0°-Richtung zu 0,0046 und für die 45°-Richtung zu 0,0053 ermittelt. Die Dehnung ist mit 0,0102 für die 90°-Richtung ist fast doppelt so groß. Mit dem ermittelten E , der $R_{m, \text{wahr}}$ und ϵ_{RO} wird die plastische Dehnung $\epsilon_{RO, \text{plast}}$ bei Bruch berechnet. Für die 0°- und 45°-Richtung werden Dehnungen ermittelt die mit 0,0006 und 0,0007 geringe Werte beträgt. Lediglich

die 0°-Richtung weist mit 0,0039 etwas plastische Dehnung auf. Bei den Verfestigungskoeffizienten K_{RO} werden Werte zwischen 2784 MPa (90°-Richtung) und 4956 MPa (45°-Richtung) approximiert. Bei den Verfestigungsexponenten n_{RO} werden Werte zwischen 0,1372 (90°-Richtung) und 0,2320 (45°-Richtung) angenommen. Deutlich größere Festigkeiten und Dehnungen können in den Fließkurven aus Abbildung 82 und Tabelle 30 abgelesen werden. Die Fließkurven sind aus den Zugversuchen im ND + HDGA Wärmebehandlungszustand mit geschliffenem Prüfquerschnitt berechnet. Wie auch bei den Zugproben mit wie-gebaut Oberfläche sind Unterschiede für E in Abhängigkeit von der Baurichtung festzustellen. Dabei besitzt mit 192 172 MPa die 0°-Richtung den niedrigsten E der getesteten Baurichtungen, den höchsten mit 207 664 MPa die 45°-Richtung und 201 910 MPa die 90°-Richtung. Entgegen der Zugproben mit wie-gebaut Oberfläche werden für zwei Baurichtungen $R_{p0,2, \text{wahr}}$ Werte ermittelt. Bei der 0°-Richtung beträgt $R_{p0,2, \text{wahr}}$ 1145 MPa und bei der 90°-Richtung 1185 MPa. Auch sind die $R_{m, \text{wahr}}$ für die geschliffene Oberfläche teils deutlich höher als bei den Zugproben der wie-gebaut Oberfläche. So beträgt $R_{m, \text{wahr}}$ bei der 0°-Richtung 1159 MPa und ist somit fast 400 MPa höher als bei der wie-gebaut Oberfläche. Auch für die 45°-Richtung ist eine höhere $R_{m, \text{wahr}}$ ermittelt. Für diese Baurichtung beträgt der Zuwachs knapp 200 MPa durch das Schleifen der Oberfläche. Einen geringen Zuwachs an $R_{m, \text{wahr}}$ wird für die Zugproben in 90°-Richtung ermittelt. Dieser beträgt geringe 48 MPa, sodass $R_{m, \text{wahr}}$ auf 1348 MPa steigt. Auch ϵ_{RO} steigt für alle drei Raumrichtungen. Mit 0,0080 wird ϵ_{RO} für die 0°-Richtung fast verdoppelt. Bei der Zugprobe in 45°-Richtung wird ein ϵ_{RO} von 0,0069 ermittelt. Die 90°-Richtung weist den geringsten Zuwachs auf, bei dem die ϵ_{RO} insgesamt 0,0112 beträgt. Die plastischen Dehnungsanteile sind zum Teil deutlich erhöht. So steigt bei der 0°-Richtung auf 0,0022, bei der 45°-Richtung auf 0,0015 und bei der 90°-Richtung beträgt $\epsilon_{RO, \text{plast}}$ 0,0045. Die K_{RO} liegen zwischen 2409 MPa bis 3206 MPa und die n_{RO} zwischen 0,1199 und 0,1603 für die jeweiligen Baurichtungen. Deutlich größere Dehnungswerte der einzelnen Baurichtungen werden in der Abbildung 83 und den entsprechenden Zeilen aus Tabelle 30 ersichtlich. Erkennbar sind in dem Diagramm deutliche Anteile plastischer Dehnung. Auch besitzen die Kurven eine ähnliche $R_{p0,2, \text{wahr}}$ und $R_{m, \text{wahr}}$. So beträgt die $R_{p0,2, \text{wahr}}$ für die 0°- und 90°-Richtung jeweils 1055 MPa, die Zugproben der 45°-Richtung liegen etwa 30 MPa darüber. Die $R_{m, \text{wahr}}$ liegt für alle drei Baurichtungen in einem ähnlichen Bereich von 1348 MPa für die 0°-Richtung, 1385 MPa für die 45°-Richtung und 1361 MPa für die 90°-Richtung. Leichte Abweichungen besitzt das ermittelte E -Modul. So beträgt E für die 0°-Richtung 161 904 MPa, für die 45°-Richtung das größte E mit 171 398 MPa und bei der 90°-Richtung 164 303 MPa. Diese E -Moduln sind etwa 30 000 MPa niedriger als bei den einsatzgehärteten Varianten. Auch liegen die wahren Dehnungen ϵ_{RO} lediglich 0,006 auseinander. Die größte ϵ_{RO} besitzt die Zugprobe in 90°-Richtung mit 0,0424 und die niedrigste 0,0362 bei der 90°-Richtung. Die Zugprobe der 45°-Richtung liegt mit 0,0407 zwischen den anderen Werten. Der Anteil der plastischen Dehnung an der wahren-Dehnung beträgt bei 0°-Richtung 0,0340 und 0,0327 bei der 45°-Richtung. Für die 90°-Richtung liegt diese bei 0,0249 unter den anderen Baurichtungen. Bei den K_{RO} liegen die Werte in einem ähnlichen Bereich zwischen 1802 MPa bis 1926 MPa für die einzelnen Baurichtungen. Auch n_{RO} liegt für die Baurichtungen in einem engen Bereich von 0,0859 bis 0,0970.

Zugversuche im technischen System

Der Vergleich der Zugproben aus dem PBF-LB/M-Prozess und der aus Walzmaterial gefertigten Zugproben im blindgehärtetem Zustand ist in der Abbildung 84 ersichtlich und in Tabelle 31 als numerische Werte dargestellt. Die Zugproben aus dem PBF-LB/M-Prozess sind als durchgängige Linien dargestellt, die Zugproben aus Walzmaterial sind als gestrichelte Linien abgebildet. Es ist klar ersichtlich, dass die unterschiedlichen Prozessrouten verschiedene Verfestigungsverhalten aufweisen. Die Zugproben aus dem PBF-LB/M-Prozess besitzen im Allgemeinen höhere Festigkeiten und geringere Duktilität. Bei den Zugproben aus Walzmaterial ist das Gegenteil erkennbar. So steigt beispielsweise die Dehngrenze $R_{p0,2}$ mit Zunahme des Polarwinkels von 927 MPa für die 0°-Richtung auf 993 MPa bei der 90°-Richtung. Die Zugfestigkeiten R_m der blindgehärteten Zugproben werden zu 1270 MPa, 1323 MPa und 1302 MPa ermittelt. Für die Gleichmaßdehnung A_g werden in Abhängigkeit der Baurichtung Werte zwischen 3,2 % bis 3,8 % erreicht, wobei entgegen der Tendenz aus den $R_{p0,2}$ Festigkeitswerten, wie bei den Werten für R_m , die 45°-Richtung die größten Dehnungen besitzt. Die Bruchdehnungen A liegen

nahe an den A_g Werten und sind lediglich 0,1 % bis 0,4 % größer. Auch die Werte der Brucheinschnürung Z liegen im mittleren einstelligen Prozentbereich (4,0 % bis 6,0 %). Bei den Bruchspannungen σ_{Bruch} werden Festigkeitswerte ermittelt, welche nur leicht unterhalb der R_m liegen (1253 MPa bis 1298 MPa). Auch hier weist die 45°-Richtung größten Festigkeitswerte auf. Die aus den Zugversuchen im technischen Spannungssystem ermittelten Dehnungsenergiegedichten E_{Zug} betragen 4253 MPa für die 0°-Richtung, 5594 MPa bei der 45°-Richtung und 4808 MPa in der 90°-Richtung. Aus Abbildung 84 werden für die Zugproben aus Walzmaterial deutlich andere Zugversuchsergebnisse ermittelt (siehe auch Tabelle 31). Auch sind abweichende Festigkeitswerte in Abhängigkeit der Walzrichtung feststellbar. So beträgt $R_{p0,2}$ bei den Zugproben mit Belastungsrichtung quer zur Walzrichtung 702 MPa, 45° zur Walzrichtung 642 MPa und in Walzrichtung 649 MPa. Für R_m wird diese Tendenz der Festigkeiten durch die Zugprobe in 45° durchbrochen, welche die geringsten Werte für R_m besitzt (1058 MPa). Die Zugproben quer zur Walzrichtung besitzen ein R_m von 1074 MPa und in Walzrichtung 1070 MPa. Wird die A_g betrachtet, so steigt diese mit der Orientierung der Walzrichtung von der Zugprobe quer zur Walzrichtung (4,5 %) hin zu 45° zur Walzrichtung (4,8 %) und auf das Maximum von 5,9 % für die Zugprobe, welche in Walzrichtung belastet wird. Ein Anstieg der Bruchdehnung A wird ebenfalls beobachtet. Beträgt diese bei der Zugprobe quer zur Walzrichtung 12,1 % so beträgt A bereits 15,1 % bei der Zugprobe 45° zur Walzrichtung und hat ebenfalls ein Maximum von 18,6 % bei der Zugprobe in Walzrichtung. Deutliche Unterschiede werden ebenfalls für die Brucheinschnürung ermittelt. Beträgt Z quer zur Walzrichtung minimal 37,8 %, beträgt Z für 45° zur Walzrichtung 53,0 %, erreicht die Zugprobe in Walzrichtung das Maximum für die Z mit 53,7 %. Aus den Diagrammen in Abbildung 84 ist erkennbar, dass die σ_{Bruch} deutlich unterhalb der R_m liegt. Die quer zur Walzrichtung ermittelte σ_{Bruch} beträgt 915 MPa, während 45° zur Walzrichtung der Minimalwert von 776 MPa erreicht wird. Bei einer Belastung in Walzrichtung liegen beim Bruch 782 MPa an. Aufgrund dieser teilweise stark unterschiedlichen Festigkeits- und Dehnungswerte weist auch E_{Zug} verschiedene Werte auf. Wird eine Dehnungsenergiegedichte von 12 464 MPa quer zur Walzrichtung ermittelt, ist 45° zur Walzrichtung bereits 14 801 MPa feststellbar und in Walzrichtung 18 447 MPa. Eine Abhängigkeit der Festigkeit und Dehnungen ist demnach eindeutig von der Walzrichtung ermittelt.

Zugversuche nach Vakuum-Wärmebehandlung

Die technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven der im Vakuum wärmebehandelten Zugproben aus Abschnitt 3.2 mit den Temperaturprofilen aus Abbildung 25 werden graphisch in den Abbildungen 85 bis 88 abgebildet. Ausgewählte Größen aus dem Zugversuch sind in Tabelle 32 aufgelistet. Im Gegensatz zu den einsatz- und blindgehärteten Zugproben ist bei den Zugproben nach der Vakuum-Wärmebehandlung aller dargestellten Haltedauern t_g ein Bereich mit ausgeprägter Streckgrenze sichtbar. Dieser verläuft für alle t_g und Baurichtungen bis zu einer Dehnung von etwa 3 % Dehnung. Beginnend mit der minimalen Haltedauer t_g von 60 min sind die Spannungs-Dehnungs-Kurven aus Abbildung 85 anhand ihrer Baurichtung zu unterscheiden. Die Festigkeiten und Dehnungen nehmen mit steigendem Polarwinkel von der 0°-Richtung zur 90°-Richtung zu. Besitzt beispielsweise die 0°-Richtung ein $R_{p0,2}$ von 331 MPa steigt der Wert auf 347 MPa bei der 45°-Richtung und abschließend auf 382 MPa für die 90°-Richtung. Auch die Zugfestigkeit ist von der Baurichtung abhängig und nimmt mit steigendem Polarwinkel zu. Beträgt R_m bei der 0°-Richtung 461 MPa steigt R_m auf 506 MPa für die 45°-Richtung und besitzt das Maximum von 530 MPa für die 90°-Richtung. Die Gleichmaßdehnung A_g der unterschiedlichen Baurichtungen der Zugproben liegt in einem ähnlichen Bereich und lediglich etwa 1 % auseinander. Bei der 0°-Richtung besitzt die A_g den niedrigsten Wert mit 16,8 % und bei der 90°-Richtung mit 17,7 % den maximalen Wert. Deutliche Unterschiede sind hingegen für die Dehnung bei Bruch A zu verzeichnen. Den niedrigsten Wert weist die 0°-Richtung mit 24,2 % auf. Die 45°-Richtung hingegen verzeichnet eine A von 36,6 % und die 90°-Richtung einen leicht höheren Wert von 37,1 %. Auffällig bei den Spannungs-Dehnungs-Kurven ist zum einen der quasi parallele (versetzte) Verlauf der einzelnen Baurichtung und die Tatsache, dass die 0°-Richtung im Gegensatz zu den 45°- und 90°-Richtungen geringere plastische Anteile bis zum Bruch aufweist. Die Zugversuche nach einer t_g von 90 min sind in Abbildung 86 dargestellt und ähneln dem Zugversuch der t_g mit 60 min aus Abbildung 85. So wird bei der 0°-Richtung ein $R_{p0,2}$ von 331 MPa ermittelt, welches exakt denselben

Wert wie bei der t_g von 60 min darstellt. Auch werden für die 45°- und 90°-Richtung Werte ermittelt, die nur unwesentlich von den $R_{p0,2}$ der niedrigeren t_g abweichen. Bei der 45°-Richtung wird ein $R_{p0,2}$ von 358 MPa ermittelt und bei den Zugversuchen der Zugproben in 90°-Richtung 377 MPa. Auch werden für R_m Festigkeitswerte in gleicher Größenordnung ermittelt. Beträgt R_m bei der 0°-Richtung 456 MPa steigt R_m auf 513 MPa bei der 45°-Richtung und auf 536 MPa bei der 90°-Richtung. Die A_g liegt für die drei Baurichtungen in der Größenordnung von 16,1 % bis 17,6 % (0°- und 90°-Richtung als Minimal- und Maximalwert). Die A reagiert ebenfalls nur in geringem Ausmaß auf die Erhöhung der t_g für die Zugproben der 45°- und 90°-Richtung. Für diese Baurichtung wird eine geringe Zunahme von 0,4 % bzw. 0,7 % ermittelt. Die Zugproben der 0°-Richtung büßen etwa 2,7 % an A ein. Auch die Zugversuche dieser t_g zeigen unterschiedliche plastische Verhalten in Abhängigkeit von der Baurichtung auf. Während die 45°- und 90°-Richtung ausgeprägte plastische Anteile der Dehnung nach Erreichen der R_m aufweisen, ist dies für die 0°-Richtung nicht gegeben. Werden die Spannungs-Dehnungs-Kurven der t_g von 120 min betrachtet, ist der deutliche Abfall der Spannung nach Erreichen von R_m für die 0°-Richtung sichtbar. Die Zugproben weisen eine starke, linear erscheinende, Entfestigung im Dehnungsbereich von 28 % bis 30 % auf. Die ermittelten Festigkeits- und Dehnungswerte aus dem Zugversuch entsprechen in etwa den Werten der vorangegangenen t_g . Lediglich die A_g steigt bei der 0°-Richtung um etwa 1 %, sodass diese Baurichtung im gleichen A_g Bereich wie die anderen Baurichtungen liegt. Auch bei A ist für die 0°-Richtung eine deutliche Zunahme auf 30,1 % zu verzeichnen, liegt aber dennoch unterhalb der 35,2 % bzw. 39,5 % für die 45°- und 90°-Richtung. Die in Abbildung 88 dargestellten Spannungs-Dehnungs-Kurven der t_g von 240 min ähneln der Varianten mit t_g von 120 min. Die ermittelten $R_{p0,2}$ betragen für die 0°-Richtung 321 MPa, steigen auf 343 MPa bei der 45°-Richtung und besitzen ein Maximum von 368 MPa bei der 90°-Richtung. Auch bei den R_m ist keine Veränderung zu den Werten anderer t_g festzustellen. Die niedrigste R_m besitzt demnach die 0°-Richtung mit 447 MPa und die größte R_m von 518 MPa die 90°-Richtung. Bei den Zugproben mit 45°-Richtung wird ein R_m von 501 MPa ermittelt. Wird A_g betrachtet liegen die Werte zwischen 17,2 % bis 17,8 % für die einzelnen Baurichtungen in einem gemeinsamen Streuband.

Rauigkeiten

Die Ergebnisse der Rauigkeitsmessungen sind in den Tabellen 33 bis 38 zusammengefasst. Beginnend mit Tabelle 33 wird zunächst auf die mittlere Rauheit R_a , die gemittelte Rautiefe R_z und die maximale Rautiefe R_{max} in Abhängigkeit der Aufbauhöhe der KWBP und WBP in 0°- und 45°-Richtung eingegangen. Es werden die einzelnen Bauzyklen zusammengefasst. Bei den WBP in 0°-Richtung ist erkennbar, dass unterschiedliche Rauheitskenngrößen in Abhängigkeit vom Messort sichtbar sind. Wird am unteren Spannende eine R_a von 14,0 μm gemessen, sind es am oberen Spannende 18,0 μm . R_z und R_{max} nehmen mit steigender Bauhöhe zu. Für R_z wird eine Zunahme von 17,1 μm und bei R_{max} 25,7 μm gemessen. Auch für die WBP der 45°-Richtung ist diese Tendenz festzuhalten. Beträgt die R_a am unteren Spannende 10,0 μm wird am oberen Spannende 14,8 μm gemessen. Auch steigt der Wert für R_z von unten nach oben um 21,7 μm . Bei der R_{max} sind es insgesamt 36,7 μm . Auch bei den KWBP in 0°-Richtung ist ein solches Verhalten feststellbar. Auch für diese Probenform ist eine Zunahme der Rauheitskenngrößen vom Messort zu attestieren. Werden am unteren Spannende R_a von 10,9 μm , R_z von 54,0 μm und eine R_{max} von 67,4 μm gemessen, sind es am oberen Spannende R_a von 17,5 μm , R_z von 82,1 μm und eine R_{max} von 100,6 μm . Für die KWBP in 45°-Richtung wird Ähnliches ermittelt. Beträgt am unteren Spannende R_a 7,7 μm , R_z 38,3 μm und R_{max} 50,5 μm sind es am oberen Spannende R_a 15,2 μm , R_z 70,2 μm und eine R_{max} von 90,6 μm . Allgemein kann von einer Erhöhung der Rauheitskenngrößen in Abhängigkeit von der Probenhöhe ausgegangen werden.

In Tabelle 34 sind die Rauheitskenngrößen der WBP mit wie-gebaut und geschliffener Oberfläche mit der Messrichtung quer zum Prüfquerschnitt bzw. quer zur Belastungsrichtung dargestellt. Es werden die einzelnen Bauzyklen für die 0°, 45°- und 90°-Richtung zusammengefasst. Die mittlere Rauheit R_a beträgt bei den WBP in 0°-Richtung 13,9 μm , R_z beträgt 66,9 μm und die R_{max} von 87,1 μm während bei den WBP in 45°-Richtung die höchsten Werte für die wie-gebaut Oberfläche mit $R_a = 15,5 \mu\text{m}$, $R_z = 75,9 \mu\text{m}$ und $R_{max} = 99,9 \mu\text{m}$ gemessen werden. Die niedrigsten Rauheitskenngrößen besitzen die WBP in 90°-Richtung mit R_a von 12,0 μm , R_z von 55,1 μm und R_{max} von 71,8 μm gemessen quer zur

Belastungsrichtung. Werden die Proben mit geschliffener Oberfläche betrachtet, werden für die drei Baurichtungen deutlich reduzierte Rauheitskenngrößen betrachtet. Sowohl R_a , als auch R_z und R_{max} sind um den Faktor 7 bis 10 geringer. So beträgt R_a für die WBP mit geschliffener Oberfläche 1,8 μm , die R_z 12,0 μm und die R_{max} 15,0 μm quer zur Belastungsrichtung. Für die WBP in 45°-Richtung werden Kennwerte in einer ähnlichen Größenordnung gemessen. R_a beträgt 1,7 μm , R_z wird zu 11,3 μm und R_{max} zu 15,1 μm bestimmt. Die in 90°-Richtung gefertigte Proben besitzen durchgängig die niedrigsten Rauheitskenngrößen mit einer R_a von 1,2 μm , einen R_z von 8,4 μm und eine R_{max} von 10,4 μm .

Eine gesonderte Auflistung der ermittelten Rauheitskenngrößen für die KWBP aller Baurichtungen mit wie-gebaut und geschliffener Oberfläche mit der Messrichtung quer zum Prüfquerschnitt (im Kerbgrund der Proben) ist in Tabelle 35 hinterlegt. Auch die KWBP besitzen je nach Baurichtung deutliche Unterschiede in den ermittelten Werten. So ist bei der KWBP mit wie-gebaut Oberfläche in 0°-Richtung die $R_a=14,4 \mu\text{m}$, bei der 45°-Richtung lediglich 11,6 μm und bei der 90°-Richtung 16,0 μm . Wird die R_z betrachtet, besitzt ebenfalls die 45°-Richtung mit 54,9 μm ebenfalls den niedrigsten Wert gefolgt von 68,2 μm bei der 0°-Richtung und 76,2 μm für die 90°-Richtung. Auch bei der R_{max} sind die Werte bei der 45°-Richtung am geringsten (71,7 μm). Es folgt die 90°-Richtung mit 95,5 μm und die 0°-Richtung mit 103,1 μm . Das Schleifen des Prüfquerschnittes verringert auch bei den KWBP die Rauheitskenngrößen um einen Faktor von 3 bis 6 quer zur Belastungsrichtung gemessen. So beträgt die R_a bei der 45°-Richtung lediglich 1,7 μm und nimmt auf 2,4 μm für die 90°-Richtung zu. Den höchsten Wert für die R_a weisen die KWBP in 0°-Richtung mit 3,4 μm auf. Werden die R_z betrachtet, ist die gleiche Reihenfolge der Zunahme beobachtbar. 13,1 μm werden für die 45°-Richtung ermittelt, bei der 90°-Richtung sind es 16,7 μm und bei der 0°-Richtung 22,9 μm . Auch bei der R_{max} wird dieselbe Reihenfolge der Werte ermittelt. Für die KWBP in 45°-Richtung wird 19,0 μm ermittelt. Bei der 90°-Richtung werden 26,2 μm gemessen und 35,6 μm für die 0°-Richtung.

Die wichtigeren, in Längsrichtung bzw. in Richtung der Belastung, ermittelten Rauheitskenngrößen werden in Tabelle 36 zusammengefasst. Hier ist allerdings zu beachten, dass die Rauheitskenngrößen für die KWBP berechnete Werte darstellen. Die Herleitung der Rauheitskenngrößen erfolgte anhand der Gegenüberstellung der quer zum Prüfquerschnitt (quer zur Belastungsrichtung) gemessenen Größen und der Rauheitskenngrößen in Längsrichtung (in Belastungsrichtung) der WBP gleicher Baurichtung. Dabei werden lineare Modelle für den Zusammenhang zwischen der quer- und Längsmessung ermittelt. Die gemessenen Rauheitskenngrößen aus Tabelle 35 werden im Anschluss mit dem linearen Modell in eine längs-Messung umgerechnet. Die so ermittelten Werte werden in der Tabelle wiedergegeben. Die Rauheitskenngrößen der WBP sind hingegen regulär ermittelt. Wird die R_a der WBP in 0°-Richtung betrachtet, wird ein Wert von 16,7 μm ermittelt. Für die 45°- und 90°-Richtung 14,1 μm bzw. 11,0 μm . Die Reihenfolge der absteigenden Kenngrößen wird auch für die R_z beibehalten. So ist die 0°-Richtung erneut die mit dem größten Wert für R_z mit 80,6 μm gefolgt von den WBP in 45°-Richtung mit 68,4 μm und den niedrigsten Wert weisen die WBP in 90°-Richtung mit 51,2 μm auf. Auch bei der R_{max} wird diese Reihenfolge der Kenngrößen eingehalten. Die R_{max} betragen 106,8 μm , 88,7 μm und 74,1 μm für die WBP in 0°, 45°- und 90°-Richtung. Die berechneten Rauheitskenngrößen der KWBP mit wie-gebaut Oberfläche liegen in derselben Größenordnung wie die WBP. Für die R_a werden Werte von 12,7 μm bis 17,5 μm für die einzelnen Baurichtungen ermittelt. Dabei besitzt die 0°-Richtung die größten Werte und die 45°-Richtung die geringsten. Die R_z der 0°-Richtung beträgt 87,8 μm und die der 45°-Richtung 63,0 μm . Für die KWBP der 90°-Richtung werden 67,4 μm ermittelt. Die R_{max} liegt mit 111,9 μm für die Proben in 0°-Richtung am höchsten und für die 45°-Richtung mit 82,2 μm am niedrigsten. Die 86,1 μm der 90°-Richtung liegen dazwischen.

Auch für die geschliffenen KWBP und WBP sind die ermittelten Rauheitskenngrößen in mittels Tastschnittverfahren ermittelt worden. Dabei sind die Kenngrößen für die WBP real ermittelte, die der KWBP hingegen erneut berechnete Rauheitskenngrößen aus den Messungen quer zum Prüfquerschnitt bzw. der Belastungsrichtung. In Tabelle 37 sind diese Werte tabellarisch aufgeführt. Bei den WBP beträgt R_a etwa 0,6 μm bis 0,8 μm für die einzelnen Baurichtungen. Bei der R_z liegen die Werte zwi-

schen $2,8 \mu\text{m}$ (45° -Richtung) und $4,9 \mu\text{m}$ (0° -Richtung). Für die R_{max} werden Werte zwischen $5,0 \mu\text{m}$ für die 45° -Richtung und $7,5 \mu\text{m}$ der 0° -Richtung ermittelt. Aus den linearen Modellen auf Basis der WBP werden für die KWBP nachfolgenden Werte berechnet. So ergibt die Berechnung eine R_a von $5,7 \mu\text{m}$ für die KWBP der 0° -Richtung und $5,3 \mu\text{m}$ für die 45° -Richtung. Die niedrigste R_a von $2,6 \mu\text{m}$ wird für die 90° -Richtung ermittelt. Bei den R_z werden Größen zwischen $17,8 \mu\text{m}$ und $32,6 \mu\text{m}$ berechnet. Für die R_{max} werden Werte von $19,5 \mu\text{m}$ bis $31,5 \mu\text{m}$ berechnet. Hierbei ist lediglich eine Rauheitskenngrößen-Kombination etwas widersprüchlich. Bei der 45° -Richtung ist die R_z größer als R_{max} , welches per Definition aus DIN 4768 [121] nicht möglich ist. Generell sind die berechneten Rauheitskenngrößen der KWBP größer als die Werte der gemessenen WBP.

Die Zugproben aus dem PBF-LB/M-Prozess und aus konventioneller Fertigung (Walzmaterial) sind ebenfalls im Prüfquerschnitt vermessen worden und stehen zusammengefasst in Tabelle 38. Eine Betrachtung der Rauheitskenngrößen der Zugproben aus dem PBF-LB/M-Prozess zeigt R_a , R_z und R_{max} die in der gleichen Größenordnung liegen. Die R_a betragen $0,4 \mu\text{m}$ bis $0,6 \mu\text{m}$, R_z $2,8 \mu\text{m}$ bis $3,5 \mu\text{m}$ und R_{max} $3,8 \mu\text{m}$ bis $5,0 \mu\text{m}$. Auch die ermittelten Größen der Zugproben aus Walzmaterial liegen dicht beieinander. Sie sind im Schnitt etwas geringer, als die der im PBF-LB/M-Prozess gefertigten Zugproben. R_a wird für alle Walzrichtungen zu $0,2 \mu\text{m}$ ermittelt. Die R_z liegt zwischen $1,8 \mu\text{m}$ bis $2,2 \mu\text{m}$ und die R_{max} zwischen $2,5 \mu\text{m}$ bis $3,1 \mu\text{m}$ in Belastungsrichtung.

Aus den aufgezeichneten Rauigkeitsprofilen ist ein Zusammenhang zwischen der gemittelten Rautiefe und der mittleren Rauheit in Abbildung 89 (linkes Diagramm) klar sichtbar. In dieser Darstellung ist die gemessene mittlere Rautiefe R_z über der mittleren gemessenen Rauheit $R_{a, \text{gemessen}}$ aufgetragen. Es besteht optisch eine lineare Korrelation, welche durch das rechte Diagramm aus Abbildung 89 bestätigt wird. Für das rechte Diagramm wurde mittels der Statistiksoftware „R“ der Zusammenhang zwischen den gemessenen Werten in einem linearen Modell bestätigt. Das Diagramm zeigt die aus der $R_{a, \text{gemessen}}$ berechnete mittlere Rauheit $R_{z, \text{berechnet}}$ über der gemessenen $R_{z, \text{gemessen}}$ und die eingezeichnete Identitätsgerade. Die Identitätsgerade stellt den Idealfall dar, bei dem eine perfekte Übereinstimmung der gemessenen Werte durch berechnete Werte vorliegt. Der Zusammenhang ist durch $R_{z, \text{berechnet}} = 4,8 * R_{a, \text{gemessen}} + 4,0 \mu\text{m}$ gegeben. Dabei beträgt der Median der Abweichungen $-0,2 \mu\text{m}$ und die mittleren 50 % der Abweichungen liegen zwischen $-2,3 \mu\text{m}$ bis $2,3 \mu\text{m}$. Aus dem Bestimmtheitsmaß geht hervor, dass 93,7 % aller Ergebnisse durch diesen formeltechnischen Zusammenhang erklärt werden.

Für die Quantifizierung des Einflusses durch das Strahlen der Probenoberfläche wurde ein lineares Modell zur Abschätzung der einzelnen Einflussgrößen mittels der Statistiksoftware „R“ berechnet. Die Ergebnisse dieser Regressionsrechnung sind in Tabelle 39 dargestellt. Die Koeffizienten bestehen aus dem „Achsenabschnitt“, den unterschiedlichen Strahlmitteln „fein“, „grob“ und „grob-fein“. Zusätzlich wird der Bauzyklus in das Modell einbezogen. Des Weiteren ist auch eine Angabe über die Messfläche „Seitenfläche“ und „Upskin“ gegeben. Bei den Messrichtungen sind „in Baurichtung“, „quer zu Baurichtung“ und „quer zu Belastungsrichtung“ als Einflussgrößen enthalten. Bei der Betrachtung dieses linearen Modells fällt auf, dass einige Ausprägungen fehlen. Bei den Strahlmitteln ist die „wie-gebaut“ Oberfläche (Oberfläche ohne Strahlmittel-Behandlung) beispielsweise nicht enthalten. Dadurch, dass die Koeffizienten nicht als numerische Größen eingegeben werden, sondern als Faktoren, wählt die Software „R“ den ersten Faktor einer Ausprägung als die Bezugsgröße. Im Falle der Strahlmittel bzw. des Oberflächenzustandes ist dies die „wie-gebaut“ Oberfläche. Bei der Messfläche ist die „Downskin“-Fläche als Bezugsgröße gewählt worden. Bei den Bauzyklen ist es der „Bauzyklus 1“ und bei der Messrichtung die Proben, welche „in Belastungsrichtung“ gemessen wurden. Die aufgrund des Prozesses entstandene gemittelte Rautiefe R_z ist somit als Achsenabschnitt zu verstehen, der in dem Fall des hier zugrunde liegenden linearen Modells durch ein Strahlen modifiziert werden kann. So wird aus der wie-gebaut Oberfläche durch das Strahlen mit dem feinen Strahlmittel die Oberfläche um $\Delta R_z = -10,4 \mu\text{m}$ geringer. Ein Strahlen mit grobem Strahlmittel glättet die Oberfläche ebenfalls, so dass das R_z im Schnitt um $7,8 \mu\text{m}$ abnimmt. Eine doppelte Strahlbehandlung mit grobem und feinem Strahlmittel reduziert die R_z um etwa $13,2 \mu\text{m}$. Der Einfluss der Bauzyklen ist ebenfalls in dem line-

ren Modell abgebildet. Dabei besitzt Bauzyklus 1 die größte R_z aller betrachteter Bauzyklen. Andere Bauzyklen besitzen im Mittelwert um $3,3\ \mu\text{m}$ (Bauzyklus 2), $5,5\ \mu\text{m}$ (Bauzyklus 3) und $6,8\ \mu\text{m}$ (Bauzyklus 4) geringere gemittelte Rautiefen. Bei der Messfläche besitzt die Upskin Oberfläche die geringsten R_z gefolgt von der Seitenfläche der Proben. Bei der Messrichtung weist das Modell für die in Baurichtung gemessenen Messreihen die größten Rautiefen auf (positiver Schätzwert des Koeffizienten). Alle übrigen Messrichtungen besitzen geringere R_z Werte. Werden die Signifikanzen der ermittelten Ausprägungen betrachtet, so fällt auf, dass der Achsenabschnitt, Strahlmittel-fein, Strahlmittel-grob-fein und Messfläche Upskin die größten, statistisch belegbaren Signifikanzen besitzt. Der Haupteinfluss für R_z ist somit auf diese Koeffizienten zurück zu führen. Anhand der ermittelten Residuen wird festgestellt, dass der Median der Abweichungen $0,5\ \mu\text{m}$ beträgt und die mittleren 50 % aller Abweichungen zwischen $-8,1\ \mu\text{m}$ bis $8,8\ \mu\text{m}$ liegen. Das Bestimmtheitsmaß ist mit 0,36 hingegen relativ gering. In Abbildung 90 ist das Diagramm dieses linearen Modells dargestellt. Dort ist die $R_{z, \text{gemessen}}$ zu der $R_{z, \text{berechnet}}$ aufgetragen. Zusätzlich ist auch für dieses Diagramm die Identitätsgerade eingezeichnet, welche für die theoretische Übereinstimmung der gemessenen und berechneten Werte steht. Erkennbar ist die unzureichende Übereinstimmung der gemessenen $R_{z, \text{gemessen}}$ und der berechneten $R_{z, \text{berechnet}}$ Rauheitskenngrößen.

Die ermittelten Abbott-Kurven werden in den Abbildungen 91 bis 94 dargestellt. Die Darstellung der Abbott-Kurven für die WBP der 0° -, 45° - und 90° -Richtung mit wie-gebaut Oberfläche erfolgt in Abbildung 91. Hierbei stellt das linke Diagramm die Messrichtung in Baurichtung dar, das rechte Diagramm die Messrichtung quer zur Baurichtung. Die Baurichtung ist für alle Proben-Varianten die Richtung in der der Schichtauftrag im PBF-LB/M-Prozess erfolgt. Demnach ist die Messrichtung in Baurichtung, die Richtung bei der über die einzelnen Schichten hinweg gemessen wird. Die Messrichtung quer zur Baurichtung ist dementsprechend orthogonal dazu orientiert. Im linken Diagramm (Abb. 91) ist eine Abhängigkeit der Abbott-Kurve von der Baurichtung der Proben erkennbar. So besitzt die Abbott-Kurve der 0° -Richtung die höchsten herausragenden Rauigkeitsspitzen im Gesamtprofil, während die Abbott-Kurven der 45° - und 90° -Richtung geringere Rauigkeitsspitzen besitzen. Auch ist die Tiefe in der die Materialanteile zu 100 % erreicht werden unterschiedlich. Der flache Verlauf der 45° -Richtung deutet auf geringere Profiltiefenbereiche hin. Auch die Probe in 90° -Richtung weist im Gegensatz zu der 90° -Richtung weniger Profiltiefenbereiche auf. Die WBP der 0° -Richtung besitzen somit viele Profilsitzen- und Profiltiefenbereiche. Auch bei der Messrichtung quer zur Baurichtung aus dem rechten Diagramm aus Abbildung 91 ist dies erkennbar. Die Abbott-Kurve der 45° -Richtung besitzt erneut einen Verlauf mit geringer Steigung gefolgt von der Abbott-Kurve der 90° -Richtung. Für die 0° -Richtung werden erneut die größten Profiltiefenbereiche ermittelt. Die Profilsitzenbereiche der 0° - und 90° -Richtung sind quasi deckungsgleich, die der 45° -Richtung etwas geringer. Werden die Abbott-Kurven für die Belastungsrichtung aus Abbildung 92 betrachtet, werden ebenfalls Unterschiede in den Materialanteilen festgestellt. Für alle drei Baurichtungen werden für die Messrichtung in Belastungsrichtung in etwa gleiche Profilsitzenbereiche ermittelt (linkes Diagramm). Die Kurven werden lediglich durch den Profiltiefenbereich unterscheiden. Bei der 45° - und 90° -Richtung sind die Abbott-Kurven fast identisch. Sie werden lediglich durch leichte Steigungsunterschiede abgegrenzt. Erneut ist die Abbott-Kurve der 0° -Richtung durch höhere Profiltiefenbereiche in Richtung größerer Rauigkeit verschoben. Durch den Wechsel der Messrichtung werden diese Unterschiede geringer. Die Ergebnisse der Messrichtung quer zur Belastungsrichtung sind in dem rechten Diagramm dargestellt. Die Profilsitzenbereiche sind sehr ähnlich, wobei die der 0° -Richtung erneut den größten Anteil besitzt. Wiederholt weist die Abbott-Kurve der 45° -Richtung die geringsten Profiltiefenbereiche auf. WBP der 0° - und 90° -Richtung verlaufen in diesem Diagramm praktisch parallel.

Bislang sind die Messungen an den hochbelasteten Oberflächen der WBP im Prüfquerschnitt ermittelt. Bei der WBP in 45° -Richtung werden zudem die Upskin- und Downskin- Fläche untersucht, um den Einfluss der Oberfläche aus der Fertigung auf die Materialanteile herauszustellen (Messrichtungen siehe Abbildung 27). Die Ergebnisse dieser Messung sind in Abbildung 93 dargestellt. Als Vergleich ist in dieser Darstellung zusätzlich die hochbelastete Oberfläche in Belastungsrichtung aus Abbildung 92 abgebildet. Die dargestellten Abbott-Kurven sind teilweise klar voneinander abgegrenzt. Die Bereiche

der Profilspitzen sind für die Kurven des Prüfquerschnittes und der Downskin-Flächen mit beliebiger Messrichtung in einer ähnlichen Größenordnung. Einzig die Profilspitzenbereiche der Upskin-Fläche weisen größere Profilspitzenbereiche auf. Auch sind die Abbott-Kurven Verläufe des Prüfquerschnittes und der Downskin-Fläche in allen Messrichtungen ähnlich. Einen leicht erhöhten Profiltiefenbereich weist die Downskin-Fläche in Belastungsrichtung auf. Gänzlich verschieden sind die Abbott-Kurven der Upskin-Fläche. Zwar verlaufen die Kurven in und quer zur Belastungsrichtung mit ähnlicher Steigung, liegen allerdings deutlich unter den Abbott-Kurven der anderen Messungen. Der Profiltiefenbereich ist somit deutlich ausgeprägter.

In Abbildung 94 sind die Abbott-Kurven der WBP aller Baurichtungen mit geschliffener Oberfläche dargestellt. Hierbei ist das linke Diagramm die Messrichtung in Belastungsrichtung und das rechte Diagramm stellt die Abbott-Kurven mit Messrichtung quer zur Belastungsrichtung dar. Im Falle der WBP ist die Messrichtung in Belastungsrichtung gleich der Schleifriefen-Richtung. Direkt ersichtlich sind die deutlich geringeren Profilspitzen- und Profiltiefenbereiche aller Baurichtungen, sofern diese mit den wie-gebaut Oberflächen aus Abbildung 92 verglichen werden. Die Profilspitzenbereiche sind circa um einen Faktor von acht geringer. Auch der Verlauf der Kurve ist eher eine Gerade ohne Krümmung. Die Profiltiefenbereiche sind deutlich geringer und die einzelnen Baurichtungen liegen nahe beisammen. So sind die Abbott-Kurven der 0°- und 45°-Richtung fast deckungsgleich. Die Abbott-Kurve der 90°-Richtung liegt leicht darunter. Fertigungsbedingt weisen die quer zur Baurichtung gemessenen Abbott-Kurven abweichende Verläufe auf, da diese quer zu den Schleifriefen ermittelt wurden. So sind die Profilspitzen- als auch Profiltiefenbereiche etwa um den Faktor zwei größer als die der Messrichtung in Belastungsrichtung. Entgegen den Messungen in Belastungsrichtung weisen die Abbott-Kurven quer zur Belastungsrichtung für die 45°-Richtung einen flacheren Kurvenverlauf auf. Insgesamt sind die Abbott-Kurven allerdings in der gleichen Größenordnung.

E-Moduln

Eine tabellarische Zusammenfassung der mittels Schallgeschwindigkeitsmessung ermittelten elastischen Konstanten ist in Tabelle 42 dargestellt. Die elastischen Konstanten E-Modul E , der Schubmodul G und die Poisson-Zahl ν werden mittels der Gleichungen 3.8 bis 3.10 aus der longitudinalen Schallgeschwindigkeit v_{long} und der transversalen Schallgeschwindigkeit v_{trans} berechnet. Entgegen der Tabellenwerte wird lediglich auf die E-Moduln der einzelnen Baurichtungen eingegangen, da sowohl G als auch ν in die Berechnung einfließen und somit lediglich Hilfsgröße für die Berechnung darstellen. Aus der Tabelle ist ersichtlich, dass unterschiedliche Baurichtungen unterschiedliche E-Moduln besitzen. Wird die Probe in 0°-Richtung betrachtet, so ist der errechnete E aus der Schallgeschwindigkeitsmessung 183,0 GPa in Baurichtung. Orthogonal zur Baurichtung wird ein E von 193,2 GPa berechnet. Bei der 90°-Richtung ist die Messrichtung „in Baurichtung“ ebenfalls die „in Belastungsrichtung“. Auch die 45°-Richtung zeigt von der Messrichtung abhängige E-Moduln. So wird für in Belastungsrichtung ein E von 191,4 GPa ermittelt, quer zur Belastungsrichtung hingegen 175,2 GPa. Bei der Probe in 90°-Richtung werden hingegen quer zur Baurichtung (quer zur Belastungsrichtung) 197,3 GPa ermittelt, während in Baurichtung (quer zur Belastungsrichtung) ein Wert von 182,2 GPa vorliegt. Bei den Ergebnissen soll allerdings berücksichtigt werden, dass einige Messrichtungen der unterschiedlichen Baurichtungen kongruent sind, sich lediglich durch die Bezeichnung unterscheiden. So ist beispielsweise die Messrichtung in Baurichtung der 0°- und 90°-Probe identisch. Auch sind die Messrichtungen quer zur Baurichtung für diese beiden Proben-Varianten gleichzusetzen. An dieser Stelle wird auf die Abbildungen 31 und 33 der WBP verwiesen. Der einzige Unterschied liegt in den gemessenen Probenabmaßen.

4.6 Zyklische Werkstoffkennwerte

Wöhlerkurven

Die Wöhler-Kurven Parameter sind in Tabelle 40 zusammengefasst. Dort dargestellt ist der Achsenabschnitt a , die Geraden-Steigung k im Zeitfestigkeitsbereich, der Knickpunkt N_k , die Langzeitfestigkeit bei 10^7 Zyklen σ_D und der Korrelationskoeffizient R_{Korr} in Abhängigkeit der Baurichtung, des Last-

verhältnisses R , des Oberflächenzustandes und der Probenform (KWBP oder WBP). Die zugehörigen Wöhler-Diagramme sind in den Abbildungen 95 bis 100 dargestellt. Dabei werden die Einzelversuche als schwarze Punkte dargestellt. Die Durchläufer ($N_D=10^7$ Zyklen) sind im Zeitfestigkeitsbereich erneut geprüft worden und sind gesondert als rote Punkte markiert. Unter 1) ist immer die Wöhler-Kurve für das Lastverhältnis $R=-1$ dargestellt. Unter 2) ist das Lastverhältnis $R=0$ abgebildet. In 3) ist immer das Lastverhältnis $R=0,5$ abgebildet. Die Wöhler-Kurve der KWBP ist unter 4) für das Lastverhältnis $R=-1$ dargestellt. In Abbildung 95 sind die Wöhler-Kurven der 0° -Richtung mit wie-gebaut Oberfläche gezeigt. Für das Lastverhältnis $R=-1$ aus 1) ist der Langzeitfestigkeitsbereich klar vom Zeitfestigkeitsbereich abgegrenzt. Die Langzeitfestigkeit dieser Proben-Variante beträgt 384 ± 17 MPa mit einem Knickpunkt N_k bei 157 000 Zyklen. Auch ist der Korrelationskoeffizient der Zeitfestigkeitsgeraden mit 0,99 sehr hoch. Die hochgesetzten WBP sind optisch nicht von den Einzelversuchen zu unterscheiden. Wird die WBP bei $R=0$ betrachtet, ist ebenfalls eine klare Abgrenzung zwischen dem Zeitfestigkeitsbereich und dem Langzeitfestigkeitsbereich sichtbar. Die σ_D beträgt 225 ± 8 MPa bei einem Knickpunkt von 122 000 Zyklen. Bei dem Korrelationskoeffizienten von 0,99 ist ebenfalls eine gute Anpassung der Datenpunkte an die Wöhler-Kurve vorhanden. Auch bei dieser Wöhler-Kurve ist kein Unterschied zwischen den Einzelversuchen und den hochgesetzten Proben ersichtlich. Bei der Wöhler-Kurve $R=0,5$ wird ein σ_D von 140 ± 7 MPa ermittelt. Der Knickpunkt liegt bei dieser Variante bei etwa 170 000 Zyklen und der R_{Korr} liegt bei 0,95 ebenfalls in einem hohen Bereich. Entgegen der Wöhler-Kurven der $R=0$ und $R=0,5$ sind bei dieser Wöhler-Kurve vereinzelt Proben mit Probenbrüchen bei hohen Lastzyklen auszumachen. Auch bei dieser Proben-Variante ist kein Unterschied zwischen Einzelversuchen und hochgesetzten Versuchen auszumachen. Unter Diagramm 4) aus Abbildung 95 ist die Wöhler-Kurve der KWBP in 0° -Richtung für $R=-1$ dargestellt. Die σ_D beträgt etwa 251 ± 19 MPa mit einem Knickpunkt bei 534 000 Zyklen. Auch der R_{Korr} dieser Proben liegt mit 0,96 in guter Übereinstimmung mit der Wöhler-Kurve. Ein Unterschied der hochgesetzten Proben zu den Einzelversuchen ist nicht ersichtlich. Auffällig ist allerdings die große Streuung der Zyklenzahlen im Langzeitfestigkeitsbereich.

Die Wöhler-Kurven des geschliffenen Oberflächenzustandes der 0° -Richtung sind in der Abbildung 96 dargestellt. Im Vergleich zu der wie-gebaut Oberfläche besitzen alle Wöhler-Kurven deutlich höhere σ_D für die jeweiligen Lastverhältnisse. Bei der Wöhler-Kurve und einem $R=-1$ wird ein σ_D von 457 ± 8 MPa ermittelt. Der Knickpunkt liegt bei 746 000 Zyklen. Dabei ist der R_{Korr} mit 0,7 relativ niedrig. Bei den Einzelversuchen und den hochgesetzten Versuchen sind große Streuungen in den Zyklen, bei gleichen Lastniveaus, erkennbar. In der Tendenz weisen die hochgesetzten Proben höhere Zyklenzahlen auf als die Einzelversuche. Wird das Lastverhältnis auf $R=0$ gesetzt, wird eine σ_D von 274 ± 8 MPa aus dem Treppenstufenversuch ermittelt. Der Knickpunkt dieser Wöhler-Kurve liegt bei 1 320 000 Zyklen. Für diese Probenvariante wird ein niedriges R_{Korr} von 0,61 berechnet. Wird das Lastniveau in dem nur hochgesetzte Proben geprüft sind ausgeklammert, ist kein eindeutiger Unterschied zwischen den hochgesetzten Versuchen und den Einzelversuchen erkennbar. Auffällig sind allerdings die großen Abweichungen der Zyklenzahlen im Zeitfestigkeitsbereich. Im Treppenstufenversuch sind zum Teil Versuche mit etwa 100 000 Zyklen und einer Lastamplitude von 260 MPa enthalten. Im Zeitfestigkeitsbereich sind Versuche mit 3 000 000 und 360 MPa vorhanden. Wird das Lastverhältnis auf $R=0,5$ angehoben ist eine σ_D von 200 ± 9 MPa bei einem $N_k=1\,310\,000$ ermittelt. Der R_{Korr} liegt mit 0,76 in einem niedrigen Bereich. Auffällig ist bei dieser Wöhler-Kurve die Unterschiede der Zyklen in der Treppenstufe. So werden auf einem Lastniveau in der Treppenstufe sowohl Durchläufer als auch Brüche bei 100 000 Zyklen gemessen. Eine Aussage über die Differenz zwischen hochgesetzten Proben und Einzelversuchen kann auch hier nicht getroffen werden. Wird die KWBP der 0° -Richtung mit geschliffener Oberfläche betrachtet, wird eine Wöhler-Kurve mit klarer Trennung des Treppenstufenversuches und der Zeitfestigkeit festgestellt. Dabei ist die σ_D zu 331 ± 25 MPa und N_k zu 386 000 Zyklen ermittelt. Mit einem R_{Korr} von 0,99 werden die Versuchsdaten gut abgebildet. Allerdings zeigen die Versuchsdaten in der Treppenstufe eine hohe Streuung in den Zyklenzahlen. So sind auf den gleichen Lastniveaus sowohl Durchläufer, als auch Brüche bei deutlich unter 100 000 Zyklen ermittelt. Die hochgesetzten Proben weisen leicht größere Zyklenzahlen auf als die Einzelversuche.

Die ermittelten Wöhler-Kurven der KWBP und WBP der 45°-Richtung mit wie-gebaut Oberfläche sind in Abbildung 97 dargestellt. Bei der Betrachtung der Wöhler-Kurve mit einem $R=-1$ wird ein eindeutig definierter Langzeitfestigkeits- und Zeitfestigkeitsbereich erkannt. Die σ_D wird zu 433 ± 12 MPa ermittelt und das N_k zu 153 000 Zyklen. Der R_{Korr} ist mit 0,95 relativ hoch. Ein leichter Unterschied der hochgesetzten Versuche und der Einzelversuche ist zu erahnen. Dabei weisen die hochgesetzten Versuche leicht höhere Zyklen auf als die Einzelversuche. In der Treppenstufe sind zudem diverse Versuche mit Zyklen deutlich über der N_k gebrochen. Für $R=0$ aus Diagramm 2) (Abb. 97 ist eine klare Unterteilung zwischen Zeitfestigkeits- und Langzeitfestigkeitsbereich gegeben. Die σ_D beträgt an dieser Stelle 261 ± 7 MPa mit dem Knickpunkt bei 119 000 Zyklen einschließlich R_{Korr} von 0,95. Die hochgesetzten Versuche und Einzelversuche sind im selben Streuband, sodass keine Differenz feststellbar ist. Auch die Wöhler-Kurve für $R=0,5$ der WBP besitzt klar getrennte Bereiche zwischen dem Zeitfestigkeits- und Langzeitfestigkeitsbereich mit einer σ_D von 165 ± 7 MPa und einem N_k von 101 000. Der R_{Korr} ist bei dieser Wöhler-Kurve ebenfalls mit 0,96 sehr hoch. Die hochgesetzten Versuche weisen die gleichen Zyklen auf wie die Einzelversuche, sodass auch bei dieser Wöhler-Kurve von keinem Einfluss des erneuten Prüfens auszugehen ist. In 4) ist die Wöhler-Kurve der KWBP bei einem $R=-1$ dargestellt. Die σ_D dieser Proben-Variante beträgt 300 ± 11 MPa mit einem N_k von 227 000. Mit einem R_{Korr} von 0,80 ist die Korrelation noch ausreichend gut. Auch bei dieser Proben-Variante ist keine Differenz zwischen hochgesetzten Versuchen und Einzelversuchen ersichtlich.

Für KWBP und WBP die in 45°-Richtung gefertigt sind und eine geschliffene Oberfläche besitzen, sind die ermittelten Wöhler-Kurven in Abbildung 98 dargestellt. Das Diagramm aus 1) zeigt die Wöhler-Kurve für $R=-1$ der WBP. Dabei besitzt diese Variante mit 538 ± 9 MPa die höchste σ_D aller durchgeführten Versuche. Der N_k liegt bei 2 602 000 bei hohen Zyklenzahlen. Der R_{Korr} von 0,99 ist ebenfalls ein hoher. Auffällig ist allerdings die große Anzahl an Versuchen die deutlich über der σ_D Zyklenzahlen über N_k aufweisen. Dann wiederum sind auf Lastniveaus im Treppenstufenversuch Zyklenzahlen um etwa 200 000 Zyklen geprüft. Die Streuung der Einzelwerte ist demnach sehr hoch. Einen Unterschied zwischen hochgesetzten Versuchen und Einzelversuchen ist nicht festgestellt. Die Wöhler-Kurven für die Versuche bei $R=0$ sind in 2) (Abb. 98) abgebildet. Dabei ist die σ_D mit 356 ± 19 MPa ebenfalls der höchste Wert, der für dieses Lastverhältnis über alle Proben-Varianten und Baurichtungen ermittelt wird. Mit einem N_k von 683 000 besitzt diese Variante einen ausgeprägten Zeitfestigkeitsbereich. Der R_{Korr} ist hingegen mit 0,86 ein akzeptabler Wert. Auch bei dieser Wöhler-Kurve sind Brüche bei Zyklenzahlen deutlich über aber auch deutlich unter N_k ermittelt. Auch für diese Wöhler-Kurve liegen die hochgesetzten Versuche und die Einzelversuche in demselben Streuband. Bei der Betrachtung der Wöhler-Kurven für das $R=0,5$ ist ein σ_D von 223 ± 7 MPa und ein N_k von 54 000 Zyklen ablesbar. Dabei ist auch bei dieser Proben-Variante das σ_D das höchste, welches für alle Baurichtungen, ermittelt wird. Auch bei dieser Wöhler-Kurve werden Einzelversuche mit Zyklenzahlen deutlich über der σ_D und N_k ermittelt. Demnach ist auch das R_{Korr} mit 0,84 leicht niedriger. Eine qualitative Aussage über hochgesetzte Versuche ist an dieser Stelle ebenfalls nicht möglich. Die KWBP liefern ein Wöhler-Diagramm, welches in 4) abgebildet ist. Die σ_D beträgt für die geschliffene Oberfläche der 45°-Richtung 403 ± 9 MPa mit einem N_k bei 171 000 Zyklen. Im Gegensatz zu den WBP ist für die KWBP eine klare Abgrenzung des Zeitfestigkeits- und Langzeitfestigkeitsbereiches möglich. Auch die R_{Korr} beträgt mit 0,99 einen hohen Wert. Die hochgesetzten Versuche und Einzelversuche sind nicht durch erhöhte oder niedrigere Zyklen von den Einzelversuchen unterscheidbar.

Bei den Wöhler-Kurven der 90°-Richtung mit wie-gebaut Oberfläche wird auf die Abbildung 99 verwiesen. Dort ist wiederum in 1) die Wöhler-Kurve der WBP bei einem Lastverhältnis $R=-1$ dargestellt. Für diese WBP wird eine σ_D von 466 ± 10 MPa mit einem N_k von 63 000 Zyklen ermittelt. Aufgrund der geringen Anzahl an Einzelversuchen im Zeitfestigkeitsbereich wird kein R_{Korr} ermittelt. Die Proben der Einzelversuche und die hochgesetzten Versuche liegen in einem gemeinsamen Streuband und weisen keine merkliche Differenz in den ertragbaren Zyklen auf. Bei einem $R=0$ wird eine σ_D von 270 ± 10 MPa und ein N_k von 42 000 ermittelt. Bei Betrachtung des Langzeitfestigkeitsbereichs (mit dem Treppenstufen-Versuch) ermittelt sind fällt auf, dass die gemessenen Zyklen in einem großen Bereich streuen. Dabei sind auf demselben Lastniveau Zyklen von etwa 15 000 bis N_D vorhanden. Mit

einem $R_{\text{Korr}}=0,72$ ist die Korrelation der Versuchsdaten eher mittelmäßig. Hochgesetzte Versuche und Einzelversuche weisen dabei keine Differenz der Zyklenzahlen auf. Bei der WBP bei einem $R=0,5$ und wie-gebaut Oberfläche ist eine andere Kurvenform ersichtlich. Diese Proben weisen einen großen Streubereich in Lastrichtung im Treppenstufenversuch auf, der nach der Auswertung in einer σ_D von 181 ± 15 und N_k von 78 000 resultiert. Diese Wöhler-Kurve lässt auf höhere Zyklenzahlen der hochgesetzten Versuche erahnen. Die Zyklen der Einzelversuche sind im Schnitt etwas niedriger. Mit einer R_{Korr} von 0,90 ist dies durch den Korrelationskoeffizienten nicht bestätigt. Bei der Wöhler-Kurve aus 4) der KWBP ist eine deutliche Abgrenzung des Zeitfestigkeits- und Langzeitfestigkeitsbereiches erkennbar. Die σ_D wird zu 323 ± 16 MPa mit einem N_k bei 122 000 bestimmt. Sowohl die Einzelversuche als auch hochgesetzten Versuche streuen im selben Maß um die Geradengleichung der Wöhler-Kurve.

Die Wöhler-Kurven der 90°-Richtung mit geschliffener Oberfläche sind in Abbildung 100 dargestellt. In 1) ist erneut die Wöhler-Kurve für die $R=-1$ Untersuchung dargestellt. Das σ_D beträgt 516 ± 8 MPa mit einem N_k von 221 000 Zyklen. Auffallend viele Versuche werden bei Zyklen deutlich über der N_k abgebrochen. Mit einem R_{Korr} von 0,85 werden die Ergebnisse durch die Wöhler-Kurve hinreichend genau abgebildet. Zusätzlich weisen die hochgesetzten Versuche auffallend häufig höhere Zyklenzahlen auf als die Einzelversuche bei gleichem Lastniveau. Bei einem $R=0$ beträgt σ_D etwa 320 ± 10 MPa bei einem N_k von 85 000 Zyklen. Die Wöhler-Kurve wird relativ schlecht durch die Datenpunkte erzeugt. Das R_{Korr} beträgt lediglich 0,40, ein geringer Wert. Werden die Einzelversuche und die hochgesetzten Versuche betrachtet, fällt auf, dass die hochgesetzten Versuche tendenziell in Richtung höherer Zyklen verschoben sind. Auch für die Wöhler-Kurve bei $R=0,5$ ist ein niedriges R_{Korr} von 0,3 ermittelt. Auch bei dieser Wöhler-Kurve liegen die hochgesetzten Versuche zu höheren Zyklen hin verschoben. Ermittelt wurden für dieses Lastverhältnis ein σ_D von 206 ± 10 MPa und ein N_k bei 103 000 Zyklen. Für die KWBP bei einem $R=-1$ ist die Wöhler-Kurve in 4) dargestellt. Die σ_D beträgt für diese Proben-Variante 393 ± 10 MPa mit einem N_k von 252 000 Zyklen. Entgegen der anderen Proben-Varianten gleicher Baurichtung und Oberflächenzustandes ist die R_{Korr} mit 0,97 sehr gut. Auch ist kein Unterschied der hochgesetzten Versuche und der Einzelversuche feststellbar.

Haigh-Diagramme

Die aus den Wöhler-Kurven konstruierten Haigh-Diagramme der 0°, 45°- und 90°-Richtung sind in den Abbildungen 101 bis 103 dargestellt. In den Diagrammen sind jeweils die wie-gebaut und geschliffenen Oberflächenzustände dargestellt. Aus dem Haigh-Diagramm für die 0°-Richtung sind mehrere Erkenntnisse ableitbar. Durch das Schleifen der Probenoberfläche werden die Festigkeitswerte in Richtung größerer σ_D verschoben. Die Beträge dieser Verschiebung sind für alle Probenformen (KWBP und WBP) und Lastverhältnisse näherungsweise konstant. Einzig der Zugewinn der Festigkeit bei der WBP bei einem $R=0,5$ ist etwas höher als bei den anderen Proben-Varianten. Auch für die KWBP und WBP der 45°-Richtung ist dies zu konstatieren. Allerdings ist der Zugewinn der σ_D für diese Baurichtung etwas größer als für die äquivalenten Proben der 0°-Richtung. Auch ist der Verlauf der Verbindungslinien der wie-gebaut und geschliffenen Oberfläche für die Haigh-Diagramme in guter Näherung eine Gerade (siehe Abbildung 102). Ähnliches ist für das Haigh-Diagramm der 90°-Richtung festzuhalten. Die Zugewinne der Festigkeiten sind auch in diesem Diagramm durch das Schleifen näherungsweise über alle Lastverhältnisse konstant. Bei $R=0,5$ sind die Zugewinne der Oberspannung bei σ_D etwas höher als bei den anderen Lastverhältnissen.

Rasterelektronenmikroskopie der bruchauslösenden Defekte

Die zuvor erwähnten Durchläufer wurden auf einem deutlich höheren Niveau in der Zeitfestigkeit erneut geprüft. Zum einen wurde so ein weiterer Datenpunkt in der Wöhlerkurve generiert, zum anderen das Abschaltkriterium von 1 Hz Frequenzabfall und somit ein Anriss erzeugt. Diese so angerissenen geschliffenen WBP wurden mittels Zugprüfmaschine bis zum Bruch gezogen, sodass die Bruchflächen im REM betrachtet werden konnten. Auf diese Weise wurde ermittelt, welche Defektgröße in der WBP bei welcher Belastung nicht zu einem Versagen führte. Eine exemplarische Aufnahme einer solchen Bruchfläche ist in Abbildung 104 für eine geschliffene WBP in 90°-Richtung dargestellt, die bei einem $R=0$ geprüft wurde. Bei 40x Vergrößerung sind zwei unterschiedliche Bruchflächenmorphologien zu

beobachten. In der Mitte der Abbildung sind Poren und eine zerklüftete Topologie erkennbar. Im Außenbereich ist ein Rand mit weniger Topographie erkennbar. Der bruchauslösende Defekt ist oben als kreisförmiges Objekt zu sehen. Bei genauerer Betrachtung bei 250x Vergrößerung ist dieser im Ganzen dargestellt. Der bruchauslösende Defekt ist im Bereich nicht vollständig umgeschmolzenen Pulvers erkennbar. Ausnahmslos sind alle Materialproben-Brüche auf solche Bereiche rückführbar. Die Oberfläche an denen die zwei Partikel angebunden sind, wirkt glatt und unverformt. Zusätzlich ist von innen nach außen ein Spaltbruch erkennbar der transkristallin verläuft. Dieser Bereich wird deutlich von dem umgebenden interkristallinen Bereich abgetrennt, der durch die andersartige Topographie abgegrenzt wird. Wird die Aufnahme mit 1000x Vergrößerung betrachtet, ist die Oberfläche der glatten Porenwand deutlicher erkennbar. Auf der Porenwand ist ein Relief erkennbar, das an thermisch geätzte Proben, und deren Korngrenzen erinnert[38]. An den zwei nicht umgeschmolzenen Partikeln ist eine sinterhalsähnliche Struktur zu sehen. Ein weiterer Partikel ist im unteren rechten Bereich der Abbildung abgebildet. Dieser ist durchtrennt und weist eine transkristalline Bruchoberfläche auf. Ausgehend von der Porenwand im rechten Bereich des Bildes sind Risse erkennbar (durch Pfeile angezeigt), die in einer gewissen Tiefe arretiert sind.

da/dN-Kurven

In den Diagrammen aus den Abbildungen 105 bis 110 sind die da/dN -Kurven der im PBF-LB/M-Prozess gefertigten und der Rissfortschrittsproben RFP aus Walzmaterial abgebildet. Dabei sind die ermittelten Parameter der Erdogan-Ratwani-Approximationen in Tabelle 41 zusammengefasst. Bei der Betrachtung der da/dN -Kurven aus Abbildung 105 wird zwischen Kurven die mit einem Schwellwert der Spannungsintensität nach ASTM E647 $\Delta K_{th, ASTM}$ und $\Delta K_{th, ISO}$ nach ISO 12108 unterschieden. Der Schwellwert der Spannungsintensität wird zunächst über eine lineare Interpolation im vorgeschriebenen Bereich ermittelt (siehe Abschnitt 3.7). Bei der RFP in 0°-Richtung wird für $\Delta K_{th, ASTM}$ ein Wert von $3,76 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ und für $\Delta K_{th, ISO}$ $3,67 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ermittelt. Die da/dN -Kurven beider Methoden zur Bestimmung des ΔK_{th} sind optisch deckungsgleich und werden lediglich durch eine leichte Verschiebung des Schwellwertes abgegrenzt. Die Kurven sind in Bereich I und II mit Datenpunkten belegt, Bereich III der da/dN -Kurve ist nicht geprüft, sodass für den kritischen Spannungsintensitätsfaktor für Rissmodus I K_{IC} zumindest für die Kurven mit Auswertung nach ISO 12108 unrealistische Werte approximiert werden. Auch werden für den Erdogan-Ratwani-Faktor C_E große Zahlenwerte ermittelt. Entgegen der da/dN -Kurve für die 0°-Richtung ist bei den Versuchen der 45°-Richtung schemenhaft Bereich III abgebildet (Abbildung 106). Für diese Untersuchung beträgt $\Delta K_{th, ASTM}$ $3,93 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ und $\Delta K_{th, ISO}$ $3,84 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Für K_{IC} wird bei der Auswertung angelehnt an die ASTM E647 ein Wert von $22,48 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ und nach ISO $21,41 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ approximiert. Auch C_E liegt mit 6,62 und 5,70 in einer ähnlichen Größenordnung. Der Erdogan-Ratwani-Exponent wird zu 0,572 bzw. 0,575 berechnet. Die Messergebnisse der Rissfortschrittsuntersuchung und die daraus resultierenden Approximationskurven der 90°-Richtung sind in der Abbildung 107 dargestellt. Für die RFP dieser Baurichtung wird $\Delta K_{th, ASTM}$ zu $3,77 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ und $\Delta K_{th, ISO}$ zu $3,69 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ bestimmt. Für K_{IC} werden wie bei dem Versuch für die 0°-Richtung unrealistische Werte von $271,28 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ und $298,38 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ approximiert. Auch die C_E sind mit 145,60 und 147,54 sehr hoch.

Die da/dN -Kurve der RFP aus Walzmaterial mit Risswachstumsrichtung quer zur Walzrichtung ist in Abbildung 108 abgebildet. Je nach Methode (ASTM oder ISO) wird für diese Walzrichtung ein ΔK_{th} von $4,10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ bzw. $3,96 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ermittelt. Für K_{IC} werden Werte in derselben Größenordnung berechnet ($21,75 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ und $22,52 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$). Auch beträgt C_E für die Bestimmung des $\Delta K_{th, ASTM}$ nach ASTM 4,40 und bei der Bestimmung des $\Delta K_{th, ISO}$ nach ISO 4,18. Die m_E variieren mit 0,619 und 0,804 leicht. Aufgrund minimaler Abweichungen in den C_E und m_E ist die Krümmung der einzelnen Kurven leicht unterschiedlich. Bei den Versuchen wird zum Teil der Beginn des Bereich III mit abgebildet, sodass die Kurvenverläufe der klassischen da/dN -Kurve folgen. Die Versuche, die diagonal zur Walzrichtung durchgeführt sind, werden in Abbildung 109 dargestellt. Auch für diese Walzrichtung wird Bereich I und II gut abgebildet. Bereich III ist in Ansätzen vorhanden. Auch bei diesen Kurven werden aufgrund der Auswertung des ΔK_{th} leichte Unterschiede in den Erdogan-Ratwani-Parametern approximiert. So beträgt ΔK_{th} je nach Auswertung $4,13 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ und $4,02 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Dementspre-

chend weist der K_{IC} mit $21,44 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ und $21,70 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ebenfalls geringe Abweichungen auf. Auch die C_E und m_E variiert leicht. Wie bei den vorangegangenen da/dN -Kurven ist aus der analytischen Beschreibung der Datenpunkte der Messrichtung in Walzrichtung mittels Erdogan-Ratwani-Modell ein eindeutiger Bereich I und II erkennbar. Bereich III ist bei dieser Variante ebenfalls angedeutet. ΔK_{th} wird bei dieser Walzrichtung zu $4,03 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ und $3,91 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ermittelt. Die K_{IC} betragen $20,62 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ und $20,87 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ für die Kurven nach ASTM und ISO. Auch bei dem C_E und m_E werden lediglich geringe Unterschiede berechnet. Für eine bessere Vergleichbarkeit der da/dN -Kurven der einzelnen Baurichtungen (RFP mittels PBF-LB/M-Verfahren) wird auf die Abbildungen 111 und 112 verwiesen. Ersichtlich sind die fast identischen Verläufe der 0° - und 90° -Richtung mit $\Delta K_{th, ISO}$ von $3,67 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ bei der 0° -Richtung und $3,69 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ bei der 90° -Richtung. Die da/dN -Kurven dieser Baurichtungen verlaufen auch in Bereich I und II quasi übereinander. Die da/dN -Kurve der 45° -Richtung beginnt bei einem höheren $\Delta K_{th, ISO}$ von $3,93 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ und verläuft im Bereich I und II deutlich steiler und geht in den Bereich III über. Die Kurven der 0° - und 90° -Richtung besitzen im geprüften ΔK Intervall keinen ausgeprägten Bereich III. Die da/dN -Kurven mit der Auswertung des $\Delta K_{th, ASTM}$ nach ASTM beginnen bei größeren Werten von ΔK und verlaufen im Anschluss wie die Kurven aus Abbildung 111. Die Zusammenfassung der da/dN -Kurven für die RFP aus Walzmaterial ist in den Abbildungen 113 und 114 abgebildet. Entgegen der Kurven für die additiv gefertigten RFP besitzen die des Walzmaterials für alle Walzrichtungen gleich verlaufende Verläufe mit lediglich geringen Unterschieden. Die einzelnen Walzrichtungen besitzen beispielsweise eine maximale Differenz von $0,11 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ für $\Delta K_{th, ISO}$. Insgesamt verlaufen die da/dN -Kurven fast deckungsgleich, sodass eine eindeutige Aussage über den Einfluss der Walzrichtung auf die Rissfortschrittssrate und den Schwellwert der Spannungsintensität nicht getroffen werden kann. Auch die Betrachtung der da/dN -Kurven für die Auswertung des ΔK_{th} nach ASTM ähneln in Form und Verlauf der Kurven aus Abbildung 113, sodass auch mit einer leichten Verschiebung der Kurven keine genaueren Aussagen treffbar sind.

4.7 Simulation

E-Moduln

Die Berechnung der E-Moduln anhand der mittels Bildanalyse ermittelten Porosität der Proben ist in der Tabelle 43 dargestellt. Als Vergleichsgröße werden die E-Moduli aus den Zugversuchen und aus der Schallgeschwindigkeitsmessung herangezogen. Dabei werden die Proben in einsatzgehärteten Zustand (ND + HDGA) und im blindgehärteten Zustand verwendet. Die Zugproben der unterschiedlichen Baurichtungen und der wie-gebaut Oberfläche weisen Porositäten von $0,393\%$ bei der 0° -Richtung, $0,507\%$ bei der 45° -Richtung und $0,410\%$ für die 90° -Richtung auf. Für die Zugprobe der 0° -Richtung liegt das Modell der parallelen Risse 2D $206\,500 \text{ MPa}$ und das der parallelen Risse 3D $207\,614 \text{ MPa}$ am nächsten an dem ermittelten E-Modul von $191\,658 \text{ MPa}$. Dennoch beträgt die Differenz zum E-Modul aus der Ramberg-Osgood Approximation mehr als $15\,000 \text{ MPa}$ bzw. 8% . Für die 45° -Richtung wird ein E-Modul von $200\,236 \text{ MPa}$ aus der Ramberg-Osgood Approximation ermittelt. Die für diese Baurichtung am nahe liegendsten Berechnungsergebnisse sind für die Modelle der parallelen Risse 2D und 3D zu verzeichnen ($205\,067 \text{ MPa}$ und $206\,485 \text{ MPa}$). Die Differenz der Berechnung zur Messung beträgt lediglich $2,5\%$. Auch der E-Modul der Zugproben mit wie-gebaut Oberfläche für die 90° -Richtung ($E_{\text{ermittelt}}$ von $205\,128 \text{ MPa}$) wird durch das Modell der parallelen Kreisrisse 2D und 3D gut abgebildet (E_{PR2D} von $206\,285$ und E_{KR3D} von $207\,444 \text{ MPa}$). Zu beachten ist allerdings, dass die gemessenen E-Moduln aller Baurichtungen relativ gut durch die Modelle abgebildet werden. Der Unterschied liegt je nach Baurichtung zwischen 4000 MPa bis 5500 MPa und ist somit geringer als die Streuung der Einzelmesswerte aus der E-Modul Approximation aus den Zugversuchen. Werden die Ergebnisse der E-Moduln der Zugproben im ND + HDGA mit geschliffener Oberfläche mit den Berechnungsergebnissen abgeglichen, so ist festzuhalten, dass auch diese in guter Übereinstimmung liegen. So wird für die 0° -Richtung ein $E_{\text{ermittelt}}$ von $192\,172 \text{ MPa}$ aus der Approximation abgeleitet, die Berechnung ergibt für das Modell der parallelen Risse 2D und 3D Werte von $206\,500 \text{ MPa}$ und $207\,614 \text{ MPa}$ anhand der gemessenen Porosität. Bei den Proben der 45° -Richtung ist die Übereinstimmung mit den Berechnungsmodellen sehr hoch. Beim approximierten $E_{\text{ermittelt}}$ von $207\,664 \text{ MPa}$ liegen die Werte für die

Berechnungen zwischen 205 067 MPa und 210 527 MPa (parallele Risse 2D und Kreisrisse in 2D). Auch die Zugproben der 90°-Richtung weisen geringe Differenzen zum Messwert auf. So wird der $E_{\text{ermittelt}}$ mit 201 910 MPa durch die Modelle in einem Rahmen von 206 285 MPa bis 210 732 MPa abgebildet. Auch diese Werte weichen maximal um 9000 MPa bzw. 4,5 % von dem approximierten $E_{\text{ermittelt}}$ ab. Bei gleichem Oberflächenzustand weisen die blindgehärteten Zugproben deutlich geringere E-Moduln $E_{\text{ermittelt}}$ auf als die mit den Gleichungen berechnete E. So beträgt bei der 0°-Richtung die Differenz minimal etwa 45 000 MPa und circa 49 000 MPa (vgl. E_{pR2D} und E_{pKr2D}). Für die blindgehärteten Zugproben in 45°-Richtung beträgt die Differenz der Modelle zu den $E_{\text{ermittelt}}$ etwa 35 000 MPa bis 39 000 MPa. Für die Proben der 90°-Richtung steigt die Differenz auf 40 000 MPa bis 44 000 MPa. Demnach sind die $E_{\text{ermittelt}}$ der blindgehärteten Zugproben nicht durch die Modelle vorhersagbar.

Mithilfe iterativer Verfahren wird aus den Modellen auch die Porosität der Proben aus den $E_{\text{ermittelt}}$ berechnet. Diese berechneten Porositäten sind in der Tabelle 44 angegeben. Dabei folgt die Bezeichnung der berechneten Porositäten der Nomenklatur der berechneten E-Moduln aus Tabelle 43, sodass beispielsweise die Porosität, die aus dem Modell für die parallelen Risse 2D als „ P_{pR2D} “ bezeichnet wird. Bei der 0°-Richtung im ND + HDGA Zustand und wie-gebaut Oberfläche wird mit dem ermittelten $E_{\text{ermittelt}}$ und den genutzten Modellen immer eine deutlich höhere Porosität für die Zugprobe ermittelt als mittels Bildanalyse gemessen wird. So ist das vermeintlich beste Modell P_{pR2D} um einen Faktor von 4 größer, das schlechteste Modell um Faktor 24 zu groß. Für die Zugprobe in 45°-Richtung werden Porositäten im Bereich von 0,903 % bis 5,370 % berechnet. Dabei weist das Modell der parallelen Risse 2D die geringste Abweichung zum realen Messwert auf. Das Modell der Kreislöcher 2D weist hingegen die größte Abweichung auf. Für die 90°-Richtung wird das $P_{\text{ermittelt}}$ durch das Modell der parallelen Risse 2D und parallele Risse 3D relativ genau geschätzt, sofern die Standardabweichung der real ermittelten Porosität berücksichtigt wird. Bei einer Änderung des Oberflächenzustandes zu „geschliffen“ wird bei der Zugprobe in 0°-Richtung erneut kein geeignetes Modell gefunden, dass das $E_{\text{ermittelt}}$ und $P_{\text{ermittelt}}$ in Einklang bringt. So wird durch das $E_{\text{ermittelt}}$ (192 172 MPa) eine um Faktor 4 bis 23 größere Porosität berechnet als real vorliegt. Für die Zugprobe in 45°-Richtung sagen die Modelle parallele Risse 2D, isotrop verteilte Risse 2D und parallele Kreisrisse 3D Porositäten von 0,302 % bis 0,603 % bei einer $R_{\text{ermittelt}}$ von 0,507 % auf. Im Rahmen der Standardabweichung der ermittelten Porositäten sind die vorhergesagten Porositäten im gleichen Streuband. Wird die einsatzgehärtete Zugprobe in 90°-Richtung und geschliffener Oberfläche betrachtet, ist lediglich das Modell der parallelen Risse 2D in derselben Größenordnung wie das $P_{\text{ermittelt}}$. Wird der Oberflächenzustand bei geschliffen belassen, der Wärmebehandlungszustand zu blindgehärtet verändert, wird durch keines der genutzten Modelle die ermittelte Porosität näherungsweise berechnet. Die minimale Abweichung zur $P_{\text{ermittelt}}$ wird bei der 45°-Richtung und dem Modell der parallelen Risse 2D zu 700 % berechnet, die maximale Abweichung wird bei der Zugprobe in 0°-Richtung und dem Modell der Kreislöcher 2D zu 6000 % bestimmt. Bei der Betrachtung der berechneten Porositäten aus den $E_{\text{ermittelt}}$ der mittels Schallgeschwindigkeitsmessung abgeleiteten E-Moduli fällt auf, dass diese durch die Modelle in relativ guter Näherung abgebildet werden. So wird für die 0°-Richtung in Belastungsrichtung bei einer $P_{\text{ermittelt}}$ von 1,826 % mittels des Modell der parallelen Risse 2D ein P_{pR2D} von 2,487 berechnet. Die Differenz zwischen berechneter und ermittelter Porosität beträgt 36 %. Wird die Messrichtung quer zur Belastungsrichtung derselben Baurichtung betrachtet, ist die Differenz zwischen der $P_{\text{ermittelt}}$ und dem besten Modell (parallele Kreisrisse 3D) lediglich 7 %. Für die Proben in 45°-Richtung wird in Belastungsrichtung eine $P_{\text{ermittelt}}$ von 2,605 % gemessen. Das Modell der parallelen Kreisrisse 3D ergibt 2,160 % und ist somit 17 % zu gering. Alle anderen Modelle ergeben größere Abweichungen. Wird die Messrichtung quer zu Belastungsrichtung betrachtet, ist sichtbar, dass keines der Modelle gute Näherungen liefert. Die beste Näherung ergibt die P_{pR2D} mit 3,307 % was um etwa 27 % größer ist als die gemessene $P_{\text{ermittelt}}$ von 2,605 %. Die 90°-Richtung in Belastungsrichtung Probe besitzt ein $P_{\text{ermittelt}}$ von 2,125 %. Diese ermittelte Porosität wird durch das Modell der isotrop verteilten Risse 2D mit P_{ivR2D} in guter Näherung abgebildet. Bei der Probe der 90°-Richtung quer zu Belastungsrichtung ist das Modell der parallelen Risse 2D hingegen das beste mit P_{pR2D} von 2,568 %.

M_s -Temperatur

Die berechneten M_S in Abhängigkeit des C-Profiles aus der GDOES Messung sind in der Abbildung 115 dargestellt. Zusätzlich sind die C-Gehalte von WBP im wie-gebaut und geschliffenen Oberflächenzustand nach der ND + HDGA in das Diagramm eingetragen. Erkennbar ist ein stetig fallender C-Verlauf mit steigender Tiefe erkennbar. Der C-Verlauf wurde in Analogie an Gleichung 3.1 approximiert. Dabei wurde die Kurve mit den C-Gehalten statt der Härten bestimmt. Der oberflächliche C-Gehalt wurde zu gemittelt 0,646 Ma.-% berechnet. Der C-Gehalt im Kern wurde mit 0,167 Ma.-% angenommen (vgl. C-Gehalt im Bauteil nach 6), sodass die Summe der Abweichungsquadrate mit Variation des Wendepunktes, der Steigung und dem C-Gehalt durch die numerische Anpassung minimiert wurde. Der oberflächliche C-Gehalt von 0,646 Ma.-% C entspricht einer M_S nach Gleichung 3.18 von 207 °C (restliche LE-Gehalte nach nasschemischer Analyse). Der als konstant angenommene C-Gehalt im Kern resultiert in einer M_S von 410 °C für den Kernbereich. Die dargestellte Funktion für die M_S wurde in Anlehnung an Gleichung 2.9 approximiert. Die abgeleitete Funktion ist in Gleichung 4.2 dargestellt. Es liegt, wie in Abschnitt 2.2.1 erläutert, eine Randbedingung erster Art vor, bei der die M_{S0} für $x \leq 0$ und $M_{S\infty}$ für $x > 0$ gilt.

$$M_S(x) = M_{S0} + (M_{S\infty} - M_{S0}) \operatorname{erf}\left(\frac{x}{P_{M_S}}\right) \quad \text{mit der Gauß'schen Fehlerfunktion } \operatorname{erf}() \quad (4.2)$$

Hierbei ist M_{S0} die M_S an der Oberfläche und $M_{S\infty}$ die M_S im Kern. Ein freier Parameter P_{M_S} musste eingeführt werden, um eine ausreichend gute Approximation der Datenpunkte zu erreichen, weil die M_S ja bereits eine nach Gleichung 3.18 berechnete Größe ist (Achsenabschnitt wird durch die Gleichung nach *Andrews* hierdurch berücksichtigt). Der mit der Gleichung berechnete M_{S0} liegt mit 204 °C in sehr guter Näherung an dem gemittelten Messwert von 207 °C für die GDOES Messung. Mittels GDOES Messung konnte der C-Gehalt der wie-gebaut Oberfläche an den WBP nicht vermessen werden, sodass zur Überprüfung mittels OES sowohl die geschliffene als auch die wie-gebaut Oberfläche erneut gemessen wurde. Für die geschliffene Oberfläche wurde ein Mittelwert von 0,560 Ma.-% gemessen. Eine gute Näherung zu den mittels GDOES ermittelten Messwerten ist somit gegeben. Die wie-gebaut Oberfläche konnte entgegen der GDOES ebenfalls gemessen werden und lieferte einen C-Gehalt von 1,240 Ma.-% an der Oberfläche.

RA-Berechnung

Die Berechnung der RA-Gehalte wurde mittels Gleichung 3.19 nach *Koistinen und Marburger* durchgeführt. Für jede Probe wurde der die chemische Zusammensetzung und die M_S nach Gleichung 3.18 bestimmt. Mit dieser jeweils an die Probe angepasste M_S wurde anschließend der RA-Gehalt berechnet. In Tabelle 45 sind die Ergebnisse der ermittelten RA-Gehalte mittels XRD und die berechneten RA-Gehalte zusammengefasst. Die Zugproben aus dem PBF-LB/M-Prozess weisen laut XRD-Messung einen RA-Gehalt von 1,6 Vol.-% auf, der mit dem berechneten RA-Gehalt nach *Koistinen und Marburger* von 1,7 Vol.-% gut übereinstimmt. Der RA-Gehalt der Zugproben aus Walzmaterial beträgt nach XRD 2,2 Vol.-%. Die Berechnung ergibt 1,4 Vol.-%, was zwar unterhalb der XRD-Messung liegt aber dennoch in einer vergleichbaren Größenordnung ist. Bei den WBP nach der ND + HDGA Wärmebehandlung kann für die Materialprobe mit wie-gebaut Oberfläche kein RA-Gehalt berechnet werden, die die Gültigkeitsgrenze für die Berechnung der M_S nicht eingehalten wird. Der C-Gehalt der Probe liegt mit 1,24 Ma.-% hierfür zu hoch. Die RA-Gehalte der geschliffenen WBP gleicher Wärmebehandlung hingegen sind quasi identisch. Der Unterschied zwischen berechnetem und mittels XRD-Messung bestimmten RA-Gehalt beträgt lediglich 0,3 Vol.-% (XRD 13,8 Vol.-% und Berechnung 13,5 Vol.-%). Aus den Ergebnissen geht hervor, dass die Berechnung der RA-Gehalt mit den XRD-Messung in guter Näherung übereinstimmen.

Thermodynamische Berechnungen

In den Abbildungen 116 und 117 sind Phasendiagramme des Werkstoffes mit den Mittelwerten der LE-Gehalte aus der MP-AES Messung für das „Bauteil“ dargestellt (LE aus den Tabellen 6 bis 11). Je nach Diagramm wird eines der Elemente in den angegebenen Grenzen variiert, umso den Einfluss des LE auf die resultierenden Phasen herauszustellen. In Abbildung 116 ist ein Ausschnitt des Phasendiagrammes für den 20MnCr5 dargestellt, bei dem die Phasen in Abhängigkeit des Kohlenstoffgehaltes und der

Temperatur dargestellt sind. Ein Mischgefüge aus α und γ liegt bis zu einer Temperatur von $860\text{ }^\circ\text{C}$ vor. Der Anteil dieses Phasengemenges nimmt mit steigendem C-Gehalt ab, sodass ab etwa $0,22\text{ Ma.-%}$ kein Phasengemenge mehr vorliegt. Ab etwa $800\text{ }^\circ\text{C}$ liegt ein Phasengemenge mit γ und Fe_3C vor (es liegen auch Mischkarbide mit Cr und Mn vor, der Einfachheit wird auf diese Betrachtung verzichtet), welches mit steigender Temperatur und C-Gehalt zunimmt. Darüber liegt der Bereich reinen γ -Gebietes vor. Bei einer Aufkohlungstemperatur bzw. Wärmebehandlungstemperatur von $950\text{ }^\circ\text{C}$ ist in einem Bereich von $0,00\text{ Ma.-%}$ bis $1,22\text{ Ma.-%}$ C ausschließlich γ -Phase vorliegend. Mit zunehmender Temperatur steigt der Anteil des Fe_3C im Gefüge.

In Abbildung 117 sind die Phasendiagramme für den Werkstoff in Abhängigkeit von der Temperatur und des C-Gehaltes (linke Diagramm) und des N-Gehaltes (rechtes Diagramm) abgebildet. Statt der wirklichen Phasen ist der Aggregatzustand markiert. Wird das Diagramm für die Abhängigkeit des Aggregatzustand in Abhängigkeit von dem C-Gehalt im Material betrachtet, ist der Anteil der Festphase über den gesamten Bereich näherungsweise konstant und vom C-Gehalt unabhängig. Der Übergang zwischen Fest- und Flüssigphase liegt bei etwa $1500\text{ }^\circ\text{C}$. Der Bereich der thermodynamisch stabilen Flüssigphase liegt, abhängig vom C-Gehalt, im Bereich zwischen $3200\text{ }^\circ\text{C}$ für $0,25\text{ Ma.-%}$ und über $4000\text{ }^\circ\text{C}$ für einen C-Gehalt von $0,025\text{ Ma.-%}$. Diese Grenzlinie stellt den Übergang zwischen Flüssigphase und dem Gebiet der Gas- und Flüssigphase dar. Mit steigendem C-Gehalt nimmt der Anteil an Gasphase bei gleichbleibender Temperatur zu. Anders ausgedrückt ist folglich der Anteil der Gasphase mit abnehmendem C-Gehalt erst bei sehr hoher Temperatur vorhanden. Die Gasphase besteht laut Gleichgewichtsrechnung etwa aus drei Teilen Kohlenstoff und einem Teil Stickstoff.

Das rechte Aggregatzustand-Diagramm aus Abbildung 117 stellt die Phasen in Abhängigkeit vom N-Gehalt dar. Erkennbar sind vier charakteristische Aggregatzustand-Bereiche. Der Festphasen-Bereich, der Fest- und Flüssigphase-Bereich, Flüssigphasen-Bereich und Gas- und Flüssigphase-Bereich. Der Bereich der Festphase endet in bei etwa $1500\text{ }^\circ\text{C}$ und einem N-Gehalt von $0,026\text{ Ma.-%}$. Mit sinkender Temperatur auf $1000\text{ }^\circ\text{C}$ und $0,035\text{ Ma.-%}$. An diesen Bereich folgt mit steigendem N-Gehalt der Fest- und Flüssigphasen-Bereich, welcher nach ebenfalls bei $1500\text{ }^\circ\text{C}$ begrenzt ist. Ab $1500\text{ }^\circ\text{C}$ sind je nach N-Gehalt des Werkstoffes der Flüssigphasen-Bereich oder der Gas- und Flüssigphasen-Bereich vorhanden. Der Flüssigphasen-Bereich endet bei hypothetisch 0 Ma.-% N und einer Temperatur über $4000\text{ }^\circ\text{C}$, verläuft anschließend stetig fallend bis zur maximaler Löslichkeit von etwa $0,062\text{ Ma.-%}$ bei $2800\text{ }^\circ\text{C}$ und sinkt anschließend auf eine Löslichkeit von $0,05\text{ Ma.-%}$ bei $1500\text{ }^\circ\text{C}$. Rechts dieser Kurve beginnt der Gas- und Flüssigphasen-Bereich.

Kapitel 5

Diskussion

Übergeordnetes Ziel dieser Arbeit war es, die Festigkeitseigenschaften eines additiv gefertigten Einsatzstahls 20MnCr5 in Abhängigkeit der Baurichtung im PBF-LB/M-Prozess zu ermitteln. Bei der Fertigung der Proben, dem Wärmebehandeln und der anschließenden Charakterisierung wurden fertigungstechnische Besonderheiten mit einbezogen. Dabei wird aus den Ergebnissen ersichtlich, dass der untersuchte Einsatzstahl 20MnCr5 deutlich anisotropes Materialverhalten, sowohl in statisch-mechanischen als auch zyklischen Versuchen, aufweist. Durch eine mechanische Bearbeitung der Oberflächen wird dieses Verhalten teils abgemindert, allerdings nicht beseitigt. Ausgehend von dem pulverförmigen Werkstoff werden die einzelnen Ergebnisse nachfolgend zusammengefasst und unter Einbezug der einzelnen Untersuchungsmethoden diskutiert.

5.1 Probenfertigung und chemische Zusammensetzung

Im Abschnitt 3.1 wurde das Vorgehen der Fertigung mittels PBF-LB/M-Verfahren und in Abschnitt 4 die daraus resultierenden Ergebnisse gezeigt. Die Fertigung erfolgte in Serienproduktion, mit der Maßgabe, dass die gefertigten Materialproben auf der Bauplattform zur weiteren optischen Begutachtung und dem standardisierten Fertigungsablauf übergeben wurden. Der Großteil der Materialproben wurde wie am Computer vorgegeben auf den einzelnen Bauplattformen gefertigt (vgl. Tabelle 3). Bezogen auf die KWBP und WBP sind deutliche Unterschiede in Abhängigkeit des Aufbauwinkels (Polarwinkel zur Bauplattform) festzustellen. Als „defekt oder fehlend“ sind in Tabelle 3 bei den Materialproben in 0°-Richtung lediglich 17 von 500 Materialproben nicht geliefert worden, was einer Fehlerquote von 3,4 % entspricht. Diese Fehlerquote steigt auf 8,0 % für die Materialproben in 45°-Richtung (32 von 400 Materialproben) und erreicht für die 90°-Richtung maximal etwa 12,5 % Fehlerquote (45 von 361 Materialproben). In Abbildung 31 ist erkennbar, dass zum Teil die Stützstruktur der WBP in 0°-Richtung nicht an die Bauplattform anbindet und so die Materialproben leicht entfernbar sind. Bei Materialproben, die eine geringe Belichtungsfläche aufweisen, ist dies unkritisch, da die durch den Prozess resultierenden Eigenspannungen nicht zwangsläufig zu einem Abreißen der Werkstücke von der Bauplattform führen (KWBP und WBP der 0°- und 45°-Richtung). Die Proben in 90°-Richtung (Abbildung 33) weisen hingegen einen großen Belichtungsquerschnitt auf, sodass Eigenspannungen zu einem Ablösen der Werkstücke von der Bauplattform führen können [41]. Materialproben, die ein großes Länge zu Breite Verhältnis aufweisen (KWBP und WBP in 90°-Richtung) sind hierbei besonders verzugsgefährdet. Aufgrund der einzelnen Schmelzspuren werden in der umgeschmolzenen Zone der Werkstücke thermische Dehnungen behindert, die zu Spannungen führen. Wird die Warmfließgrenze des Werkstoffes während des Prozessierens erreicht, verbleiben Eigenspannung in der Größenordnung der Warmfließgrenze nach dem Abkühlen im Werkstück zurück. Beim Überschreiten der (Warm)festigkeit reißen die Bauteile entweder zwischen den einzelnen Schichten oder von der Bauplattform ab. Je nach Art und Dimensionierung der verwendeten Stützstruktur kann ein Verzug oder das Abreißen des Werkstückes von der Bauplattform minimiert bzw. verhindert werden [130].

Auch eine Erhöhung der Bauplattformtemperatur auf 170 °C beim hier betrachteten 20MnCr5 vermindert den Verzug bzw. das Abreißen, da die Fließgrenze und der Temperaturgradient im Werkstück herabgesetzt werden [32]. Besonders bei Werkstoffen, die zu Heißrissen neigen, ist eine Bauplattformheizung unverzichtbar [131]. Im Falle des im PBF-LB/M-Verfahren gefertigten 20MnCr5 wurden die Materialproben, die bei der Fertigung starke Verzüge aufwiesen, während des In-Prozess deaktiviert, sodass eine geringere Probenanzahl als gewünscht, gefertigt wurde. Dieses auskommentieren einzelner Materialproben erfolgt ohne Unterbrechung des Bauprozesses direkt an der PBF-LB/M-Anlage. In Abbildung 34 sind WBP in 0°-Richtung dargestellt. Ein überwiegender Teil der KWBP und WBP in 0°-Richtung besaß nach der PBF-LB/M-Fertigung verfärbte Oberflächen (60 % aller Proben). Diese waren je nach Bauzyklus in unterschiedlichen Höhen der Proben vorzufinden und nicht replizierbar. Als Ursache hierfür ist ein erhöhter Sauerstoffgehalt oder Feuchtigkeit der Anlagenatmosphäre in der Baukammer der PBF-LB/M-Anlage anzuführen. Entweder ist der Sauerstoff oder die Feuchtigkeit mit dem Pulver in die Baukammer eingebracht worden oder durch eine Leckage in der Prozessgasführung. Eine Leckage der Prozessgasführung erscheint unwahrscheinlich, da das Schutzgas (Stickstoff) mit einem leichten Überdruck in der Baukammer vorgehalten wurde. Aufgrund der Pulverhandhabung und der Bereitstellung des pulverförmigen Grundwerkstoffes mittels Pulvervorratsbehälter kann ein gewisser Teil an atmosphärischen Sauerstoff und Feuchtigkeit in die Baukammer gelangt sein. In [132] haben *Jahn et al.* den Einfluss der relativen Luftfeuchtigkeit im Bezug auf die Porosität der Titanlegierung Ti6Al4V untersucht. Dabei stellten die Autoren einen Eintrag von Feuchtigkeit in die Baukammer durch falsche Anlagenvorbereitung fest. Die Feuchtigkeit im pulverförmigen Ausgangswerkstoff wurde durch die Handhabung des Pulvers beim Sieben und Aufbereiten eingetragen. Allerdings lässt das Auftreten der Anlassfarben bei einer Vielzahl der Bauzyklen auf einen unvorteilhaften Pulverauftrag bzw. -wechsel oder Restfeuchtigkeit im Pulver schließen. Für die KWBP und WBP der 45°-Richtung wurden keinerlei Anlassfarben an den Oberflächen der Materialproben festgestellt. Im Gegensatz dazu sind bei den Materialproben der 90°-Richtung die meisten Werkstücke verfärbt gewesen. *Velasco-Castro et al.* erhöhten den Sauerstoffgehalt in einem Ti6Al4V Werkstoff künstlich, indem mehrere Belichtungszyklen in derselben Schicht erfolgten, sodass mehr Sauerstoff aus dem Bauraum mit dem sauerstoffaffinen Ti reagieren konnte. Dabei nutzten die Autoren die in dieser Arbeit verwendete Renishaw SLM 250 mit Bauplattformheizung. Die Autoren zeigten so, dass ein erhöhter Sauerstoffgehalt die Festigkeit von bionischen Gitterstrukturen deutlich herabsetzte und die Porosität stark anstieg [133]. Für einen Stahl AISI 316L haben *Pauzon et al.* hingegen gezeigt, dass ein Sauerstoffgehalt in dem Werkstoff bis zu einer Grenze von 1000 ppm keinen signifikanten Einfluss auf die Porosität und die statische Festigkeit besitzt [134]. Zusätzlich zeigten die Autoren, dass der Sauerstoffgehalt in der Baukammer erst nach 1 h bis 2 h nach Beginn des Bauzyklus einen konstanten Wert erreicht. Bezogen auf einen Bauzyklus des 20MnCr5 sind somit unterschiedliche Sauerstoffgehalte während der Bauzeit anzunehmen, sofern sofort nach dem Rüsten der PBF-LB/M-Anlage mit der Fertigung begonnen wurde. Ein Einfluss der beobachteten Anlassfarben auf die chemische Zusammensetzung der untersuchten Materialproben konnte mittels chemischer Elementanalyse am 20MnCr5 nicht nachgewiesen werden. Die Betrachtung der Prozessfähigkeit als Maß für die zu erwartende Genauigkeit der gefertigten Abmessungen der Materialproben wird im folgenden diskutiert. Als Bezugsgröße wird die Probenhöhe der WBP aller Baurichtungen mit wie-gebaut Oberfläche genutzt (vgl. Abbildung 18b). Das Nennmaß im Prüfquerschnitt beträgt 5 mm. Proben mit manuell geschliffener Probenoberfläche werden nicht betrachtet, da diese durch den Schleifvorgang nicht die Prozessfähigkeit der PBF-LB/M-Anlage, sondern die der Nachbearbeitung darstellen würde. Die Probenbreite wird ebenfalls nicht ausgewertet, da diese nicht reproduzierbar für alle Baurichtung einheitlich realisiert werden konnte. Bei den WBP in in 45°-Richtung würde beispielsweise die Upskin- und Downskin-Oberfläche mit deutlich schlechterer Oberflächengüte betrachtet werden und bei den WBP in 90°-Richtung wäre das Maß durch die gefräste Oberfläche verfälscht (Stützstruktur wurde abgefräst). Wird die Probenhöhe im Prüfquerschnitt als Nennmaß mit der Toleranzklasse DIN ISO 2768-m für die Fertigung innerhalb der PBF-LB/M-Anlage toleriert, ergibt dies Grenzabmaße zwischen 4,9 mm bis 5,1 mm für die Höhe des Prüfquerschnittes. Zur statistischen Bewertung der erreichten Prozessfähigkeit werden die beiden Prozessfähigkeitsindizes C_p (Prozessstreuung im Verhältnis zur Toleranzbreite) und C_{pK} (Prozessstreuung im Verhältnis

zur Toleranzbreite und Lage des Mittelwertes) berechnet [135]. C_p beträgt für die Probenhöhen aller WBP 0,61 und C_{pK} 0,46. Die WBP der 0°-Richtung besitzen ein $C_p=0,67$ und $C_{pK}=0,58$ während die Materialproben in 45°-Richtung $C_p=0,77$ und $C_{pK}=0,48$ besitzen. Die geringsten Prozessfähigkeitsindizes besitzt die WBP in 90°-Richtung mit $C_p=0,56$ und $C_{pK}=0,42$ für die Probenhöhe. Demnach sind die C_p Werte aller Baurichtung unterhalb 1, sodass der Prozessstreibereich der PBF-LB/M-Anlage mit der Vorgabe der Toleranzgrenzen nicht eingehalten wird. Veranschaulicht werden diese ermittelten Prozessfähigkeitsindizes durch den Bezug auf die zu erwartenden Fehler (Materialproben außerhalb der Toleranzgrenzen) auf eine Million gefertigte Materialproben. Unter der Annahme, dass die Nennmaße der Materialproben einer Normalverteilung folgen (mit der Statistiksoftware OriginLab konnte diese mittels Anpassungstest nicht verworfen werden) gilt, dass bei einem C_{pK} von 0,50 etwa 133 614 Materialproben aus einer Stichprobe von einer Million Materialproben den Toleranzbereich über- oder unterschreiten. Demnach sind 13,3 % der gefertigten Proben unter Vorgabe des Toleranzbereiches als Ausschuss zu werten. Werden die ermittelten Mittelwerte und die zugehörige Streuung in Grundtoleranzgrade nach DIN ISO 281-1 eingeordnet so sind diese in der IT14 bis IT15 einzuordnen [136].

5.2 Ausgangspulver- und Bauteilchemie

Die Qualitätskontrolle der eingesetzten Pulver zeigte keine Auffälligkeiten. Aus Abbildung 48 geht hervor, dass überwiegend globulares Pulver ohne ausgeprägte Satelliten-Anhaftung für die Fertigung der Versuchskörper eingesetzt wurde. Vereinzelt sind spratzige Pulverpartikel vorhanden, die durch das Aufbereiten der Pulver in die Partikelmenge eingebracht wurde. Spratzige Pulverpartikel weisen auf eine Oxidation während des Prozesses hin. Dadurch, dass das verwendete Pulver mehrfach recycelt wurde, liegt es nahe, dass die kleinen Pulverpartikel, welche in die gesiebte Pulverfraktion fallen, in der Pulverfraktion verbleiben [14]. Auch wenn dies bedeutet, dass oxidierte Pulverpartikel in den Fertigungsprozess eingebracht werden. Wie aus Tabelle 4 ersichtlich, liegen die jeweiligen Partikelgrößen in einem gemeinsamen Streuband. Zwar sind Unterschiede zwischen den einzelnen Bauzyklen zu finden, diese sind jedoch nicht eindeutig auf eine Einzeleinflussgröße rückführbar. *Seyda* untersuchte den Zusammenhang zwischen der Anzahl der Recycling-Vorgänge des Pulvers und der sich daraus ergebenden Partikelgrößenverteilung bei einem Ti6Al4V aus PBF-LB/M-Fertigung. Dabei betrachtete die Autorin Neupulver und Pulver nach fünffachem und elffachem Recycling. Während der Feinanteil bei Neupulver zu einer linksschiefen Verteilung der Verteilungsdichte-Kurve führt, ist diese Kurvenform nach dem Recyceln nicht mehr auffindbar. Auch ist in den jeweiligen d_{10} Werten eine Zunahme der Partikelgröße mit steigender Zahl der Wiederverwendungen sichtbar. Bezogen auf das Neupulver stellt die Autorin fest, dass nach fünffachem Recyceln der d_{10} Wert um 30 % und nach elffacher Verwendung um 42 % ansteigt. Auch steigen die d_{90} Werte um 30 % für das fünffach recycelte Pulver und um 65 % für das elffach recycelte Pulver. Den merklich gesunkenen Feinanteil begründet die Autorin mit einer Entmischung des Pulvers durch den Recycling-Vorgang und zusätzlich mit der Schutzgasströmung in der PBF-LB/M-Anlage. Der Schutzgasstrom reißt den Feinanteil mit, sodass dieser in dem Filtersystem der PBF-LB/M-Anlage verbleibt. Den gesteigerten d_{90} Wert durch das Recyceln führt *Seyda* auf die Bildung von Agglomeraten zurück, die bei der Fertigung dort entstehen wo Pulver nicht vollständig umgeschmolzen wird [14]. Das in dieser Arbeit verwendete 20MnCr5 Pulver wurde nach dem PBF-LB/M-Prozess aufbereitet. Dadurch, dass Pulver für die Fertigung der 20MnCr5 Materialproben aufgewendet wurde, musste das fehlende Volumen im Pulvorratsbehälter mit Neupulver aufgefüllt werden. Anzumerken ist, dass im Verlauf der PBF-LB/M-Fertigung im Durchschnitt lediglich etwa 15 % des Pulvers umgeschmolzen wurde, sodass der Großteil des Pulvers nicht konsolidiert wird. Das geschah durch das Hinzumischen des Neupulvers zu dem bereits genutzten Pulver. Das wiederverwendete 20MnCr5 Pulver aus dieser Arbeit wurde fortwährend mit frischem Pulver vermischt, um den Pulvorratsbehälter vollständig aufzufüllen, um den nächsten Bauzyklus durchzuführen. Wird aus Tabelle 4 jeweils der Einlass oder Auslass, der die Position der Hohlwürfel auf der Bauplatzform für die Untersuchung darstellt, betrachtet, ist innerhalb der einzelnen Partikelgrößen wenig Streuung erkennbar, sodass lediglich von Tendenzen gesprochen werden kann. Werden die Mittelwerte der d_{10} und d_{16}

Werte der Pulverproben an der Einlass- und Auslassposition betrachtet, ist eine Tendenz zu kleineren Werten am Auslass erkennbar. Da der Schutzgasstrom von der Einlass- zur Auslass-Seite strömt, ist die Beobachtung von *Sedyá* ebenfalls bestätigt. Feine Pulverpartikel werden durch den Schutzgasstrom mitgerissen. Den Nachweis, dass der größte Teil im Filtersystem zurück bleibt, kann an dieser Stelle nicht erbracht werden, da das Pulver aus den Filtern nicht gefahrlos extrahiert werden kann (siehe Abschnitt 3.5). Allerdings liegt die Vermutung nahe, dass ein Teil der mitgerissenen Partikel nicht im Filtersystem der PBF-LB/M-Anlage herausgefiltert wird, sondern auf der Bauplattform verbleibt. Dieser gestiegene Feinanteil wird somit der Partikelgrößenbestimmung mittels Laserbeugung zugänglich, sodass auf der Auslass-Seite geringere d_{10} und d_{16} Werte ermittelt werden. Auch die anderen Partikelgrößen-Kennwerte sind mit der Tatsache der mitgerissenen Pulverpartikel erklärbar. Bei den d_{50} , d_{84} und d_{90} Werten ist eine Verschiebung zu höheren Werten in Richtung des Auslasses zu beobachten, da aufgrund des fehlenden Feinanteils im Pulver die Summenverteilungskurven (Abbildungen 35 bis 47) in einem flacheren Kurvenverlauf resultieren und somit die Partikelgrößen-Kennwerte verschoben sind. Bei der Betrachtung der einzelnen Summenverteilungskurven aus Abbildung 45 und 46 ist dies auch nur schwer interpretierbar. Erst durch die Betrachtung der tabellarischen Kenngrößen ist eine Deutung möglich. Abschließend sind die Partikelgrößen-Kennwerte und die Summenverteilungskurven der betrachteten Pulver in einer Serienfertigung als konstant zu betrachten, zumal die in dieser Arbeit verwendeten Materialproben über einen Zeitraum von mehreren Monaten gefertigt wurden. Auch sind die chemischen Untersuchungen an dem verwendeten Pulver im Sinne einer Serienfertigung als positiv zu bewerten. Aus den Untersuchungen in Abschnitt 4.3 geht hervor, dass die Legierungselementgehalte in den untersuchten Pulvern auf der Einlass- und Auslass-Seite betragslich nahezu gleich sind. Der Kohlenstoffgehalt des Pulvers liegt im Rahmen der Legierungsgrenzen eines 20MnCr5, die für alle Legierungselemente in Tabelle 5 hinterlegt sind. Dabei ist der C-Gehalt auf der Auslass-Seite minimal geringer als auf der Einlass-Seite wie aus Tabelle 6 ersichtlich ist. Einen Zusammenhang der chemischen Zusammensetzung mit der Partikelgrößenverteilung der Pulver ist nicht feststellbar. Auch der Sauerstoffgehalt des Pulvers am Schutzgas-Einlass und -Auslass ist näherungsweise gleich, sodass für dieses unerwünschte Begleitelement keine Abhängigkeit von der Probenentnahme zu sprechen ist (Tabelle 7). Auch die Stickstoffgehalte des Pulvers aus Tabelle 8 weisen keine Abhängigkeit in Bezug zu dem Pulverprobenentnahmeort auf. *Tang et al.* berichten von einer stetigen Zunahme des O-Gehaltes mit zunehmender Zahl der Recycling-Vorgänge bei Ti6Al4V, ohne dass dabei die Prozessstabilität litt [137]. *Ardila et al.* zeigen, dass das Recycling von Pulver aus Inconel 718 zu keiner Änderung der Pulvermorphologie und Partikelgrößenverteilung führt. Zusätzlich wurde die ermittelte Kerbschlagarbeit der Proben aus recyceltem Pulver nicht beeinflusst. Allerdings wird der O-Gehalt durch das Recyclen erhöht [138]. *Geenen* zeigte ebenfalls, dass der O-Gehalt im verwendeten Pulver mit steigender Zahl der Recycling-Vorgänge ansteigt. Die Autorin erbrachte den Nachweis, dass ein steigender O-Gehalt im Pulver zu einem gestiegenen O-Gehalt im mittels PBF-LB/M-Verfahren gefertigten Werkstück führte. Allerdings führt ein degressiver Verlauf der O-Zunahme zu einem maximalen Wert nach einer bestimmten Anzahl der Recycling-Vorgänge beim betrachteten 316L. Für einen Warmarbeitsstahl zeigt die Autorin lediglich einen geringen Einfluss der O-Gehalte in Bezug auf die statisch mechanischen Eigenschaften aus dem Zugversuch [33]. Somit ist das Vorgehen das genutzte 20MnCr5 Pulver während der Aufbereitung mit Neupulver zu Mischen im Sinne der Prozessstabilität bezüglich der resultierenden Eigenschaften der Materialproben legitim. Zudem ist die Wiederverwendung von bereits genutzten Pulver unter Einhaltung der nötigen Sorgfalt bei der Aufbereitung als wirtschaftlicher und ressourcenschonender zu bewerten als die immerwährende Nutzung von Neupulver. Werden die Elemente Chrom und Mangan, die substituiert vorliegen, betrachtet, sind leicht niedrigere LE-Gehalte am Auslass vorzufinden. Allerdings liegen diese Abweichungen im Rahmen der Standardabweichung der Gesamtmessung. Der Siliziumgehalt ist davon unberührt, da sowohl für den Schutzgas-Einlass und Schutzgas-Auslass gleiche Si-Gehalte gemessen wurden. Werden jedoch die LE-Gehalte der Pulver mit denen der daraus gefertigten Werkstücke verglichen, sind deutliche Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung erkennbar. Bezogen auf den O-Gehalt der Materialproben ist dieser immer niedriger als der in dem Pulver nachgewiesene O-Gehalt. Hierfür sind zwei Erklärungsansätze denkbar. Zum einen kann der reale Sauerstoffgehalt in dem Pulver durch oxidierte Partikeloberflächen erhöht

sein, die durch den PBF-LB/M-Prozess aus dem Schmelzbad durch Reduktion mit dem C-Gehalt somit entgasen. Zum anderen kann während des Messablaufes der Messung des O-Gehaltes mit der Trägergasheißextraktion atmosphärischer Sauerstoff zwischen den einzelnen Pulverpartikeln zurückbleiben, der in der Analyse detektiert wird. Letzteres ist allerdings weniger von Bedeutung, da die Masse des Sauerstoffes in der Pulverschüttung in den Probenhaltern für die Trägergasheißextraktion in keinem Verhältnis zur Masse des analysierenden Pulvers steht. Laut *Houdremont* liegt naturgemäß eine gewisse Sauerstoffkonzentration in Stahl vor, da durch Desoxidation der O nicht komplett aus dem Stahl entfernt werden kann. Metalloxide besitzen ein geringeres spezifisches Gewicht, sodass diese an der Oberfläche des Schmelzbades auftreiben sollten. Der PBF-LB/M-Prozess ist allerdings hoch dynamisch, sodass feinverteilte Oxide in der Schmelze verbleiben. Kühlt die Schmelze ab und erstarrt, so verbleiben die enthaltenen Oxide als Defekte in der Matrix. Dabei wird die eigentliche Löslichkeit von Sauerstoff im Stahl durch die hinzulegierten Elemente, die eine größere O-Affinität besitzen, beeinflusst. Zu nennen sind die im 20MnCr5 enthaltenen Legierungselemente Cr und Si. Hierbei sinkt die Löslichkeit für O in der Matrix mit zunehmendem LE-Gehalt der genannten Elemente. Die entstehenden Oxide werden bevorzugt an den Korngrenzen angereichert [139]. Ob der nun in den Materialproben gemessene O-Gehalt in Lösung ist oder als feinverteilte Oxide vorliegt, ist nicht zu beantworten, da durchgeführte EDX-Analysen unauffällig waren. Somit ist auch eine eindeutige Klärung der abnehmenden O-Gehalte im Bauteil nicht möglich. Die Vermutung, dass O durch das Aufschmelzen des Pulvers aus dem Material entgast, weil die Löslichkeit für O in der Schmelze niedriger ist als der im Pulver enthaltene O-Gehalt, wirkt allerdings naheliegend. Zusätzlich werden die Metalloxide durch den im Material enthaltenen C-Gehalt reduziert. Anders sind die leicht unterschiedlichen C- und N-Gehalte in den Materialproben zu interpretieren (vgl. Tabelle 6 und 8). Diese nehmen im Werkstück im Vergleich zu dem pulverförmigen Ausgangswerkstoff ab (C-Gehalt) oder leicht zu (N-Gehalt). Der C-Gehalt liegt gemittelt über alle Bauzyklen um 0,028 Ma.-% niedriger und der N-Gehalt um 0,007 Ma.-% höher. Wie bereits erwähnt, kann der C-Gehalt des Werkstückes durch die Reduktion der Oxide in den Materialproben rekombinieren und so als zuvor gelöstes Element aus der Eisenmatrix austreten oder bei der Prozessierung aus dem Schmelzbad austreiben. *Bajaj et al.* schätzen die Schmelzbadtemperaturen im Fertigungsprozess mittels PBF-LB/M-Verfahren zwischen 4800 °C für Wolfram und 9900 °C für Ti6Al4V. Ein austenitischer Edelstahl 316L kommt auf etwa 7600 °C [140]. *Zhao et al.* beschreiben die Entstehung von Porosität im PBF-LB/M-Prozess durch das lokale Verdampfen der Legierung [141]. *Hooper* misst mittels Kamerasstechnik die Temperatur eines Ti6Al4V Schmelzbades mit über 3700 °C und somit eine Temperatur, welche etwa 500 °C oberhalb der Siedetemperatur von Titan liegt [142]. Bei einem technisch reinen Eisen wurde durch *Semak et al.* eine Schmelzbadtemperatur von ebenfalls 3700 °C berechnet, was deutlich über der Siedetemperatur von 2860 °C liegt. Das Erhitzen der Schmelze über die Siedetemperatur der Legierung im Falle des 20MnCr5 ist in den Gleichgewichtsphasendiagrammen in Abbildung 117 dargestellt. Bei der gegebenen chemischen Zusammensetzung des 20MnCr5 Pulvers ist in den Abbildungen der Zusammenhang zwischen dem enthaltenen C- bzw. N-Gehalt der Legierung und den Phasen des Werkstoffes dargestellt. Wird nun angenommen, dass das Schmelzbad im PBF-LB/M-Prozess bei dem 20MnCr5 ebenfalls bei etwa 4000 °C liegt, ist die Löslichkeit des Kohlenstoffes in der Flüssigphase deutlich unterhalb der im Pulver ermittelten 0,195 Ma.-%. Aufgrund der großen Aufheiz- und Abkühlraten im Prozess wird kein Gleichgewicht, für den diese Phasendiagramme gelten, erreicht. Daher nimmt der C-Gehalte nicht auf die im Diagramm ablesbaren 0,025 Ma.-% ab, sondern liegt bei den gemessenen 0,167 Ma.-% der Materialproben. Die Differenz des N-Gehaltes der Pulver und der Materialproben ist durch einen ähnlichen Effekt beschreibbar. Wird an der Prozesstemperatur deutlich oberhalb der Siedetemperatur der Legierung festgehalten, so ist aus dem rechten Diagramm aus Abbildung 117 bei 4000 °C ersichtlich, dass die Löslichkeit für N in der Matrix nicht gegeben ist. Kühlt das Schmelzbad im Verlauf des Prozesses ab, so steigt die Löslichkeit von N in der Flüssigphase der Legierung. Im Gegensatz zur C-Löslichkeit ist bei N die Löslichkeit in der Flüssigphase bei Atmosphärendruck begrenzt. In der PBF-LB/M-Anlage wurde N₂ als Prozessgas genutzt, sodass dieser an der heißen Schmelzbadoberfläche dissoziieren und in die Materialproben eindiffundieren konnte. In der Flüssigphase liegt bei etwa 2700 °C eine maximale Löslichkeit von 0,06 Ma.-% in der Matrix vor. Mit weiter abnehmender Temperatur nimmt

auch die Löslichkeit weiter ab. Bei 1000 °C liegt diese bei 0,035 Ma.-%. Für Reineisen beträgt die maximale Löslichkeit von Stickstoff im Temperaturbereich von 911 °C bis 1392 °C laut *Satir-Kolorz* bei 0,025 Ma.-% bis 0,020 Ma.-%. Dabei nimmt die Löslichkeit von N mit fallender Temperatur zu. Untersuchungen von *Satir-Kolorz* zeigen, dass der Zusammenhang zwischen der N-Konzentration proportional zur Wurzel des N-Partialdrucks während der Prozessierung ist und dem Sieverts-Gesetz folgt [143]. Mit weiter abnehmender Temperatur liegt die Löslichkeit in technischem Reineisen laut *Cahn* und *Haasen* in α -Eisen bei etwa 0,1 Ma.-%. Zu beachten ist allerdings, dass die soeben angegebenen Massengehalte die Gleichgewichtsbedingungen darstellen und in diesem Falle eines höchst dynamischen PBF-LB/M-Prozesses nur bedingt anwendbar sind. Die Tendenzen stimmen allerdings mit den berechneten Gleichgewichtsphasendiagrammen überein. Dies unterstreichen auch die Messungen der Elementgehalte mittels energiedispersiver Röntgenspektrometrie (EDX-Analyse) aus Abschnitt 4.3 an den Schmauch und Pulverrückständen aus Abbildung 51 der Filterelemente der PBF-LB/M-Anlage. Die ermittelten Ergebnisse sind an dieser Stelle nur als Tendenzen und nicht als Absolutwerte zu verstehen. Elemente niedriger Ordnungszahl (N, O und C) sind mittels EDX-Analyse nicht eindeutig bestimmbar. Die Rückstände weisen hohe C- und O-Gehalte an den untersuchten Partikeln auf. Der C-Gehalt wird zu 4,55 Ma.-% und der O-Gehalt zu 23,11 Ma.-% ermittelt. Der hohe C-Gehalt wird mit dem Abbrennen des C-Gehaltes bei der Prozessierung begründet, auch der O-Gehalt wird durch die Rekombination mit C zu höherwertigen Molekülketten berechnet. Zusätzlich ist allerdings durch die Extraktion des Schmauches und der Pulverrückstände mit dem in Abschnitt 3.5 beschriebenen Vorgehen ein höherer O-Gehalt geschuldet. Durch das Eintauchen des Filters in Wasser und der anschließenden Trocknung an Luftatmosphäre oxidieren die enthaltenen Pulverrückstände zusätzlich, sodass ein deutlich erhöhter O-Gehalt an den Partikeln ermittelt wird. Die zusätzliche Messung der Rückstände mittels Verbrennungsanalyse und Trägergas-Heißextraktion bestätigen die Annahme, dass hohe Anteile an C, N und O in den vom Filter aufgefangenen Partikeln enthalten sind. Durch den sehr hohen N-Gehalt aus der Messung ist weiter von C-N-Verbindungen in den Rückständen auszugehen. Dieser Ergebnisse wurden allerdings in dieser Arbeit nicht weiter untersucht. Aus der EDX-Analyse geht zudem hervor, dass in den Filtrerrückständen Anteile von Cr und Mn detektiert wurden. Dies ist ein Indiz, dass diese Elemente bei der Prozessierung in der Matrix des Festkörpers im Vergleich zum pulverförmigen Ausgangswerkstoff verarmen. Wird Tabelle 9 und 10 betrachtet, wird deutlich, dass der Cr-Gehalt in der Matrix der Materialproben etwa 0,04 Ma.-% und der Mn-Gehalt 0,16 Ma.-% niedriger ist als im pulverförmigen Ausgangsmaterial. Zudem ist eine Tendenz zu niedrigeren LE-Gehalten am Schutzgas-Auslass als am Schutzgas-Einlass für das Pulver zu verzeichnen. Ob dieser Umstand auf den Abtransport des Schmauches oder der Ablagerung von Pulverspritzern auf dem Pulverbett zurückzuführen ist, wurde nicht weitergehend untersucht, da die Unterschiede in den Gehalten als zu niedrig bewertet wurden. Ferner soll allerdings auf die Unterschiede der Cr- und Mn-Gehalte in der Metallmatrix eingegangen werden. Cr und Mn sind Elemente welche einen niedrigen Dampfdruck besitzen und bei hoher Temperatur dazu neigen aus der Matrix zu effundieren. Eine Abschätzung des Dampfdruckes der einzelnen Elemente ist nach *Knacke et al.* für Cr und Mn nachfolgend angegeben [144]. Aus der angegebenen Literatur ist der Dampfdruck von Cr im Temperaturbereich von 1857 °C bis 2681 °C einer logarithmischen Funktion folgend mit 5 Pa bis 1187 Pa angegeben. Für Mn liegt dieser im Temperaturbereich von 1246 °C bis 2059 °C bei 2 Pa bis 1187 Pa Dampfdruck. Beide Elemente neigen somit zu Effusion, sodass die Matrix an diesen Elementen verarmt. Der Mechanismus der Mangan-effusion ist bei Einsatzstählen, die im Niederdruck aufgekühlt und anschließend abgeschreckt werden, bekannt. *Steinbacher* weist mittels Glimmentladungsspektroskopie an einem 20MnCr5 nach, dass durch eine Vakuum-Wärmebehandlung der Mn-Gehalt an der Probenoberfläche lediglich 0,1 Ma.-% beträgt und erst in einer Tiefe von 50 μm auf den Mangangrundgehalt des Ausgangswerkstoffes steigt. Dabei führte der Autor die Untersuchungen bei 950 °C und einem Absolutdruck von 5 mbar durch [65]. Als Ursache wird der hohe Dampfdruck des Elementes Mn bei den üblichen Prozessbedingungen während einer Niederdruck-Aufkühlung angeführt. Der Autor gibt an, dass Mn bei einer Temperatur von 878 °C und 1 mbar bereits zu verdampfen beginnt. Cr hingegen verdampft bei gleichem Druck erst bei 1090 °C. Allerdings führt der Autor an, dass durch die substituiert gelösten Elemente Cr und Mn in der Eisenmatrix die theoretische Verdampfungstemperatur höher anzusetzen ist. Nach *Bischoff*

et al. wird in einer Tiefe von etwa 20 µm der Mangangrundgehalt erreicht (Aufkohlungstemperatur 940 °C und 320 min Aufkohlungszeit) [145]. *Laue et al.* beobachteten an einem 16MnCr5 ebenfalls eine mittels GDOES nachgewiesene Effusion von Mn nach dem ND + HDGA [146]. Die Autoren zeigen hierbei, dass der durch die Effusion beeinflusste Bereich bis in eine Tiefe von 20 µm reicht. Aus der klassischen Pulvermetallurgie ist das Sublimieren von Mn in Mn-haltigen Sinterstählen ebenfalls bekannt. *Hryha et al.* betrachten das Legierungssystem Fe-Mn-C bei gegebenen Sinteratmosphären der klassischen Press- und Sinter-Fertigung mit Wasserstoff und Stickstoff als Mischgas im Sinterprozess. Auf die Grundlagen der pulvermetallurgischen Fertigungstechnik wird an dieser Stelle auf einschlägige Literatur wie [147] verwiesen. Prozessbedingt ist in einer Sinteratmosphäre stets ein gewisser Anteil an Restsauerstoff enthalten. Mit diesem Restsauerstoff und dem sublimierenden Mn (Phasenübergang von fest zu gasförmig) reagiert dieser zu Manganoxid. Die Sublimation des Mn beginnt hierbei laut den Autoren bereits bei 700 °C und ist deutlich niedriger als die in der Niederdruck-Aufkohlung verwendeten 950 °C dieser Arbeit [148]. Zwar wurde an den im Niederdruck aufgekohlten und mit Druckgasabgeschreckten Materialproben kein Element-Tiefen-Verlauf aufgezeichnet. Bei den Probekörpern nach Vakuum-Wärmebehandlung (Abschnitt 3.2) sind mittels optischer Funkenspektrometrie OES solche Verläufe für die Hauptlegierungselemente des 20MnCr5 aufgezeichnet. Diese sind in den Abbildungen 49 und 50 dargestellt. Der C-Verlauf aus Abbildung 49 weist für den wie-gelagert Zustand keine Abhängigkeit des C-Gehaltes von der Tiefe auf. Die im Vakuum wärmebehandelten Proben besitzen deutlich niedrigere C-Gehalte am Rand als in der Tiefe der Materialprobe. Der geringe Rand-C-Gehalt wird durch die thermische Reduktion der Oberflächenoxide auf den Proben begründet. Nach Gleichung 5.1 ist dieser Vorgang als chemische Reaktion dargestellt.



Dabei ist M_nO_m das Metalloxid, M das Metall und C der im Werkstoff enthaltene Kohlenstoff. Je dicker die Oxidschicht auf der Oberfläche, desto mehr C muss für die Reduktion aufgewendet werden. Anhand der Atommassen von C und O, dessen Atommassenverhältnis näherungsweise 12:16 beträgt, lässt sich ein Oberflächen O-Gehalt von 0,2 Ma.-% durch 0,15 Ma.-% C reduzieren [147]. Da die Proben nicht inert gelagert und so die Oberfläche teils passiviert sein muss, ist der C-Verlust an der Oberfläche über diese Reaktion zu begründen. Bei der Betrachtung des Cr-Gehaltes an der Oberfläche wird ebenfalls ein niedrigerer Cr-Gehalt in der Oberfläche der Proben festgestellt. Die leicht niedrigeren Cr-Gehalte (maximal 0,05 Ma.-% für die Probe mit 240 min Haltedauer) sind teils durch ein mögliches Sublimieren von Cr bei 12 mbar begründbar [144]. Für den Mn-Gehalt aus Abbildung 50 ist ebenfalls von einer Sublimation/Effusion von Mn bei den eingestellten Parametern der Vakuum-Wärmebehandlung auszugehen. Als einziges Element ist Si von der Wärmebehandlung unbeeinflusst. Der Si-Gehalt ist für alle Prüfvarianten konstant. Bei der Messung der chemischen Zusammensetzung der Rissfortschrittsproben aus additiver Fertigung (RFP-Additiv) und konventionellem Walzmaterial (RFP-Walz) fällt auf, dass der Cr-Gehalt der RFP-Walz leicht außerhalb der Toleranzgrenzen für einen 20MnCr5 liegen, alle anderen LE-Grenzen aber eingehalten werden. Bei der RFP-Additiv liegen sowohl der Mn- als auch der Si-Gehalt außerhalb der Toleranzgrenzen. Der niedrigere Mn-Gehalt ist somit mittels OES und MP-AES ermittelt worden. Die Unterschiede zwischen der OES und MP-AES werden auf eine unterschiedliche Pulvercharge (Materialproben und RFP Proben wurden in großem zeitlichen Abstand gefertigt) und die Messmethode zurückgeführt. Der über die Toleranzgrenzen hinaus erhöhte Si-Gehalt ist aller Wahrscheinlichkeit nach darin begründet, die Schmelzviskosität herabzusetzen. *Czerner* beschreibt den Einfluss diverser Legierungselemente in Bezug auf die Oberflächenspannung von Schmelzen. Die Oberflächenspannung und die Viskosität sind hierbei voneinander abhängig, sodass im Folgenden auf die Oberflächenspannung eingegangen wird [149]. Bezogen auf die in dieser Arbeit verwendete Legierung sind die Elementgehalte wie folgt einzuschätzen: C als Legierungselement besitzt in Stahlschmelzen kaum Einfluss. Sauerstoff hingegen setzt die Oberflächenspannung eines Schmelzbades nicht unwesentlich herab. Die Oberflächenspannung zwischen 0,055 Ma.-% und 0,023 Ma.-% (Unterschied zwischen Pulver und Materialproben aus Tabelle 7) steigt von etwa 1,1 Pa auf 1,4 Pa. Dies entspricht einer Differenz von etwa 27 % in den Oberflächenspannungen. Stickstoff besitzt wie C kaum Einfluss auf die Oberflächenspannung. Bei den in dieser Arbeit gemessenen N-Gehalten beträgt der Unterschied ledig-

lich 2%. Für das Legierungselement Mn wird eine geringe Änderung der Schmelzviskosität berichtet. Bei Si ist eine Differenz von 0,35 Ma.-% (RFP-Walz zu RFP-Additiv) für einen Differenz der Oberflächenspannung der Schmelze von ebenfalls etwa 2% verantwortlich [149]. Da der Hersteller des Pulvers bei der Herstellung unter Betrachtung des Schmelz-Prozesses während der PBF-LB/M-Fertigung eine optimale Oberflächenspannung und somit Viskosität der Schmelze und die damit zusammenhängende Benetzung berücksichtigt, werden die Legierungselemente, welche zu gewünschten Eigenschaften führen, demnach bis an die Legierungsgrenzen der jeweiligen Legierung herangeführt. Hierbei werden allerdings lediglich die substituiert gelösten LE betrachtet, da O beispielsweise ein eher ungewünschtes Begleitelement ist [139]. Da der PBF-LB/M-Prozess als Umschmelzprozess gesehen werden muss, ist dies für die Benetzbarkeit der Oberfläche während der Fertigung förderlich.

5.3 Gefügeanalyse

5.3.1 Porosität

Die in dieser Arbeit ermittelten Gefüge der einsatzgehärteten 20MnCr5 Materialproben weisen Porositäten auf, die in einem nicht tolerierbaren Bereich liegen, da diese die quasistatischen und zyklischen Festigkeiten herabsetzen. Für die betrachteten Materialproben ergeben sich nach den Tabellen 13, 14 und 15 zum Teil deutliche Abweichungen in den gemessenen Flächenporositäten der KWBP und WBP in den Baurichtungen 0°, 45° und 90°. Dabei wird bei den KWBP und WBP in 0°- und 45°-Richtung eine Zunahme der Flächenporosität über der Bauhöhe festgestellt. Dieser Umstand wird besonders in den Übersichtsaufnahmen der einzelnen Materialproben in den Abbildungen 52 und 53 deutlich. Bei den WBP der 0°-Richtung wird für Bauzyklus 1 ein sprunghafter Übergang der Porosität im Bereich des Prüfquerschnittes ermittelt, während bei den Bauzyklen 2 und 3 ein solcher Übergang nicht sichtbar ist. Bei der KWBP gleicher Baurichtung wird am oberen Spanndeckel eine stetig zunehmende Porosität sichtbar. Die Gründe für diese zunehmende Porosität sind vielfältig und an dieser Stelle nicht eindeutig zu benennen. Üblicherweise deutet eine hohe Porosität auf falsch gewählte Prozessparameter hin. Der Einfluss von Porosität, die durch zu einem geringen Energieeintrag in das Pulver und somit einer unzureichenden Umschmelzung führen, wird in diversen Veröffentlichungen dargelegt [32, 33, 42, 150]. Dies würde eine homogene gleichbleibende Porosität in den Materialproben erklären. Dadurch, dass die Porosität mit steigender Probenhöhe in ihrer Tendenz größer wird, muss die Fehlerquelle an anderer Stelle verortet sein. Untersuchungen durch *Mohr et al.* zeigen, dass trotz gleicher Prozessparameter die Porosität über der Bauteilhöhe durch die unterschiedlichen Zeiten zwischen der Schichtumschmelzung hervorgerufen werden [151]. So wird bei der Querschnittsänderung der gefertigten Geometrie über der Bauhöhe bei einem hohen Energieeintrag das Schmelzbad überhitzt und Poren verbleiben als Defekte im Gefüge zurück. Andere Prozesseinflüsse sind unter anderem die Geschwindigkeit des Schutzgasstromes in der Baukammer von PBF-LB/M-Anlagen. *Reijonen et al.* zeigen in ihren Untersuchungen, dass eine verminderte Schutzgasströmung zu steigenden Porositäten in der Fertigung von austenitischem Edelstahl 316L führt [152]. Die Autoren variieren den Schutzgasstrom gezielt, sodass bei gleichen Fertigungsparametern (Laserleistung, Schichtdicke, Spurabstandes und Scangeschwindigkeit) lediglich die Geschwindigkeit des Schutzgasstromes geändert wird. Es wird gezeigt, dass bei der Unterschreitung einer bestimmten Strömungsgeschwindigkeit die Porosität der Bauteile exponentiell zunimmt. Als Begründung für diese Beobachtung wird die Interaktion des Laserstrahls mit dem entstehenden Schmauch benannt. Durch den Schmauch bzw. die evaporierende Schmelze wird bereits vor dem Auftreffen des Laserstrahles Energie absorbiert, sodass die im Pulver einkoppelnde Energie unzureichend für eine komplette Umschmelzung ist. Die Porosität, die hierbei entsteht, stimmt mit der Porenmorphologie überein, die bei Anbindungsfehlern beobachtet wird. Bei der Fertigung des 20MnCr5 aus dieser Arbeit wurden die Anlagenfilter nach der vorgeschriebenen Nutzungsdauer getauscht. Allerdings ist davon auszugehen, dass die Gasstromgeschwindigkeit mit zunehmender Fertigungszeit abnimmt, da durch Ablagerungen in dem Filter die Durchlässigkeit herabgesetzt wurde. Die entstehende Porositäten im 20MnCr5 sind als Anbindungsfehler interpretierbar. Aus Tabelle 13 und 14 ist ersichtlich, dass die Orientierung (Feret-Winkel) im Schnitt bei etwa 90°

liegt. Dies ist auch der Winkel zwischen den einzelnen Schichten zum einfallenden Laserstrahl. Anders ausgedrückt verlaufen die Poren parallel zur Bauplattformebene. Auch spricht die längliche Form der Porosität für Anbindungsfehler zwischen den einzelnen Schichten [32, 33]. Graphisch ist der Zusammenhang der Bauhöhe und der beobachteten Porosität in Abbildung 118 dargestellt. Für die KWBP und WBP werden bis zu einer Bauhöhe von etwa 50 mm Porositäten unter 1 % ermittelt (Ausnahme Bauzyklus 1 der 0°-Richtung). Die Spannenden der Materialproben in 0°- und 45°-Richtung (Bauhöhe 53 mm und 72 mm) weisen hingegen deutlich größere Porositäten auf. Unter der Annahme, dass mit zunehmender Bauhöhe eine langsamere Strömungsgeschwindigkeit vorherrschte, werden die Messungen von *Reijonen et al.* untermauert. Die KWBP und WBP der 90°-Richtung hingegen konnten aufgrund der geringen Bauhöhe nur im Prüfquerschnitt gemessen werden, sodass diese Werte keine Höhenabhängigkeit aufweisen können. Die großen Streuungen der Messwerte der Porosität können, sofern angenommen wird, dass Filterwechsel nicht nach jedem Bauzyklus durchgeführt wurden, mit einer zu geringen Strömungsgeschwindigkeit des Schutzgases begründet werden. Filterwechsel erfolgen in der eingesetzten PBF-LB/M-Anlage nach jeweils 40 h Maschinenlaufzeit. Aus den ermittelten Porositäten sind zusätzliche Erkenntnisse ableitbar. In Abbildung 119 ist der Zusammenhang des maximalen Feret-Durchmesser f_{\max} zur Bauhöhe und Porosität dargestellt. Bei der Betrachtung der f_{\max} in Abhängigkeit der Bauhöhe der Materialproben ist kein eindeutiges Bild erkennbar. Die Werte besitzen eine zu große Streuung, als dass eine treffende Aussage bezüglich der Abhängigkeit getroffen werden kann. Aufschlussreicher ist das Diagramm in dem f_{\max} über der ermittelten Porosität aufgetragen wird. Für alle Baurichtungen ist erkennbar, dass mit steigender Porosität auch f_{\max} ansteigt. Die Annahme eines funktionellen Zusammenhanges wird mit einer Potenzfunktion akzeptabel abgebildet. In Abbildung 120 ist die Korrelation der Porenfläche zu der Bauhöhe der Proben und der Porosität dargestellt. Die Porenfläche und die Bauhöhe weisen ebenfalls keine eindeutige Korrelation auf. Die Porenfläche und Porosität hingegen steigt ebenfalls gemäß einer Potenzfunktion. Werden die Diagramme der f_{\max} zur Porosität (oder Porenfläche zur Porosität) betrachtet, sind für beide Datenpunkt-Wolken Potenzfunktionen ermittelt worden. Zwar besitzen diese eine relativ schlechten Korrelationskoeffizient von $R^2=0,63$ für f_{\max} zu Porosität und $R^2=0,60$ für Porenfläche zu Porosität, eine Tendenz ist dennoch vorhanden. Beispielhaft würde die Korrelation für perfekt runde Poren, wie sie bei der Keyhole-Porosität vorkommen, über die Kreisfunktionen definiert. So würde mit steigendem Keyhole-Durchmesser der Radius linear ansteigen. Äquivalent würde die Fläche der Keyhole-Pore über die Porenfläche $=\pi r^2$ quadratisch zunehmen. Dies ist für die dargestellte Porosität nicht der Fall, sodass von einer Änderung des Entstehungsmechanismus der Poren ausgegangen wird. Dies wird durch *Kasperovich et al.* an Ti6Al4V verdeutlicht. Die Autoren nutzen einen bereits bestehenden Prozessparameter-Satz für die PBF-LB/M-Fertigung und variieren die Prozessparameter entsprechend des Energieeintrages so, dass unterschiedliche Porositäten in den Analyse-Proben entstehen. So zeigen die Autoren, dass bei optimalen Prozessparametern Porositäten von etwa 0,05 % entstehen. Diese Porosität ist klein und willkürlich im Material verteilt. Wird ein zu hoher Energieeintrag gewählt, entstehen große Poren mit einer hohen Zirkularität (Keyhole-Porosität). Wird der Energieeintrag hingegen zu niedrig gewählt, wurde das prozessierte Ti6Al4V nicht vollständig umgeschmolzen, sodass hauptsächlich Poren irregulärer Form detektiert wurden. Demnach besitzen diese Poren ein großes Seitenverhältnis, bei dem der f_{\max} deutlich größer ist als der minimale Feret-Durchmesser f_{\min} . Zusätzlich beobachten die Autoren bei diesen Anbindungsfehlern eine ausgeprägte Orientierung der Porosität, die senkrecht zur Baurichtung verläuft. Dieser allgemeine Zusammenhang der Art der Porosität wird sowohl in metallografischen Schliffen als auch in Computer-Tomographie Aufnahmen in sehr guter Korrelation ermittelt [153]. Die so entstehenden Defekte sind meist in einer Schicht vorzufinden. Die in den Abbildungen 52 und 53 dargestellten Anbindungsfehler der KWBP und WBP der 0°- und 45°-Richtung in den oberen Spannenden sind demnach definitiv durch einen zu niedrigen Energieeintrag entstanden. Solche Anbindungsfehler sind in höherer Vergrößerung in den Abbildungen 58 und 59 dargestellt. Besonders in Abbildung 59 ist der mit 1 markierte Partikel erkennbar, der aufgrund eines zu niedrigen Energieeintrages nicht umgeschmolzen wurde, ein weiteres Indiz auf unzureichende Prozessparameter.

5.3.2 Korngrößen

Im Material stehen nicht nur die Defekte, sondern auch die Korngrößen in Zusammenhang mit den genutzten Prozessparametern. In der Abbildung 54 und 55 sind exemplarische lichtmikroskopische Aufnahmen der resultierenden ehemaligen Austenitkorn Grenzen nach dem Einsatzhärten und Hochdruck-Gasabschrecken aus dem Kernbereich der KWBP und WBP dargestellt. Die mittels Linienschnittverfahren ermittelten Korngrößen sind für die einzelnen Baurichtungen in den Tabellen 17 bis 19 aufgelistet. Über alle Bauzyklen hinweg werden bei der 0°-Richtung in Belastungsrichtung (Richtung der größten Normalspannung) an den unteren Spannenden etwas geringere Korngrößen ermittelt als an den oberen Spannenden. Konträre Ergebnisse werden für die Korngrößen quer zur Belastungsrichtung gemessen. Hier sinken die Korngrößen mit steigender Bauhöhe. Dies bedeutet, dass die Körner am unteren Spannende ein eher ausgeglichenes Seitenverhältnis aufweisen, wo hingegen die Körner am oberen Spannende eine leicht längsgestreckte Form aufweisen. Aufgrund der hohen Standardabweichung der gemessenen Mittelwerte sind diese Aussagen aber allenfalls als Tendenzen aufzufassen. Die Korngrößen der Proben in 45°-Richtung weisen die gleiche Tendenz auf. Der Unterschied der Seitenverhältnisse ist allerdings geringer als bei den KWBP und WBP der 0°-Richtung. Ein komplett gegenteiliges Seitenverhältnis wird für die KWBP und WBP in 90°-Richtung ermittelt. Das ist insofern verwunderlich, da für die Materialproben in 0°-Richtung die optische Achse und somit der Strahlengang des Laserstrahls mit der Baurichtung der Proben übereinstimmt. Aufgrund der großen Anzahl der lichtmikroskopischen Aufnahmen würde eher eine Mittelung der Korngrößen in der jeweiligen Richtung angenommen werden. Eine Abhängigkeit der Kornorientierung entlang einer Schmelzbahn ist zwar messbar, allerdings lediglich innerhalb einer Schicht [154]. Demnach müssten die metallografischen Schliche des hier betrachteten 20MnCr5 in eben jener Schicht getrennt worden sein, um eine leichte Abhängigkeit der Korngröße von den einzelnen Schmelzbahnen festzustellen. Dies ist eine aufgrund der Präparation unwahrscheinliche Annahme. In Studien haben *Letenneur et al.* das Seitenverhältnis der Kornorientierung in Baurichtung und quer zur Baurichtung untersucht [155]. Dabei stellten die Autoren fest, dass bei einem austenitischen Stahl 316L in den untersuchten Prozessfenstern für den wie-gebaut Zustand ein Seitenverhältnisunterschied von minimal 1,3 und maximal 2,9 vorliegt. Die geringsten Seitenverhältnisunterschiede entstehen bei hohen Kühlraten des Schmelzbades von etwa $3 \times 10^7 \text{ °C s}^{-1}$ und im Sinne der PBF-LB/M-Fertigung kleinen thermischen Gradienten von etwa $1 \times 10^7 \text{ °C mm}^{-1}$. Durch eine Wärmebehandlung werden die unterschiedlichen Seitenverhältnisse teilweise verkleinert oder gar komplett beseitigt. Bei dem genannten 316L, prozessiert im PBF-LB/M-Verfahren, geschieht dies nach *Ronneberg et al.* bei einer Wärmebehandlungstemperatur von etwa 1200 °C und einer Haltedauer von 60 min [156]. *Geenen* beobachtet nach einer HIP-Behandlung bei 1150 °C mit einer Haltedauer von 3 h äquiaxiale Körner [33]. Für den weiteren Verlauf wird daher angenommen, dass der Wert der Korngröße für die 90°-Richtung das Abbild der real erwartbaren Korngrößenstreuung darstellt. In diesem Zusammenhang wird im Weiteren von einer in etwa gleichen Korngröße aller Materialproben ausgegangen. Generell sind die Korngrößen klein und über alle Baurichtungen hinweg in derselben Größenordnung. Allerdings wurden verstärkt im Bereich hoher Porosität Korngrößen ermittelt, die etwa dreimal größer sind als die gemittelte Korngröße. Wie in Abschnitt 4.4 beschrieben, weisen diese Bereiche eine Korngröße von $17,30 \pm 14,45 \text{ }\mu\text{m}$ auf. *Schuler et al.* beobachteten an Feinkorn-stabilisierten Einsatzstählen Grobkorn erst nach bedeutend längeren Haltedauern. Für 16MnCr5 und 20MnCr5 wurde bei 940 °C erst nach über 8 h Grobkorn festgestellt: Bei 980 °C für 16MnCr5 nach 4 h und 20MnCr5 nach über 8 h Haltedauer [157]. Hierbei wurde das Kornwachstum durch fein disperse Partikel (AlN) verhindert, da die Korngrenzen an diesen Partikeln arretiert wurden (Korngrenzpinning). *Trute* führte ebenfalls Versuche an 16MnCr5 durch, um das Kornwachstumsverhalten des Werkstoffes bei verschiedenen Temperaturen darzustellen. Der Autor zeigte, dass ein 16MnCr5 ohne feinkornstabilisierende Legierungselemente (Al, Ti und Nb) erst bei Temperaturen über 1000 °C ausgeprägtes Kornwachstum aufweist [158]. Da die in dieser Arbeit verwendete Aufkohlungstemperatur bei 950 °C lag, wird ein Einfluss der Temperatur als ausschließliche Triebkraft für Kornwachstum ausgeschlossen. In diesem Kontext wird kurz auf ein mögliches anormales Kornwachstum dieser Bereiche eingegangen. Die Triebkraft für Kornwachstum ist bekanntermaßen das Bestreben die Grenzflächenenergie zu minimieren. Bei Korngrenzen ist dies die Grenzflächenenergie der jeweils benachbarten Körner [38]. Bei Stählen,

welche beim Erwärmen eine α - γ - oder γ - α -Umwandlung durchlaufen, entsteht das Austenitkorn durch Keimbildung oder wächst. Im vorliegenden Fall wird primär von einer α - γ -Umwandlung ausgegangen, sodass bei der Erwärmung die Anzahl der Keime größer wird, je höher die Erwärmungsgeschwindigkeit ist und je höher die Überhitzung über die T_0 -Temperatur ist (siehe Abschnitt 2.2.3). Dabei beginnt die Austenitkornbildung ausgehend von der Phasengrenze des Ferrit oder nichtmetallischen Einschlüssen. Hierbei ist die treibende Kraft für die Austenitkornbildung zusätzlich vom Rekristallisationstypen abhängig. Für die primäre Rekristallisation stammt die treibende Kraft aus den in der Versetzung gespeicherten Verformungsenergie. Unter der Annahme, dass Körner mit verschiedener Versetzungsdichte vorliegen, wird die im Kristallsystem gespeicherte Energie minimiert, indem die Korngrenzen aus Bereichen niedriger Versetzungsdichte in Bereiche hoher Versetzungsdichte wandern. Bei der sekundären Rekristallisation wird die im System gespeicherte Energie reduziert, indem die Grenzflächenenergie minimiert wird. Sofern die primäre Rekristallisation abgeschlossen ist, wird von einer konstanten Versetzungsdichte im System ausgegangen. Das System besteht allerdings aus Körnern nicht einheitlicher Größe, sodass dieser Größenunterschied zu verschiedenen Grenzflächenenergien führt. Diese Reduzierung der Grenzflächenenergie ist für das Wachstum der Körner anzuführen. Hierbei wachsen die großen Körner in Bereiche mit kleinen Körnern, da dies energetisch günstig ist. Dies führt unter Umständen zu einem anormalen Kornwachstum. Hierbei entsteht, sofern die Korngröße eines Gefüges als Histogramm dargestellt wird, eine bimodale Verteilung. Ein Peak liegt bei den nicht aufgezehrten Körnern und der zweite bei den größeren un stetig wachsenden Körnern [38]. Da der 20MnCr5 aus dem PBF-LB/M-Prozess mit unzureichenden Prozessparametern gefertigt wurde, sind Poren und nicht umgeschmolzenes Pulver im Material vorhanden. Die Partikel im Material, die nicht umgeschmolzen wurden, besitzen eine niedrigere Versetzungsdichte. Somit wird bei dem Niederdruckaufkohlen im ND + HDGA lokal ein mikrostrukturell anderer Werkstoff wärmebehandelt als das Material, welches korrekt umgeschmolzen wurde. Dieser Unterschied wird durch die Korngröße und durch den Vergleich der Abbildungen 56 und 59 deutlich. Vor allem in Abbildung 59 ist dieser Zusammenhang evident. Während in Bereich 1 das Pulverkorn die primäre Rekristallisation nicht durchläuft und direkt mit der sekundären Rekristallisation und somit dem Kornwachstum beginnt, findet in Bereich 2 primäre und sekundäre Rekristallisation statt. Daher sind die Korngrößen an dieser Stelle stark verschieden. Auf einen Einfluss der einzelnen Legierungselemente in Bezug auf das Kornwachstum wird an dieser Stelle verzichtet, da erfolgte Untersuchungen mittels EDX keine Konzentrationsunterschiede im Material aufzeigten und somit dieser Einfluss weder bestätigt noch widerlegt werden kann. Die Korngröße des untersuchten Walzmaterials ist verglichen mit dem Material aus dem PBF-LB/M-Prozess in etwa 50 % größer (vgl. Tabelle 20). Die ist nicht verwunderlich, da das Material mehrere Wärmebehandlungen erfahren hat. Zum einen wurde das Material abgegossen und anschließend warmgewalzt. In dieser Arbeit wurde das Walzmaterial nochmals geglüht und abgeschreckt, sodass aufgrund der Wärmebehandlungen deutlich längere Zeiten für Kornwachstum gegeben waren.

5.4 Mechanische Eigenschaften

5.4.1 Quasistatische Eigenschaften

Nicht nur das Gefüge, sondern auch die mechanischen Eigenschaften werden durch eine Wärmebehandlung beeinflusst. Werden der 20MnCr5 aus dem PBF-LB/M-Prozess und das Walzmaterial betrachtet, wird der Zusammenhang der Korngröße und der Einfluss der Versetzungsdichte auf die mechanischen Eigenschaften sichtbar. Die ermittelten technischen Spannungs-Dehnungskurven sind in Abbildung 84 und die zugehörigen Festigkeitswerte in Tabelle 31 aufgelistet. Wie erwähnt, ist ein Teil der Festigkeitszunahme aufgrund der kleineren Korngröße durch die Hall-Petch Beziehung erklärbar (siehe Abschnitt 2.3, Gleichung 2.17). Hierbei bewirkt eine kleine Korngröße eine größere Festigkeit. Aus den technischen Spannungs-Dehnungskurven ist zudem zu entnehmen, dass mit steigender Festigkeit eine sinkende Duktilität einher geht. In Tabelle 31 sind hierfür die gemittelten Dehnungsenergiegedichten E_{Zug} der einzelnen Werkstoffe in Abhängigkeit ihrer Belastungsrichtung angegeben. Hierbei ist deut-

lich erkennbar, dass durch die Zugproben aus Walzmaterial deutlich größere Energie aufgenommen wird bevor diese im quasistatischen Zugversuch durch Bruch versagen. Auch der Verlauf der technischen Spannungs-Dehnungskurven ist optisch eindeutig voneinander unterscheidbar. Während die im PBF-LB/M-Prozess gefertigten Zugproben stark verfestigen und wenig Einschnürung aufweisen, ist für die Zugproben aus Walzmaterial eine deutliche Schädigung (auch Entfestigung) vor dem eigentlichen Bruch feststellbar. Bedingt durch den Walzvorgang wird die Vorzugsorientierung der Kristalle im Werkstoff eingestellt, sodass die anisotropen Eigenschaften im Zugversuch nachweisbar sind. Durch die Wärmebehandlung wurden diese zum Teil reduziert, allerdings nicht vollständig beseitigt. Dies wird in den Festigkeitsparametern aus dem Zugversuch widerspiegelt. So ist die Gleichmaßdehnung der Zugproben aus dem PBF-LB/M-Prozess mit der Bruchdehnung gleichsetzbar. Bei den Zugproben aus Walzmaterial wird hingegen, bezogen auf die Gleichmaßdehnung, eine deutliche Zunahme der Dehnung bis zum Bruch von über 10 % festgestellt. Folglich wird an dieser Stelle die Festigkeitssteigerung nicht ausschließlich auf eine Kornfeinung zurückgeführt, da Proben gleichen Materials mit unterschiedlicher Korngröße selbstähnliche Spannungs-Dehnungskurven aufweisen. Die Versetzungsdichte und die sonstige Defektverteilung des Materials (Poren) sind an der Stelle für die unterschiedlichen Festigkeiten der einzelnen Fertigungsrouen zu benennen, da die chemische Zusammensetzung des Materials nicht signifikant verschieden ist und Zugproben gleichen Wärmebehandlungszustandes vorliegen. Auch eine ausgeprägte Anisotropie, wie sie in der FKM-Richtlinie für den statischen Festigkeitsnachweis postuliert wird, ist nicht erkennbar. Laut FKM-Richtlinie ist die R_m von Walzmaterial quer zur Walzrichtung um den Faktor 0,83 geringer als in Walzrichtung [88]. Dieses Verhalten wird an den untersuchten Proben nicht festgestellt (siehe Tabelle 31). *Ronneberg et al.* untersuchten den Einfluss der Wärmebehandlungstemperatur in Bezug auf die statische Festigkeit eines im PBF-LB/M-Prozess gefertigten austenitischen Stahl 316L. Die Autoren verglichen die Festigkeitskennwerte zudem in zwei unterschiedlichen Baurichtungen (0°- und 90°-Richtung). Während Zugproben aus 316L im as-built Zustand (direkt nach dem PBF-LB/M-Prozess) Werte für die $R_{p0,2}$ Dehngrenze von 510 MPa (90°-Richtung) und 430 MPa (0°-Richtung) aufweisen, sind diese durch den Abbau von Versetzungen bei einer Wärmebehandlungstemperatur im Bereich zwischen 750 °C und 800 °C auf 430 MPa und 400 MPa gesunken. Mit einer weiter steigenden Wärmebehandlungstemperatur sinkt die $R_{p0,2}$ durch die Auflösung der Mikroverformungen auf unter 400 MPa [156]. Bei einer Wärmebehandlungstemperatur von 1200 °C ist ein Einfluss der Baurichtung auf die $R_{p0,2}$ nicht mehr gegeben und liegt für beide Baurichtungen bei 270 MPa. Auch der in dieser Arbeit untersuchte 20MnCr5 weist sehr ähnliche Festigkeitswerte für die drei untersuchten Baurichtungen auf (siehe 31). Die Zugproben aus dem PBF-LB/M-Prozess besitzen $R_{p0,2}$ Werte von über 900 MPa mit R_m von etwa 1300 MPa. Da Versetzungen plastisches Fließen erschweren, ist davon auszugehen, dass die Versetzungsdichte für die im PBF-LB/M-Prozess gefertigten Zugproben vor der Wärmebehandlung größer war als für das Walzmaterial und im Wärmebehandlungsprozess nicht vollständig abgebaut wurde. Die Rekristallisationstemperatur für diesen niedrig legierten Stahl ist hingegen hoch genug, sodass die Körner nur eine leicht ausgeprägte Anisotropie aufweisen. Zusätzlich ist kein ausgeprägtes plastisches Fließen (A_g und A sind in guter Näherung gleich) und keine Einschnürung auszumachen (siehe Tabelle 31). Innerhalb der Versuchsreihe der Zugproben aus dem PBF-LB/M-Prozess sind Unterschiede in den quasistatischen Festigkeitsparametern festzuhalten. Dies wird den Defekten, vor allem der Porosität, zugeschrieben. Dabei sind die Porositäten von 0,5 % grob gefasst in einer ähnlichen Größenordnung (vergleiche Tabelle 16), sodass die Orientierung der Porosität eine wichtige Rolle spielen muss. Die Spannungsüberhöhung an Poren ist maßgeblich für das Versagen. Auch das haben *Ronneberg et al.* in ihren Untersuchungen festgehalten. Wie auch bei dem 20MnCr5 haben die Autoren eine eindeutige Richtungsabhängigkeit der statischen Eigenschaften von der Porenorientierung festgestellt [156]. Bezogen auf die Orientierung der Poren in Belastungsrichtung wird auf die Tabellen 13, 14 und 15 verwiesen. Poren deren Hauptachse in Belastungsrichtung liegt, reduzieren die Zugfestigkeit und die Bruchdehnung nicht in dem Maße wie Poren mit der Hauptachse senkrecht zur Belastungsrichtung. Anisotropes Werkstoffverhalten, welches auf prozessbedingte Anbindungsfehler der einzelnen Schichten und der resultierenden Porosität zurückgeht, ist für 316L ebenfalls in [33, 44–46] dargelegt. Zusätzlich wird der tragende Querschnitt der Materialproben durch das Vorhandensein der Porosität verringert. Allerdings ist an dieser Stelle auch explizit darauf hinzu-

weisen, dass mit einer steigenden Probenhöhe die Wahrscheinlichkeit für Defekte im Gefüge zunimmt. So sind bei einer Zugprobe in 0° -Richtung deutlich mehr Schichten zu fertigen als bei Zugproben in 90° -Richtung und somit auch das statistische Auftreten dieser Defekte. Veranschaulicht wird der Einfluss von Defekten in Abbildung 30 im Bezug auf den E-Modul. In Tabelle 32 sind ausgewählte Parameter des Zugversuches für eine Vakuum-Wärmebehandlung mit definierten Haltedauern für Zugproben aus dem PBF-LB/M-Prozess dargestellt. Erkennbar ist, dass die Festigkeitswerte von der Haltedauer innerhalb derselben Baurichtung der Zugproben nur unwesentlich beeinflusst werden. Die Abbildungen 85 bis 88 zeigen die zugehörigen technischen Spannungs-Dehnungskurven. Werden die Kurven der 0° -Richtung für den Bereich der Schädigung (A_g bis A) auf die Streuung der Messwerte zurückgeführt, ist erkennbar, dass in den Kurven ebenfalls keine drastischen Differenzen der Kurvenverläufe feststellbar sind. Aufgrund der Wärmebehandlung im Vakuum-Ofen (Temperaturführung nach Abbildung 25) und der damit verbundenen Kühlrate weicht das eingestellte Gefüge von dem der blindgehärteten Zugproben aus dem PBF-LB/M-Prozess ab. Die geringe Kühlrate im Vakuum-Ofen von etwa $15^\circ\text{C min}^{-1}$ und die ermittelte Härte von etwa 160 HV30 deuten auf ein ferritisch-perlitisches Gefüge. Zugproben aller Baurichtungen weisen ein ausgeprägtes Streckgrenzenphänomen auf (siehe Abschnitt 2.3), welches bei allen Haltedauern bei derselben Spannung auftritt und in etwa bei einer Dehnung von 3 % endet. Dieses Streckgrenzphänomen wird durch die abwechselnde Wanderung und Arretierung der Versetzungen in dem Material verursacht [83]. Diese von der Baurichtung abhängige Streckgrenze kann mit zwei unterschiedlichen Erklärungsansätzen gedeutet werden. Zum einen ist das im PBF-LB/M-Verfahren entstandene Gefüge in Baurichtung gestreckt, sodass in den verschiedenen Baurichtungen der Versetzungstau an den Korngrenzen bei unterschiedlichen Spannungen eintritt. Gegen diesen Erklärungsansatz spricht allerdings, dass bei Proben nach der Vakuum-Wärmebehandlung lediglich eine leicht ausgeprägte Anisotropie der Korngröße festgestellt wird (vgl. Tabelle 21 und Korngrößen der KWBP und WBP). Ein zweiter Erklärungsansatz ist, dass aufgrund der enthaltenen Porosität das Fließen für eben jene Proben mit mehr Porosität und der hervorgerufenen Spannungsüberhöhung an diesen, früher einsetzt. Zugproben in 0° -Richtung besitzen eine für den uniaxialen Belastungsfall ungünstige Porosität, sodass die Spannung in den Porenbereichen die Diffusivität herabsetzen und so das Streckgrenzphänomen hervorrufen. Eine günstigere Orientierung der Poren ist für die 90° -Richtung anzunehmen, da der Querschnitt durch diese in einem geringeren Maße reduziert wird und zusätzlich die Porenachse in Belastungsrichtung liegt. Zugproben der 45° -Richtung liegen zwischen diesen beiden Extremen. Für die Theorie der Abhängigkeit der mikroskopischen Spannungsüberhöhung an den Porenrändern spricht zudem der selbstähnliche Spannungs-Dehnungs-Verlauf der einzelnen Kurven für alle Haltedauern. Mit steigendem Polarwinkel werden die Kurven zu höheren Festigkeiten verschoben. Ein weiteres Indiz für diese Hypothese ist die erreichte Bruchdehnung der Zugproben, die ebenfalls mit steigendem Polarwinkel zunimmt. Durch plastisches Fließen werden die Spannungen an den Porenrändern zwar teils abgebaut, sind allerdings limitiert, sodass die Proben mit ungünstig orientierter Porosität früher versagen als Proben mit vorteilhafter Porosität. An einem Sintereisen mit ausgeprägter Streckgrenze wurde der Zusammenhang der Porosität mit dem Auftreten der Streckgrenze durch *Schneider* gezeigt [159]. Mit steigender Porosität wies der Autor nach, dass die Streckgrenze zu niedrigeren Werten verschoben wird. Dabei ist der Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Kurven um einen gewissen Spannungswert parallelverschoben. Auch die Abnahme der Bruchdehnung, wie im Falle der 20MnCr5, wird mit einer steigenden Porosität nachgewiesen. Im Allgemeinen ist die Anisotropie der statisch mechanischen Eigenschaften an additiv gefertigten Zugproben durch diverse Autoren nachgewiesen, die unisono zu dem gleichen Ergebnis kommen, dass die statistisch verteilte Porosität in den Proben zu einer Verschlechterung der Eigenschaften führt [16, 33, 44–46].

5.4.2 Elastische Konstanten

Zusätzlich zu den statisch-mechanischen Eigenschaften sind zudem die elastischen Konstanten von der Baurichtung und der Porosität beeinflusst. Die in dieser Arbeit ermittelten E-Moduln aus den Zugversuchen an einsatz- und blindgehärteten Zugproben sind in Tabelle 30 hinterlegt. Aus den mittels Ramberg-Osgood approximierten Fließkurven ist eine Abhängigkeit der statisch-mechanischen Eigenschaften und des E-Modul von der Baurichtung ersichtlich. Mit steigendem Polarwinkel steigt

auch der E-Modul analog zur wahren Zugfestigkeit $R_{m,wahr}$ der betrachteten Zugproben. Bei den einsatzgehärteten Zugproben mit wie-gebaut Oberfläche ist die Zunahme der $R_{m,wahr}$ sehr deutlich. Zwischen der schlechtesten Baurichtung (0° -Richtung) und der Baurichtung mit höchster Festigkeit (90° -Richtung) beträgt die Differenz 533 MPa. Ursache hierfür ist hauptsächlich die Oberflächenbeschaffenheit der Zugproben, da durch das Schleifen der Probenoberfläche die Differenz der $R_{m,wahr}$ auf etwa 200 MPa sinkt. Demnach besitzt die Oberflächenrauigkeit im uniaxialen Zugversuch einen weit größeren Einfluss als die in den Zugproben vorhandene Porosität. Bei günstig orientierter Porosität der 90° -Richtung ist die Differenz der Zugfestigkeit der einsatzgehärteten Zugproben lediglich 50 MPa für die wie-gebaut und geschliffene Oberfläche. Dies bedeutet, dass die statische Festigkeit einsatzgehärteter Zugproben aus 20MnCr5 im Wesentlichen von der Oberflächenbeschaffenheit abhängig ist. Werden die geschliffenen blindgehärteten Zugproben betrachtet, beträgt die Differenz zwischen den einzelnen Baurichtungen 40 MPa mit einem Mittelwert von etwa 1360 MPa. Für die Zugproben der 0° - und 45° -Richtung bedeutet dies, dass durch die Wärmebehandlung eine fast isotrope $R_{m,wahr}$ für alle Baurichtungen erreicht wird. Dies deutet darauf hin, dass die Porosität der einsatzgehärteten Zugproben mit geschliffener Oberfläche für die $R_{m,wahr}$ ausschlaggebend ist. Während bei den blindgehärteten Zugproben eine gewisse Duktilität vorhanden ist und somit die Spannungsüberhöhung an den Poren teils durch plastisches Fließen abgebaut wird, ist dies für die einsatzgehärteten Zugproben nicht feststellbar. Durch die Einsatzhärtung folgt eine Verfestigung des Materials, die aufgrund der Mikrostruktur und den Eigenspannungen in sprödem Materialverhalten resultiert (wahre Dehngrenze $R_{p0,2,wahr}$ und wahre Dehnung ε_{RO} gering). Wie bereits erwähnt, deuten die berechneten E-Moduln aus der Approximation (Tabelle 30) eine gewisse Abhängigkeit von der Baurichtung der Zugproben an. Hierbei sei allerdings angemerkt, dass die Bestimmung des E-Moduls im Zugversuch mit einer dem Messverfahren entsprechenden Messunsicherheit behaftet ist. Für die einsatzgehärteten Zugproben nimmt der E-Modul mit steigendem Polarwinkel tendenziell zu. Die Differenz der Baurichtung mit dem geringsten E-Modul zur Baurichtung mit dem höchsten E-Modul beträgt in etwa 7%. Je nach Oberflächenbeschaffenheit besitzt die 45° - oder 90° -Richtung den höchsten E-Modul, die 0° -Richtung immer den niedrigsten. Bei den blindgehärteten Zugproben ist der E-Modul der 0° -Richtung ebenfalls am niedrigsten, den höchsten besitzt die 45° -Richtung. Dadurch, dass Eigenspannungen einen gewissen Einfluss auf den E-Modul besitzen, ist der Wert dieser elastischen Konstante allerdings lediglich als Indiz für eine Materialanisotropie zu werten [82]. Stichhaltigere Aussagen zum Zusammenhang der Anisotropie der elastischen Konstanten in Abhängigkeit der Porosität sind durch die berechneten E-Moduln aus der Schallgeschwindigkeitsmessung ableitbar. In Tabelle 42 sind die E-Moduln gelistet. Aus den Messungen wird deutlich, dass die E-Moduln von der Baurichtung der Versuchskörper abhängen. Werden gleichwertige Messrichtungen betrachtet, liegen die Messergebnisse stets in einer vertretbaren Streuung. Als gleichwertige Messrichtung ist beispielsweise die Probe in 0° -Richtung mit Messrichtung in Baurichtung und die Probe in 90° -Richtung und Messrichtung in Baurichtung anzuführen. Diese beiden Varianten wurden über die einzelnen Schichten hinweg gemessen. Für diese Proben wird ein E-Modul von 183 GPa bzw. 182,2 GPa ermittelt, was einem Unterschied von vernachlässigbaren 0,4% entspricht. Werden dieselben Proben quer zur Schichtrichtung (quer zur Baurichtung gemessen) betrachtet, wurde ein E-Modul von 193,2 GPa bzw. 197,3 GPa ermittelt (2% Differenz). Demnach sind für diese Proben unterschiedliche E-Moduln in Abhängigkeit der Baurichtung bestätigt. Die Probe der 45° -Richtung weist hingegen inkonsistente Ergebnisse auf. In Belastungsrichtung wird ein höherer E-Modul ermittelt als quer zur Belastungsrichtung. Dabei wurden in Belastungsrichtung alle Schichten der Gesamtbauhöhe gemessen, wo hingegen bei der Messrichtung quer zur Belastungsrichtung deutlich weniger Schichten parallel zur Schichtorientierung gemessen wurden. Die Akkumulation der Defekte über der Gesamtbauhöhe resultiert in diesem Fall in einem höheren E-Modul als orthogonal dazu und widerspricht den Tendenzen der sonstigen Messungen. Eine Begründung für dieses abweichende Verhalten kann an dieser Stelle nicht eindeutig benannt werden. Die Abhängigkeit der elastischen Konstanten von der Porosität bzw. der Rissdichte (Risse pro Materialvolumen) ist aus der Literatur bekannt. So hat beispielsweise *Geenen* diesen Umstand an drei Werkstoffen (316L, X40CrMoV5-1 und X38CrMo7-2) nachgewiesen. Die Autorin beobachtete, dass mit steigender Porosität und Rissdichte der E-Modul (gemessen mittels Dehnungsmessstreifen) fällt. Aus der klassischen Pulvermetallurgie des

Pressen- und Sintern ist die Dichteabhängigkeit der elastischen Konstanten bereits bekannt und gut verifiziert. So kann der E-Modul von Sintereisen und -stahl mit einer stetig steigenden Funktion bei abnehmender Porosität beschrieben werden [124, 147]. Der E-Modul wird hierbei durch

$$E = E_0 \left(\frac{\rho}{\rho_0} \right)^{2,5-4,5} \quad (5.2)$$

mit E_0 als den E-Modul eines vollgedichten Stahls mit der Dichte ρ_0 und der realen Dichte ρ des Werkstoffes berechnet. Bezogen auf den in dieser Arbeit betrachteten 20MnCr5 (Porosität etwa 0,5 %, $\rho_0=7,82 \text{ g cm}^{-3}$, $E_0=211,6 \text{ GPa}$) ergibt dies einen E-Modul zwischen 208,9 GPa (Exponent von 2,5) und 206,8 GPa (Exponent von 4,5). Auch *Gibson* und *Ashby* untersuchten die Abhängigkeit der elastischen Konstanten von der relativen Dichte an zellularen Strukturen und Schäumen [160]. Die Autoren ermittelten für die angegebene Gleichung einen Exponenten von 2 für offene Strukturen, sodass mit zunehmender relativer Dichte von höheren Exponenten auszugehen ist. Beide Werte liegen deutlich oberhalb der ermittelten E-Moduln des 20MnCr5 mittels Schallgeschwindigkeitsmessung. Diese Differenz ist demnach eindeutig auf die Orientierung und Morphologie der Porosität zurückzuführen, da die Approximationsgleichung an Werkstoffen mit regelloser Porosität abgeleitet wurde. Für Werkstoffe aus dem PBF-LB/M-Prozess ist diese Approximationsgleichung somit nicht geeignet, um die E-Moduln abzuschätzen. Auch erweist sich die Abschätzung des E-Modul für PBF-LB/M-Werkstoffe mittels der Gleichungen 3.13 bis 3.17 aus Abschnitt 3.8 nicht als zielführend. Aus der Tabelle 43 und den berechneten E-Moduln geht hervor, dass keine der in der Literatur angegebenen Gleichungen geeignet ist, um den porositätsbedingten Abfall des E-Modul adäquat abzubilden [96]. Im Umkehrschluss bedeutet dies ebenfalls, dass durch die Messung des E-Modul der Proben nach aktuellem Stand keine Rückschlüsse auf eine Porosität der Proben gezogen werden können (siehe Tabelle 44). Die Messung des E-Modul ist somit für die zerstörungsfreie Prüfung der Porosität bislang ungeeignet.

5.4.3 Makro- und Mikrohärt

Makrohärte

Bezogen auf die Makrohärte der untersuchten Zug-, KWBP und WBP sind im Allgemeinen keine unerwarteten Ergebnisse ermittelt worden (siehe Tabelle 22 bis 25), die unabhängig vom Bauzyklus für alle Probenformen in derselben Größenordnung liegen. Bei den Zugproben liegt die Makrohärte im Bereich von 689 HV30 bis 717 HV30 und somit in einem für den 20MnCr5 erwartbarer Größenordnung nach der ND + HDGA Wärmebehandlung. Die Makrohärten der blindgehärteten Zugproben aus dem PBF-LB/M-Prozess liegen bei etwa 410 HV30, die der Zugproben aus dem Walzmaterial bei 375 HV30. Bedingt durch die etwas geringere Korngröße der Zugproben aus dem PBF-LB/M-Prozess ist dies aufgrund der Hall-Petch Beziehung im Rahmen des Erwartbaren. Werden die ermittelten RA-Gehalte in die Betrachtung mit einbezogen (siehe Tabelle 45) ist ein schlüssiges Gesamtbild erkennbar, da der RA-Gehalt an der Oberfläche der Zugproben aus Walzmaterial etwas höher ist als der RA-Gehalt der Zugproben aus dem PBF-LB/M-Prozess. Der RA-Gehalt der Proben steht im direkten Zusammenhang mit der physikalischen Oberfläche der einsatzgehärteten Materialproben. Um dies zu verdeutlichen wurden nachträglich Messungen an einem 3D-Profilometer Typ Keyence VR-5000 durchgeführt. Dabei wurde im Prüfquerschnitt von WBP in 0°-Richtung mit wie-gebaut und geschliffener Oberfläche ein Messausschnitt von 16 mm^2 definiert und an dieser Projektionsfläche die wahre physikalische Oberfläche bestimmt. Für die Materialprobe mit wie-gebaut Oberfläche wurde eine physikalische Oberfläche von $20,5 \text{ mm}^2$ ermittelt und bei der geschliffenen Materialprobe von $16,7 \text{ mm}^2$. Dieser deutliche Unterschied in der Oberfläche hat zur Folge, dass beim Aufkohlen an der wie-gebaut Oberfläche deutlich mehr Ethin an der Oberfläche dissoziiert und somit mehr C in das Volumen der Probe eindiffundiert. Der Einfluss des RA-Gehaltes auf die Makrohärte ist zudem an den KWBP und WBP sichtbar. So sind die Makrohärten der Prüfquerschnitte bei den wie-gebaut Oberflächen der KWBP und WBP stets niedriger als die Makrohärten mit geschliffener Oberfläche (Anmerkung: geschliffen wurde lediglich der Prüfquerschnitt und nicht die gesamte Probenoberfläche). Dies ist für alle Baurichtungen der KWBP und WBP feststellbar. In Abbildung 60 ist die Oberfläche der WBP in

0°-Richtung und wie-gelagert Oberfläche im Prüfquerschnitt dargestellt, die Partikel mit sehr hohem C-Gehalt und somit RA-Gehalt zeigt. Anhand dieser WBP soll exemplarisch die Ursache für einen Abfall der Makrohärte diskutiert werden. Unter Berücksichtigung der Porosität des ersten Bauzyklus dieser Baurichtung ist die Ursache ersichtlich (siehe Abbildung 52 und Tabelle 13). Dieser Bauzyklus besitzt eine deutlich erhöhte Porosität sowohl im Prüfquerschnitt als auch am oberen Spannungsende. Ob diese erhöhte Porosität und das Fehlen von „Material“ für die niedrigere Makrohärte ursächlich ist, kann an dieser Stelle nicht abschließend geklärt werden. Die Außenkontur der Proben wurde mit leicht abweichenden Prozessparametern gefertigt (siehe Tabelle 1), sodass in Schlifffeldern eine vollgedichtete Hülle mit etwa 200 µm Stärke erkennbar ist. Diese vollgedichtete Hülle ist deutlich dicker als die Tiefe eines Härteeindrucks mit der Vickerspyramide. Bei einer Härte von 630 HV30 bis 770 HV30 beträgt die Tiefe eines Härteeindrucks nämlich lediglich 109 µm bis 120 µm und somit in etwa die Hälfte der vollgedichteten Hülle (diese Werte können mittels trigonometrischer Funktionen und dem Durchmesser eines Härteeindrucks berechnet werden). Aus der klassischen Press- und Sintertechnik ist der Zusammenhang der Porosität und der Makrohärte bei Sinterstählen bekannt. Die Makrohärte nimmt für den gleichen Werkstoff mit gleicher Wärmebehandlung mit abnehmender Porosität einer Potenzfunktion folgend zu [147]. Ein zusätzlicher Erklärungsansatz für eine niedrigere Makrohärte in Bereichen höherer Porosität wird durch die höhere Nachgiebigkeit der Proben begründet. Dort wo eine größere Porosität vorherrscht, ist das Material unterhalb der vollgedichteten Hülle nachgiebiger, sodass dieses Material unter der Belastung des Eindringkörpers nachgibt und bei Entlastung elastisch rückfedert. Demnach wird durch den Eindringkörper weniger Material verdrängt und die Makrohärte wird zu geringeren Werten gemessen. Ein Einfluss der Prozessparameter auf die mikroskopische Gefügeausbildung nach dem ND + HDGA wird an dieser Stelle nicht verworfen, da die Messung der Mikrohärtigkeit, die sensibler auf etwaige Gefügeunterschiede und die elastische Rückfederung des Indenters reagiert, teils auf dieses Phänomen schließen lässt.

Mikrohärte

Innerhalb der einzelnen Baurichtungen sind die ermittelten Mikrohärtigkeit-Parameter (Tabellen 26 bis 28) und Mikrohärtigkeitsverläufe (Abbildungen 68 bis 78) im Rahmen der Messstreuung gleich. Bezogen auf die gemittelten Kennwerte und Härteverläufe der 0°-Richtung ist von einem robusten Prozess der Aufkohlung und Härtung auszugehen. Die geforderte Einsatzhärtungstiefe CHD von 0,5 mm wird an allen Messorten (unten, Prüfquerschnitt und oben) erreicht und überschritten (vgl. Abbildung 70). Dabei sind durchaus leichte Unterschiede in Abhängigkeit der Messposition zu konstatieren. Diese Unterschiede sind nicht klar zuzuordnen, da die Streuung innerhalb der einzelnen Messpositionen nicht unerheblich ist. So wird für dieselbe WBP gleichen Bauzyklus aber unterschiedlichen Messortes eine zum Teil größere Abweichung der CHD und der Rand- und Kernhärten ermittelt (Abbildungen 68 und 69). So wird aus Tabelle 26 ersichtlich, dass beispielsweise für die WBP aus Bauzyklus 2 (WBP-BZ2) am Messort des oberen Spannungsendes die Messreihe 1 und 2 bei der Randhärte 20 HV1 und bei der Kernhärte 41 HV1, auseinander liegen. Auch liegt die CHD bei der zweiten Messreihe 0,08 mm tiefer als bei Messreihe 1. Vor allem unter dem Gesichtspunkt, dass die Messposition innerhalb eines Bauzyklus lediglich an gegenüberliegenden Messorten in gleicher Bauhöhe lag, ist dieses Verhalten somit eher dem Messverfahren als etwaigen Unterschieden im Gefüge zuzuschreiben. Für die KWBP und WBP der 0°- und 45°-Richtung ist allerdings eine Systematik in den Härten und der CHD in Abhängigkeit der Bauhöhe der Materialproben auszumachen (Ausnahme KWBP in 0°-Richtung). So wird am unteren Spannungsende überwiegend eine niedrigere Rand- und Kernhärte mit leicht niedrigerer CHD als im Prüfquerschnitt und am oberen Spannungsende gemessen (vgl. Tabellen 26 und 27). Aus der Literatur ist bekannt, dass im PBF-LB/M-Prozess die mechanischen Eigenschaften und das Gefüge der erzeugten Proben indirekt von der Bauhöhe abhängig sind. So haben *Mohr et al.* an einem 316L aus dem PBF-LB/M-Prozess festgestellt, dass die Mikrohärtigkeit gefertigter Proben mit zunehmender Bauhöhe steigt [151]. In ihren Untersuchungen haben die Autoren die Bauplatzform der PBF-LB/M-Anlage auf etwa 100 °C vorgeheizt und die Materialproben mit unterschiedlichen Totzeiten zwischen dem Fertigen der einzelnen Schichten beaufschlagt. Die Autoren zeigten, dass mit kurzen Totzeiten und hohem Energieeintrag die Härten zwischen dem unteren und oberen Ende der Materialproben eine Härtegradienten von

etwa 50 HV1 aufweisen. Bei kurzer Totzeit und geringem Energieeintrag sinkt die Differenz auf etwa 20 HV1. Dabei ist die Härte im unteren Bereich der Proben stets höher. Mit zunehmender Totzeit wird die Härtedifferenz zwischen unterem und oberem Probenbereich für die betrachteten Energieeinträge auf unter 5 HV1 reduziert. Die Autoren zeigen, dass dies mit der Mikrostruktur der Materialproben zusammenhängt. Im unteren Bereich der Proben sind die Temperatur und der Temperaturgradient stets gering, sodass das Schmelzbad rasch erstarrt. Mit kurzen Totzeiten wird der Energieeintrag zu höheren Temperaturen der Materialproben akkumuliert, sodass die Materialproben an der Anbindung an die Bauplattform ein abweichendes Zeit-Temperatur-Profil aufweisen als am oberen Materialprobenende. Bei Proben geringer Höhe ist dies nicht signifikant. Beispielsweise sind Materialproben für die Ermittlung der PBF-LB/M-Anlagenparameter von diesem Umstand unbeeinflusst, großvolumige oder lange Proben sind hingegen für dieses Phänomen anfällig. Leider spiegeln die Erkenntnisse der Autoren das exakte Gegenteil der beobachteten Härtezunahme an den KWBP und WBP in 0°- und 45°-Richtung nach dem Einsatzhärten wider. Tiefgehende Untersuchungen zu diesem Umstand sind demnach angebracht, zumal die Korngrößen der Proben zwischen unterem und oberem Spannende lediglich geringfügige Unterschiede aufweisen und somit ein Zusammenhang der Mikrohärtigkeit mit der resultierenden Korngröße nicht eindeutig nachzuweisen ist. Positiv ist im Rahmen der Messung der Mikrohärtigkeiten und der resultierenden Härteverläufe allerdings die KWBP und WBP der 90°-Richtung hervorzuheben. Sowohl die ermittelten Rand- als auch Kernhärtigkeiten der Materialproben aus Tabelle 28 und die Härteverläufe aus 78 liegen nah beieinander. Im Rahmen der Messstreuung sind alle Bauzyklen als kongruent anzusehen. Die Parameter der Härtemessung und die Härteverläufe der KWBP und WBP sind somit Maß für die Fertigungsstreuung und die Streuung innerhalb der Wärmebehandlung, die als gering bewertet wird. Bei genauerer Betrachtung der Mikrohärtigkeitverläufe ist erkennbar, dass die ermittelten Randhärtigkeiten nahe an der Oberfläche geringer sind als die Härte in einem gewissen Abstand zur Oberfläche. Dies korreliert mit dem ermittelten RA-Gehalt an der Oberfläche (siehe Tabelle 45) und den gemessenen Eigenspannungsverläufen aus den Abbildungen 66 und 67. Besonders in Abbildung 60 ist der RA im Randbereich der WBP in 0°-Richtung gut erkennbar. Die im Randbereich erniedrigte Härte kann auf zwei Ursachen zurückgeführt werden. Eine der Ursachen wäre eine Randoxidation der untersuchten Proben, welche allerdings in dieser Arbeit nicht nachgewiesen werden konnte. Die andere ist der im Rand vorhandene RA mit niedriger Härte, welcher für den Härteabfall verantwortlich ist. Eine Veränderung der lokalen chemischen Zusammensetzung, hervorgerufen durch Mangan-effusion, ist dabei als Ursache für den Härteabfall von geringer Bedeutung. Eine Effusion von Mn beim Aufkohlen im Niederdruck wurde in der Vergangenheit durch [65, 145, 158, 161] beobachtet. Durch die Effusion von Mn im Randbereich wird die Härte herabgesetzt, was allerdings im Vergleich zur gesteigerten Aufhärtbarkeit (hervorgerufen durch den gesteigerten C-Gehalt der Randschicht) als unbedeutend ist. In der Arbeit von *Laue et al.* wird der Einfluss als relativ unbedeutend bewertet [146]. Eine Mn Effusion wurde im Falle der einsatzgehärteten KWBP und WBP nicht direkt nachgewiesen, allerdings stellvertretend durch die Messungen der Element-Tiefen-Verläufe an den im Vakuum wärmebehandelten Proben in Abschnitt 4.3. Der Abfall der Randhärtigkeit der einsatzgehärteten Materialproben ist somit ein Zusammenspiel des RA-Gehaltes und der Mn Effusion im Randbereich der Proben. Die Messung der Härteverläufe der blindgehärteten Rissfortschrittsproben weist eine Härtezunahme vom Rand zum Kern auf. In den Abbildungen 79 und 80 ist dieser Umstand als Mikrohärtigkeitverlauf und in Tabelle 29 als Zahlenwert dargestellt. Bei den RFP aus Walzmaterial wird die Kernhärtigkeit in etwa 0,5 mm Tiefe und bei den RFP aus dem PBF-LB/M-Prozess in 0,4 mm erreicht. Dabei ist die Kernhärtigkeit der RFP aus dem PBF-LB/M-Prozess etwa 60 HV1 höher als die des Walzmaterials. Im Randbereich beträgt der Unterschied sogar 80 HV1 zwischen dem Walzmaterial und den RFP aus dem PBF-LB/M-Prozess. Ob die Härteunterschiede der RFP im Zusammenhang mit der Korngröße der einzelnen Proben steht, ist wie bei der Bestimmung der Makrohärte, nicht nachvollziehbar. Eine Randentkohlung der Proben im Prozess kann ausgeschlossen werden, da die C-Gehalte aus der Messung mittels OES nicht darauf hinweisen (vgl. Tabelle 12). Ob die Abschreckintensität im Falle des nicht aufgekohlten 20MnCr5 zu einem inhomogenen Eigenspannungsverlauf führt, wurde im Rahmen dieser Arbeit nicht nachgewiesen. Allerdings ist die Erzeugung von Zugeigenspannungen im Randbereich der Proben nicht auszuschließen. In Abschnitt 2.2.3 wird dieses Phänomen beschrieben und in Abbildung 6 schematisch illustriert.

Sofern die Abschreckleistung in der Wärmebehandlungsanlage ausreichend hoch war, kann eine verzögerte Abkühlung des Kernes der Proben angenommen werden. Ob das Abdecken der RFP mit dem Härteschutzmittel für die unüblichen Härteverläufe ursächlich ist, konnte abschließend ebenfalls nicht geklärt werden.

5.5 Rauheit

In Abschnitt 4.5 wurden die Ergebnisse der Rauigkeitsmessungen an den Materialproben dargestellt. Durch die Fertigung entsteht eine charakteristische Rauigkeit der Oberflächen, die sowohl von den Schichten als auch den Pulveranhaftungen an der Oberfläche dominiert wird. Die schematische Darstellung des Mechanismus, weshalb Pulverpartikel an der Oberfläche anhaften, ist in Abbildung 121 illustriert. Sichtbar ist das Bauteil und das Pulverbett im Querschnitt. Wird Pulver im Bereich des Bauteils konsolidiert so entsteht ein Schmelzbad, welches zum Teil in das Pulverbett hineinragt. Diese Schmelzbadausläufer bewirken, dass Pulver lediglich unzureichend umgeschmolzen wird und so Pulverpartikel an dem Bauteil anhaften. Eine weitere Ursache von Pulveranhaftungen ist die Tatsache, dass obwohl das Umschmelzen mit dem Laserstrahl wenige hundertstel Sekunden lang ist, im Bereich des Bauteils Diffusionsvorgänge stattfinden, die das Pulver an der Oberfläche des Bauteils ansintern. Im geätzten Zustand ist eine solche Pulveranhaftung in Abbildung 60 c) dargestellt. Diese weist eine Anbindung an das darunterliegende Material auf, ist allerdings nicht vollständig konsolidiert. In den Tabellen 33 bis 38 sind die ermittelten Rauigkeiten tabellarisch dargestellt. Aus den Daten sind mehrere Erkenntnisse ableitbar. Zum einen nimmt die Rauigkeit mit steigender Bauhöhe für die KWBP und WBP in 0°- und 45°-Richtung zu (vgl. Tabelle 33). Dies korreliert mit der Zunahme der Porosität über der Bauhöhe dieser Materialproben (vgl. Abbildung 118). Ob die Zunahme der Rauigkeit mit der bereits angesprochenen Akkumulation der Temperatur über der Bauhöhe der Materialproben zusammenhängt oder anderweitige Effekte Einfluss besitzen, ist an dieser Stelle nicht abschließend zu klären. Eine zunehmende Bauteiltemperatur über der Bauteilhöhe würde das Ausbilden des Schmelzbades begünstigen, da mehr Energie für die Phasenumwandlung fest-flüssig bereitsteht und somit auch zusätzliche Zeit für das Anschmelzen der Pulver an das eigentliche Bauteil. Hierdurch wird auch das Ansintern der Pulverpartikel begünstigt. Untersuchungen zu Energieeinträgen und der daraus resultierenden Schmelzbadgeometrie sind unter anderem in [32, 33] gegeben. Um diese Effekte zu verifizieren oder falsifizieren, wären zusätzliche Bauzyklen mit unterschiedlichen Totzeiten zwischen den einzelnen Fertigungsschritten von Nöten. Bei der Betrachtung der Rauigkeit der einzelnen Messrichtungen, ob in Baurichtung oder quer zur Baurichtung, sind eindeutige Erkenntnisse ableitbar. Die Rauigkeit in Baurichtung ist stets höher als quer zur Baurichtung, was ebenfalls mit der Generierung der Schichten innerhalb des PBF-LB/M-Prozesses zusammenhängt (vgl. Tabellen 34 und 37). Bezogen auf die maximale Rauhtiefe R_{\max} , die mittlere Rauheit R_a und die gemittelten Rautiefe R_z , liegen die untersuchten Materialproben in einem für PBF-LB/M-Werkstoffe erwartbaren Bereich. Aus der Literatur, auch an anderen Legierungen, sind vergleichbare Rauigkeitsparameter ermittelt worden [3, 32, 42, 52, 59, 60, 162]. Durch das manuelle Schleifen der Prüfquerschnitte vor dem ND + HDGA werden quasi homogene Rauigkeiten erzeugt. Durch die Messung der voneinander abweichenden Messflächen bei der WBP in 45°-Richtung wurde ein lineares Modell abgeleitet, welches mit den ermittelten Rauigkeitsparametern eine Umrechnung der R_a in R_z ermöglicht. Eine Erweiterung des Modells um weitere Parameter und Werkstoffe ist in der Zukunft angedacht. Das Modell ist in der Lage mit einer ausreichend großen Sicherheit die korrekten Rauigkeitsparameter vorherzusagen, sodass für den 20MnCr5 die Berechnung der Rauigkeitsparameter als legitim anzusehen ist (siehe Abbildung 89). Zusätzlich liegen die R_z in einem Bereich, der auch aus der klassischen Urform- und Umformtechnik bekannt ist ($R_z \cong 6R_a$) [163]. In einem Vorversuch wurde der Einfluss einer Vielzahl von Parametern auf die resultierende Rauigkeit herausgestellt. In Tabelle 39 sind die einzelnen Einflussgrößen (Schätzparameter) und ihre Signifikanz für das Modell herausgestellt. Der Abgleich der ermittelten und vorhergesagten Rauigkeit ist in Abbildung 90 grafisch aufbereitet. Anhand der tabellarisch aufgeführten Schätzparameter werden mehrere Hypothesen aufgestellt. Der Achsenabschnitt und somit der Anteil der Rauigkeit, der durch das lineare Modell nur unzureichend abgebildet wird, entspricht in etwa dem Mittelwert aller ermit-

telten R_z der KWBP und WBP im einsatzgehärteten Zustand, sodass dieses R_z als prozessbedingte Rauigkeit angesehen wird. Diese Hypothesen, wie auch alle folgenden, sind durch den Mangel an vergleichbaren Daten für einen anderen PBF-LB/M-Parametersatz für den 20MnCr5 ausschließlich auf die in Tabelle 1 dargestellten Anlagen-Parameter anzuwenden. Durch das Strahlen mit unterschiedlichen Strahlmitteln werden Partikel von der Oberfläche gelöst und so die Rauigkeit reduziert [16, 19]. Im Bezug auf den 20MnCr5 kann die R_z durch eine Strahlbehandlung mit feinem Strahlmittel um $10,4\ \mu\text{m}$ reduziert werden, der Wechsel auf grobes Strahlmittel bewirkt hingegen eine geringere Abnahme von $7,8\ \mu\text{m}$. Durch die doppelte Strahlzeit mit zwei Strahlmitteln aber gleicher Almenintensität sinkt die R_z im Schnitt um $13,2\ \mu\text{m}$. Der geringere Abfall der R_z bei dem groben Strahlmittel ist damit begründbar, dass das auftreffende Strahlmittel nicht in alle Riefen gelangt und so die Rauigkeit an diesen Stellen nicht zu reduzieren vermag. Das feinere Strahlmittel hingegen erreicht auch feinere Strukturen und löst dort die Pulveranhaftungen aus den Riefen. Durch die Wahl der doppelten Strahlbehandlung wird hingegen die Strahlzeit erhöht, sodass eine bessere Glättung der Oberfläche aufgrund höherer Überdeckung stattfindet. Erstaunlich ist hingegen der Einfluss des Faktors „Bauzyklus“ auf die Rauigkeit der Materialproben. So besitzt der als Ausgangsfaktor gewählte Bauzyklus 1 die höchste R_z aller Bauzyklen. Alle anderen Bauzyklen weisen eine geringere R_z auf als dieser Bauzyklus. Es ist demnach ein Trend der Rauigkeit erkennbar, welcher zum Teil mit den ermittelten Porositäten übereinstimmt (vgl. Tabelle 14). Hierbei korreliert eine niedrigere Porosität mit niedrigeren R_z der Materialproben. Der Einfluss der Messoberfläche ist aus den Schätzparametern ebenfalls erkennbar. So besitzt die Downskin-Oberfläche die höchste R_z (wird als größter Faktor gewählt), die sukzessive mit der Seitenfläche und der Upskin-Fläche abnimmt. *Sehrt* und *Over* beobachteten diesen Umstand in ihren Arbeiten ebenfalls [16, 19]. Die Autoren argumentieren mit dem Treppenstufeneffekt, der aus der Fertigung der Bauteile resultiert. Jedes Bauteil wird in 2.5D-Schichten aufgeteilt, die bei der Fertigung von unten nach oben entweder eine Aufbau- oder Überhangfläche hervorrufen (siehe Abbildung 27). Je größer der Aufbau- bzw. Überhangwinkel, desto größer der Versatz der einzelnen Schichten. Zusätzlich wird der Treppenstufeneffekt durch eine größere Schichtdicke begünstigt, da mit steigender Schichtdicke die Diskretisierung des Modells gröber wird [16, 19]. Auch ist aus den Schätzparametern erkennbar, dass die Messrichtung einen beträchtlichen Einfluss auf die erzeugte R_z besitzt. In Baurichtung wird stets die höchste Rauigkeit gemessen, orthogonal zur Baurichtung die niedrigste. Bei der Messrichtung quer zur Belastungsrichtung und in Belastungsrichtung wird hingegen kaum ein Unterschied festgestellt. Auch dies ist in der Gesamtheit nicht verwunderlich. Wie bereits beschrieben, wird mit der Messrichtung in Baurichtung über die einzelnen Schichten hinweg gemessen und orthogonal dazu im Idealfall in einer einzelnen Schicht bzw. der Anbindungsdiskontinuität. Auch die Messrichtung in und quer zur Belastungsrichtung sollten im Gedankenmodell dieselben Rauigkeiten ergeben, da einmal im 45° -Winkel zur Baurichtung gemessen wird und bei einer Drehung der Messrichtung um 90° ebenfalls in derselben. Mittels des linearen Modells werden die aus der Literatur bekannten Einflussgrößen somit verifiziert. Auch in den Abbott-Kurven sind eindeutige Unterschiede der einzelnen Messrichtungen und Messoberflächen graphisch dargestellt. In den Abbildungen 91 bis 94 sind die ermittelten Kurven illustriert. Aus Abbildung 91 ist der Materialanteil als Funktion der Schnittlinienlage für die drei gefertigten Baurichtungen dargestellt. Verwunderlich sind die deutlichen Unterschiede der einzelnen Kurven, obwohl die Messrichtung, in Bau- und somit Schichtrichtung, gleich gehalten wurde (Messrichtungen siehe Abbildung 27). Dadurch, dass die Geometrie der Proben stets die gleiche war und nur durch die Orientierung im Raum die Belichtungsfläche abweicht, ist dies als Ursache anzunehmen. Wie in Abschnitt 3.1 beschrieben, betrug die Belichtungsfläche der einzelnen Schichten im PBF-LB/M-Prozess etwa $65\ \text{cm}^2$ auf der gesamten Baufläche. Diese Belichtungsfläche verteilte sich bei der 0° -Richtung auf 100 Materialproben, und auf 80 Materialproben bei der 45° -Richtung. Bei den Materialproben in 90° -Richtung wurden lediglich 24 Materialproben belichtet. Die eingetragene Energie wurde somit auf eine unterschiedliche Anzahl an Materialproben verteilt. Beispielsweise ist bei der 0° -Richtung (Belichtungsfläche im Prüfquerschnitt $25,0\ \text{mm}^2$) der Energieeintrag pro Schicht und Probe deutlich geringer als bei der 90° -Richtung (Belichtungsfläche im Prüfquerschnitt $858,3\ \text{mm}^2$). Die Belichtungsfläche der 45° -Richtung beträgt $35,4\ \text{mm}^2$ aufgrund der um 45° gekippten Baurichtung. An den Spannenden der Proben ergibt dieses leicht abweichende

Belichtungsflächen (siehe Abbildung 18). Aus größeren Energieeinträgen pro Materialprobe resultieren höhere Materialproben-Temperaturen im PBF-LB/M-Prozess. Da die Proben umgebende Pulver besitzt eine geringe thermische Leitfähigkeit, sodass die Proben beim Fertigen isoliert werden und die eingebrachte Energie überwiegend durch die freie Oberfläche der Proben und durch die Wärmeleitung in die Bauplattform erfolgt [164]. Demnach kommen die in Abbildung 121 dargestellten Ursachen für die Rauigkeit der Oberflächen verstärkt zum Tragen. Allerdings wird keine Korrelation mit dem Energieeintrag pro Materialprobe und der Schichtfläche gezeigt. Eine Tendenz, dass die Materialproben mit weniger Belichtungsfläche und niedrigerer akkumulierter Materialproben-Temperatur im PBF-LB/M-Prozess höhere Traganteile besitzen, ist aus den ermittelten Abbott-Kurven nicht ersichtlich. Ursprünglich wurden in dieser Arbeit nämlich gleiche Rauigkeiten und Abbott-Kurven für Materialproben äquivalenter Oberfläche und Messrichtung angenommen, was in den Untersuchungen nicht bestätigt werden kann. Die Messungen der Abbott-Kurven in Belastungsrichtung und quer zur Belastungsrichtung zeigen ebenfalls deutliche Unterschiede (Abbildung 92). Die Materialproben der 0°-Richtung mit Messrichtung in Belastungsrichtung aus Abbildung 92 weisen erwartungsgemäß die niedrigsten Traganteile auf, da dort in Schichtrichtung gemessen wird. Die Abbott-Kurven der 45°- und 90°-Richtung sind hingegen deckungsgleich. Das ist insofern etwas unerwartet, da die Messung der 45°-Richtung ebenfalls über mehrere Schichten hinweg erfolgt, die Zahl der Schichten ist hingegen bei der 90°-Richtung minimal. Die Abhängigkeit der Baurichtung der Abbott-Kurven ist in diesem Diagramm nicht eindeutig. Quer zur Belastungsrichtung sinkt der Traganteil für die 90°-Richtung aufgrund der Messrichtung erwartungsgemäß auf niedrigere Werte. Bei der 45°-Richtung bleiben die Traganteile hingegen fast identisch, was der um 90° gedrehten Messrichtung geschuldet ist. Für die 0°-Richtung wird ein deutlich höherer Traganteil ermittelt. Durch das Schleifen wurden die Traganteile aller Baurichtungen auf deutlich bessere Traganteile erhöht (siehe Abbildung 94). Auch sind die Abbott-Kurven für alle Baurichtungen in einem gemeinsamen Streuband anzusiedeln. Aufgrund der erzeugten Schleifriefen sind die Traganteile orthogonal zur Belastungsrichtung dementsprechend niedriger. Das nachträgliche Verbessern der Traganteile durch eine Nachbehandlung ist in [58] ebenfalls ermittelt worden. *Schneider et al.* konnten bei einem duktileren 316L aus dem PBF-LB/M-Prozess die Traganteile durch eine Strahlbehandlung zum Teil deutlich steigern. Ebenfalls wiesen die Autoren eine Abhängigkeit der Traganteile durch die unterschiedlichen Messrichtungen (in und quer zur Belastungsrichtung) nach. In Abbildung 93 werden die Unterschiede der Traganteile für unterschiedliche Oberflächen an Materialproben aus dem PBF-LB/M-Prozess aufgezeigt. So ist dort zusätzlich zur Messfläche in Belastungsrichtung die Upskin- und Downskin-Oberfläche der Materialproben dargestellt. Deutlich zu erkennen sind die deutlich schlechteren Traganteile der Upskin-Oberfläche für Materialproben in 45°-Richtung, welche sowohl in Belastungsrichtung als auch quer dazu keine signifikanten Abweichungen der Abbott-Kurvenverläufe aufweisen. Die Downskin-Oberfläche und die Messfläche im Prüfquerschnitt in Belastungsrichtung sind hingegen an dieser Stelle nicht eindeutig zu unterscheiden. In Abbildung 122 ist der Zusammenhang der schichtweisen Fertigung der Materialproben in 45°-Richtung und den resultierenden Upskin- und Downskin-Oberflächen dargestellt. In dieser Darstellung wird der äußere Rand einer Fertigungsschicht durch den Querschnitt einer einzelnen Schweißbahn abstrahiert, wie beispielsweise in [134, 152, 165, 166] gezeigt. Die Upskin- und Downskin-Oberflächen weisen Charakteristika auf, die durch idealisierte Oberflächenprofile erklärt werden können. In der VDI/VDE 2601 werden maschinell gefertigte Oberflächen mit ihren zugehörigen Abbott-Kurven dargestellt [167]. Die ermittelten Abbott-Kurven der Upskin- und Downskin-Oberfläche der Materialproben in 45°-Richtung können aus den angegebenen Profilformen rekonstruiert werden, sodass die Traganteilekurven von Werkstücken aus dem PBF-LB/M-Prozess durch die Periodizität von hypothetischen Profilen hierdurch erklärbar sind. Besonderes unter dem Aspekt der Maßgenauigkeit sind die in dieser Arbeit ermittelten Abbott-Kurven von besonderer Wichtigkeit. Da das Istmaß formal oberhalb des Rauheitsprofils bestimmt wird, ist der Oberflächenzustand für die technische Betrachtung der Oberfläche von Bedeutung. Die Pulveranhaftungen und die Rauigkeit kann durch Glättungs- oder Verschleißeffekte während der Montage der Bauteile (Verschrauben, Klemmen) oder durch den Betrieb (Abrasion) vermindert werden. Fällt das Istmaß unter das Minimum-Material-Grenzmaß wäre anschließend die Funktion nicht gewährleistet. Hinsichtlich der Funktion sind die Werkstückoberflächen

entweder Passflächen, Strömungsflächen, Schmier(gleit)flächen, Walzflächen oder statisch und zyklisch beanspruchte Spannungsgrenzflächen [167]. *Schlecht* definiert zudem Lager-, Leit-, Sicht-, Haft-, Reib- und Dichtflächen [163]. Für die Oberflächen von Werkstücken aus dem PBF-LB/M-Prozess bedeutet dies, dass eine mechanische Nacharbeit erst Funktionsflächen erzeugt, die den Ansprüchen des Einsatzfalles gerecht werden. Für eine Abschätzung des benötigten Abtrages am Realbauteil sind die ermittelten Schätzparameter aus Tabelle 39 geeignet, um vorherzusagen an welcher Oberflächenseite (Seitenfläche, Upskin- oder Downskin-Oberfläche) das Aufmaß entsprechend gewählt werden muss. Zusätzlich können die zu fertigenden Bauteile bezüglich ihrer Rauigkeitsanforderung im Bauraum der PBF-LB/M-Anlage orientiert werden, damit die Rauigkeitsvorgaben eingehalten werden.

5.6 Zyklische Eigenschaften

In diesem Abschnitt wird der Einfluss der Baurichtung, der Porosität und der Rauigkeit der Proben im Bezug auf die zyklischen Festigkeiten aus dem Wöhlerversuch diskutiert. Die geringen Abweichungen der Mikrohärteverläufe werden aus der Betrachtung ausgeschlossen, da im Rahmen der Messungenauigkeit und der Streuung der einzelnen Kurven von einer gleichmäßigen Einsatzhärtung ausgegangen wird. Der Einfluss der ermittelten Eigenspannungsverläufe der WBP mit wie-gebaut und geschliffener Oberfläche werden nachfolgend diskutiert. Die Betrachtung der Eigenspannungsverläufe aus den Abbildungen 66 und 67 zeigt die Abhängigkeit des Oberflächenzustandes von den resultierenden Eigenspannungsverläufen. So sind die Druckeigenspannungen der WBP mit wie-gebaut Oberfläche betragsmäßig immer niedriger als die vergleichbare Baurichtung mit geschliffener Oberfläche. Die geringen Druckeigenspannungen der wie-gebaut Oberfläche korrelieren mit dem RA-Gehalt. Größere RA-Gehalte im Randbereich einsatzgehärteter Bauteile resultieren in einer geringeren Druckeigenspannung. Die in dieser Arbeit ermittelten 31,1 Vol.-% an den WBP mit wie-gebaut Oberfläche bewirken einen fast eigenspannungsfreien Zustand in der Nähe der Oberfläche sowohl in Belastungsrichtung $\sigma_{E, \text{inBel}}$ und quer $\sigma_{E, \text{querBel}}$ dazu. Anhand der gemessenen C-Gehalte im Randbereich der WBP ist dies auch nachvollziehbar (vgl. Abbildung 115). Die innerhalb der Baurichtung leicht unterschiedlichen Verläufe der $\sigma_{E, \text{inBel}}$ und $\sigma_{E, \text{querBel}}$ für den wie-gebaut Oberflächenzustand werden den hohen C-Gehalten in der Randschicht zugeschrieben. Durch den multidirektionalen Diffusionsstrom des C in die Oberfläche der WBP entsteht kein homogener C-Verlauf innerhalb des Randbereiches der Materialproben. In Abhängigkeit des C-Gehaltes wird die M_S über der Tiefe variiert, sodass die lokale martensitische Umwandlung des Austenits zu unterschiedlichen Zeiten geschieht. Dies erklärt die abweichenden Druckeigenspannungsverläufe aus den Abbildungen 66 und 67 bei den WBP mit wie-gebaut Oberfläche.

Für konventionell gefertigte Proben aus 16MnCr5 wurden Eigenspannungsverläufe in Abhängigkeit des Einsatzhärtungsverfahrens durch *Laue et al.* in [146] nachgewiesen. Bei einem RA-Gehalt von etwa 13,5 Vol.-% erreichen die Autoren an Proben nach dem ND + HDGA mit einer CHD von 0,4 mm Druckeigenspannungen von -180 MPa im Randbereich. Bis zu einer Tiefe von etwa 0,3 mm ist dieser Wert konstant und steigt anschließend in den Bereich der Zugeigenspannungen. Die Autoren stellen zudem fest, dass die $\sigma_{E, \text{inBel}}$ und $\sigma_{E, \text{querBel}}$ bei dem betrachteten 16MnCr5 gleiche Werte aufweisen. Der in dieser Arbeit untersuchte 20MnCr5 im geschliffenen Oberflächenzustand zeigt ebenfalls diese Richtungsunabhängigkeit. Mit einem RA-Gehalt der WBP mit geschliffener Oberfläche von 13,8 Vol.-% liegt dieser Wert im Bereich der aus der Literatur übermittelten Größenordnung. Allerdings weist der untersuchte 20MnCr5 in Randnähe lediglich $\sigma_{E, \text{inBel}}$ und $\sigma_{E, \text{querBel}}$ von etwa -40 MPa auf, die bis zur maximalen gemessenen Tiefe auf etwa -190 MPa sinken. Die Annahme, dass der inhomogene Eigenspannungsverlauf der Mn Effusion geschuldet ist, kann die Inhomogenität nicht hervorrufen, da *Laue et al.* ebenfalls Mn Effusion beobachtet haben. Der in den Abbildungen 66 und 67 dargestellte Eigenspannungsverlauf des 20MnCr5 aus dem PBF-LB/M-Prozess wird hingegen durch *Laue et al.* an gasaufgeköhlten und gehärteten Werkstücken beobachtet. Hervorgerufen wird dies durch eine ungewollte Oxidation der Oberfläche der Werkstücke. Dabei diffundiert Sauerstoff in die Randbereiche der Werkstücke und bewirkt, dass eine innere Oxidation auftritt, die bevorzugt Mn, Cr und Si oxi-

diert [168]. Durch diese Oxidation werden die genannten Legierungselemente diffusionsgesteuert im Randbereich angereichert, während die Matrix in tieferen Bereichen verarmt. Durch diese entstandenen Metall-Oxide im Randbereich der Werkstücke fehlen die karbidbildenden Elemente in der Matrix, sodass der Randbereich der Werkstücke eine verzögerte martensitische Umwandlung erfährt. Einhergehend sind damit geringere Druckeigenstressungen in der Oberfläche vorhanden. Diese Randoxidation ist an den WBP nach dem ND + HDGA des 20MnCr5 nicht festgestellt worden, sodass dieser Mechanismus ausgeschlossen werden kann. Einflüsse etwaiger Texturen (Walz- oder Schmiedetextur) können an dieser Stelle ebenfalls ausgeschlossen werden, da keine ausgewiesene Kornorientierung nachgewiesen werden konnte [169]. Im Gesamten ist für die WBP mit geschliffener Oberfläche unabhängig von der betrachteten Baurichtung von praktisch gleichen Eigenstressungsverläufen auszugehen.

5.6.1 Wöhlerkurven

Mit Tabelle 40 und den dargestellten Wöhlerkurven aus den Abbildungen 95 bis 100 ist erkennbar, dass die ermittelten zyklischen Festigkeiten und vor allem die Langzeitfestigkeit σ_D stark von der Baurichtung und dem Oberflächenzustand abhängen (siehe Abbildung 11) [92]. Der Zusammenhang der Rauigkeit aus Abbildung 11 wird somit für die Proben mit wie-gebaut Oberfläche bestätigt. Für die WBP in 0°-Richtung (Abbildung 95) ist eine geringe Streuung der Einzelversuche um die Approximationsgerade im Zeitfestigkeitsbereich HCF erkennbar. Auch ist der Unterschied zwischen den hochgesetzten Einzelversuchen (Durchläufer) und den Einzelversuchen quasi nicht existent. Mittels statistischer Methoden ist dieser Zusammenhang ebenfalls belegbar. Die Nullhypothese einer log-Normalverteilung der Einzelversuche auf einem Lasthorizont kann nicht verworfen werden [94]. Eindeutig ist auch, dass die ermittelte Wöhlerkurve einschließlich Einzelversuchen in den HCF- und Langzeitfestigkeitsbereich mit ausgeprägtem Übergangsbereich bei N_k aufgeteilt ist. Lediglich die Wöhlerkurve der KWBP weist ein breiteres Streuband auf, was allerdings mit der Kerb-in-Kerb-Wirkung der Rauigkeit mit der geometrischen Spannungskonzentration an den Kerben begründbar ist. Durch den schichtweisen Aufbau im PBF-LB/M-Prozess werden hervorgerufene Treppenstufen-Effekte besonders durch anhaftende Pulverpartikel verstärkt. Für die Verdeutlichung dieses Zusammenhanges zwischen der geometrischen Spannungsüberhöhung und der durch den Pulverpartikel hervorgerufenen ist in Abbildung 123 abgebildet. *Kahlin et al.* beobachteten an Ti6AlV4 ebenfalls den Effekt einer deutlichen Abnahme der σ_D bei gekerbten Schwingfestigkeitsproben, da die Akkumulation der Rauigkeit und des geometrischen Kerbes, die Materialproben summativ beansprucht [170]. Um den Effekt der Kerb-in-Kerb-Wirkung darzustellen, wird an dieser Stelle auf Abbildung 124 verwiesen. In der Abbildung wird die Spannungsüberhöhung eines linear-elastischen Werkstoffes dargestellt, die durch die Pulveranhaftung hervorgerufen wird. Für die Parameterstudie wurde eine unendlich dicke Scheibe auf Zug belastet ($\sigma_1=100$ MPa) und an die Oberfläche eine den Pulverpartikel darstellende Scheibe angebunden. Der Durchmesser des Partikels beträgt $50 \mu\text{m}$, der um Singularitäten zu vermeiden, mit einem Sinterhals durch einen Radius von $5 \mu\text{m}$ tangential angebunden ist. Um den Effekt der unvollständigen Umschmelzung von Pulverpartikeln am Rand (siehe Abbildung 121) darzustellen, wurde der Partikel in der Finite-Elemente-Berechnung sukzessive in die Platte eingetaucht (Eintauchtiefe dy). In der Realität sind unzählige Pulverpartikel auf der Oberfläche verteilt, sodass diese in einer anderen Gesamtbeanspruchung resultieren als das hier vereinfachte Modell suggeriert. Zusätzlich muss bedacht werden, dass das Spannungskonzentrations-Konzept auf makroskopische Bauteile angewandt wird (Wellenabsätze, Nuten, Verzahnungen etc.) und auf mikroskopischer Ebene nicht zu gleichen Ergebnissen führt. Beispielsweise ist, in der im Diagramm dargestellten Größenskala, von starken Einflüssen der Mikrostruktur (Eigenstressungen, Korngröße, Defekte und Phasenunterschieden wie RA-Gehalte) auszugehen. Wird wie in diesem Fall ein idealer Werkstoff angenommen, ist das Spannungskonzentrationsfaktor-Konzept hingegen qualitativ anwendbar. Aus dem dargestellten Diagramm ist zu entnehmen, dass ein anhaftender Pulverpartikel eine maximale Spannungsüberhöhung von $K_t=2,2$ hervorruft (K_t =lokale Spannung/Normalspannung). Dieser Maximalwert wird in einer Tiefe von $25 \mu\text{m}$ erreicht, was dem Partikeläquator entspricht. Bis zu dieser Tiefe steigt K_t und fällt anschließend ab. Der so erbrachte qualitative Nachweis, der Spannungsüberhöhung hervorgerufen durch anhaftende Pulverpartikel, ist

somit auch auf die einsatzgehärteten 20MnCr5 Materialproben übertragbar. Bei den geschliffenen Materialproben gilt der dargestellte Sachzusammenhang hingegen nicht. Wird die Probenvariante mit geschliffener Oberfläche betrachtet, so ist eine deutlich größere Streuung der Einzelversuche und der hochgesetzten Versuche im HCF-Bereich sichtbar. Auch der Übergangsbereich ist zu deutlich größeren Zyklenzahlen verschoben. Dies ist auf zwei Ursachen zurückführbar. Zum einen wird durch das Beseitigen der Rauigkeit an der Oberfläche eine verzögerte Rissinitiierung begünstigt, weil keine ungewünschten Spannungskonzentrationen in makroskopischer Form vorliegen, und zum anderen wird der Rissursprung verlagert. Während bei den WBP der 0°-Richtung mit wie-gebaut Oberfläche die Rissinitiierung ausschließlich an der Oberfläche beginnt, wird diese an den geschliffenen Materialproben überwiegend an inneren Defekten verortet (siehe Abbildung 104). Dadurch, dass die Defekte statistisch willkürlich verteilt vorliegen, ist die Streuung der Zyklenzahlen bei gleicher Belastung von der Lage, Größe und Tiefe der Defekte abhängig. Bei der Betrachtung der Rissursprünge wurden ausschließlich innere Poren als Rissursprung identifiziert. Daher ist die Streuung der Wöhlerkurve der KWBP in diesem Zusammenhang auch mit den Streuungen der Wöhlerkurven der WBP vergleichbar. Die Beseitigung der Kerb-in-Kerb-Wirkung bewirkt, dass auch die zyklische Festigkeit auf die Porosität der Materialproben rückführbar ist. Wie auch bei den Materialproben mit wie-gebaut Oberfläche der 0°-Richtung ist kein Unterschied zwischen den Lebensdauern der Einzelversuche und den hochgesetzten Materialproben auszumachen. Auch bei den KWBP und WBP der 45°-Richtung wurde dieses zyklische Verhalten beobachtet. Die WBP mit wie-gebaut Oberfläche liegen allesamt nahe der Approximationsgeraden der Wöhlerkurve. Auch ist keine ausgeprägte Abhängigkeit der Zyklenzahl der Einzelversuche und den hochgesetzten Proben auszumachen. Vereinzelt haben wenige Proben mit großer Zyklenzahl das Abschaltkriterium im Treppenstufenversuch erreicht ($R=-1$ und $R=0$). Die Betrachtung des geschliffenen Oberflächenzustandes für die 45°-Richtung zeigt ebenfalls eine deutliche Zunahme der N_k für $R=-1$, $R=0$ und $R=0,5$. Besonders die Wöhlerkurve für die Wechselbiegung zeigt auch bei deutlich höheren Ausschlagsspannungen σ_A hohe Zyklenzahlen. Die geschliffene Oberfläche weist demnach ebenfalls auf eine geänderte Rissinitiierung hin. Die Wöhlerkurve der KWBP wurde durch das Schleifen zu größeren σ_D verschoben. Auch die Wöhlerkurven der 90°-Richtung mit wie-gebaut Oberfläche weisen eine eher geringe Streuung auf. Für diese Baurichtung werden im Gegensatz zu der 0°- und 45°-Richtung deutlich mehr Einzelversuche in der Treppenstufe mit hoher Zyklenzahl beobachtet, sodass die Rauigkeit dieser Proben scheinbar zu einem vorteilhaften zyklischen Verhalten führt. Für die Wöhlerkurven der $R=-1$ und $R=0$ ist keine Abhängigkeit der Zyklenzahl von den Einzelversuchen und den hochgesetzten Proben auszugehen. Für $R=0,5$ ist hingegen die Tendenz erkennbar, dass hochgesetzte WBP höhere Zyklenzahlen aufweisen bevor das Abschaltkriterium erreicht wird. Die Wöhlerkurve der KWBP ist hingegen frei von Auffälligkeiten. Wie auch bei den Wöhlerkurven der 0°- und 45°-Richtung mit geschliffener Oberfläche werden die Wöhlerkurven der 90°-Richtung ebenfalls zu deutlich größeren Zyklenzahlen für N_k verschoben. Im Treppenstufenversuch wurde das Abschaltkriterium aufgrund verzögerter Rissinitiierung teils bis zu einer Zyklenzahl von über 9×10^6 Zyklen hochgesetzt. Entgegen der Wöhlerkurven der anderen Baurichtungen ist das teils deutlich bessere zyklische Verhalten der hochgesetzten Proben durch die Nullhypothese auf einigen Lasthorizonten nicht abzuweisen. Demnach müssen diese WBP eine besonders günstige Porosität aufweisen.

Um ein tiefgehendes Verständnis über den Einfluss der Rauigkeit auf das zyklische Verhalten des untersuchten Materials zu erhalten, wurden für die 0°-Richtung für jede WBP die R_z im Prüfquerschnitt ermittelt. Auf eine Untersuchung der 45°- und 90°-Richtung wurde bewusst verzichtet, da der Einfluss der Rauigkeit qualitativ gleich ist. Wird die Rauigkeit der Materialproben als weiteres Merkmal in die Wöhlerkurven der WBP in 0°-Richtung eingetragen, werden die in den Abbildungen 125 und 126 dargestellten Verläufe erhalten. Für die Darstellung wurde die Rauigkeit der einzelnen WBP im Prüfquerschnitt ermittelt und Farbkodierung den einzelnen Versuchspunkten zugeordnet. Dabei stellt die grüne Farbe WBP mit niedrigem R_z und Proben mit roter Farbe WBP entsprechend hoher gemittelter Rautiefe dar. WBP die bereits für andere Untersuchungen genutzt wurden, sind mit schwarzer Fül-

lung dargestellt. Unabhängig vom geprüften Lastverhältnis ist für die Wöhlerkurven mit wie-gebaut Oberfläche aus Abbildung 125 eine eindeutige Abhängigkeit der erzielten Lebensdauern von der R_z auszumachen. So weisen beispielsweise bei einem Lastverhältnis von $R=-1$ alle Materialproben, welche die Grenzwahrscheinlichkeit von 10^7 Zyklen erreicht haben, deutlich niedrigere R_z auf als Proben die im Übergangsbereich in der Nähe von N_k gebrochen sind. Auch bei dem Lastverhältnis $R=0$ ist diese Tendenz auszumachen. Hier ist auch besonders auf die Versuche im HCF-Bereich hinzuweisen. Innerhalb eines Lasthorizontes haben Versuche mit geringerer Zyklenzahl stets höhere R_z -Werte als WBP mit größerer Zyklenzahl. Dieser für $R=-1$ und $R=0$ beobachteter Zusammenhang wird für $R=0,5$ besonders gut beobachtet. WBP mit niedrigerer R_z erreichen eher 10^7 Zyklen als Proben höherer R_z . Auf dem Lasthorizont, der ausschließlich aus hochgesetzten WBP generiert wurde, ist deutlich erkennbar, dass diese mit steigender Rauigkeit früher das Abschaltkriterium erreichen. Für die geschliffenen WBP der 0° -Richtung sind die Wöhlerkurven mit den zugehörigen R_z in Abbildung 126 zusammengefasst. Für die geschliffenen Prüfquerschnitte ist die Abhängigkeit der Zyklenzahl auf gleichem Lasthorizont im HCF-Bereich innerhalb eines Lastverhältnisses nicht eindeutig. Für $R=-1$ und $R=0,5$ ist im Übergangsbereich und den Einzelversuchen in der Treppenstufe eine leichte Tendenz zu niedrigeren R_z zu verzeichnen. Bei $R=0$ ist dieses Verhalten nicht zu beobachten. Diese Beobachtung stützt wiederum die These, dass ab einer ausreichend großen Rauigkeit der Versagensursprung stets von der Oberflächenbeschaffenheit abhängig ist (wie-gebaut Oberfläche) und mit ausreichend geringer Rauigkeit von den inneren Defekten dominiert wird (geschliffene Oberfläche). Um dieses Verhalten weitergehend zu bestätigen sollten zukünftig zyklische Untersuchungen mit noch feinerer Oberflächenbeschaffenheit durchgeführt werden.

Mit der FKM-Richtlinie „Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile“ kann der Einfluss der Rauigkeit bezogen auf die Wöhlerlinie durch den Rauheitsfaktor $K_{R,P}$ abgeschätzt werden [88]. Für die Werkstoffgruppe „Stahl“ gilt Gleichung 5.3.

$$K_{R,P} = \left(1 - a_{R,P} \cdot \log \left(\frac{R_z}{R_m} \right) \cdot \log \left(\frac{2R_m}{R_m, N, \min} \right) \right)^{b_{R,P}} \quad (5.3)$$

Dabei sind benötigten Parameter aus der Werkstofftabelle anzuwenden. Als Parameter sind die mittlere Rauigkeit R_z , $a_{R,P}$ und $b_{R,P}$, die Zugfestigkeit des Materials R_m und die minimale Zugfestigkeit der Werkstoffgruppe $R_{m,N,\min}$ als Einflussgrößen in der Gleichung inkludiert. Die Beiwerte betragen für $a_{R,P}=0,27$ und für $b_{R,P}=0,43$. Als minimale Zugfestigkeit gilt $R_{m,N,\min}=400$ MPa für Stahl. Unter Berücksichtigung der gemessenen Rauigkeiten an den WBP (vgl. Tabelle 36 und 37) und den ermittelten Zugfestigkeiten (siehe Tabelle 30) der einsatzgehärteten Zugproben betragen die $K_{R,P}$ für die WBP mit wie-gebaut Oberfläche in 0° -, 45° - und 90° -Richtung respektive 0,86, 0,84 und 0,82. WBP mit der geschliffenen Oberfläche besitzen höhere $K_{R,P}$ mit respektive 0,94, 0,96 und 0,95. Um den weiteren Verlauf der Diskussion zu vereinfachen, wird von den gemittelten Rauheitsfaktoren von 0,84 für Proben mit wie-gebaut Oberfläche und 0,95 bei den geschliffenen Oberflächen ausgegangen. Die ermittelten $K_{R,P}$ berücksichtigen somit den Einfluss der Rauigkeit auf eine hypothetische polierte Oberfläche, sodass die Rückrechnung mit den so ermittelten σ_D durchführbar ist. Mit den gemittelten $K_{R,P}$ für WBP mit wie-gebaut Oberfläche wird ein σ_D bei $R=-1$ mit steigendem Polarwinkel der Baurichtung von 457 MPa bis 555 MPa erwartet. Für dasselbe R und WBP mit geschliffener Oberfläche folgt die σ_D zu 481 MPa bis 566 MPa in einem ähnlichen Bereich. Aus der Rückrechnung geht somit hervor, dass für die WBP mit wie-gebaut Oberfläche die ermittelten σ_D der geschliffenen WBP vorhergesagt wird. Somit ist im Falle des 20MnCr5 die Vorhersage der σ_D für manuell geschliffene Oberflächen möglich. Für die betrachteten Materialproben mit nicht unerheblicher Porosität lassen sich somit die zyklischen Eigenschaften besserer Oberflächengüte extrapolieren.

Aus einer umfassenden Literaturlauswertung aufgezeichneter Wöhlerkurven hat *Adenstedt* typische Werte für die logarithmierte Standardabweichung s_{\log} der Grundgesamtheit der Versuche im Treppenstufenverfahren abgeleitet, die als Grundlage für die Angaben dieser Werte in der DIN 50100 dient [87,

94]. Für Stahl mit spanend bearbeiteter Oberfläche wurde $s_{\log}=0,025$, Stahl/Eisen mit Guss Oberfläche $s_{\log}=0,029$ und für Stahl-Schweißnähte $s_{\log}=0,038$ als typische Werte ermittelt. Die aus der Prüfung der Materialproben abgeleiteten s_{\log} für den einsatzgehärteten 20MnCr5 betragen minimal 0,0064 bis maximal 0,0355. Hierbei besitzen die s_{\log} der Materialproben mit wie-gebaut Oberfläche im Mittelwert $s_{\log}=0,019$ und die Materialproben mit geschliffener Oberfläche $s_{\log}=0,014$. Somit ist die Tendenz, dass eine schlechtere Oberflächenrauigkeit die s_{\log} beeinflusst an dieser Stelle ebenfalls nachgewiesen. Bezogen auf die ermittelten s_{\log} weisen die KWBP mit wie-gebaut Oberfläche höhere Werte auf (gemittelt $s_{\log}=0,023$), was die Hypothese der Kerb-in-Kerb-Wirkung wiederum untermauert.

Der deutliche Zusammenhang zwischen wie-gebaut und geschliffener Oberfläche wird in den Haigh-Diagrammen aus den Abbildungen 101 bis 103 illustriert. Durch das Schleifen wird im Allgemeinen ein Parallelversatz der Grenzlinien der σ_D erreicht. Proben mit einer ungünstigen Orientierung der Rauigkeit (0° - und 45° -Richtung, Abbildung 101 und 102) erfahren hierbei eine etwas größere Verbesserung der dargestellten σ_D als die Materialproben mit günstiger Orientierung der Rauigkeit (90° -Richtung, Abbildung 103). Dieser Zusammenhang der σ_D und der Rauigkeit wird in Abbildung 127 für die wie-gebaut Oberfläche und Abbildung 128 für die geschliffene Oberfläche eindeutig. Werden die R_z aus Tabelle 36 für die Messrichtung in Belastungsrichtung betrachtet, steigt die Ausschlagsspannung σ_A mit fallendem R_z , sodass auch an dieser Stelle die eindeutige Abhängigkeit der σ_D ersichtlich ist. In Abbildung 128 kann unter Berücksichtigung der R_z aus Tabelle 37 ebenfalls eine Abhängigkeit der R_z abgeleitet werden. Dies ist insofern stark anzuzweifeln, da zum einen die Unterschiede in den R_z -Werten sehr gering sind und zum anderen aus den ermittelten Spannungs-Dehnungs-Kurven im Zugversuch (Werte siehe Tabelle 31) der eindeutige Einfluss der Baurichtung und der vorhandenen Porosität (Porositätsorientierung als Einfluss auf die elastischen Konstanten siehe Tabelle 42) ausschlaggebend sind. Unter Berücksichtigung der Porosität (siehe Tabelle 14 und 15) der WBP in 45° - und 90° -Richtung ist erkennbar, dass die WBP in 45° -Richtung eine geringere gemittelte Porosität aufweisen, als die WBP in 90° -Richtung. Daher sind die Ergebnisse der in Abbildung 128 dargestellten Haigh-Diagramme eher dahingehend zu interpretieren, dass die geringere Porosität die schlechtere Orientierung ausgleicht und somit die WBP in 45° -Richtung dementsprechend höhere σ_D besitzen als die in 90° -Richtung gefertigten WBP. Für die Theorie der günstig orientierten Porosität sprechen zudem die ermittelten σ_D der KWBP der 45° - und 90° -Richtung. Bei den KWBP liegt die Porosität bei etwa 0,7% (siehe Tabelle 14) während die KWBP der 90° -Richtung in einem Bereich von 1,96% bis 2,36% liegen. Für einen direkten Vergleich ist die unterschiedliche Porosität der Materialproben unzureichend. Die σ_D dieser Varianten liegen bei 393 MPa für die 45° -Richtung bzw. 403 MPa bei der 90° -Richtung. Dieser eklatante Unterschied der Porositäten müsste demnach zu deutlich größeren Differenzen der σ_D führen. Auch die Betrachtung der experimentell ermittelten Kerbwirkungszahlen K_f (siehe Abschnitt 2.3.2) weist auf die Kerb-in-Kerb-Wirkung bei den Materialproben mit wie-gebaut Oberfläche hin. Die Kerbwirkungszahl ist mit der vorliegenden Biegebelastung und den entsprechenden K_t der Quotient aus der σ_D der WBP und der σ_D der KWBP. Als K_f werden für die 0° -, 45° - und 90° -Richtung mit wie-gebaut Oberfläche 1,53, 1,44 und 1,44 berechnet. Demgegenüber für die geschliffenen Materialproben 1,38, 1,33 und 1,31. Sofern ist auch mit den errechneten K_f der Nachweis der Kerb-in-Kerb-Wirkung erbracht. Nach FKM-Richtlinie werden für einen 20MnCr5 im vergüteten Zustand und einem K_t von 1,91 Kerbwirkungszahlen von 1,71 erwartet [88]. Für einen konventionellen Stahl ist das Einbringen einer Kerbe demnach kritischer als im vorliegenden Fall der Materialproben aus dem PBF-LB/M-Prozess. Bei den ermittelten Mittelspannungsempfindlichkeiten M der Haigh-Diagramme der WBP aus dem PBF-LB/M-Prozess sind hingegen größere Werte nach Gleichung 2.25 ermittelt. Geht die FKM-Richtlinie von $M=0,32$ für die Lastverhältnisse $R=-1$ und $R=0$ aus, werden für die WBP mit wie-gebaut Oberfläche M im Bereich von 0,66 bis 0,73 ermittelt. Ein nachträgliches Schleifen verringert die M auf 0,51 bis 0,67 für die WBP (Rechnung mit σ_D aus Tabelle 40). Auch die M für die Lastverhältnisse $R=0$ und $R=0,5$, im Folgenden M_3 genannt, ist laut FKM-Richtlinie $M/3$ und somit 0,107 für einen vergüteten 20MnCr5. Dieser Wert wird sowohl für die wie-gebaut Oberfläche (0,49 bis 0,89) und die Materialproben mit geschliffener Oberfläche (0,37 bis 0,60) deutlich übertroffen. Daher ist an dieser Stelle bereits zu konstatieren, dass die σ_D

anderer R ausgehend von $R=-1$ mittels der FKM-Richtlinie nicht abbildbar sind. Besonders unter dem Aspekt der Anisotropie der zyklischen Festigkeiten ist hiervon abzuraten. Auch sind die in dieser Arbeit ermittelten σ_D deutlich geringer als für einen konventionell gefertigten 16MnCr5 aus der Literatur. *Laue et al.* ermittelten für 16MnCr5 nach dem ND + HDGA, mit vergleichbaren Prozessparametern der Prozessanlage, ein σ_D von 825 MPa ($R=-1$) und 443 MPa ($R=0,1$) [146]. Daraus resultiert eine vergleichbare M von 0,71 bei leicht höherem R . Die an dem konventionell gefertigten Material ermittelten Werkstoffkennwerte liegen deutlich höher als die beste Baurichtung mit geschliffener Oberfläche der Materialproben aus dem PBF-LB/M-Prozess ($R=-1$ $\sigma_D=538$ MPa; $R=0$ $\sigma_D=356$ MPa). Die durch die Autoren ermittelte Rissinitiierung erfolgte stets an der Oberfläche der Proben. Bei den Proben aus dem PBF-LB/M-Prozess liegt die Rissinitiierung überwiegend an der innenliegenden Porosität in Oberflächennähe. Daher wird die niedrigere Kurzzeit- und Langzeitfestigkeit der untersuchten Materialproben auf die Defekte zurückgeführt. Um die Ergebnisse der geschliffenen Materialproben der 45°-Richtung besser zu veranschaulichen wird auf Abbildung 129 verwiesen. In dem dargestellten Haigh-Diagramm sind die Ergebnisse des 16MnCr5 aus [146] eingetragen. Zusätzlich wurde ein einsatzgehärteter Metal-Injection-Moulding Stahl (MIM-Stahl, Werkstoff 20NiCrMo2-2) mit etwa 5,3% Porosität aufgetragen. Aufgekühlt wurde der MIM-Stahl in einer Endogasatmosphäre bei 950 °C und einer resultierenden CHD von 0,3 mm [171]. Trotz deutlich höherer Porosität besitzt der MIM-Stahl in etwa die gleichen σ_D wie der Einsatzstahl aus dem PBF-LB/M-Prozess. Die Langzeitfestigkeit bei $R=-1$ ist zwar um 50 MPa höher, bei $R=0,5$ hingegen 50 MPa geringer. Die Kerbwirkungszahlen sind ebenfalls gleich groß. Die Porosität bei MIM-Stahl ist, im Gegensatz zu der Porosität aus dem betrachteten PBF-LB/M-Prozess, kugelig und homogen über die gesamte WBP verteilt [171]. Daher ist auch von deutlich geringeren Spannungsüberhöhungen an den Porenkanten auszugehen.

Um einen rudimentären mathematischen Nachweis zu erbringen, dass die Porosität einen gewissen Einfluss auf die zyklischen Festigkeiten der WBP im geschliffenen Zustand besitzt, wurde ein lineares Modell für die Einflussgrößen „Bauzyklus“ und „Quadrant“ berechnet. Der Bauzyklus als Kodierung beinhaltet die in den WBP enthaltene Porosität (siehe Tabelle 13 bis 15). Der Quadrant enthält die gemittelte Position der Materialproben auf der Bauplattform in der PBF-LB/M-Anlage. Hierfür wurde die Bauplattform in Quadranten aufgeteilt (siehe Bauzyklen der Materialproben aus Abbildung 20 bis 22 und die Beschreibung der Position nach Abbildung 19). Der Quadrant 1 liegt rechts oben (Beginn des Pulverauftrages und am Schutzgaseinlass), Quadrant 2 links oben (Beginn des Pulverauftrages und am Schutzgasauslass), Quadrant 3 liegt links unten (Ende des Pulverauftrages und Schutzgasauslass) und Quadrant 4 ist rechts unten im Bauraum positioniert (Ende des Pulverauftrages und Schutzgaseinlass). Der Quadrant als Einflussgröße ist experimentell nur mit großen Proben und somit Kostenaufwand nachzuweisen. Praktisch müsste für eine Probenorientierung eine komplette Bauplattform nur auf einem Lastniveau im Wöhlerversuch geprüft werden, damit eindeutige Erkenntnisse vorlägen. Dies war im Rahmen dieser Arbeit nicht zu realisieren, sodass eine nachträgliche Untersuchung der Versuchsdaten mittels mathematischer Methoden durchgeführt wurde. Für die Ermittlung des linearen Modells wurden die Zyklenzahlen zunächst logarithmiert, sodass in einer doppelt-logarithmischen Darstellung im Diagramm eine Geradengleichung generiert wird. Die Ergebnisse der Parameterschätzung der jeweiligen Baurichtung sind in den Tabellen 46 bis 48 aufgeführt. Da eine eindeutige Abhängigkeit der σ_D in den Diagrammen aus Abbildung 125 und 126 ausreichend dargestellt wird, wurden die linearen Modelle lediglich für die geschliffenen Oberflächen ermittelt. Die Schätzparameter des linearen Modells für die WBP in 0°-Richtung sind in Tabelle 46 aufgelistet. Dabei ist erkennbar, dass der Schätzparameter für den Bauzyklus 3 positiv ausfällt und somit eine potenziell längere Lebensdauer bei einer gegebenen Belastung besitzt als der Bauzyklus 2, der in dem Fall als erster Faktor genutzt wird. Dies stimmt auch mit den ermittelten Porositäten aus Tabelle 13 überein. Zusätzlich werden für die einzelnen Quadranten positive Schätzparameter angegeben. Hierbei wird der Schätzparameter der Materialproben aus Quadrant 1 als Ausgangspunkt gewählt. Ob die aus dem Modell ermittelten Schätzparameter auch mit der ermittelten Porosität in den einzelnen Quadranten

korreliert, sollte in künftigen Untersuchungen ermittelt werden. Die Schätzparameter der WBP in 45°-Richtung sind in Tabelle 47 aufgeführt. Bauzyklus 2 weist eine nur unwesentliche Verbesserung der zu erwartenden Zyklenzahl (Achsenabschnitt) auf. Für Bauzyklus 3 und Bauzyklus 4 sind die Schätzparameter des linearen Modells deutlich größer. Bei der Betrachtung der zugehörigen Porositäten aus Tabelle 14 ist auffällig, dass sowohl die WBP aus Bauzyklus 3 und 4 niedrigere Porositäten aufweisen, als die WBP aus Bauzyklus 1. Somit ist auch für diese Baurichtung eine Korrelation zwischen Bauzyklus, Porosität und erwartbarer zyklischer Lebensdauer auszumachen. Nicht stimmig ist allerdings die Tatsache, dass das lineare Modell eine Erhöhung der zyklischen Lebensdauer für Bauzyklus 2 vorhersagt, die Porosität allerdings höher ist als für Bauzyklus 1. Eine Überprüfung der Porosität sollte für diese Baurichtung nachträglich durchgeführt werden, um die These entweder zu verifizieren oder falsifizieren. Wie auch für die WBP der 0°-Richtung werden auch hier höhere Schätzparameter für die Quadranten 2, 3 und 4 angegeben. Somit ist der Zusammenhang der zyklischen Lebensdauer in Abhängigkeit der Position auf der Bauplattform zumindest nicht unbegründet abzuweisen. Diese Hypothesen sollten aufgrund niedriger Bestimmtheitsmaße der linearen Modelle (0,20 für 0°-Richtung und 0,06 für die 45°-Richtung) nur als Tendenzen für weitere Untersuchungen gesehen werden. Um das Gesamtbild abschließend zu vervollständigen, wird ebenfalls auf die Schätzparameter des ermittelten linearen Modells der 90°-Richtung aus Tabelle 48 eingegangen. Entgegen der anderen Baurichtungen ist für die WBP der 90°-Richtung keine eindeutige Korrelation der einzelnen Bauzyklen mit der Porosität der Proben ableitbar. So besitzen die Proben aus Bauzyklus 2, 3, 5, 6, 7, 11 und 13 eine laut Tabelle 15 höhere Porosität, mit Ausnahme von Bauzyklus 3, allesamt im Vergleich zu Bauzyklus 1, einen positiven Schätzparameter (Ausgangspunkt der Schätzung). Ob dies an einer fehlerbehafteten Porositätsbestimmung liegt oder andere Gründe in der Betrachtung fehlen, ist an dieser Stelle nicht zu beantworten. Eine Möglichkeit besteht allerdings in der Tatsache, dass die Porosität für den Fall der Biegeprüfung in vorteilhafter Orientierung liegt. Nähergehende Untersuchungen sollten folgen, da auch das Bestimmtheitsmaß mit 0,18 gering ausfällt.

Besondere Beachtung sollte hingegen die Abschätzung der Langzeitfestigkeit bei unterschiedlichen Lastverhältnissen nach den in Abschnitt 2.3.2 dargestellten Approximationen nach Goodman, Soderberg und Gerber erfahren (Gleichungen 2.22 und 2.23). Für die geschliffene WBP der 45°-Richtung kann durch den Mangel einer ermittelten $R_{p0,2}$ die Soderberg-Gerade für diese Variante nicht konstruiert werden. Das ermittelte Haigh-Diagramm und die berechnete Goodman-Gerade und Gerber-Parabel sind hingegen in Abbildung 130 dargestellt. Die Berechnung der zu erwartenden σ_D mittels Gerber-Parabel sind unzureichend, weil diese den Mittelspannungseinfluss deutlich unterschätzt. Eine Vorhersage mittels dieses Modells überschätzt die zu erwartenden Langzeitfestigkeiten deutlich. Das Modell nach Goodman weist hingegen eine überaus gute Übereinstimmung mit den ermittelten Festigkeiten auf. Für die Haigh-Diagramme mit geschliffener Oberfläche der 0°- und 90°-Richtung werden die Langzeitfestigkeiten hingegen mit etwa 20 % überschätzt. Als grobe Näherung für die Abschätzung der erwartbaren σ_D ist das Modell nach Goodman durchaus anzuwenden.

Um die ermittelten σ_D des 20MnCr5 mit anderen Literaturdaten für die Langzeitfestigkeit von Werkstoffen aus dem PBF-LB/M-Prozess zu vergleichen, wurde die lokale Oberspannung mit der Mittelspannung σ_M , der Langzeitfestigkeit σ_D und dem Spannungskonzentrationsfaktor K_t der Probengeometrie errechnet. Hierfür wurde die lokale Oberspannung der wie-gebaut Oberfläche der lokalen Oberspannung der mechanisch bearbeiteten Oberfläche gegenübergestellt. Dieses Vorgehen ist hilfreich, da so diverse Versuche mit unterschiedlichen zyklischen Festigkeiten und unterschiedlichen K_t miteinander vergleichbar sind. Um den Einfluss einer Oberflächenbehandlung auf unterschiedliche Legierungssysteme herauszustellen, wurden für die Darstellung diverse Legierungen einbezogen. Das zugehörige Diagramm ist in Abbildung 131 dargestellt. Hierbei sei allerdings darauf hingewiesen, dass bei den Literaturdaten nicht wie-gebaut Oberflächen teils spanend bearbeitete, geschliffene oder polierte Flächen gegenüberstehen. Auch wurde nicht nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen unterschieden. Auch wird nicht zwischen eigenspannungsfreien und eigenspannungsbehafteten (Druckeigenspannungen durch mechanische Bearbeitung) unterschieden. Für die Literaturdaten wird ein degressiver Verlauf und für den 20MnCr5 aus dem PBF-LB/M-Prozess ein näherungsweise linearer Verlauf ap-

proximiert. Für die Literaturdaten ist der formelmäßige Zusammenhang durch

$$K_{t,behandelt} = 15,82 \cdot K_{t,wie-gebaut} (\sigma_M + \sigma_D)^{0,62} \quad (5.4)$$

beobachtet (Bestimmtheitsmaß 0,36). Mit einem $K_{t,wie-gebaut}(\sigma_M + \sigma_D)$ von 200 MPa ergibt dies somit ein $K_{t,behandelt}(\sigma_M + \sigma_D)$ von 422 MPa. Hierbei ist schon rein optisch eine Unterscheidung der einzelnen Legierungen durchführbar. Proben mit niedrigen lokalen Oberspannungen liegen deutlich unterhalb der Kurve (316L und AlSi10Mg) und Legierungen mit hoher lokaler Oberspannung mehrheitlich darüber (Ti6Al4V und 17-4 PH). Demnach bewirkt eine Glättung der Rauheit bei höherfesten Legierungen eine größere Zunahme der lokalen Oberspannung als für Proben niedriger Festigkeit. Für den 20MnCr5 aus dem PBF-LB/M-Prozess wird nach dem ND + HDGA

$$K_{t,behandelt} = 1,40 \cdot K_{t,wie-gebaut} (\sigma_M + \sigma_D)^{0,93} \quad (5.5)$$

interpoliert (Bestimmtheitsmaß 0,83), sodass für ein $K_{t,wie-gebaut}(\sigma_M + \sigma_D)$ von 200 MPa ein $K_{t,behandelt}(\sigma_M + \sigma_D)$ von 252 MPa vorhergesagt wird. Die einzelnen Datenpunkte streuen relativ gering um die interpolierte Kurve, was auch durch das größere Bestimmtheitsmaß untermauert wird. Alle Datenpunkte liegen in einem Streubereich von etwa $\pm 15\%$. Auch wird durch diese Darstellung der ermittelten Daten die Hypothese bekräftigt, dass Materialproben höherer Rauigkeit und ungünstig orientierter Porosität deutlich stärker von einer Glättung der Rauigkeit profitieren (0° - und 45° -Richtung) als Materialproben mit niedriger Rauigkeit und günstig orientierter Porosität (90° -Richtung). Die KWBP und WBP der 0° - und 45° -Richtung liegen oberhalb der Approximation und die Materialproben der 90° -Richtung unterhalb. Für die Abschätzung des Oberflächeneinflusses ist aber die Approximationskurve der Gesamtdaten hingegen ausreichend genau.

5.6.2 da/dN-Kurven

Die ermittelten da/dN -Kurven sind für die blindgehärteten 20MnCr5 Rissfortschrittsproben RFP aus dem PBF-LB/M-Prozess und aus Walzmaterial in den Abbildungen 105 bis 114 dargestellt. Da die Kurven zum einen mit ΔK_{th} nach ISO 12108 [99] und ASTM E647 [106] ausgewertet wurden, wird an dieser Stelle die Konvention getroffen, dass nachfolgend die Diskussion der Ergebnisse ausschließlich für die ermittelten Kurven nach der ISO 12108 erfolgt. Der Unterschied der Bestimmung des ΔK_{th} nach ISO 12108 und ASTM E647 liegt in dem Bereich der da/dN -Kurve, der zur Ermittlung herangezogen wird. Laut ASTM E647 wird ΔK_{th} zwischen 0,1 nm/Zyklus bis 1,0 nm/Zyklus und laut ISO 12108 zwischen 0,01 nm/Zyklus bis 0,1 nm/Zyklus bestimmt. Zusätzlich wird der ΔK_{th} für die ASTM E647 bei 0,1 nm/Zyklus und nach ISO 12108 bei 0,01 nm/Zyklus berechnet. Aus diesem Grund sind die ΔK_{th} -Werte, ausgewertet nach ISO 12108, um etwa $0,1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ geringer als nach der ASTM E647 Auswertung (vgl. Abschnitt 3.7).

Nach *Allen et al.* kann für die Abschätzung des ΔK_{th} für kohlenstoffhaltige und C-Mn-Stähle folgende Gleichung verwendet werden [172].

$$K_{th} = 6 - 4,55 \cdot R \cdot \text{MPa}\sqrt{\text{m}} \quad (5.6)$$

Dabei ist lediglich das Lastverhältnis anzugeben, da mit unterschiedlichen Lastverhältnissen auch verschiedene Riss-schließeffekte mitberücksichtigt werden. Der mit dieser Gleichung ermittelte ΔK_{th} beträgt $3,73 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ und trifft damit den Mittelwert der ermittelten ΔK_{th} für die RFP aus dem PBF-LB/M-Prozess aus Tabelle 41. Für die RFP in 0° - und 90° -Richtung wird ΔK_{th} überschätzt und für die 45° -Richtung unterschätzt. In ausreichend genauer Näherung ist die Abschätzung für den PBF-LB/M-Prozess zutreffend. Der Mittelwert der RFP aus Walzmaterial ($3,96 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) wird hingegen für alle Untersuchungsrichtungen unterschätzt. Dies ist allerdings insofern nicht verwunderlich, da die angegebene Gleichung eine Vielzahl von Werkstoffen zusammenfasst. Nach der FKM-Richtlinie „Bruchmechanischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile“ liegen niedriglegierte Stähle im Bereich von etwa $4,00 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ bis $4,50 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ und ein 42CrMo4 Vergütungsstahl bei $4,00 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ bei

einem $R=0,5$ [173]. Nach *Zerbst et al.* liegt ein S355NL und S960QL bei einem $R=0,5$ bei einem ΔK_{th} von etwa $3,9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ [107], sodass die in dieser Arbeit ermittelten ΔK_{th} für das Walzmaterial mit den Literaturdaten übereinstimmen. Aus Abbildung 132 ist zu entnehmen, dass die Kurvenverläufe der da/dN -Kurven für die RFP aus dem PBF-LB/M-Prozess und der Materialproben aus Walzmaterial voneinander abweichende Formen aufweisen. Dieser Umstand ist auch in den Parametern der Erdogan-Ratwani Approximation aus Tabelle 41 erkennbar. Der Umstand, dass die Werkstoffe aus dem PBF-LB/M-Prozess andere ΔK_{th} aufweisen als das Walzmaterial liegt in der unterschiedlichen Korngröße begründet [172, 174]. Im Gegensatz zur ertragbaren Langzeitfestigkeit ist für das Risswachstum eine größere Korngröße von Vorteil. Material mit großer Korngröße besitzt eine höhere Bruchflächenrauheit, sodass im Entlastungszyklus im Rissfortschrittsversuch die Rissflanken nicht erst beim unteren Umkehrpunkt aufeinanderstoßen sondern bereits davor. Diese Fehlpassung der Bruchflächen bewirkt eine Zunahme des ΔK_{th} . Die Kurvenformen der vorliegenden da/dN -Kurven sind für den PBF-LB/M-Prozess und das Walzmaterial leicht unterschiedlich. Während das Walzmaterial einen eher kontinuierlichen Verlauf aufweist, besitzen die Kurven der RFP aus dem PBF-LB/M-Prozess eine geringere Risswachstumsrate bei höherer Spannungsintensität im Bereich von $4,50 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Eine feinere Korngröße setzt demnach ΔK_{th} herab, was die Risswachstumsgeschwindigkeit herabsetzt und so die Gesamtlebensdauer verlängert [175]. Die sonstigen Parameter der Approximation nach Erdogan-Ratwani stehen an dieser Stelle allerdings nicht zur Diskussion, da der betrachtete Messbereich für die Aufzeichnung der da/dN -Kurve den Bereich III nicht ausreichend abdeckte. Der Beginn der Messungen erfolgte stets bei einem ΔK von $7,00 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ und sinkender Spannungsintensität. Auch wurde die ΔK_{IC} nicht experimentell gemessen. Allgemein werden fast identische ΔK_{th} für die unterschiedlichen Baurichtungen ermittelt, was bereits andere Autoren an anderen Werkstoffen nach dem PBF-LB/M-Prozess und einer anschließenden Wärmebehandlung festgestellt haben [176].

Das Spannungsverhältnis aus dieser Arbeit wurde gewählt, um Risssschließeffekte größtenteils auszuschließen. Nach *Zerbst et al.* werden Risssschließeffekte an Luft-Atmosphäre ab etwa $R=0,5$ vermieden. Ein noch größeres Lastverhältnis von $R=0,7$ würde Risssschließeffekte gänzlich ausschließen [107] (Werkstoff S355NL und S960NL). *Döker* ermittelte für einen konventionell gefertigten 316L, dass die ΔK_{th} ab einem $R=0,6$ keine weitere Abminderung besitzt ($\Delta K_{th}=4,6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) [177]. Da ab einem ausreichend hohen Lastverhältnis keine Abnahme des ΔK_{th} bei zyklischer Belastung ermittelt wird, ist daher davon auszugehen, dass dieser ein realer Werkstoffkennwert ist, der durch elastischen Konstanten und das Kristallgitter definiert ist. Nach [107] liegt eine vereinfachte Korrelation durch

$$K_{th} \approx 1,6 \cdot 10^{-5} E \quad (5.7)$$

vor, in der ausschließlich der E-Modul berücksichtigt wird. Um Versetzungen mit einzubeziehen wurde in der folgenden Gleichung der Burgersvektor $|b|$ mit einbezogen, sodass die Versetzungsdichte hierüber in die ΔK_{th} einbezogen wird.

$$K_{th} = \frac{3}{4} E \cdot \sqrt{|b|} \quad (5.8)$$

Der Burgersvektor beträgt bei Stahl je nach Gittertyp $0,25 \text{ nm}$ bis $0,29 \text{ nm}$ [107]. Durch diese Abschätzung werden die ermittelten ΔK_{th} des 20MnCr5 allerdings um den Faktor 2 unterschätzt.

Insgesamt sind die ermittelten ΔK_{th} in einem zu erwartenden Rahmen. Anders als in der Literatur wurde keine eindeutige Abhängigkeit der Baurichtung der RFP aus dem PBF-LB/M-Prozess festgestellt. So haben *Riemer et al.* an einem 316L aus dem PBF-LB/M-Prozess im wie-gebaut Wärmebehandlungszustand für die 0° -Richtung ΔK_{th} von $4,30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ermittelt und in der 90° -Baurichtung lediglich $3,00 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Nach einer HIP-Wärmebehandlung wurden die Poren verkleinert und zusätzlich das Gefüge aus dem PBF-LB/M-Prozess aufgelöst, sodass für beide Baurichtungen ein ΔK_{th} von $4,70 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ermittelt wurde [176]. Die Baurichtungsabhängigkeit des ΔK ist somit für Materialproben, die direkt nach dem PBF-LB/M-Prozess ohne weiterführende Wärmebehandlung geprüft wurden, auf das charakteristische Gefüge und die Porosität der Proben zurück zu führen. Der Einfluss erhöhter Porosität auf den Verlauf der da/dN -Kurve im Bereich II wurde durch *Fleck* und *Smith* an einem

PM-Stahl nach der Press- und Sinter-Prozessroute untersucht. Hierfür wurden RFP mit 11 % bis 17 % Porosität untersucht. Die Autoren zeigten, dass mit steigender Porosität die Risswachstumsgeschwindigkeit zunimmt (optisch steilerer Verlauf der da/dN -Kurve sichtbar) und etwa eine Zehnerpotenz höher liegt als für konventionelle Stähle ähnlicher chemischer Zusammensetzung und Wärmebehandlung ermittelt wird [178]. Da die in dieser Arbeit gefertigten Proben eine deutlich niedrigere Porosität besitzen, weisen die da/dN -Kurven aus Abbildung 132 der RFP aus dem PBF-LB/M-Prozess eine höhere Übereinstimmung zu den RFP aus Walzmaterial auf. Der Versatz der Kurven (niedrigere ΔK_{th} und höhere Risswachstumsrate in Bereich II) ist allerdings ein Indiz auf den Einfluss der Restporosität. Der Zusammenhang der ermittelten ΔK_{th} und der zyklischen Festigkeit aus den Wöhlerkurven kann durch Kitagawa-Takahashi-Diagramme KTD zusammengeführt werden. Hierbei ist die ermittelte σ_D als die Belastung definiert, die bei einer festgelegten Grenzwahlschwingungsdauer dauerhaft aufgebracht werden kann ohne dass der Werkstoff versagt. Der ΔK_{th} gibt die Risspitzenbelastung an, für die kein weiteres Risswachstum auftritt. Die mit den ermittelten σ_D und ΔK_{th} generierten KTD sind in den Abbildungen 133 bis 135 für die geschliffenen WBP der 0°, 45°- und 90°-Richtung dargestellt. Näheres ist in Abschnitt 2.3.3 beschrieben. Für die Defektabschätzung wurden die bruchauslösenden Defekte nach dem $\sqrt{\text{area}}$ Modell vermessen und in die Diagramme als Einzeldatenpunkte eingetragen [110]. Hierfür wurden die Materialproben genutzt, welche 10^7 Zyklen im Treppenstufenversuch ertragen haben, und auf einem höheren Lastniveau bis zum Abschaltkriterium geprüft wurden, genutzt. Die Rissöffnung erfolgte in axialer Richtung mittels Zugmaschine. Da ΔK_{th} lediglich für das Spannungsverhältnis $R=0,5$ ermittelt wurde war eine Umrechnung des ermittelten ΔK_{th} in andere Spannungsverhältnisse nötig. Aus *Blumenauer* und *Pusch* ist dies mit der Gleichung

$$K_{th} = K_{th,R=0} (1 - R)^\gamma \quad \text{mit} \quad \gamma = 0,5 \quad (5.9)$$

für die benötigten R möglich [179]. Als Exponent wird in der Literatur eine Spanne für γ von 0,5 bis 0,95 angegeben. Um eine konservative Abschätzung durchzuführen wurde γ zu 0,5 gewählt. Zusätzlich wurden die ermittelten σ_D in axiale Langzeitfestigkeiten umgerechnet. Die axiale Langzeitfestigkeit ist um den Faktor 0,84 geringer als die hier ermittelten σ_D [180]. Auch sei an dieser Stelle explizit erwähnt, dass die Ermittlung des ΔK_{th} an blindgehärteten Materialproben erfolgte und nicht an einsatzgehärteten RFP. Aus den Wöhlerversuchen ging hervor, dass die Zyklenzahl zwischen Anriss und Erreichen des Abschaltkriteriums wenige Zyklen betrug und Risse mit etwa 1 mm Länge erzeugt wurden. Die Rissgeschwindigkeit in den einsatzgehärteten Proben ist demnach sehr hoch und im Rissfortschrittversuch kaum messbar. Die im Kernmaterial vorherrschenden Eigenspannungen werden durch den Anriss abgebaut, sodass der Kern der angerissenen WBP dem der RFP entspricht. Die ermittelte ΔK_{th} ist somit für die Ermittlung der Restlebensdauer des Kernmaterials nach erfolgtem Anriss heranzuziehen. Dass die Anwendung des KTD für die Bestimmung der kritischen Defektgröße in Materialien aus dem PBF-LB/M-Prozess in ausreichend guter Näherung anwendbar ist, wurde bereits durch *Beretta et al.* für AlSi10Mg und Ti6Al4V dargestellt [181]. Auch *Wycisk* nutzte dieses Verfahren um die kritische Defektgröße mit den ermittelten ΔK_{th} und σ_D an Ti6Al4V abzuschätzen [49]. *Yamashita et al.* nutzen ebenfalls den $\sqrt{\text{area}}$ Ansatz für die Darstellung der kritischen Defektgrößen einer Ni-Legierung [182]. Zusätzlich wiesen die Autoren nach, dass die Berechnung der ΔK_{th} nach Gleichung 2.36 und Gleichung 2.35 für σ_D aus Abschnitt 2.3.3 korrekte Ergebnisse liefert. Im selben Zuge wiesen die Autoren nach, dass die bruchmechanischen und zyklischen Kennwerte von der Defektpopulation und -orientierung abhängig sind und weniger von der Baurichtung der Materialproben. Die KTD-Diagramme für den 20MnCr5 aus dieser Arbeit sind in den Abbildungen 133 bis 135 dargestellt. In die konstruierten KTD sind die Einzelversuche einschließlich der $\sqrt{\text{area}}$ -Werte in die Diagramme eingezeichnet. Die Spannung entspricht der ertragenen Ausschlagsspannung σ_A aus dem Wöhlerversuch in der Treppenstufe (WBP mit 10^7 Zyklen aus den Wöhlerkurven in Abbildung 96, 98 und 100). Wie auch die σ_D wurden die σ_A hierfür in axiale Spannungen nach [180] umgerechnet. Aus den KTD in Abbildung 133 für die geschliffenen WBP der 0°-Richtung ist erkennbar, dass mit Ausnahme einer Materialprobe bei einem Lastverhältnis von $R=-1$ alle Datenpunkte außerhalb der Versagenslinie des KTD liegen (siehe Abbildung 17). Besonders das KTD für das $R=0,5$ ist in diesem Falle besonders hervorzuheben, da die durchgeführten Versuche mit eben diesem R durchgeführt wurden. Demnach ist die Vorhersage kriti-

scher Defektgrößen anhand des KTD für diese Baurichtung als konservativ anzunehmen und das trotz ungünstig orientierter Porosität der WBP. Die Annahme der ΔK_{th} für die $R=-1$ und $R=0$ ist mit dem gewählten γ demnach ebenfalls zu konservativ. Gleiches gilt für die WBP der 45° - und 90° -Richtung. Die ermittelten KTD für die 45° -Richtung sind in Abbildung 134 dargestellt. Für das $R=0,5$ liegen die Versuchspunkte stets oberhalb der Versagenslinie für dieses R . Demnach wird mit der konservativen Abschätzung ebenfalls die Versagenslinie für die $R=0$ und $R=0,5$ die kritische Defektgröße deutlich überschätzt. Den geringsten Abstand zur Versagenslinie weisen die WBP der 90° -Richtung auf. Mehrere Versuchspunkte liegen für die $R=0,5$ und $R=0$ in der Nähe der Versagenslinie. Die ermittelten $\sqrt{\text{area}}$ -Werte der Materialproben sind demnach für diese Baurichtung am wenigsten konservativ abgeschätzt. Im Allgemeinen sind die konstruierten KTD und die eingetragenen Versuchspunkte positiv zu bewerten. Dadurch, dass die Versuchspunkte an WBP, die 10^7 Belastungszyklen durchlaufen haben, ermittelt wurden war ebenso davon auszugehen, dass diese außerhalb der Versagenslinie liegen.

Kapitel 6

Zusammenfassung und Ausblick

Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit wurde ein bestehender PBF-LB/M-Prozess für die Verarbeitung eines 20MnCr5 Einsatzstahls verwendet, um daraus Materialproben für die statische als auch zyklische Werkstoffcharakterisierung herzustellen. Anschließend wurden die Materialproben einer Einsatzhärtung (eine Teilmenge der Materialproben war mit Härteschutzmittel benetzt) im Niederdruckverfahren mit Hochdruck-Gasabschreckung unterzogen, sodass einige experimentellen Untersuchungen im blindgehärteten Zustand (statische Versuche und Rissfortschrittsversuche) und andere im einsatzgehärteten Zustand (statische Versuche und Wöhlerversuche) erfolgten. Der Großteil der experimentellen Untersuchungen ist unter Berücksichtigung der Baurichtung von 0°- (liegend), 45°- (diagonal) und 90°-Richtung (vertikal) und der Oberflächenbeschaffenheiten wie-gelagert und geschliffen durchgeführt worden. Ausgehend vom verwendeten Basispulver konnte so ein vollumfängliches Gesamtbild in Abhängigkeit der betrachteten Einflussfaktoren erstellt werden.

Die Reproduzierbarkeit des PBF-LB/M-Prozesses wird unter Berücksichtigung des Basispulvers betrachtet. Nach den Ergebnissen dieser Arbeit ist kein Zusammenhang der mechanischen Eigenschaften und der ermittelten leichten Variation der Partikelgrößenverteilung feststellbar. Auch ist in diesem Zusammenhang darauf hinzuweisen, dass die chemische Zusammensetzung der Pulver innerhalb der Messgrenzen keinen ersichtlichen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften besitzt. Allerdings wird ein deutlicher Unterschied der chemischen Zusammensetzung des Basispulvers und der daraus gefertigten Bauteile nachgewiesen. Durch die Prozessierung des Basispulvers ist innerhalb des PBF-LB/M-Prozesses eine leichte Zunahme des Stickstoffgehaltes in den Materialproben festzustellen. Im Gegensatz dazu sinken der Kohlenstoff-, Mangan- und Chromgehalt der Materialproben auf Werte unterhalb der Elementgehalte im Basispulver, wodurch die untere Legierungsgrenze eines 20MnCr5 unterschritten wird. Diese Tatsache sollte für die zukünftige Produktion von Basispulver herangezogen werden, damit auch gefertigte Bauteile eine normgerechte Soll-Zusammensetzung der Legierungselemente aufweist.

Unter Betrachtung des ganzheitlichen Fertigungsprozesses ist zudem zu berücksichtigen, dass gefertigte Bauteile eine ausreichend große Form-, Lage- und Maßtoleranz und falls möglich, ein geeignetes Fertigungs- bzw. Nachbearbeitungsaufmaß besitzen sollten. Die in dieser Arbeit untersuchten Materialproben weisen eine Fehlerquote von 3,4 % bis 12,4 % auf, sofern alle unterschiedlichen Baurichtungen betrachtet werden. Dies hat im Umkehrschluss zur Folge, dass eine gewisse produktionsbedingte Fehlerquote in die Fertigung von Bauteilen eingerechnet werden muss. Diese Fehlerquote, die unzureichende Porosität der Proben und die Maßabweichungen resultieren in einem C_{pk} von etwa 0,5 über alle betrachteten Baujobs hinweg. Bezogen auf die simplen Geometrien der Materialproben sind hierdurch 13,3 % außerhalb des Toleranzbereiches. Allerdings sind von den betrachteten Fehlerquellen für das niedrige C_{pk} die zu hohen Porositäten der Materialproben am kritischsten zu bewerten. Die in

den Materialproben enthaltene Porosität setzt die statische und die zyklische Festigkeit herab und ist zudem inhomogen verteilt. Aufgrund dessen ist die Festigkeit, sofern diese mit der Festigkeit von konventionell gefertigten Materialproben verglichen wird, deutlich niedriger. Es wird gezeigt, dass die Porosität der Materialproben bei der 45°- und 90°-Richtung nahe der Bauplattform gering ist und mit steigender Bauhöhe sukzessive zunimmt.

Bei der Betrachtung der Korngrößen wird deutlich, dass eine nachträgliche Wärmebehandlung des untersuchten Einsatzstahls in einem überwiegend feinen Korn resultiert, wobei keine ausgeprägte und direktionale Anisotropie der Kornlängen festzustellen ist. Allerdings werden zwei unterschiedliche Gefügebereiche, die weiterer Untersuchungen bedürfen, herausgearbeitet. Die Materialproben aller Baurichtungen weisen ein Mischgefüge unterschiedlicher Kornfraktionen auf. Auffallend ist dabei, dass die Bereiche größerer Körner oft an oder um die Porosität angegliedert sind. Aus der Vermessung der Korngrößen des Basispulvers, welches die gleiche Wärmebehandlung wie die einsatzgehärteten Bauteile erfahren hat, wird ein ebenfalls gröberes Korn nachgewiesen. Ob Zusammenhänge der verwendeten Prozessparameter der PBF-LB/M-Anlage, der Porosität und der resultierenden Korngröße abgeleitet werden können, sollte in nachfolgenden Untersuchungen ermittelt werden, da die Korngröße einen direkten Einfluss auf die Rissausbreitungsgeschwindigkeit besitzt.

Im allgemeinen weisen einsatzgehärtete Stähle einen sigmoidalen Härteverlauf auf. Außen ist die harte aufgekohlte Randschicht und im Kern ein eher duktileres Kerngefüge. Dieser Härteverlauf wurde in vorliegenden Fall durch ein Aufkohlen im Niederdruck mit anschließender Hochdruck-Gasabschreckung mit Stickstoff eingestellt. Dabei wurde die CHD an Materialproben mit wie-gebauter als auch mit geschliffener Oberfläche ermittelt. Für beide Oberflächenmorphologien wird die CHD mit derselben Wärmebehandlung erreicht. Auch ist die Streuung über unzählige Druckaufträge hinweg gering. Trotz abweichender Porositäten ist in Bezug auf das Wärmebehandlungsergebnis von einem robusten Werkstoff auszugehen. Allerdings wird eine Abhängigkeit der Bauhöhe für die vertikal und diagonal gefertigten Materialproben gemessen. Zusätzlich muss bei den Materialproben mit wie-gebaut Oberfläche auf den erhöhten Restaustenit-Gehalt hingewiesen werden. Dieser erhöhte Restaustenit-Gehalt wird durch die vergrößerte Oberfläche hervorgerufen, da im Gegensatz zu den Materialproben mit geschliffener Oberfläche ein multidirektionaler Diffusionsstrom des Kohlenstoffes vorliegt. Ist der Restaustenitgehalt unerwünscht, muss die Randschicht im Nachgang bearbeitet werden, oder die Wärmebehandlung im Vorfeld an die raue Oberfläche angepasst werden (Auflösung des Restaustenit über längere Diffusionsphasen). Es ist aber davon auszugehen, dass bei einem Bauteil mit unterschiedlichen Oberflächenmorphologien keine einheitliche Oberflächenhärte beim Niederdruck-Aufkohlen mit anschließender Hochdruck-Gasabschreckung generiert werden kann. Um die Zielgröße einer einheitlichen Oberfläche zu realisieren, sollte in zukünftigen Untersuchungen ein Aufkohlungsverfahren mit konstanter Kohlenstoffbereitstellung (Gasaufkohlung) untersucht werden, da dieses unabhängig von der Reaktivität einer Oberfläche ist und dadurch gleichmäßige Kohlenstoffprofile produziert werden.

Der schichtweise Aufbau im PBF-LB/M-Prozess gefertigter Bauteile ermöglicht es komplexe Strukturen, die mit konventionellen Fertigungsmethoden nicht produzierbar sind, herzustellen. Allerdings muss dieser Vorteil der überragenden Designfreiheit mit dem Nachteil der höheren Rauigkeit aufgewogen werden. Die ermittelten Rauigkeiten korrelieren stark mit der Messrichtung und der betrachteten Oberfläche der Materialproben. Ein mathematisches Modell für die Vorhersage der Rauigkeit unter Berücksichtigung aller betrachteter Oberflächen und Baurichtungen wurde in dieser Arbeit ermittelt. So konnte der Nachweis erbracht werden, dass der Treppenstufeneffekt und anhaftende Pulverpartikel zu unterschiedlichen Material-Traganteilkurven führt. Mit diesen Abbott-Kurven wird verdeutlicht, dass bei der Fertigung von Real-Bauteilen unterschiedliche Bearbeitungsaufmaße genutzt werden müssen, um gewünschte Funktionsflächen zu realisieren. Dabei können die ermittelten Abbott-Kurven durch periodisch wiederkehrende mathematische Formen approximiert werden. Mit der in dieser Arbeit durchgeführten Schleifoperation können die Oberflächen der Materialproben homogenisiert werden, sodass diese als Einflussfaktor für die experimentelle Bestimmung der Festigkeitswerte auszuschließen sind.

Aus den generierten Ergebnissen ist ein deutlicher Einfluss der Oberflächenmorphologie auf die ermittelten statischen Festigkeiten einsatzgehärteter Materialproben hervorzuheben. Materialproben mit wie-gebaut Oberfläche besitzen geringere Festigkeiten als die äquivalenten Baurichtungen mit geschliffener Oberfläche. An der Oberfläche wirken die anhaftenden Pulverpartikel als Spannungskonzentratoren, sodass die ertragbare statische Maximallast erniedrigt ist. Auch ist abhängig von den einzelnen Baurichtungen ein Festigkeitsunterschied der Proben feststellbar. Zusätzlich wird ein eindeutiger Zusammenhang zwischen der Porosität, der Porenmorphologie, der prozessbedingten Orientierung und der Festigkeit aufgezeigt. Die vertikal gefertigten Materialproben besitzen eine für den axialen Belastungsfall ungünstigste Orientierung, weil diese ihre maximale Spannungsüberhöhung senkrecht zur aufgetragten Kraft besitzen. Demnach haben Materialproben mit Poren, die ihren größten Feret-Durchmesser in Belastungsrichtung aufweisen, die höchsten Festigkeiten. Aufgrund der größeren Plastizität der blindgehärteten Materialproben ist eine Porositätsabhängigkeit an diesen nur angedeutet.

Wird die Oberfläche durch ein Schleifen geglättet so wird die lokale Spannungsüberhöhung aufgrund von anhaftenden Pulverpartikeln auf ein Minimum reduziert, sodass der Zusammenhang von Porosität und statischer Festigkeit eindeutig wird. Einsatzgehärtete Materialproben mit ungünstiger Orientierung besitzen immer eine niedrigere Festigkeit als Materialproben mit günstiger Porositätsorientierung. Bei blindgehärteten Materialproben wird kein übermäßiger Festigkeitsabfall von der Porositätsorientierung festgestellt. Durch plastische Verformungs- und somit Verfestigungsvorgänge wird die Spannungsüberhöhung an den Poren kompensiert, sodass im blindgehärteten Wärmebehandlungszustand keine ausgeprägte Anisotropie vorliegt.

Bei den elastischen Konstanten ist eine stark ausgeprägte Anisotropie der einzelnen Baurichtungen auszumachen. Über die Messung der longitudinalen und transversalen Schallgeschwindigkeit wurde der E-Modul der Proben in unterschiedlichen Bau- und Schichtrichtungen gemessen. Es wird gezeigt, dass die Porosität der dominante Einflussfaktor dieser elastischen Konstante ist. Eine Vorhersage des E-Modul in PBF-LB/M-Prozess gefertigten Werkstoffe ist allerdings nicht über bestehende analytische Modelle abbildbar. Die Diskrepanz zwischen der analytischen Vorhersage und den gemessenen Werten ist unzureichend.

Augenmerk einer jeden Bauteilauslegung ist die Sicherstellung der geforderten Lebensdauer. Im PBF-LB/M-Verfahren ist die Fertigung niedriger Stückzahl dominant, sodass auf aufwendige Bauteilprüfungen zu verzichten ist. Eine solide Datenbasis ist für eine numerische Auslegung somit unerlässlich. In dieser Arbeit sind Materialproben in vertikaler, diagonaler und horizontaler Richtung mit der wie-gebaut und geschliffener Oberfläche zyklisch charakterisiert worden. Für jede Oberflächenmodifikation und Baurichtung wurden Haigh-Diagramme ermittelt, die für die Lebensdauerabschätzung genutzt werden können. Aus den Ergebnissen wird der Rauigkeits- und Porositätseinfluss ersichtlich, da die gemessenen Eigenspannungen in den unterschiedlichen Baurichtungen identisch sind. Innerhalb einer Baurichtung ist die Rauigkeit der wie-gebaut Materialproben maßgeblich für die zyklische Lebensdauer bei vorgegebener Belastung. Bezogen auf die unterschiedlichen Baurichtungen ist die Rauigkeit als dominante Einflussgröße zu benennen. Ein klarer Porositätseinfluss ist bei den geschliffenen Materialproben auszumachen. Bei dieser Oberflächenvariante weist, wie auch für die statische Festigkeit, die Materialprobenvariante mit der in Belastungsrichtung günstig orientierten Porosität höchste zyklische Festigkeiten auf.

Bei der Ermittlung der Rissfortschrittskurven wurden im PBF-LB/M-Prozess gefertigte Materialproben mit denen aus Walzmaterial verglichen. Dabei wird nachgewiesen, dass der Einfluss der Baurichtungen bei den im PBF-LB/M-Prozess gefertigten Materialproben nur minimalen Einfluss auf den Schwellwert der Spannungsintensität besitzt. Für die Materialproben aus Walzmaterial ist eine Abhängigkeit der Walztextur ebenfalls ein eher marginaler Einflussfaktor. Unterschiede sind hingegen beim Vergleich beider Fertigungsrouten des Grundmaterials festzustellen. Es wird deutlich, dass die Korngröße der Materialproben das Risswachstumsverhalten des Materials dominiert. Um genauere Sachzusammenhänge für die Einflussgrößen des Risswachstumsverhaltens an additiv gefertigten Einsatzstählen abzuleiten, müssen weitere Untersuchungen mit unterschiedlichen Lastverhältnissen

durchgeführt werden, da diese aufgrund von Riss-schließeffekten zusätzliche Einflussgrößen aufzeigen.

Aus der klassischen Ermittlung der zyklischen Langzeitfestigkeit, den Ergebnissen der Rissfortschrittsuntersuchungen und fraktographischen Untersuchungen wurden Kitagawa-Takahashi-Diagramme berechnet. Diese Art der Lebensdauerabschätzung inkludiert die Porosität als Defekte somit als Rissursache in die Betrachtung der Lebensdauer mit ein. Es wird gezeigt, dass die ermittelten Diagramme eine konservative Abschätzung der Lebensdauer erlauben. Dies ist besonders von Vorteil, wenn beispielsweise die Defektverteilung eines Realbauteils zerstörungsfrei ermittelt wird, um zu bewerten, ob die vorhandenen Defekte versagenskritisch sind.

Ausblick

Trotz der in dieser Arbeit untersuchten Materialeigenschaften und dem Nachweis vielzähliger Herausforderungen an die Fertigung von Einsatzstählen im PBF-LB/M-Verfahren ist weiterer Forschungsbedarf ableitbar. Diese können in Fertigungs-, Technologie-, und Werkstoffaspekte aufgeteilt werden.

Herausforderungen bei der Fertigung

Eine gute Reproduzierbarkeit in ausreichender Bauteilqualität ist für die mechanischen Eigenschaften unerlässlich. Daher muss besonderes Augenmerk auf den eigentlichen Fertigungsprozess im PBF-LB/M-Verfahren gerichtet werden. Die Vermeidung von Fertigungsfehlern innerhalb der hochbelasteten Strukturbauteile ist zwingend erforderlich, um die Funktionsfähigkeit zu gewährleisten. Im Bereich der Prozess- und Pulverbettüberwachung sind bildgebende Verfahren geeignet, um dieses Ziel zu erreichen. Die in dieser Arbeit beobachtete Anisotropie der statischen und zyklischen Eigenschaften resultiert hauptsächlich aus der in den Materialproben vorkommenden Porosität. Eine Reduzierung der Porosität hätte eine Homogenisierung der mechanischen Eigenschaften zur Folge. Ein weiterer Aspekt, um additiv gefertigte Einsatzstähle wettbewerbsfähig zu machen, ist die Optimierung von Prozessparametern, die das Ziel der Rauigkeitsreduzierung beinhalten. Wie aus der vorliegenden Arbeit ersichtlich wird, ist die Rauigkeit eine signifikante Einflussgröße für die mechanischen Eigenschaften. Hierbei sind sowohl die statischen als auch die zyklischen Eigenschaften zu benennen. Besonders das vereinheitlichen der Rauigkeit in Abhängigkeit der Baurichtung sollte mit einer größeren Isotropie der Werkstoffeigenschaften einhergehen.

Technologische Herausforderungen

Mit der Entwicklung immer besserer Fertigungsparameter, welche eine geringere Porosität und Rauigkeit bewirken, bleibt die Herausforderung der Orientierung des Bauteils im Bauraum der PBF-LB/M-Anlage. Diese ist meist an die Geometrie der Bauteile und somit an die Überhänge bzw. Hinterschnitte gekoppelt. Daher ist eine günstige Bauorientierung nicht immer mit der günstigsten Belastungsrichtung übereinstimmend. Dominierend ist hierbei die für die Fertigung optimale Orientierung. Durch die Vorgabe der Bauorientierung wird die mechanische Festigkeit vorgegeben. Aus diesem Grund ist die Implementierung der anisotropen mechanischen Eigenschaften in die FE-Simulation unerlässlich, um bereits im Produktentstehungsprozess die Bruchlast (im statischen Belastungsfall) bzw. die Lebensdauer (im zyklischen Belastungsfall) abzuschätzen. In dieser Arbeit erfolgten erste Untersuchungen um die zyklische Lebensdauer in Abhängigkeit der Porosität und Baurichtung abzubilden. Weiterer Forschungsbedarf ist somit erforderlich, da die Vorhersage in Richtung niedrigerer Porositäten fehlt. Mit steigender Prozesssicherheit werden die Porositäten in den Bauteilen geringer, sodass die mechanischen Festigkeiten zu höheren Werten verschoben werden.

Herausforderungen an die prozessierten Werkstoffe

Der als Pulver vorliegende 20MnCr5 Einsatzstahl wird durch die Verarbeitung im PBF-LB/M-Prozess in der chemischen Zusammensetzung verändert, sodass das pulverförmige Ausgangsmaterial nicht dem Bauteil entspricht. Damit das gefertigte Bauteil innerhalb der genormten Legierungsgrenzen liegt, muss zukünftig die Komposition der Legierung im Vorfeld an den PBF-LB/M-Prozess angepasst werden. Gezeigt wurde in dieser Arbeit, dass der Chrom-, Mangan- und Kohlenstoffgehalt durch die Prozessierung stark abnimmt und somit kompensiert werden muss. Wechselwirkungen konnten mangels brei-

terer Legierungsspannen nicht aufgezeigt werden, sodass eine angepasste Legierungsentwicklung der Werkstoffe für die PBF-LB/M-Fertigung zukünftig erfolgen sollte. Im Zuge dessen sind die Prozessparameter zu überdenken, da eine Änderung der verarbeiteten Legierung zwangsläufig einen Einfluss auf die optimalen Prozessfenster der PBF-LB/M-Anlage besitzen. Dies ist ebenfalls bei einem folgenden Wärmebehandlungsprozess zu berücksichtigen. Vor allem bei dem hier betrachteten Niederdruckaufkohlen ist die Löslichkeitsgrenze des Kohlenstoffes im Austenit maßgeblich für das Kohlenstoffprofil. Eine besondere Bedeutung ist hierbei der rauen Oberfläche zuzuschreiben. Durch die Oberflächenmorphologie werden raue Oberflächen stärker aufgekohlt als nachbearbeitete Oberflächen, da der Diffusionsstrom durch anhaftende Pulverpartikel nicht unidirektional ist. Daraus ist abzuleiten, dass der Aufkohlungsprozess im Niederdruck in der Regel entweder auf die nachbearbeiteten oder auf die rauen Oberflächen optimiert werden muss. Die hierfür optimalen Parameter der Wärmebehandlungsanlage sollten in weiteren Untersuchungen ermittelt werden.

Tabellen

Tabelle 1: Fertigungsparameter der verwendeten PBF-LB/M-Anlage Renishaw 250.

| Parameter | Schichtfläche | Schichtkontur |
|---------------------------|--------------------------|------------------------|
| Laserleistung P_L | 200 W | 180 W |
| Scangeschwindigkeit v_s | 700 mm s ⁻¹ | 150 mm s ⁻¹ |
| Spurabstand h_s | 0,08 mm | - |
| Laserstrahldurchmesser | 0,07 mm | |
| Schichtdicke l_z | 0,04 mm | |
| Fokuslage f | 0 | |
| Belichtungsstrategie | Streifen | Kontur nach Füllung |
| Belichtung | diskontinuierlich | |
| Dosierfaktor | 65 % bis 90 % | |
| Atmosphäre | N ₂ | |
| Bauraumvolumen | 248 mm × 248 mm × 285 mm | |

Tabelle 2: Tabellarische Übersicht der Polieranweisung für den automatischen Polierautomaten QATM Saphir 550. Der Probenrevolver dreht gegenläufig zu der Drehrichtung des Poliertellers mit 80 U/min. Die Reihenfolge der einzelnen Präparationsschritte ist absteigend ihrer Abrasivmitteldurchmesser v.l.n.r. angegeben. Die letzte Spalte gibt die Parameter für den Vibrationspolierautomat Saphir Vibro an.

| Unterlage | SiC 220 | SiC 1000 | MD-Mol | MD-Mol | MD-Floc | MD-Floc | Iota |
|--------------------------------|---------|----------|--------|--------|---------|---------|--------|
| Abrasivmittel in μm | 68 | 18,3 | 6 | 3 | 3 | 1 | 0,06 |
| Schmiermittel | Wasser | Wasser | Blau | Blau | Blau | Blau | Wasser |
| Drehzahl in U/min | 300 | 300 | 280 | 250 | 250 | 250 | - |
| Anpresskraft in N | 25 | 25 | 35 | 35 | 30 | 25 | 10 |
| Zeit in min | 2 | 2 | 15 | 15 | 15 | 10 | 45 |
| Intensität in % | - | - | - | - | - | - | 80 |
| Frequenz in Hz | - | - | - | - | - | - | 90 |

Tabelle 3: Tabellarische Übersicht der gefertigten KWBP und WBP für die Schwingfestigkeitsprüfung. Ein „Defekt“ ist eine misslungene Fertigung des Prüfkörpers, sodass dieser nicht geprüft werden konnte. Unter Anlassfarbe ist eine Verfärbung der Oberfläche zu verstehen, die durch Oxidation entstanden ist.

| Baurichtung | Probenform | gefertigt | defekt oder fehlend | Anlassfarben |
|--------------|------------|-----------|---------------------|--------------|
| 0°-Richtung | WBP | 400 | 15 | 200 |
| 0°-Richtung | KWBP | 100 | 2 | 100 |
| 45°-Richtung | WBP | 320 | 12 | 0 |
| 45°-Richtung | KWBP | 80 | 20 | 0 |
| 90°-Richtung | WBP | 257 | 19 | 58 |
| 90°-Richtung | KWBP | 104 | 26 | 78 |
| Summe | alle | 1261 | 94 | 436 |

Tabelle 4: Tabellarische Übersicht der Partikelgrößenparameter. Mit „BZ“ ist die Bauzyklus-Nummer abgekürzt aus welchen die untersuchten Pulver stammen. Zusätzlich sind die Werte nach Schutzgas-Einlass und Schutzgas-Auslass aufgeteilt, sodass die einzelnen Entnahmepositionen voneinander abgegrenzt sind. Die Mittelwerte und die Standardabweichungen wurden aus den Spalten der jeweiligen Partikelgröße berechnet. Die Differenz Δ Einlass-Auslass gibt den Unterschied zwischen Schutzgas-Einlass und Schutzgas-Auslass an. Die d_{xy} geben dabei an, dass xy% der Partikel kleiner sind als der angegebene Wert in μm .

| Probe | d ₁₀ in μm | | d ₁₆ in μm | | d ₅₀ in μm | | d ₈₄ in μm | | d ₉₀ in μm | |
|--------------------------|----------------------------------|---------|----------------------------------|---------|----------------------------------|---------|----------------------------------|---------|----------------------------------|---------|
| | Einlass | Auslass |
| 0-WBP-BZ1 | 21,17 | 21,18 | 23,60 | 23,64 | 34,47 | 34,65 | 48,88 | 49,37 | 53,64 | 54,52 |
| 0-WBP-BZ2 | 20,63 | 21,03 | 23,19 | 23,49 | 34,45 | 34,66 | 49,37 | 49,59 | 54,58 | 54,95 |
| 0-WBP-BZ3 | 22,13 | 21,71 | 24,70 | 24,22 | 35,10 | 34,77 | 49,15 | 48,78 | 53,89 | 53,26 |
| 0-WBP-BZ4 | 22,24 | 22,32 | 24,87 | 24,96 | 35,35 | 35,41 | 49,46 | 49,63 | 54,35 | 54,69 |
| 0-KWBP | 21,15 | 21,01 | 23,49 | 23,30 | 34,01 | 33,80 | 47,87 | 47,76 | 51,84 | 51,80 |
| 45-WBP-BZ1 | 16,84 | 16,47 | 19,75 | 19,32 | 32,62 | 31,77 | 50,35 | 49,09 | 56,71 | 54,99 |
| 45-WBP-BZ2 | 18,64 | 18,54 | 21,60 | 21,55 | 34,27 | 34,22 | 51,01 | 50,52 | 57,26 | 56,43 |
| 45-WBP-BZ3 | 20,23 | 20,23 | 22,87 | 23,00 | 33,90 | 34,77 | 48,06 | 50,10 | 52,19 | 55,72 |
| 45-WBP-BZ4 | 18,39 | 18,53 | 21,34 | 21,51 | 33,32 | 33,71 | 48,82 | 49,63 | 53,94 | 55,26 |
| 45-KWBP | 22,13 | 22,11 | 24,71 | 24,76 | 35,21 | 35,63 | 49,37 | 50,87 | 54,27 | 57,36 |
| Mittelwert | 20,36 | 20,31 | 23,01 | 22,98 | 34,27 | 34,34 | 49,23 | 49,53 | 54,27 | 54,90 |
| Standardabw. | 1,74 | 1,79 | 1,59 | 1,64 | 0,81 | 1,03 | 0,90 | 0,84 | 1,61 | 1,47 |
| Δ Einlass-Auslass | 0,05 | | 0,03 | | -0,07 | | -0,30 | | -0,63 | |

Tabelle 5: Toleranzgrenzen der Elementgehalte nach DIN EN ISO 683-3 für 20MnCr5. Alle Elementgehalte sind in Ma.-% angegeben [128].

| | Cr | Mn | Si | C | S | P | Cu |
|----------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| minimal | 1,000 | 1,100 | 0,150 | 0,170 | | | |
| maximal | 1,300 | 1,400 | 0,400 | 0,220 | 0,035 | 0,025 | 0,400 |
| nominell | 1,150 | 1,250 | 0,275 | 0,195 | | | |

Tabelle 6: Aus der Verbrennungsanalyse ermittelte C-Gehalte der Pulver aus den Pulverwürfeln am Schutzgas-Einlass (C-Einlass) und Schutzgas-Auslass (C-Auslass) einschließlich daraus gefertigter Bauteile (C-Bauteil). Die Differenz des Elementgehaltes zwischen Einlass und Auslass ist mit Δ (Einlass-Auslass) angegeben. Der Δ (Pulver-Bauteil) Wert wird aus dem Mittelwert der Pulver C-Gehalte am Einlass und Auslass und dem C-Gehalt des Bauteil berechnet. Zusätzlich sind die Mittelwerte und die Standardabweichungen der ermittelten C-Gehalte angegeben. Alle LE-Gehalte sind in Ma.-% angegeben. Auf die Angabe der Standardabweichung der Einzelergebnisse wird verzichtet, da diese im Mittel lediglich etwa 0,001 Ma.-% beträgt.

| Baurichtung | Bauzyklus | Probenform | C-Gehalt Einlass | C-Gehalt Auslass | Δ (Einlass-Auslass) | C-Gehalt Bauteil | Δ (Pulver-Bauteil) |
|--------------|-----------|------------|------------------|------------------|----------------------------|------------------|---------------------------|
| 45° | 1 | KWBP | 0,193 | 0,191 | 0,002 | 0,165 | -0,027 |
| 0° | 1 | KWBP | 0,196 | 0,194 | 0,002 | 0,165 | -0,030 |
| 45° | 1 | WBP | 0,197 | 0,196 | 0,001 | 0,170 | -0,027 |
| 45° | 2 | WBP | 0,195 | 0,197 | -0,002 | 0,169 | -0,027 |
| 45° | 3 | WBP | 0,196 | 0,197 | -0,001 | 0,166 | -0,031 |
| 45° | 4 | WBP | 0,198 | 0,194 | 0,004 | 0,167 | -0,029 |
| 0° | 1 | WBP | 0,194 | 0,192 | 0,002 | 0,166 | -0,027 |
| 0° | 2 | WBP | 0,194 | 0,193 | 0,001 | 0,165 | -0,029 |
| 0° | 3 | WBP | 0,195 | 0,195 | 0,000 | 0,167 | -0,028 |
| 0° | 4 | WBP | 0,195 | 0,194 | 0,001 | 0,165 | -0,030 |
| Mittelwert | | | 0,195 | 0,194 | 0,001 | 0,167 | -0,028 |
| Standardabw. | | | 0,001 | 0,002 | 0,002 | 0,002 | 0,001 |

Tabelle 7: Durch die Trägergas-Heißextraktion ermittelte O-Gehalte der Pulver aus den Pulverwürfeln am Schutzgas-Einlass (O-Einlass) und Schutzgas-Auslass (O-Auslass) einschließlich daraus gefertigter Bauteile (O-Bauteil). Die Differenz des Elementgehaltes zwischen Einlass und Auslass ist mit $\Delta(\text{Einlass-Auslass})$ angegeben. Der $\Delta(\text{Pulver-Bauteil})$ Wert wird aus dem Mittelwert der Pulver O-Gehalte am Einlass und dem O-Gehalt des Bauteil berechnet. Zusätzlich sind die Mittelwerte und die Standardabweichungen der ermittelten O-Gehalte angegeben. Alle LE-Gehalte sind in Ma.-% angegeben. Auf die Angabe der Standardabweichung der Einzelergebnisse wird verzichtet, da diese im Mittel lediglich etwa 0,005 Ma.-% beträgt.

| Baurichtung | Bauzyklus | Probenform | O-Gehalt Einlass | O-Gehalt Auslass | $\Delta(\text{Einlass-Auslass})$ | O-Gehalt Bauteil | $\Delta(\text{Pulver-Bauteil})$ |
|--------------|-----------|------------|------------------|------------------|----------------------------------|------------------|---------------------------------|
| 45° | 1 | KWBP | 0,058 | 0,060 | -0,002 | 0,022 | -0,037 |
| 0° | 1 | KWBP | 0,058 | 0,058 | 0,000 | 0,053 | -0,005 |
| 45° | 1 | WBP | 0,055 | 0,051 | 0,004 | 0,021 | -0,032 |
| 45° | 2 | WBP | 0,052 | 0,049 | 0,003 | 0,017 | -0,034 |
| 45° | 3 | WBP | 0,049 | 0,048 | 0,001 | 0,016 | -0,033 |
| 45° | 4 | WBP | 0,056 | 0,053 | 0,003 | 0,014 | -0,041 |
| 0° | 1 | WBP | 0,060 | 0,067 | -0,007 | 0,025 | -0,039 |
| 0° | 2 | WBP | 0,057 | 0,051 | 0,006 | 0,031 | -0,023 |
| 0° | 3 | WBP | 0,066 | 0,061 | 0,005 | 0,021 | -0,043 |
| 0° | 4 | WBP | 0,055 | 0,056 | -0,001 | 0,014 | -0,042 |
| Mittelwert | | | 0,057 | 0,055 | 0,001 | 0,023 | -0,033 |
| Standardabw. | | | 0,004 | 0,006 | 0,004 | 0,011 | 0,011 |

Tabelle 8: Durch die Trägergas-Heißextraktion ermittelte N-Gehalte der Pulver aus den Pulverwürfeln am Schutzgas-Einlass (N-Einlass) und Schutzgas-Auslass (N-Auslass) einschließlich daraus gefertigter Bauteile (N-Bauteil). Die Differenz des Elementgehaltes zwischen Einlass und Auslass ist mit Δ (Einlass-Auslass) angegeben. Der Δ (Pulver-Bauteil) Wert wird aus dem Mittelwert der Pulver N-Gehalte am Einlass und Auslass und dem N-Gehalt des Bauteil berechnet. Zusätzlich sind die Mittelwerte und die Standardabweichungen der ermittelten N-Gehalte angegeben. Alle LE-Gehalte sind in Ma.-% angegeben. Auf die Angabe der Standardabweichung der Einzelergebnisse wird verzichtet, da diese im Mittel lediglich etwa 0,001 Ma.-% beträgt.

| Baurichtung | Bauzyklus | Probenform | N-Gehalt Einlass | N-Gehalt Auslass | Δ (Einlass-Auslass) | N-Gehalt Bauteil | Δ (Pulver-Bauteil) |
|--------------|-----------|------------|------------------|------------------|----------------------------|------------------|---------------------------|
| 45° | 1 | KWBP | 0,014 | 0,014 | 0,000 | 0,020 | 0,006 |
| 0° | 1 | KWBP | 0,014 | 0,013 | 0,001 | 0,022 | 0,009 |
| 45° | 1 | WBP | 0,014 | 0,015 | -0,001 | 0,021 | 0,007 |
| 45° | 2 | WBP | 0,014 | 0,014 | 0,000 | 0,021 | 0,007 |
| 45° | 3 | WBP | 0,014 | 0,014 | 0,000 | 0,020 | 0,006 |
| 45° | 4 | WBP | 0,014 | 0,014 | 0,000 | 0,021 | 0,007 |
| 0° | 1 | WBP | 0,015 | 0,013 | 0,002 | 0,021 | 0,007 |
| 0° | 2 | WBP | 0,014 | 0,014 | 0,000 | 0,024 | 0,010 |
| 0° | 3 | WBP | 0,014 | 0,014 | 0,000 | 0,021 | 0,007 |
| 0° | 4 | WBP | 0,014 | 0,014 | 0,000 | 0,020 | 0,006 |
| Mittelwert | | | 0,014 | 0,014 | 0,000 | 0,021 | 0,007 |
| Standardabw. | | | 0,000 | 0,001 | 0,001 | 0,001 | 0,001 |

Tabelle 9: Mit der MP-AES ermittelte Cr-Gehalte der Pulver aus den Pulverwürfeln am Schutzgas-Einlass (Cr-Einlass), Schutzgas-Auslass (Cr-Auslass) und der aus den Pulvern gefertigten Probekörpern (Cr-Bauteil). Dabei gibt Δ (Einlass-Auslass) die Differenz zwischen dem Elementgehalt am Einlass und Auslass wieder. Der Wert Δ (Pulver-Bauteil) ist die Differenz zwischen dem Mittelwert aus Einlass und Auslass zu dem LE-Gehalt des Probekörpers. Alle LE-Gehalte sind in Ma.-% angegeben. Auf die Angabe der Standardabweichung der Einzelergebnisse wird verzichtet, da diese im Mittel lediglich etwa 0,005Ma.-% beträgt.

| Baurichtung | Bauzyklus | Probenform | Cr-Gehalt Einlass | Cr-Gehalt Auslass | Δ (Einlass-Auslass) | Cr-Gehalt Bauteil | Δ (Pulver-Bauteil) |
|--------------|-----------|------------|-------------------|-------------------|----------------------------|-------------------|---------------------------|
| 45° | 1 | KWBP | 1,28 | 1,23 | 0,05 | 1,17 | -0,09 |
| 0° | 1 | KWBP | 1,25 | 1,24 | 0,01 | 1,17 | -0,08 |
| 45° | 1 | WBP | 1,10 | 1,07 | 0,03 | 1,08 | 0,00 |
| 45° | 2 | WBP | 1,11 | 1,12 | -0,01 | 1,10 | -0,02 |
| 45° | 3 | WBP | 1,16 | 1,15 | 0,01 | 1,06 | -0,09 |
| 45° | 4 | WBP | 1,11 | 1,09 | 0,02 | 1,12 | 0,02 |
| 0° | 1 | WBP | 1,22 | 1,18 | 0,04 | 1,16 | -0,04 |
| 0° | 2 | WBP | 1,15 | 1,16 | -0,01 | 1,11 | -0,04 |
| 0° | 3 | WBP | 1,19 | 1,20 | -0,01 | 1,15 | -0,04 |
| 0° | 4 | WBP | 1,18 | 1,20 | -0,02 | 1,14 | -0,05 |
| Mittelwert | | | 1,18 | 1,16 | 0,02 | 1,13 | -0,04 |
| Standardabw. | | | 0,06 | 0,05 | 0,02 | 0,04 | 0,03 |

Tabelle 10: Mit der MP-AES ermittelte Mn-Gehalte der Pulver aus den Pulverwürfeln am Schutzgas-Einlass (Mn-Einlass), Schutzgas-Auslass (Mn-Auslass) und der aus den Pulvern gefertigten Probekörpern (Mn-Bauteil). Dabei gibt Δ (Einlass-Auslass) die Differenz zwischen dem Elementgehalt am Einlass und Auslass wieder. Der Wert Δ (Pulver-Bauteil) ist die Differenz zwischen dem Mittelwert aus Einlass und Auslass zu dem LE-Gehalt des Probekörpers. Alle LE-Gehalte sind in Ma.-% angegeben. Auf die Angabe der Standardabweichung der Einzelergebnisse wird verzichtet, da diese im Mittel lediglich etwa 0,004 Ma.-% beträgt.

| Baurichtung | Bauzyklus | Probenform | Mn-Gehalt Einlass | Mn-Gehalt Auslass | Δ (Einlass-Auslass) | Mn-Gehalt Bauteil | Δ (Pulver-Bauteil) |
|--------------|-----------|------------|-------------------|-------------------|----------------------------|-------------------|---------------------------|
| 45° | 1 | KWBP | 1,29 | 1,25 | 0,04 | 1,04 | -0,23 |
| 0° | 1 | KWBP | 1,26 | 1,27 | -0,01 | 1,09 | -0,18 |
| 45° | 1 | WBP | 1,30 | 1,26 | 0,04 | 1,20 | -0,08 |
| 45° | 2 | WBP | 1,25 | 1,24 | 0,01 | 1,09 | -0,16 |
| 45° | 3 | WBP | 1,20 | 1,22 | -0,02 | 1,05 | -0,16 |
| 45° | 4 | WBP | 1,20 | 1,18 | 0,02 | 1,05 | -0,14 |
| 0° | 1 | WBP | 1,29 | 1,23 | 0,06 | 1,10 | -0,16 |
| 0° | 2 | WBP | 1,19 | 1,18 | 0,01 | 1,03 | -0,16 |
| 0° | 3 | WBP | 1,19 | 1,19 | 0,00 | 1,00 | -0,19 |
| 0° | 4 | WBP | 1,17 | 1,20 | -0,03 | 1,01 | -0,18 |
| Mittelwert | | | 1,23 | 1,22 | 0,01 | 1,07 | -0,16 |
| Standardabw. | | | 0,05 | 0,03 | 0,03 | 0,05 | 0,04 |

Tabelle 11: Mit der MP-AES ermittelte Si-Gehalte der Pulver aus den Pulverwürfeln am Schutzgas-Einlass (Si-Einlass), Schutzgas-Auslass (Si-Auslass) und der aus den Pulvern gefertigten Probekörpern (Si-Bauteil). Dabei gibt Δ (Einlass-Auslass) die Differenz zwischen dem Elementgehalt am Einlass und Auslass wieder. Der Wert Δ (Pulver-Bauteil) ist die Differenz zwischen dem Mittelwert aus Einlass und Auslass zu dem LE-Gehalt des Probekörpers. Alle LE-Gehalte sind in Ma.-% angegeben. Auf die Angabe der Standardabweichung der Einzelergebnisse wird verzichtet, da diese im Mittel lediglich etwa 0,002 Ma.-% beträgt.

| Baurichtung | Bauzyklus | Probenform | Si-Gehalt Einlass | Si-Gehalt Auslass | Δ (Einlass-Auslass) | Si-Gehalt Bauteil | Δ (Pulver-Bauteil) |
|--------------|-----------|------------|-------------------|-------------------|----------------------------|-------------------|---------------------------|
| 45° | 1 | KWBP | 0,39 | 0,40 | -0,01 | 0,42 | 0,03 |
| 0° | 1 | KWBP | 0,39 | 0,40 | -0,01 | 0,41 | 0,02 |
| 45° | 1 | WBP | 0,46 | 0,46 | 0,00 | 0,52 | 0,06 |
| 45° | 2 | WBP | 0,48 | 0,47 | 0,01 | 0,47 | -0,01 |
| 45° | 3 | WBP | 0,43 | 0,44 | -0,01 | 0,44 | 0,01 |
| 45° | 4 | WBP | 0,47 | 0,45 | 0,02 | 0,44 | -0,02 |
| 0° | 1 | WBP | 0,40 | 0,41 | -0,01 | 0,43 | 0,03 |
| 0° | 2 | WBP | 0,41 | 0,41 | 0,00 | 0,40 | -0,01 |
| 0° | 3 | WBP | 0,43 | 0,43 | 0,00 | 0,41 | -0,02 |
| 0° | 4 | WBP | 0,43 | 0,43 | 0,00 | 0,41 | -0,02 |
| Mittelwert | | | 0,43 | 0,43 | 0,00 | 0,44 | 0,01 |
| Standardabw. | | | 0,03 | 0,02 | 0,01 | 0,03 | 0,02 |

Tabelle 12: Mittels OES ermittelte Elementgehalte der Rissfortschrittsproben aus Walzmaterial (RFP-Walz) und der Rissfortschrittsproben aus dem PBF-LB/M-Prozess (RFP-Additiv) unter Angabe der unterschiedlichen Walzrichtungen bzw. Aufbauorientierungen. Die Mittelwerte und Standardabweichungen der LE-Gehalte sind in Ma.-% angegeben.

| Probe | Richtung | Cr | Mn | Si | C | S | Cu | Ni |
|--------------|----------------------|------|------|------|-------|-------|------|------|
| RFP-Walz | in Walzrichtung | 0,96 | 1,24 | 0,24 | 0,165 | 0,029 | 0,30 | 0,20 |
| | | 0,94 | 1,22 | 0,24 | 0,171 | 0,027 | 0,30 | 0,19 |
| | quer zu Walzrichtung | 0,95 | 1,23 | 0,24 | 0,168 | 0,029 | 0,30 | 0,20 |
| | | 0,93 | 1,21 | 0,25 | 0,176 | 0,025 | 0,29 | 0,19 |
| | 45° zu Walzrichtung | 0,94 | 1,22 | 0,24 | 0,177 | 0,028 | 0,30 | 0,20 |
| | | 0,94 | 1,22 | 0,24 | 0,172 | 0,031 | 0,29 | 0,20 |
| Mittelwert | | 0,94 | 1,22 | 0,24 | 0,172 | 0,028 | 0,30 | 0,20 |
| Standardabw. | | 0,01 | 0,01 | 0,00 | 0,004 | 0,002 | 0,00 | 0,00 |

| | | | | | | | | |
|--------------|--------------|------|------|------|-------|-------|------|------|
| RFP-Additiv | 0°-Richtung | 1 | 0,98 | 0,56 | 0,207 | 0,016 | 0,03 | 0,05 |
| | | 1,01 | 1,04 | 0,59 | 0,207 | 0,014 | 0,03 | 0,05 |
| | 45°-Richtung | 1,03 | 1,10 | 0,60 | 0,191 | 0,013 | 0,03 | 0,05 |
| | | 0,98 | 0,93 | 0,54 | 0,203 | 0,017 | 0,03 | 0,05 |
| | 90°-Richtung | 1,01 | 1,10 | 0,65 | 0,207 | 0,013 | 0,05 | 0,05 |
| | | 1 | 1,02 | 0,60 | 0,219 | 0,015 | 0,04 | 0,05 |
| Mittelwert | | 1,01 | 1,03 | 0,59 | 0,206 | 0,015 | 0,04 | 0,05 |
| Standardabw. | | 0,02 | 0,06 | 0,03 | 0,008 | 0,001 | 0,01 | 0,00 |

Tabelle 13: Porositätsparameter der KWBP und WBP in 0°-Richtung. Unter Angabe des Bauzyklus werden die drei Messorte „unten“, „Prüfquerschnitt“ und „oben“ hinsichtlich ihrer Porosität, der maximalen Feret-Durchmesser f_{\max} , der Fläche der größten Einzelpore und der mittlere Feret-Winkel von Poren größer $5000 \mu\text{m}^2$ angegeben. Der Mittelwert und die Standardabweichung der Porositätsparameter wurde aus je drei Proben und drei Messungen ermittelt. Mit Messort „unten“ sind die unteren an der Bauplattform angebrachten Spannenden bezeichnet, der Prüfquerschnitt ist der Bereich, welcher in der zyklischen Prüfung belastet wird und mit Messort „oben“ sind die oberen Spannenden der Proben bezeichnet.

| Bauzyklus | Messort | Porosität in % | f_{\max} in μm | Fläche in μm^2 | Feret-Winkel in ° |
|-----------|-----------------|-------------------|--------------------------------|------------------------------|----------------------|
| BZ1 | unten | $0,353 \pm 0,243$ | 381 ± 128 | 43853 ± 28024 | $85,9 \pm 1,9$ |
| | Prüfquerschnitt | $6,202 \pm 2,579$ | 631 ± 43 | 104843 ± 30098 | $88,9 \pm 7,4$ |
| | oben | $4,349 \pm 3,837$ | 903 ± 303 | 156948 ± 84206 | $94,7 \pm 3,6$ |
| BZ2 | unten | $0,538 \pm 0,082$ | 507 ± 38 | 69756 ± 22017 | $84,4 \pm 3,0$ |
| | Prüfquerschnitt | $0,486 \pm 0,184$ | 329 ± 99 | 35655 ± 17229 | $87,4 \pm 4,0$ |
| | oben | $0,814 \pm 0,066$ | 549 ± 143 | 96941 ± 46369 | $85,2 \pm 4,4$ |
| BZ3 | unten | $0,239 \pm 0,056$ | 333 ± 61 | 27187 ± 3145 | $84,2 \pm 5,2$ |
| | Prüfquerschnitt | $0,288 \pm 0,150$ | 189 ± 55 | 9896 ± 7229 | $87,5 \pm 6,5$ |
| | oben | $1,223 \pm 0,441$ | 545 ± 69 | 76335 ± 4111 | $88,9 \pm 2,9$ |
| Kerb | unten | $0,255 \pm 0,201$ | 310 ± 159 | 26717 ± 21022 | $91,9 \pm 10,5$ |
| | Prüfquerschnitt | $0,551 \pm 0,221$ | 199 ± 82 | 11333 ± 6190 | $95,8 \pm 1,9$ |
| | oben | $2,844 \pm 0,476$ | 799 ± 43 | 167071 ± 34467 | $90,9 \pm 0,8$ |

Tabelle 14: Porositätsparameter der KWBP und WBP in 45°-Richtung. Unter Angabe des Bauzyklus werden die drei Messorte „unten“, „Prüfquerschnitt“ und „oben“ hinsichtlich ihrer Porosität, der maximalen Feret-Durchmesser f_{\max} , der Fläche der größten Einzelpore und der mittlere Feret-Winkel von Poren größer $5000 \mu\text{m}^2$ angegeben. Der Mittelwert und die Standardabweichung der Porositätsparameter wurde aus je drei Proben und drei Messungen ermittelt. Mit Messort „unten“ sind die unteren an der Bauplattform angebrachten Spannenden bezeichnet, der Prüfquerschnitt ist der Bereich, welcher in der zyklischen Prüfung belastet wird und mit Messort „oben“ sind die oberen Spannenden der Proben bezeichnet.

| Bauzyklus | Messort | Porosität in % | f_{\max} in μm | Fläche in μm^2 | Feret-Winkel in $^\circ$ |
|-----------|-----------------|-------------------|--------------------------------|------------------------------|-----------------------------|
| BZ1 | unten | 0,461 \pm 0,210 | 483 \pm 68 | 89170 \pm 17451 | 86,5 \pm 1,5 |
| | Prüfquerschnitt | 0,356 \pm 0,174 | 237 \pm 96 | 24806 \pm 21300 | 84,4 \pm 7,2 |
| | oben | 4,091 \pm 0,018 | 952 \pm 84 | 382038 \pm 125571 | 93,7 \pm 1,4 |
| BZ2 | unten | 0,333 \pm 0,201 | 672 \pm 204 | 124219 \pm 64865 | 92,3 \pm 3,9 |
| | Prüfquerschnitt | 0,490 \pm 0,163 | 276 \pm 99 | 26146 \pm 14064 | 92,9 \pm 6,6 |
| | oben | 3,267 \pm 0,931 | 786 \pm 36 | 162005 \pm 53020 | 90,5 \pm 4,6 |
| BZ3 | unten | 0,626 \pm 0,512 | 428 \pm 35 | 85194 \pm 50902 | 87,9 \pm 1,4 |
| | Prüfquerschnitt | 0,250 \pm 0,102 | 215 \pm 96 | 20777 \pm 21330 | 85,8 \pm 6,6 |
| | oben | 2,815 \pm 1,401 | 779 \pm 128 | 172269 \pm 58331 | 89,1 \pm 1,9 |
| BZ4 | unten | 0,279 \pm 0,140 | 605 \pm 190 | 105285 \pm 64134 | 94,1 \pm 3,1 |
| | Prüfquerschnitt | 0,202 \pm 0,102 | 179 \pm 55 | 11908 \pm 6154 | 85,3 \pm 7,1 |
| | oben | 3,354 \pm 2,063 | 546 \pm 113 | 110367 \pm 55541 | 88,1 \pm 0,9 |
| Kerb | unten | 0,862 \pm 0,473 | 388 \pm 91 | 64770 \pm 25649 | 85,5 \pm 2,4 |
| | Prüfquerschnitt | 0,716 \pm 0,112 | 258 \pm 88 | 31524 \pm 21604 | 86,7 \pm 9,5 |
| | oben | 4,326 \pm 0,476 | 862 \pm 177 | 196952 \pm 27519 | 84,1 \pm 1,3 |

Tabelle 15: Porositätsparameter der KWBP und WBP in 90°-Richtung. Unter Angabe des Bauzyklus wird der Messort „Prüfquerschnitt“ hinsichtlich der Porosität, des maximalen Feret-Durchmesser f_{\max} , der Fläche der größten Einzelpore und der mittlere Feret-Winkel von Poren größer $5000 \mu\text{m}^2$ angegeben. Der Mittelwert und die Standardabweichung der Porositätsparameter wurde aus je drei Proben und drei Messungen ermittelt. Der Prüfquerschnitt ist der Bereich, welcher in der zyklischen Prüfung belastet wird.

| Bauzyklus | Messort | Porosität in % | f_{\max} in μm | Fläche in μm^2 | Feret-Winkel in $^\circ$ |
|-----------|-----------------|-------------------|--------------------------------|------------------------------|-----------------------------|
| BZ1 | Prüfquerschnitt | 0,102 \pm 0,060 | 72 \pm 54 | 2568 \pm 2849 | 123,0 \pm 10,1 |
| BZ2 | Prüfquerschnitt | 2,117 \pm 0,120 | 896 \pm 259 | 227834 \pm 89992 | 102,5 \pm 14,4 |
| BZ3 | Prüfquerschnitt | 0,542 \pm 0,321 | 225 \pm 194 | 12610 \pm 9387 | 119,9 \pm 20,1 |
| BZ5 | Prüfquerschnitt | 3,309 \pm 1,491 | 641 \pm 121 | 178894 \pm 77507 | 91,4 \pm 7,5 |
| BZ6 | Prüfquerschnitt | 1,147 \pm 0,344 | 338 \pm 46 | 29352 \pm 6515 | 88,0 \pm 16,7 |
| BZ7 | Prüfquerschnitt | 0,530 \pm 0,223 | 274 \pm 76 | 28472 \pm 9812 | 90,9 \pm 21,9 |
| BZ10 | Prüfquerschnitt | 0,037 \pm 0,004 | 51 \pm 23 | 878 \pm 678 | 117 \pm 11,2 |
| BZ11 | Prüfquerschnitt | 0,507 \pm 0,182 | 209 \pm 54 | 32207 \pm 18380 | 111,6 \pm 8,7 |
| BZ13 | Prüfquerschnitt | 0,975 \pm 0,345 | 366 \pm 130 | 63370 \pm 37257 | 106,1 \pm 15,1 |
| BZ14 | Prüfquerschnitt | 0,506 \pm 0,181 | 209 \pm 54 | 32083 \pm 18309 | 111,2 \pm 8,6 |
| KWBP-BZ2 | Prüfquerschnitt | 1,955 \pm 1,065 | 383 \pm 179 | 62459 \pm 43047 | 96,5 \pm 8,5 |
| KWBP-BZ3 | Prüfquerschnitt | 2,361 \pm 2,020 | 381 \pm 296 | 153109 \pm 47879 | 126,1 \pm 29,2 |
| KWBP-BZ4 | Prüfquerschnitt | 2,273 \pm 1,522 | 338 \pm 124 | 53989 \pm 40422 | 71,5 \pm 33,7 |

Tabelle 16: Mittels quantitativer Bildanalyse ermittelte Porositäten der Zugproben im ND + HDGA und blindgehärteten Wärmebehandlungszustand.

| Baurichtung | Messort | Porosität in % |
|--------------|-----------------|----------------|
| 0°-Richtung | Prüfquerschnitt | 0,393 ±0,091 |
| 45°-Richtung | Prüfquerschnitt | 0,507 ±0,142 |
| 90°-Richtung | Prüfquerschnitt | 0,410 ±0,141 |

Tabelle 17: Nach dem Linienschnittverfahren aus DIN EN ISO 643 bestimmte Korngrößen für die WBP der 0°-Richtung [113]. Der jeweils betrachtete Bauzyklus ist mit „BZ“ abgekürzt. Bei der Messposition ist „unten“ das Spannende welches an die Bauplattform angebunden ist. Die Messposition „oben“ ist das freie Ende der WBP. Die Angabe der Linienschnittlänge „in Bel.-Richtung“ ist die Richtung der höchsten Normalspannung. Mit „quer zu Bel.-Richtung“ ist die orthogonale zu „in Bel.-Richtung“ definiert. Die Angaben des Mittelwertes und der Standardabweichung der Linienschnittlänge erfolgt in μm . Der Mittelwert der einzelnen Positionen ist unter „berechnet Prüfquerschnitt“ unter Berücksichtigung der einzelnen Messrichtungen angeben.

| Baurichtung | Bauzyklus | Position | in Bel.-Richtung in μm | quer zu Bel.-Richtung in μm | |
|-------------|---------------------------|----------|--------------------------------------|---|------|
| 0°-Richtung | BZ1 | unten | 5,67 ±3,14 | 5,18 ±2,79 | |
| | | oben | 6,17 ±3,49 | 5,73 ±2,61 | |
| | BZ2 | unten | 5,72 ±3,48 | 5,66 ±3,49 | |
| | | oben | 5,51 ±2,77 | 4,54 ±2,54 | |
| | BZ3 | unten | 5,30 ±2,81 | 5,07 ±2,90 | |
| | | oben | 5,31 ±2,70 | 4,80 ±2,48 | |
| | Gesamt | unten | 5,56 ±3,14 | 5,30 ±3,06 | |
| | | oben | 5,66 ±2,99 | 5,02 ±2,54 | |
| | berechnet Prüfquerschnitt | | | 5,61 | 5,16 |

Tabelle 18: Nach dem Linienschnittverfahren aus DIN EN ISO 643 bestimmte Korngrößen für die WBP der 45°-Richtung [113]. Der jeweils betrachtete Bauzyklus ist mit „BZ“ abgekürzt. Bei der Messposition ist „unten“ das Spannende welches an die Bauplattform angebunden ist. Die Messposition „oben“ ist das freie Ende der WBP. Die Angabe der Linienschnittlänge „in Bel.-Richtung“ ist die Richtung der höchsten Normalspannung. Mit „quer zu Bel.-Richtung“ ist die orthogonale zu „in Bel.-Richtung“ definiert. Die Angaben des Mittelwertes und der Standardabweichung der Linienschnittlänge erfolgt in μm . Der Mittelwert der einzelnen Positionen ist unter „berechnet Prüfquerschnitt“ unter Berücksichtigung der einzelnen Messrichtungen angeben.

| Baurichtung | Bauzyklus | Position | in Bel.-Richtung in μm | quer zu Bel.-Richtung in μm |
|---------------------------|-----------|----------|--------------------------------------|---|
| 45°-Richtung | BZ1 | unten | 4,72 ±2,55 | 4,11 ±2,46 |
| | | oben | 5,52 ±3,04 | 5,22 ±3,11 |
| | BZ2 | unten | 5,48 ±3,03 | 5,21 ±3,12 |
| | | oben | 6,08 ±3,22 | 4,75 ±2,82 |
| | BZ3 | unten | 5,66 ±3,67 | 5,21 ±3,27 |
| | | oben | 5,33 ±3,07 | 5,81 ±3,80 |
| | BZ4 | unten | 4,96 ±3,20 | 4,60 ±2,63 |
| | | oben | 5,56 ±3,27 | 5,22 ±2,89 |
| | Gesamt | unten | 5,21 ±3,12 | 4,78 ±2,87 |
| | | oben | 5,62 ±3,15 | 5,25 ±3,16 |
| berechnet Prüfquerschnitt | | | 5,41 | 5,02 |

Tabelle 19: Nach dem Linienschnittverfahren aus DIN EN ISO 643 bestimmte Korngrößen für die WBP der 90°-Richtung [113]. Der jeweils betrachtete Bauzyklus ist mit „BZ“ abgekürzt. Die Messungen erfolgten in der Ebene der Bauplattform im Prüfquerschnitt der WBP. Die Angabe der Linienschnittlänge „in Bel.-Richtung“ ist die Richtung der höchsten Normalspannung. Mit „quer zu Bel.-Richtung“ ist die orthogonale zu „in Bel.-Richtung“ definiert. Die Angaben des Mittelwertes und der Standardabweichung der Linienschnittlänge erfolgt in μm .

| Baurichtung | Bauzyklus | Position | in Bel.-Richtung in μm | quer zu Bel.-Richtung in μm |
|--------------|-----------|-----------------|--------------------------------------|---|
| 90°-Richtung | BZ1 | Prüfquerschnitt | 5,58 \pm 4,08 | 4,94 \pm 3,34 |
| | BZ2 | Prüfquerschnitt | 4,98 \pm 3,94 | 5,60 \pm 3,69 |
| | BZ3 | Prüfquerschnitt | 5,59 \pm 3,93 | 5,63 \pm 3,69 |
| | BZ5 | Prüfquerschnitt | 4,92 \pm 3,85 | 6,21 \pm 4,36 |
| | BZ6 | Prüfquerschnitt | 4,91 \pm 3,30 | 5,34 \pm 3,98 |
| | BZ7 | Prüfquerschnitt | 4,80 \pm 3,26 | 5,05 \pm 3,08 |
| | BZ10 | Prüfquerschnitt | 5,49 \pm 3,76 | 5,67 \pm 3,63 |
| | BZ11 | Prüfquerschnitt | 5,45 \pm 4,35 | 5,45 \pm 4,29 |
| | BZ13 | Prüfquerschnitt | 5,30 \pm 4,13 | 5,51 \pm 4,08 |
| | BZ14 | Prüfquerschnitt | 5,19 \pm 4,10 | 5,83 \pm 4,33 |
| | Gesamt | Prüfquerschnitt | 5,22 \pm 3,87 | 5,52 \pm 3,85 |

Tabelle 20: Nach dem Linienschnittverfahren aus DIN EN ISO 643 bestimmte Korngrößen für das Walzmaterial in unterschiedlichen Walztexturrichtungen [113]. Bei der Texturrichtung „in Walzrichtung“ entspricht die Messrichtung in Bel.-Richtung der Texturrichtung. Die Texturrichtung „quer zu Walzrichtung“ ist eine um 90° gedrehte „in Walzrichtung“ Probe. Entsprechend ist „diag. zu Walzrichtung“ um 45° zu „in Walzrichtung“ gedreht. Alle Angaben sind in μm angegeben.

| Texturrichtung | in Bel.-Richtung in μm | quer zu Bel.-Richtung in μm |
|----------------------|--------------------------------------|---|
| quer zu Walzrichtung | 8,11 \pm 4,97 | 8,88 \pm 5,93 |
| 45° zu Walzrichtung | 8,67 \pm 6,25 | 8,93 \pm 6,49 |
| in Walzrichtung | 8,50 \pm 6,57 | 8,51 \pm 5,38 |
| Gesamt | 8,42 \pm 5,93 | 8,77 \pm 5,93 |

Tabelle 21: Korngrößen nach einer Vakuum-Wärmebehandlung bei 950 °C und unterschiedlichen Haltedauern t_g bestimmt nach dem Linienschnittverfahren aus DIN EN ISO 643 [113]. Die Bestimmung der Korngröße erfolgte in der Draufsicht, die der Baurichtung im Druckprozess entspricht. Die Angaben des Mittelwertes und der Standardabweichung erfolgt in μm .

| Baurichtung | t_g | in Schutzgasstom-Richtung in μm | in Pulverauftrag-Richtung in μm |
|-------------|---------|---|---|
| 0°-Richtung | 60 min | 5,58 \pm 3,67 | 5,23 \pm 3,27 |
| | 90 min | 5,19 \pm 3,29 | 4,90 \pm 2,84 |
| | 120 min | 5,07 \pm 3,02 | 5,43 \pm 3,59 |
| | 240 min | 4,98 \pm 3,00 | 5,46 \pm 3,34 |

Tabelle 22: Nach DIN EN 6507-1 [116] ermittelte Makrohärten der Zugproben nach DIN EN ISO 2740 [73].
Probengeometrie nach Abbildung 18 a).

| Baurichtung | WB | Oberfläche | Messort | Härte in HV30 |
|---|-------------|-------------|-----------------|--------------------|
| 0°-Richtung | ND + HDGA | wie-gebaut | Prüfquerschnitt | 689 ±30 |
| 45°-Richtung | | | | 714 ±31 |
| 90°-Richtung | | | | 709 ±27 |
| 0°-Richtung | ND + HDGA | geschliffen | Prüfquerschnitt | 703 ±17 |
| 45°-Richtung | | | | 715 ±19 |
| 90°-Richtung | | | | 717 ±15 |
| 0°-Richtung | Blindhärten | geschliffen | Prüfquerschnitt | 412 ±12 |
| 45°-Richtung | | | | 407 ±13 |
| 90°-Richtung | | | | 410 ±15 |
| in Walzrichtung | Blindhärten | geschliffen | Prüfquerschnitt | 375 ±19 |
| 45° zu Walzrichtung quer zu Walzrichtung | | | | 371 ±11 379 ±26 |

Tabelle 23: Nach DIN EN 6507-1 [116] ermittelte Makrohärten der KWBP und WBP in 0°-Richtung nach
DIN EN ISO 3928 [111]. Probengeometrie nach Abbildung 18 b) und c).

| Probenform | Bauzyklus | Oberfläche | Messort | Härte in HV30 |
|------------|-----------|-------------|-----------------|---------------|
| WBP | BZ1 | wie-gebaut | unten | 714 ±24 |
| | | | Prüfquerschnitt | 689 ±66 |
| | | | oben | 632 ±59 |
| WBP | BZ2 | wie-gebaut | unten | 709 ±19 |
| | | | Prüfquerschnitt | 708 ±19 |
| | | | oben | 701 ±41 |
| WBP | BZ3 | wie-gebaut | unten | 723 ±14 |
| | | | Prüfquerschnitt | 725 ±22 |
| | | | oben | 713 ±16 |
| WBP | BZ1 | geschliffen | unten | 725 ±11 |
| | | | Prüfquerschnitt | 678 ±70 |
| | | | oben | 616 ±13 |
| WBP | BZ2 | geschliffen | unten | 708 ±18 |
| | | | Prüfquerschnitt | 719 ±30 |
| | | | oben | 722 ±14 |
| WBP | BZ3 | geschliffen | unten | 723 ±27 |
| | | | Prüfquerschnitt | 728 ±8 |
| | | | oben | 712 ±11 |
| KWBP | BZ1 | wie-gebaut | unten | 715 ±14 |
| | | | Prüfquerschnitt | 719 ±16 |
| | | | oben | 725 ±14 |
| KWBP | BZ1 | geschliffen | unten | 719 ±16 |
| | | | Prüfquerschnitt | 722 ±11 |
| | | | oben | 722 ±13 |

Tabelle 24: Nach DIN EN 6507-1 [116] ermittelte Makrohärten der KWBP und WBP in 45°-Richtung nach DIN EN ISO 3928 [111]. Probengeometrie nach Abbildung 18 b) und c).

| Probenform | Bauzyklus | Oberfläche | Messort | Härte in HV30 |
|------------|-----------|-------------|-----------------|---------------|
| WBP | BZ1 | wie-gebaut | unten | 708 ±18 |
| | | | Prüfquerschnitt | 707 ±23 |
| | | | oben | 691±40 |
| WBP | BZ2 | wie-gebaut | unten | 711 ±32 |
| | | | Prüfquerschnitt | 714 ±44 |
| | | | oben | 712 ±32 |
| WBP | BZ3 | wie-gebaut | unten | 720 ±18 |
| | | | Prüfquerschnitt | 714 ±19 |
| | | | oben | 711 ±20 |
| WBP | BZ4 | wie-gebaut | unten | 720 ±25 |
| | | | Prüfquerschnitt | 720 ±15 |
| | | | oben | 723 ±25 |
| WBP | BZ1 | geschliffen | unten | 715 ±32 |
| | | | Prüfquerschnitt | 708 ±39 |
| | | | oben | 711 ±32 |
| WBP | BZ2 | geschliffen | unten | 717 ±22 |
| | | | Prüfquerschnitt | 720 ±10 |
| | | | oben | 682 ±33 |
| WBP | BZ3 | geschliffen | unten | 722 ±13 |
| | | | Prüfquerschnitt | 720 ±15 |
| | | | oben | 716 ±12 |
| WBP | BZ4 | geschliffen | unten | 716 ±15 |
| | | | Prüfquerschnitt | 728 ±8 |
| | | | oben | 713 ±5 |
| KWBP | BZ1 | wie-gebaut | unten | 716 ±14 |
| | | | Prüfquerschnitt | 717 ±10 |
| | | | oben | 717 ±16 |
| KWBP | BZ1 | geschliffen | unten | 717 ±11 |
| | | | Prüfquerschnitt | 722 ±13 |
| | | | oben | 715 ±14 |

Tabelle 25: Nach DIN EN 6507-1 [116] ermittelte Makrohärten der KWBP und WBP in 90°-Richtung nach DIN EN ISO 3928 [111]. Probengeometrie nach Abbildung 18 b) und c).

| Probenform | Bauzyklus | Oberfläche | Messort | Härte in HV30 |
|------------|-----------|-------------|-----------------|---------------|
| WBP | BZ1 | wie-gebaut | Prüfquerschnitt | 709 ±6 |
| WBP | BZ2 | | | 709 ±7 |
| WBP | BZ3 | | | 695 ±24 |
| WBP | BZ5 | | | 694 ±24 |
| WBP | BZ6 | | | 732 ±3 |
| WBP | BZ7 | | | 714 ±5 |
| WBP | BZ10 | | | 724 ±12 |
| WBP | BZ11 | | | 699 ±29 |
| WBP | BZ13 | | | 702 ±15 |
| WBP | BZ14 | | | 707 ±17 |
| WBP | BZ1 | | | geschliffen |
| WBP | BZ2 | 720 ±25 | | |
| WBP | BZ3 | 715 ±13 | | |
| WBP | BZ5 | 709 ±21 | | |
| WBP | BZ6 | 723 ±11 | | |
| WBP | BZ7 | 723 ±10 | | |
| WBP | BZ10 | 728 ±16 | | |
| WBP | BZ11 | 718 ±16 | | |
| WBP | BZ13 | 712 ±10 | | |
| WBP | BZ14 | 718 ±13 | | |
| KWBP | BZ2 | wie-gebaut | | 716 ±22 |
| KWBP | BZ3 | | 722 ±18 | |
| KWBP | BZ4 | | 728 ±13 | |
| KWBP | BZ2 | geschliffen | 729 ±20 | |
| KWBP | BZ3 | | 727 ±12 | |
| KWBP | BZ4 | | 713 ±12 | |

Tabelle 26: Ermittelte Mikrohärtigkeit der KWBP und WBP in 0° -Richtung in Randnähe H_0 und im Kern der Probe H_∞ . Die Werte wurden aus der Approximationsgleichung 3.1 berechnet. Zusätzlich ist die berechnete Einsatzhärtungstiefe CHD mit einer Grenzhärte von 550 HV1 für die betrachtete Messreihe angegeben. Für die Angabe der gemittelten Messreihen wurden die Einzel-Messreihen aller Bauzyklen BZi zusammengefasst.

| Bauzyklus | Messort | Messreihe | H_0 in HV1 | H_∞ in HV1 | CHD in mm |
|-----------|-----------------|-----------|--------------|-------------------|-----------|
| WBP-BZ1 | unten | 1 | 672 | 397 | 0,52 |
| WBP-BZ1 | unten | 2 | 685 | 371 | 0,51 |
| WBP-BZ2 | unten | 1 | 677 | 372 | 0,50 |
| WBP-BZ2 | unten | 2 | 685 | 404 | 0,52 |
| WBP-BZ3 | unten | 1 | 687 | 398 | 0,53 |
| WBP-BZ3 | unten | 2 | 696 | 383 | 0,52 |
| WBP-BZ1 | oben | 1 | 723 | 422 | 0,51 |
| WBP-BZ1 | oben | 2 | 691 | 398 | 0,55 |
| WBP-BZ2 | oben | 1 | 695 | 387 | 0,51 |
| WBP-BZ2 | oben | 2 | 715 | 428 | 0,59 |
| WBP-BZ3 | oben | 1 | 722 | 413 | 0,57 |
| WBP-BZ3 | oben | 2 | 726 | 400 | 0,57 |
| WBP | unten | alle | 684 | 388 | 0,51 |
| WBP | Prüfquerschnitt | alle | 711 | 394 | 0,52 |
| WBP | oben | alle | 711 | 408 | 0,55 |
| KWBP | unten | alle | 718 | 414 | 0,55 |
| KWBP | Prüfquerschnitt | alle | 718 | 417 | 0,56 |
| KWBP | oben | alle | 718 | 419 | 0,57 |

Tabelle 27: Ermittelte Mikrohärtigkeit der KWBP und WBP in 45°-Richtung in Randnähe H_0 und im Kern der Probe H_∞ . Die Werte wurden aus der Approximationsgleichung 3.1 berechnet. Zusätzlich ist die berechnete Einsatzhärtungstiefe CHD mit einer Grenzhärte von 550 HV1 für die betrachtete Messreihe angegeben. Für die Angabe der gemittelten Messreihen wurden die Einzel-Messreihen aller Bauzyklen BZi zusammengefasst.

| Bauzyklus | Messort | Messreihe | H_0 in HV1 | H_∞ in HV1 | CHD in mm |
|-----------|-----------------|-----------|--------------|-------------------|-----------|
| WBP-BZ1 | unten | 1 | 697 | 371 | 0,48 |
| WBP-BZ1 | unten | 2 | 694 | 377 | 0,49 |
| WBP-BZ2 | unten | 1 | 704 | 374 | 0,49 |
| WBP-BZ2 | unten | 2 | 697 | 369 | 0,49 |
| WBP-BZ3 | unten | 1 | 692 | 377 | 0,50 |
| WBP-BZ3 | unten | 2 | 692 | 361 | 0,49 |
| WBP-BZ4 | unten | 1 | 703 | 374 | 0,52 |
| WBP-BZ4 | unten | 2 | 687 | 372 | 0,51 |
| WBP-BZ1 | oben | 1 | 727 | 401 | 0,56 |
| WBP-BZ1 | oben | 2 | 712 | 401 | 0,57 |
| WBP-BZ2 | oben | 1 | 724 | 401 | 0,55 |
| WBP-BZ2 | oben | 2 | 714 | 389 | 0,57 |
| WBP-BZ3 | oben | 1 | 714 | 384 | 0,58 |
| WBP-BZ3 | oben | 2 | 723 | 391 | 0,54 |
| WBP-BZ4 | oben | 1 | 719 | 384 | 0,56 |
| WBP-BZ4 | oben | 2 | 718 | 391 | 0,57 |
| WBP | unten | alle | 696 | 372 | 0,50 |
| WBP | Prüfquerschnitt | alle | 714 | 394 | 0,55 |
| WBP | oben | alle | 719 | 393 | 0,56 |
| KWBP | unten | alle | 698 | 388 | 0,51 |
| KWBP | Prüfquerschnitt | alle | 712 | 401 | 0,57 |
| KWBP | oben | alle | 717 | 408 | 0,57 |

Tabelle 28: Ermittelte Mikrohärtigkeit der KWBP und WBP in 90°-Richtung in Randnähe H_0 und im Kern der Probe H_∞ . Die Werte wurden aus der Approximationsgleichung 3.1 berechnet. Zusätzlich ist die berechnete Einsatzhärtungstiefe CHD mit einer Grenzhärte von 550 HV1 für die betrachtete Messreihe angegeben. Für die Angabe der gemittelten Messreihen wurden die Einzel-Messreihen aller Bauzyklen BZi zusammengefasst.

| Bauzyklus | Messort | Messreihe | H_0 in HV1 | H_∞ in HV1 | CHD in mm |
|-----------|-----------------|-----------|--------------|-------------------|-----------|
| WBP-BZ1 | Prüfquerschnitt | 1-3 | 704 | 395 | 0,58 |
| WBP-BZ2 | Prüfquerschnitt | 1-3 | 705 | 400 | 0,53 |
| WBP-BZ3 | Prüfquerschnitt | 1-3 | 719 | 390 | 0,58 |
| WBP-BZ5 | Prüfquerschnitt | 1-3 | 714 | 386 | 0,58 |
| WBP-BZ6 | Prüfquerschnitt | 1-3 | 711 | 393 | 0,57 |
| WBP-BZ7 | Prüfquerschnitt | 1-3 | 697 | 402 | 0,58 |
| WBP-BZ10 | Prüfquerschnitt | 1-3 | 694 | 410 | 0,52 |
| WBP-BZ11 | Prüfquerschnitt | 1-3 | 697 | 403 | 0,57 |
| WBP-BZ13 | Prüfquerschnitt | 1-3 | 706 | 389 | 0,55 |
| WBP-BZ14 | Prüfquerschnitt | 1-3 | 702 | 398 | 0,56 |
| KWBP-BZ2 | Prüfquerschnitt | 1-3 | 723 | 411 | 0,62 |
| KWBP-BZ3 | Prüfquerschnitt | 1-3 | 699 | 386 | 0,55 |
| KWBP-BZ4 | Prüfquerschnitt | 1-3 | 714 | 397 | 0,59 |
| WBP | Prüfquerschnitt | alle | 705 | 396 | 0,56 |
| KWBP | Prüfquerschnitt | alle | 712 | 398 | 0,58 |

Tabelle 29: Ermittelte Mikrohärtigkeit der RFP aus dem PBF-LB/M-Prozess (0°, 45° und 90°-Richtung) und aus Walzmaterial (quer zu Walzrichtung, 45° zu Walzrichtung und in Walzrichtung) in Randnähe H_0 und im Kern der Probe H_∞ . Härtewerte wurden mit der Approximationsgleichung 3.2 berechnet.

| Probe | Messreihe | H_0 in HV1 | H_∞ in HV1 |
|----------------------|-----------|--------------|-------------------|
| 0°-Richtung | alle | 391 | 442 |
| 45°-Richtung | alle | 386 | 430 |
| 90°-Richtung | alle | 389 | 430 |
| quer zu Walzrichtung | alle | 309 | 368 |
| 45° zu Walzrichtung | alle | 305 | 362 |
| in Walzrichtung | alle | 328 | 377 |

Tabelle 30: Mit Gleichung 3.5 ermittelte Approximationsparameter aus der wahren Spannung - wahren Dehnungs - Kurven für die wärmebehandelten WB einsatzgehärteten (ND + HDGA) und blindgehärteten (blindgehärtet) Zugproben aus dem PBF-LB/M-Prozess. Variable Approximationsparameter sind der E-Modul E , der Verfestigungskoeffizient K_{RO} und der Verfestigungsexponent n_{RO} . Berechnete Parameter sind die wahre Dehngrenze $R_{p0,2, \text{wahr}}$, wahre Zugfestigkeit $R_{m, \text{wahr}}$, die wahre Dehnung ϵ_{RO} und der Anteil der plastischen Dehnung $\epsilon_{RO, \text{plast}}$ aus den gemittelten wahren Spannung - wahren Dehnungs - Kurve.

| Probe | WB | Oberfläche | E in MPa | $R_{p0,2, \text{wahr}}$ in MPa | $R_{m, \text{wahr}}$ in MPa | ϵ_{RO} - | $\epsilon_{RO, \text{plast}}$ - | K_{RO} in MPa | n_{RO} - |
|--------------|---------------|-------------|---------------|-----------------------------------|--------------------------------|----------------------|------------------------------------|--------------------|---------------|
| 0°-Richtung | ND + HDGA | wie-gebaut | 191658 | - | 767 | 0,0046 | 0,0006 | 3506 | 0,2039 |
| 45°-Richtung | ND + HDGA | wie-gebaut | 200236 | - | 925 | 0,0053 | 0,0007 | 4956 | 0,2320 |
| 90°-Richtung | ND + HDGA | wie-gebaut | 205128 | 1185 | 1300 | 0,0102 | 0,0039 | 2784 | 0,1372 |
| 0°-Richtung | ND + HDGA | geschliffen | 192172 | 1145 | 1159 | 0,0080 | 0,0022 | 2409 | 0,1199 |
| 45°-Richtung | ND + HDGA | geschliffen | 207664 | - | 1128 | 0,0069 | 0,0015 | 3146 | 0,1578 |
| 90°-Richtung | ND + HDGA | geschliffen | 201910 | 1185 | 1348 | 0,0112 | 0,0045 | 3206 | 0,1603 |
| 0°-Richtung | blindgehärtet | geschliffen | 161904 | 1055 | 1348 | 0,0424 | 0,0340 | 1802 | 0,0859 |
| 45°-Richtung | blindgehärtet | geschliffen | 171398 | 1085 | 1385 | 0,0407 | 0,0327 | 1863 | 0,0866 |
| 90°-Richtung | blindgehärtet | geschliffen | 164303 | 1055 | 1361 | 0,0362 | 0,0249 | 1926 | 0,0970 |

Tabelle 31: Parameter der technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven der blindgehärteten, im PBF-LB/M-Prozess gefertigten Zugproben und der Zugproben aus Walzmaterial. Die Angabe der Texturrichtung des Walzmaterials ist auf die Belastungsrichtung bezogen. Die im PBF-LB/M-Prozess gefertigten Proben wurden entsprechend ihrer Probenform in Baurichtung (0°-Richtung), diagonal zur Baurichtung (45°-Richtung) und quer zur Baurichtung (90°-Richtung) geprüft. Angegeben sind die Dehngrenze $R_{p0,2}$, die Zugfestigkeit R_m , die Gleichmaßdehnung A_g , die Bruchdehnung A , die Bruchdehnung Z , die Bruchspannung σ_{Bruch} und die Dehnungsenergie E_{Zug} .

| Probe | $R_{p0,2}$ in MPa | R_m in MPa | A_g in % | A in % | Z in % | σ_{Bruch} in MPa | E_{Zug} in MPa |
|----------------------|----------------------|-----------------|---------------|-------------|-------------|----------------------------|---------------------|
| 0°-Richtung | 927 | 1270 | 3,2 | 3,3 | 4,4 | 1253 | 4253 |
| 45°-Richtung | 972 | 1323 | 3,8 | 4,2 | 6,0 | 1298 | 5594 |
| 90°-Richtung | 993 | 1302 | 3,4 | 3,5 | 4,0 | 1269 | 4804 |
| quer zu Walzrichtung | 702 | 1074 | 4,5 | 12,1 | 37,8 | 915 | 12464 |
| 45° zu Walzrichtung | 642 | 1058 | 4,8 | 15,1 | 53,0 | 776 | 14801 |
| in Walzrichtung | 649 | 1070 | 5,9 | 18,6 | 53,7 | 782 | 18447 |

Tabelle 32: Parameter der technische Spannungs-Dehnungs-Kurven der Zugproben nach der Vakuum-Wärmebehandlung bei 950 °C und unterschiedlichen Haltedauern t_g . Angegeben sind die Dehngrenze $R_{p0,2}$, die Zugfestigkeit R_m , die Gleichmaßdehnung A_g und die Bruchdehnung A .

| Probe | t_g in min | $R_{p0,2}$ in MPa | R_m in MPa | A_g in % | A in % |
|--------------|-----------------|----------------------|-----------------|---------------|-------------|
| 0°-Richtung | 60 | 331 | 461 | 16,8 | 24,2 |
| 45°-Richtung | | 347 | 506 | 17,0 | 36,6 |
| 90°-Richtung | | 382 | 530 | 17,7 | 37,1 |
| 0°-Richtung | 90 | 331 | 456 | 16,1 | 21,5 |
| 45°-Richtung | | 358 | 513 | 17,3 | 37,0 |
| 90°-Richtung | | 377 | 536 | 17,6 | 37,8 |
| 0°-Richtung | 120 | 328 | 457 | 17,2 | 30,1 |
| 45°-Richtung | | 351 | 504 | 17,4 | 35,2 |
| 90°-Richtung | | 375 | 531 | 17,3 | 39,5 |
| 0°-Richtung | 240 | 321 | 447 | 17,8 | 31,2 |
| 45°-Richtung | | 343 | 501 | 17,6 | 39,9 |
| 90°-Richtung | | 368 | 518 | 17,2 | 40,9 |

Tabelle 33: Mittels Tastschnittverfahren ermittelte Rauigkeitsparameter R_a , R_z und R_{max} der KWBP und WBP in 0°- und 45°-Richtung in Abhängigkeit der Messposition am oberen Spannende (oben) und unteren Spannende (unten) mit wie-gebaut Oberfläche in Messrichtung Probenlängsrichtung.

| Baurichtung | Probenform | Oberfläche | Messort | R_a in μm | R_z in μm | R_{max} in μm |
|--------------|------------|------------|---------|------------------------|------------------------|----------------------------|
| 0°-Richtung | WBP | wie-gebaut | unten | 14,0 \pm 3,5 | 67,9 \pm 17,2 | 87,4 \pm 21,6 |
| 0°-Richtung | WBP | wie-gebaut | oben | 18,0 \pm 2,6 | 85,0 \pm 14,4 | 113,1 \pm 18,3 |
| 45°-Richtung | WBP | wie-gebaut | unten | 10,0 \pm 0,9 | 47,5 \pm 3,9 | 59,4 \pm 13,1 |
| 45°-Richtung | WBP | wie-gebaut | oben | 14,8 \pm 3,9 | 69,2 \pm 17,1 | 96,1 \pm 28,1 |
| 0°-Richtung | KWBP | wie-gebaut | unten | 10,9 \pm 0,8 | 54,0 \pm 2,9 | 67,4 \pm 6,5 |
| 0°-Richtung | KWBP | wie-gebaut | oben | 17,5 \pm 1,4 | 82,1 \pm 4,9 | 100,6 \pm 8,4 |
| 45°-Richtung | KWBP | wie-gebaut | unten | 7,7 \pm 0,9 | 38,3 \pm 5,0 | 50,5 \pm 7,8 |
| 45°-Richtung | KWBP | wie-gebaut | oben | 15,2 \pm 2,2 | 70,2 \pm 8,7 | 90,6 \pm 10,5 |

Tabelle 34: Mittels Tastschnittverfahren ermittelte Rauigkeitsparameter R_a , R_z und R_{max} der WBP in 0°, 45°- und 90°-Richtung in Abhängigkeit des Oberflächenzustandes wie-gebaut und geschliffen. Die Rauigkeit wurde quer zur Belastungsrichtung (quer Prüfquer.) ermittelt (siehe Abbildung 27).

| Baurichtung | Probenform | Oberfläche | Messort | R_a in μm | R_z in μm | R_{max} in μm |
|--------------|------------|-------------|----------------|------------------------|------------------------|----------------------------|
| 0°-Richtung | WBP | wie-gebaut | quer Prüfquer. | 13,9 \pm 3,3 | 66,9 \pm 15,6 | 87,1 \pm 15,3 |
| 45°-Richtung | WBP | wie-gebaut | quer Prüfquer. | 15,5 \pm 2,1 | 75,9 \pm 9,2 | 99,9 \pm 21,1 |
| 90°-Richtung | WBP | wie-gebaut | quer Prüfquer. | 12,0 \pm 4,5 | 55,1 \pm 18,4 | 71,8 \pm 22,5 |
| 0°-Richtung | WBP | geschliffen | quer Prüfquer. | 1,8 \pm 0,7 | 12,0 \pm 4,2 | 15,0 \pm 4,9 |
| 45°-Richtung | WBP | geschliffen | quer Prüfquer. | 1,7 \pm 0,8 | 11,3 \pm 4,6 | 15,1 \pm 5,4 |
| 90°-Richtung | WBP | geschliffen | quer Prüfquer. | 1,2 \pm 0,3 | 8,4 \pm 1,9 | 10,4 \pm 2,2 |

Tabelle 35: Mittels Tastschnittverfahren ermittelte Rauigkeitsparameter R_a , R_z und R_{max} der KWBP in 0°, 45°- und 90°-Richtung in Abhängigkeit des Oberflächenzustandes wie-gebaut und geschliffen. Die Rauigkeit wurde quer zur Belastungsrichtung (quer Prüfquer.) ermittelt (siehe Abbildung 27).

| Baurichtung | Probenform | Oberfläche | Messort | R_a in μm | R_z in μm | R_{max} in μm |
|--------------|------------|-------------|----------------|------------------------|------------------------|----------------------------|
| 0°-Richtung | KWBP | wie-gebaut | quer Prüfquer. | 14,4 \pm 3,6 | 68,2 \pm 14,7 | 103,1 \pm 18,8 |
| 45°-Richtung | KWBP | wie-gebaut | quer Prüfquer. | 11,6 \pm 1,1 | 54,9 \pm 4,1 | 71,7 \pm 8,4 |
| 90°-Richtung | KWBP | wie-gebaut | quer Prüfquer. | 16,0 \pm 5,8 | 76,2 \pm 27,4 | 95,5 \pm 33,6 |
| 0°-Richtung | KWBP | geschliffen | quer Prüfquer. | 3,4 \pm 0,6 | 22,9 \pm 4,7 | 35,6 \pm 12,4 |
| 45°-Richtung | KWBP | geschliffen | quer Prüfquer. | 1,7 \pm 0,1 | 13,1 \pm 2,2 | 19,0 \pm 2,2 |
| 90°-Richtung | KWBP | geschliffen | quer Prüfquer. | 2,4 \pm 1,0 | 16,7 \pm 5,6 | 26,2 \pm 7,9 |

Tabelle 36: Mittels Tastschnittverfahren ermittelte Rauigkeitsparameter R_a , R_z und R_{\max} der KWBP und WBP in 0°, 45°- und 90°-Richtung in Abhängigkeit des Oberflächenzustandes wie-gebaut. Die Rauigkeit wurde in Belastungsrichtung (Prüfquer.) gemessen (siehe Abbildung 27). Die Rauigkeitsparameter der KWBP längs zur Belastungsrichtung wurden anhand der Korrelation der WBP abgeschätzt (in Belastungsrichtung und quer zur Belastungsrichtung).

| Baurichtung | Probenform | Oberfläche | Messort | R_a in μm | R_z in μm | R_{\max} in μm |
|--------------|------------|------------|-----------|------------------------|------------------------|-----------------------------|
| 0°-Richtung | WBP | wie-gebaut | Prüfquer. | $16,7 \pm 3,5$ | $80,6 \pm 13,6$ | $106,8 \pm 25,2$ |
| 45°-Richtung | WBP | wie-gebaut | Prüfquer. | $14,1 \pm 2,6$ | $68,4 \pm 11,6$ | $88,7 \pm 14,6$ |
| 90°-Richtung | WBP | wie-gebaut | Prüfquer. | $11,0 \pm 5,3$ | $51,2 \pm 22,6$ | $74,1 \pm 26,7$ |
| 0°-Richtung | KWBP | wie-gebaut | Prüfquer. | 17,5 | 87,8 | 111,9 |
| 45°-Richtung | KWBP | wie-gebaut | Prüfquer. | 12,7 | 63,0 | 82,2 |
| 90°-Richtung | KWBP | wie-gebaut | Prüfquer. | 13,8 | 67,4 | 86,1 |

Tabelle 37: Mittels Tastschnittverfahren ermittelte Rauigkeitsparameter R_a , R_z und R_{\max} der KWBP und WBP in 0°, 45°- und 90°-Richtung in Abhängigkeit des Oberflächenzustandes geschliffen. Die Rauigkeit wurde in Belastungsrichtung (Prüfquer.) gemessen (siehe Abbildung 27). Die Rauigkeitsparameter der KWBP längs zur Belastungsrichtung wurden anhand der Korrelationen der WBP abgeschätzt (in Belastungsrichtung und quer zur Belastungsrichtung).

| Baurichtung | Probenform | Oberfläche | Messort | R_a in μm | R_z in μm | R_{\max} in μm |
|--------------|------------|-------------|-----------|------------------------|------------------------|-----------------------------|
| 0°-Richtung | WBP | geschliffen | Prüfquer. | $0,8 \pm 0,2$ | $4,9 \pm 1,6$ | $7,5 \pm 2,9$ |
| 45°-Richtung | WBP | geschliffen | Prüfquer. | $0,6 \pm 0,2$ | $2,8 \pm 1,1$ | $5,0 \pm 2,5$ |
| 90°-Richtung | WBP | geschliffen | Prüfquer. | $0,7 \pm 0,2$ | $3,7 \pm 1,3$ | $5,2 \pm 2,5$ |
| 0°-Richtung | KWBP | geschliffen | Prüfquer. | 5,7 | 27,4 | 30,5 |
| 45°-Richtung | KWBP | geschliffen | Prüfquer. | 5,3 | 32,6 | 31,5 |
| 90°-Richtung | KWBP | geschliffen | Prüfquer. | 2,6 | 17,8 | 19,5 |

Tabelle 38: Mittels Tastschnittverfahren ermittelte Rauigkeitsparameter R_a , R_z und R_{\max} der Zugproben in 0°, 45°- und 90°-Richtung und der Zugproben aus Walzmaterial in Abhängigkeit des Oberflächenzustandes geschliffen. Die Rauigkeit wurde in Belastungsrichtung (Prüfquer.) gemessen (siehe Abbildung 27).

| Baurichtung | Oberfläche | Messort | R_a in μm | R_z in μm | R_{\max} in μm |
|----------------------|-------------|-----------|------------------------|------------------------|-----------------------------|
| 0°-Richtung | geschliffen | Prüfquer. | $0,6 \pm 0,3$ | $3,5 \pm 1,5$ | $5,0 \pm 1,2$ |
| 45°-Richtung | geschliffen | Prüfquer. | $0,5 \pm 0,2$ | $2,9 \pm 0,9$ | $3,8 \pm 1,6$ |
| 90°-Richtung | geschliffen | Prüfquer. | $0,4 \pm 0,2$ | $2,8 \pm 1,0$ | $3,8 \pm 1,3$ |
| quer zu Walzrichtung | geschliffen | Prüfquer. | $0,2 \pm 0,1$ | $2,2 \pm 0,5$ | $3,1 \pm 0,6$ |
| 45° zu Walzrichtung | geschliffen | Prüfquer. | $0,2 \pm 0,1$ | $1,9 \pm 0,5$ | $2,7 \pm 0,7$ |
| in Walzrichtung | geschliffen | Prüfquer. | $0,2 \pm 0,1$ | $1,8 \pm 0,3$ | $2,5 \pm 0,4$ |

Tabelle 39: Die mittels linearem Modell ermittelten Schätzparameter für die gemittelte Rautiefe R_z , berechnet und deren Signifikanzcodes (0 "****", 0,001 "***", 0,01 "**", 0,05 "*", 0,1 " , "). Die ermittelten Werte sind gerundet angegeben.

| Koeffizient | Schätzung | Signifikanzcode |
|---|-----------|-----------------|
| Achsenabschnitt | 73,0 | *** |
| Strahlmittel-fein | -10,4 | *** |
| Strahlmittel-grob | -7,8 | * |
| Strahlmittel-grob-fein | -13,2 | *** |
| Bauzyklus 2 | -3,3 | . |
| Bauzyklus 3 | -5,5 | . |
| Bauzyklus 4 | -6,8 | * |
| Messfläche-Seitenfläche | -6,2 | * |
| Messfläche-Upskin | -11,8 | *** |
| Messrichtung - in Baurichtung | 3,7 | . |
| Messrichtung - quer zu Baurichtung | -7,3 | . |
| Messrichtung - quer zu Belastungsrichtung | -0,2 | . |

Tabelle 40: Parameter der Wöhler-Kurven aller KWBP und WBP mit wie-gebaut und geschliffener Oberfläche. Angegeben ist der Achsenabschnitt a , die Geraden-Steigung k , der Knickpunkt N_k , die Langzeitfestigkeit bei 10^7 Zyklen σ_D und der Korrelationskoeffizient R_{Korr} in Abhängigkeit der Baurichtung, des Lastverhältnisses R und des Oberflächenzustandes.

| Baurichtung | R | Oberfläche | a | k | N_k | σ_D in MPa | R_{Korr} |
|--------------|-----|-------------|-------|--------|---------|----------------------|------------|
| 0°-Richtung | -1 | wie-gebaut | 18,27 | -5,06 | 157000 | 384 ±17 | 0,99 |
| 0°-Richtung | 0 | wie-gebaut | 18,36 | -5,65 | 122000 | 225 ±8 | 0,99 |
| 0°-Richtung | 0,5 | wie-gebaut | 18,85 | -6,39 | 170000 | 140 ±7 | 0,95 |
| 0°-Richtung | -1 | wie-gebaut | 20,95 | -6,34 | 534000 | 251 ±19 | 0,96 |
| 45°-Richtung | -1 | wie-gebaut | 16,59 | -4,33 | 153000 | 433 ±12 | 0,95 |
| 45°-Richtung | 0 | wie-gebaut | 18,24 | -5,44 | 119000 | 261 ±7 | 0,95 |
| 45°-Richtung | 0,5 | wie-gebaut | 19,70 | -6,63 | 101000 | 165 ±7 | 0,96 |
| 45°-Richtung | -1 | wie-gebaut | 14,72 | -3,78 | 227000 | 300 ±11 | 0,80 |
| 90°-Richtung | -1 | wie-gebaut | 7,73 | -1,10 | 63000 | 466 ±10 | - |
| 90°-Richtung | 0 | wie-gebaut | 6,50 | -0,77 | 42000 | 270 ±10 | 0,72 |
| 90°-Richtung | 0,5 | wie-gebaut | 9,59 | -2,08 | 78000 | 181 ±15 | 0,90 |
| 90°-Richtung | -1 | wie-gebaut | 14,27 | -3,66 | 122000 | 323 ±16 | 0,96 |
| 0°-Richtung | -1 | geschliffen | 18,71 | -4,83 | 746000 | 457 ±8 | 0,70 |
| 0°-Richtung | 0 | geschliffen | 16,99 | -4,46 | 1320000 | 274 ±8 | 0,61 |
| 0°-Richtung | 0,5 | geschliffen | 26,88 | -9,03 | 1310000 | 200 ±9 | 0,76 |
| 0°-Richtung | -1 | geschliffen | 23,48 | -7,10 | 386000 | 331±25 | 0,99 |
| 45°-Richtung | -1 | geschliffen | 39,65 | -12,17 | 2602000 | 538 ±9 | 0,99 |
| 45°-Richtung | 0 | geschliffen | 34,59 | -11,27 | 683000 | 356 ±19 | 0,86 |
| 45°-Richtung | 0,5 | geschliffen | 9,14 | -1,88 | 54000 | 223 ±7 | 0,84 |
| 45°-Richtung | -1 | geschliffen | 15,40 | -3,90 | 171000 | 403 ±9 | 0,99 |
| 90°-Richtung | -1 | geschliffen | 11,31 | -2,20 | 221000 | 516 ±8 | 0,85 |
| 90°-Richtung | 0 | geschliffen | 11,54 | -2,64 | 85000 | 320 ±10 | 0,40 |
| 90°-Richtung | 0,5 | geschliffen | 13,80 | -3,80 | 103000 | 206 ±10 | 0,38 |
| 90°-Richtung | -1 | geschliffen | 21,70 | -6,28 | 252000 | 393 ±10 | 0,97 |

Tabelle 41: Der Schwellwert der Spannungsintensität ΔK_{th} nach ASTM E647 und ISO 12108 wird durch eine lineare Regression im Bereich zwischen 0,1 nm bis 1,0 nm/Zyklus bzw. 0,01 nm bis 1,0 nm/Zyklus ermittelt. Anschließend wird K_{IC} , C_E und m_E numerisch durch die Approximation an das Erdogan-Ratwani-Modell aus Gleichung 2.31 bestimmt.

| Probe | Methode | ΔK_{th} in $MPa\sqrt{m}$ | K_{IC} in $MPa\sqrt{m}$ | C_E - | m_E - |
|----------------------|---------|-------------------------------------|------------------------------|------------|------------|
| 0°-Richtung | ASTM | 3,76 | 197,84 | 99,87 | 0,788 |
| 0°-Richtung | ISO | 3,67 | 1975789,02 | 974933,92 | 0,853 |
| 45°-Richtung | ASTM | 3,93 | 22,48 | 6,62 | 0,572 |
| 45°-Richtung | ISO | 3,84 | 21,41 | 5,70 | 0,575 |
| 90°-Richtung | ASTM | 3,77 | 271,28 | 145,60 | 0,689 |
| 90°-Richtung | ISO | 3,69 | 298,38 | 147,54 | 0,763 |
| quer zu Walzrichtung | ASTM | 4,10 | 21,75 | 4,40 | 0,699 |
| quer zu Walzrichtung | ISO | 3,96 | 22,52 | 4,18 | 0,804 |
| 45° zu Walzrichtung | ASTM | 4,13 | 21,44 | 5,22 | 0,619 |
| 45° zu Walzrichtung | ISO | 4,02 | 21,70 | 4,95 | 0,679 |
| in Walzrichtung | ASTM | 4,03 | 20,62 | 4,46 | 0,614 |
| in Walzrichtung | ISO | 3,91 | 20,87 | 4,18 | 0,686 |

Tabelle 42: Mittels Schallgeschwindigkeitsmessung (v_{long} und v_{trans}) berechnete elastische Konstanten. Das E-Modul E wird mit Gleichung 3.9, das Schubmodul G mit Gleichung 3.8 und die Poisson-Zahl ν mit Gleichung 3.10 berechnet.

| Probe | Messrichtung | v_{long} in $m s^{-1}$ | v_{trans} in $m s^{-1}$ | G in GPa | E in GPa | ν - |
|--------------|----------------------------|-----------------------------|------------------------------|---------------|---------------|------------|
| 0°-Richtung | in Baurichtung | 5318 | 3044 | 72,8 | 183,0 | 0,26 |
| 0°-Richtung | quer zu Baurichtung | 5631 | 3094 | 75,2 | 193,2 | 0,28 |
| 45°-Richtung | in Belastungsrichtung | 5549 | 3090 | 75,0 | 191,4 | 0,28 |
| 45°-Richtung | quer zu Belastungsrichtung | 5386 | 2942 | 68,0 | 175,2 | 0,29 |
| 90°-Richtung | quer zu Baurichtung | 5662 | 3132 | 77,1 | 197,3 | 0,28 |
| 90°-Richtung | in Baurichtung | 5292 | 3041 | 72,7 | 182,2 | 0,25 |

Tabelle 43: Mit den Gleichungen 3.13 bis 3.17 berechnete E-Moduln. Die Anordnung der theoretischen Defekte ist in Abbildung 30 dargestellt. Die ermittelte Porosität $P_{\text{ermittelt}}$ stammt aus der Tabelle 16 und die gemessenen E-Moduli $E_{\text{ermittelt}}$ aus den Tabellen 30, 31 und 42.

| Probe | $P_{\text{ermittelt}}$ in % | in MPa | | | | | |
|--|--------------------------------|------------------------|-------------------|--------------------|-------------------|-------------------|--------------------|
| | | $E_{\text{ermittelt}}$ | E_{pR2D} | E_{ivR2D} | E_{Kr2D} | E_{Kr3D} | E_{pKr3D} |
| 0°-Richtung, ND + HDGA, wie-gebaut | 0,393 | 191658 | 206500 | 209019 | 210768 | 207614 | 210162 |
| 45°-Richtung, ND + HDGA, wie-gebaut | 0,507 | 200236 | 205067 | 208282 | 210527 | 206485 | 209749 |
| 90°-Richtung, ND + HDGA, wie-gebaut | 0,410 | 205128 | 206285 | 208909 | 210732 | 207444 | 210101 |
| 0°-Richtung, ND + HDGA, geschliffen | 0,393 | 192172 | 206500 | 209019 | 210768 | 207614 | 210162 |
| 45°-Richtung, ND + HDGA, geschliffen | 0,507 | 207664 | 205067 | 208282 | 210527 | 206485 | 209749 |
| 90°-Richtung, ND + HDGA, geschliffen | 0,410 | 201910 | 206285 | 208909 | 210732 | 207444 | 210101 |
| 0°-Richtung, blindgehärtet, geschliffen | 0,393 | 161904 | 206500 | 209019 | 210768 | 207614 | 210162 |
| 45°-Richtung, blindgehärtet, geschliffen | 0,507 | 171398 | 205067 | 208282 | 210527 | 206485 | 209749 |
| 90°-Richtung, blindgehärtet, geschliffen | 0,410 | 164303 | 206285 | 208909 | 210732 | 207444 | 210101 |
| 0°-Richtung, in Belastungsrichtung | 1,826 | 183000 | 189822 | 200120 | 207736 | 194269 | 205084 |
| 0°-Richtung, quer zu Belastungsrichtung | 1,826 | 193200 | 189822 | 200120 | 207736 | 194269 | 205084 |
| 45°-Richtung, in Belastungsrichtung | 2,605 | 191400 | 181837 | 195593 | 206088 | 187710 | 202424 |
| 45°-Richtung, quer zu Belastungsrichtung | 2,605 | 175200 | 181837 | 195593 | 206088 | 187710 | 202424 |
| 90°-Richtung, in Belastungsrichtung | 2,125 | 197300 | 186675 | 198358 | 207104 | 191698 | 204055 |
| 90°-Richtung, quer zu Belastungsrichtung | 2,125 | 182200 | 186675 | 198358 | 207104 | 191698 | 204055 |

Tabelle 44: Mit den Gleichungen 3.13 bis 3.17 iterativ berechnete Porosität. Die Anordnung der theoretischen Defekte ist in Abbildung 30 dargestellt. Die ermittelte Porosität $P_{\text{ermittelt}}$ stammt aus der Tabelle 16 und die gemessenen E-Moduli $E_{\text{ermittelt}}$ aus den Tabellen 30, 31 und 42.

| Probe | $E_{\text{ermittelt}}$ in MPa | $P_{\text{ermittelt}}$ | P_{pR2D} | P_{ivR2D} | P_{Kr2D} | P_{Kr3D} | P_{pKr3D} |
|--|----------------------------------|------------------------|-------------------|--------------------|-------------------|-------------------|--------------------|
| | | | in % | | | | |
| 0°-Richtung, ND + HDGA, wie-gebaut | 191658 | 0,393 | 1,656 | 3,312 | 9,424 | 2,130 | 5,980 |
| 45°-Richtung, ND + HDGA, wie-gebaut | 200236 | 0,507 | 0,903 | 1,807 | 5,370 | 1,162 | 3,262 |
| 90°-Richtung, ND + HDGA, wie-gebaut | 205128 | 0,410 | 0,502 | 1,004 | 3,059 | 0,646 | 1,813 |
| 0°-Richtung, ND + HDGA, geschliffen | 192172 | 0,393 | 1,609 | 3,218 | 9,181 | 2,069 | 5,810 |
| 45°-Richtung, ND + HDGA, geschliffen | 207664 | 0,507 | 0,302 | 0,603 | 1,860 | 0,389 | 1,089 |
| 90°-Richtung, ND + HDGA, geschliffen | 201910 | 0,410 | 0,764 | 1,528 | 4,579 | 0,982 | 2,758 |
| 0°-Richtung, blindgehärtet, geschliffen | 161904 | 0,393 | 4,885 | 9,770 | 23,485 | 6,283 | 17,640 |
| 45°-Richtung, blindgehärtet, geschliffen | 171398 | 0,507 | 3,733 | 7,466 | 18,999 | 4,801 | 13,479 |
| 90°-Richtung, blindgehärtet, geschliffen | 164303 | 0,410 | 4,582 | 9,163 | 22,352 | 5,892 | 16,543 |
| 0°-Richtung, in Belastungsrichtung | 183000 | 1,826 | 2,487 | 4,975 | 13,516 | 3,199 | 8,982 |
| 0°-Richtung, quer zu Belastungsrichtung | 193200 | 1,826 | 1,516 | 3,032 | 8,696 | 1,949 | 5,473 |
| 45°-Richtung, in Belastungsrichtung | 191400 | 2,605 | 1,680 | 3,359 | 9,546 | 2,160 | 6,065 |
| 45°-Richtung, quer zu Belastungsrichtung | 175200 | 2,605 | 3,307 | 6,613 | 17,202 | 4,253 | 11,940 |
| 90°-Richtung, in Belastungsrichtung | 197300 | 2,125 | 1,154 | 2,307 | 6,758 | 1,484 | 4,165 |
| 90°-Richtung, quer zu Belastungsrichtung | 182200 | 2,125 | 2,568 | 5,136 | 13,894 | 3,303 | 9,273 |

Tabelle 45: Tabellarische Darstellung der gemessenen (XRD) und aus der chemischen Zusammensetzung einschließlich der resultierenden M_S berechneten RA-Gehalte (Koistinen) [127]. Die RA-Gehalte aus der XRD-Messung wurden für die Zugproben aus allen Einzelmesswerten gemittelt.

| Probe | Oberfläche | Wärmebehandlung | XRD in Vol.-% | Koistinen in Vol.-% |
|---------------------------|-------------|-----------------|------------------|------------------------|
| Zugprobe PBF-LB/M-Prozess | geschliffen | blindgehärtet | $1,6 \pm 0,3$ | 1,7 |
| Zugprobe Walzmaterial | geschliffen | blindgehärtet | $2,2 \pm 0,4$ | 1,4 |
| WBP | wie-gebaut | ND + HDGA | $31,0 \pm 2,0$ | - |
| WBP | geschliffen | ND + HDGA | $13,8 \pm 1,3$ | 13,5 |

Tabelle 46: Die mittels linearem Modell ermittelten Schätzparameter der betrachteten Einflussparameter auf das Verhältnis zwischen ermittelter Zyklenzahl und der berechneten Zyklenzahl aus den Wöhlerkurvenparametern aus Tabelle 40 und deren Signifikanzcodes (0 "****", 0,001 "***", 0,01 "**, 0,05 "*, 0,1 " ") für die Messdaten der geschliffenen WBP in 0°-Baurichtung. Die ermittelten Werte sind gerundet angegeben. Für die Erstellung des linearen Modells wurden die Zyklenzahlen logarithmiert um eine Geradengleichung im doppelt-logarithmischen Maßstab zu erhalten.

| Koeffizient | Schätzung | Signifikanzcode |
|-----------------|-----------|-----------------|
| Achsenabschnitt | 0,917 | *** |
| Bauzyklus 3 | 0,114 | *** |
| Quadrant 2 | 0,050 | |
| Quadrant 3 | 0,075 | * |
| Quadrant 4 | 0,055 | . |

Tabelle 47: Die mittels linearem Modell ermittelten Schätzparameter der betrachteten Einflussparameter auf das Verhältnis zwischen ermittelter Zyklenzahl und der berechneten Zyklenzahl aus den Wöhlerkurvenparametern aus Tabelle 40 und deren Signifikanzcodes (0 "****", 0,001 "***", 0,01 "**, 0,05 "*, 0,1 " ") für die Messdaten der geschliffenen WBP in 45°-Baurichtung. Die ermittelten Werte sind gerundet angegeben. Für die Erstellung des linearen Modells wurden die Zyklenzahlen logarithmiert um eine Geradengleichung im doppelt-logarithmischen Maßstab zu erhalten.

| Koeffizient | Schätzung | Signifikanzcode |
|-----------------|-----------|-----------------|
| Achsenabschnitt | 0,990 | *** |
| Bauzyklus 2 | 0,005 | |
| Bauzyklus 3 | 0,055 | |
| Bauzyklus 4 | 0,064 | . |
| Quadrant 2 | 0,048 | |
| Quadrant 3 | 0,054 | |
| Quadrant 4 | 0,089 | * |

Tabelle 48: Die mittels linearem Modell ermittelten Schätzparameter der betrachteten Einflussparameter auf das Verhältnis zwischen ermittelter Zyklenzahl und der berechneten Zyklenzahl aus den Wöhlerkurvenparametern aus Tabelle 40 und deren Signifikanzcodes (0 “***“, 0,001 „**“, 0,01 „*“, 0,05 „.“, 0,1 „.“) für die Messdaten der geschliffenen WBP in 90°-Baurichtung. Die ermittelten Werte sind gerundet angegeben. Für die Erstellung des linearen Modells wurden die Zyklenzahlen logarithmiert um eine Geradengleichung im doppelt-logarithmischen Maßstab zu erhalten.

| Koeffizient | Schätzung | Signifikanzcode |
|-----------------|-----------|-----------------|
| Achsenabschnitt | 1,063 | *** |
| Bauzyklus 2 | 0,049 | |
| Bauzyklus 3 | -0,007 | |
| Bauzyklus 5 | 0,054 | |
| Bauzyklus 6 | 0,067 | |
| Bauzyklus 7 | 0,083 | |
| Bauzyklus 10 | 0,193 | * |
| Bauzyklus 11 | 0,095 | |
| Bauzyklus 13 | 0,100 | |
| Bauzyklus 14 | 0,145 | * |
| Quadrant 1 | -0,040 | . |
| Quadrant 2 | -0,126 | . |
| Quadrant 3 | -0,175 | . |
| Quadrant 4 | 0,179 | |

Abbildungen

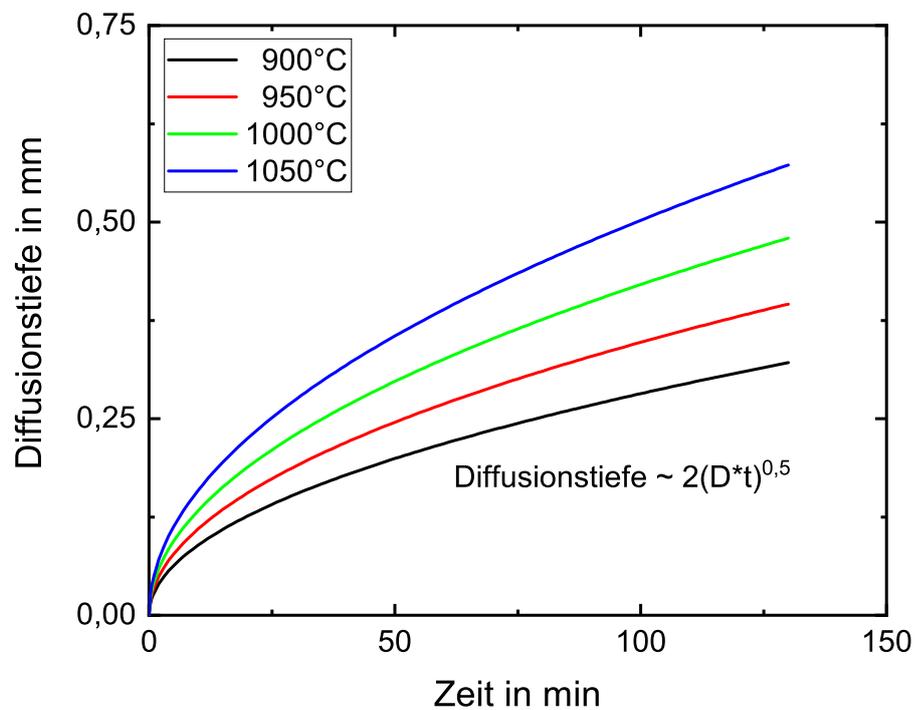


Abbildung 1: Abhängigkeit der Diffusionstiefe von Kohlenstoff in Abhängigkeit der Aufkohlungstemperatur bei konstanter Kohlenstoffzufuhr an der Oberfläche. Der Diffusionskoeffizient für C wird über den Temperaturbereich als konstant angenommen.

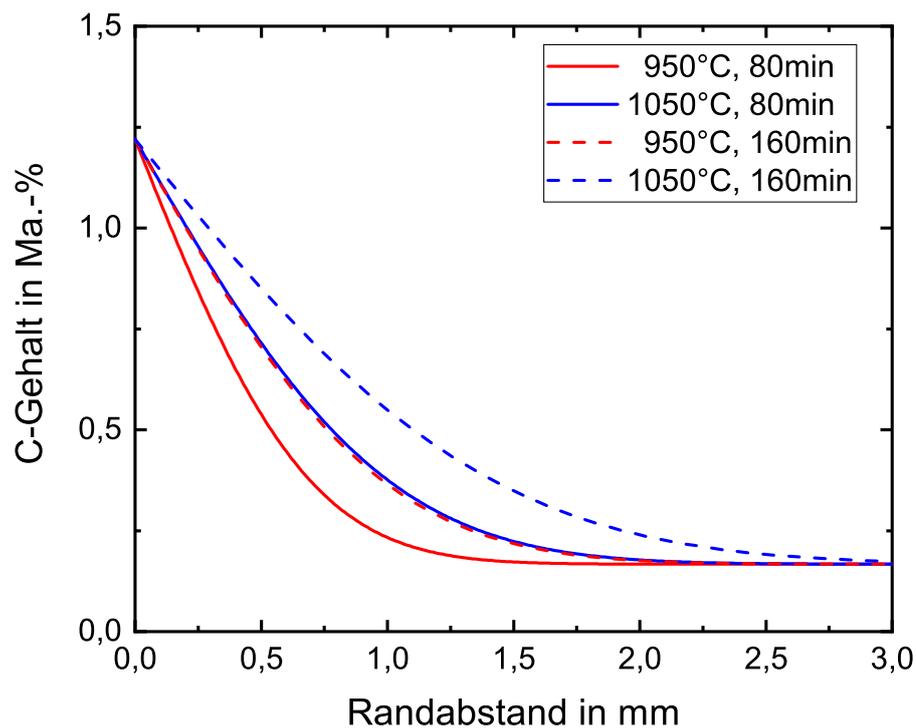


Abbildung 2: Der C-Gehalt in Abhängigkeit der unterschiedlichen Aufkühlungstemperaturen. Die Randkonzentration ist die Sättigungskonzentration von 1,22 Ma.-% für den in dieser Arbeit betrachteten 20MnCr5. Der Kernkohlenstoffgehalt beträgt nach Tabelle 6 0,167 Ma.-% C. Die Diffusionskoeffizienten für C in γ -Fe sind aus der Arbeit von *Gegner* für die jeweilige Temperatur entnommen [70]. Als Diffusionszeit wurde die Wärmebehandlungsdauer aus Abbildung 24 gewählt.

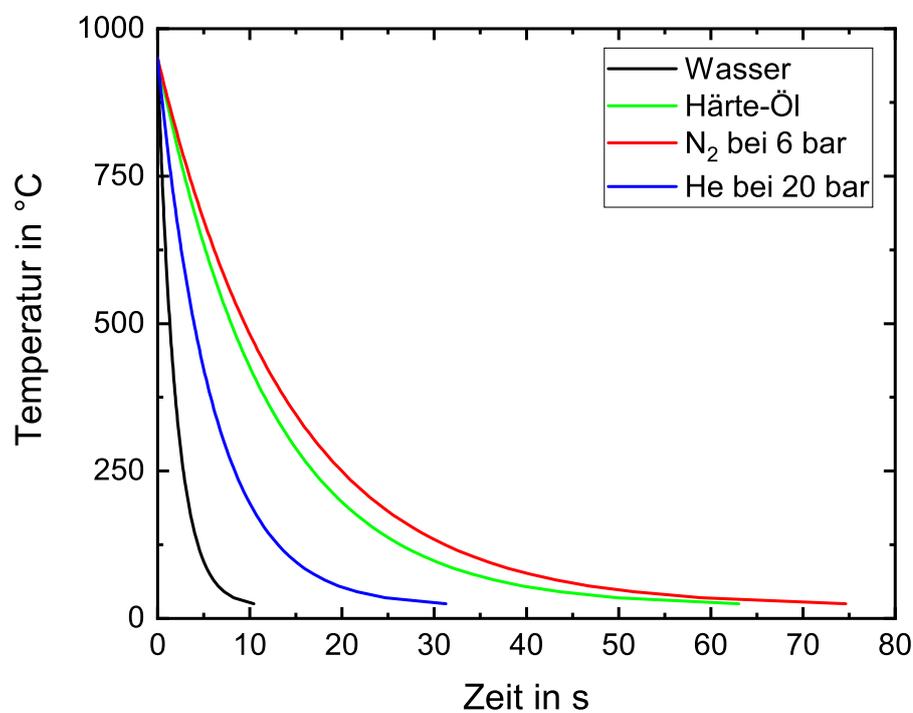


Abbildung 3: Approximierte Abschreckkurven einer Zugprobe nach DIN EN ISO 2740 aus Abbildung 18 für unterschiedliche Abschreckmedien. Temperaturunabhängige Wärmeübergangskoeffizient sind mit folgenden Werten angenommen: Wasser: $3500 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$, Härte-Öl: $580 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$, Stickstoff: $490 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$ bei 6 bar und Helium: $1170 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$ bei 20 bar. Daten stammen aus [63, 76]. Das Abschreckmedium wird als isotherm angenommen (25°C), die spezifische Wärmekapazität als temperaturunabhängig und die Anfangstemperatur bei 950°C .

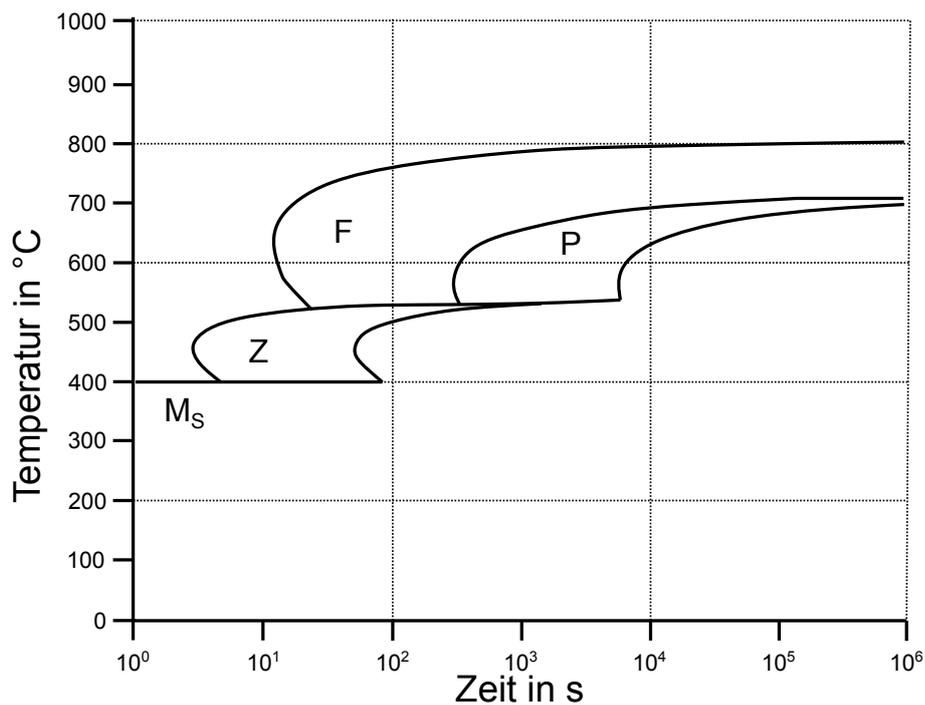


Abbildung 4: Isothermes ZTU-Diagramm eines 20MnCr5 Einsatzstahls mit 0,2 Ma.-% C nach Diemar [66].

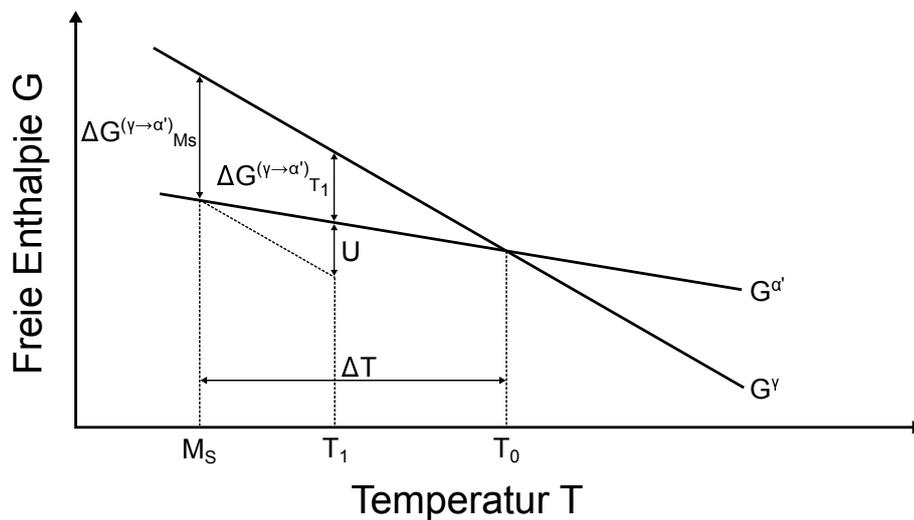


Abbildung 5: Schematische Darstellung des Verlaufes der freien Enthalpie G des Austenits G_γ und des Martensit $G_{\alpha'}$ in Abhängigkeit der Temperatur. Für die Martensitbildung ist eine Unterkühlung um ΔT nötig, damit thermisch aktiviert Martensit aus Austenit entsteht. Zusätzlich ist eine mechanisch aktivierte Umwandlung bei T_1 möglich sofern eine zusätzliche Aktivierungsenergie durch eine angelegte Belastung von außen zugeführt wird. Abbildung nach Tamura *et al.* [81].

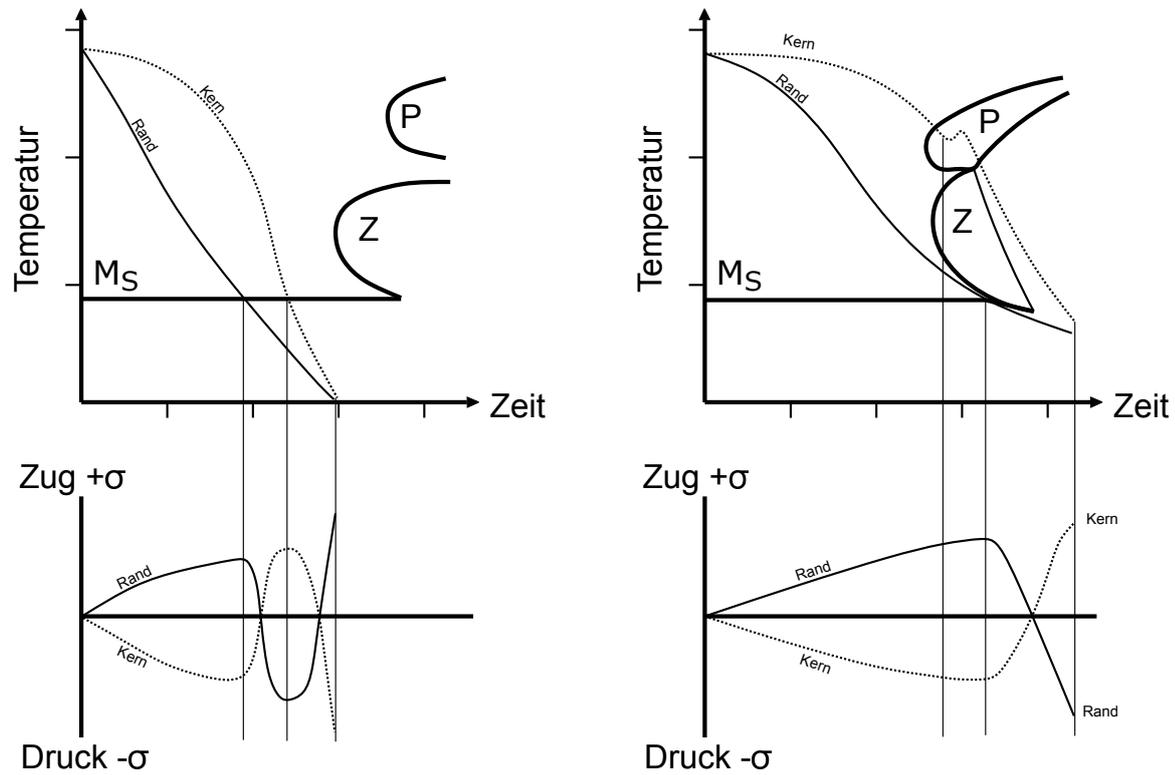


Abbildung 6: Schematische Entwicklung von Zug- und Druckeigenspannungen in der Werkstückoberfläche, die beim Abschrecken von Austenitierungstemperatur entstehen können. Diagramme in Anlehnung an Tietz [82].

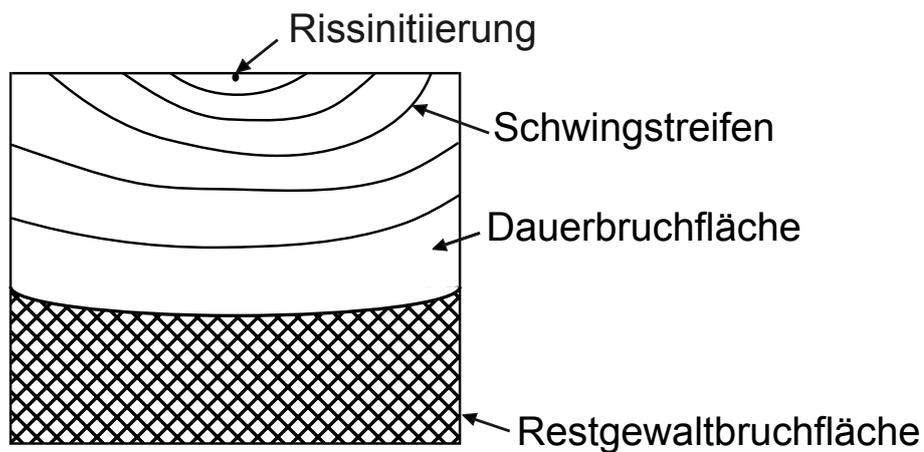


Abbildung 7: Schematische Darstellung einer Schwingbruchfläche mit Angabe des Ortes der Rissinitiiierung, der sichtbaren Schwingstreifen, der Dauerbruchfläche und der Restgewaltbruchfläche nach [85, 86].

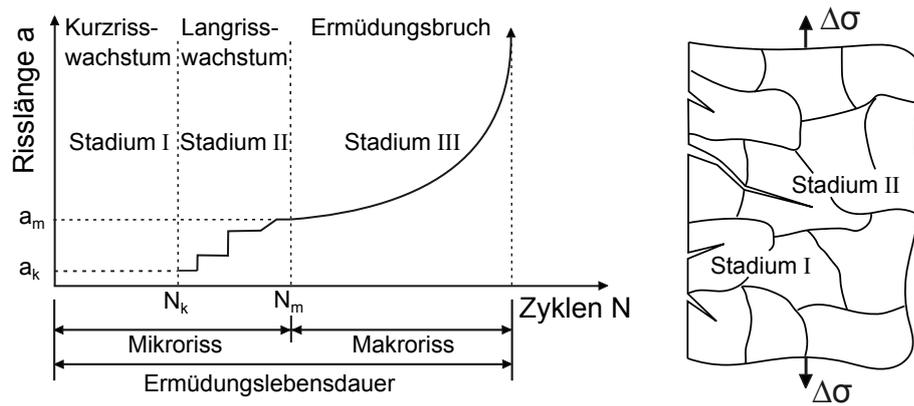


Abbildung 8: Schematische Darstellung der Ermüdungslebensdauer nach in Anlehnung an Rösler [83]. Aufgeteilt wird nach Stadium I (Riss-(Keimbildung)), Stadium II (Kurzrischwachstum und Übergang in das Langrischwachstum) und Stadium III (Ermüdungsbruch bzw. Restgewaltbruch). Hierbei ist die Darstellung des Stadium I und II auf mikrostruktureller Ebene schematisch dargestellt.

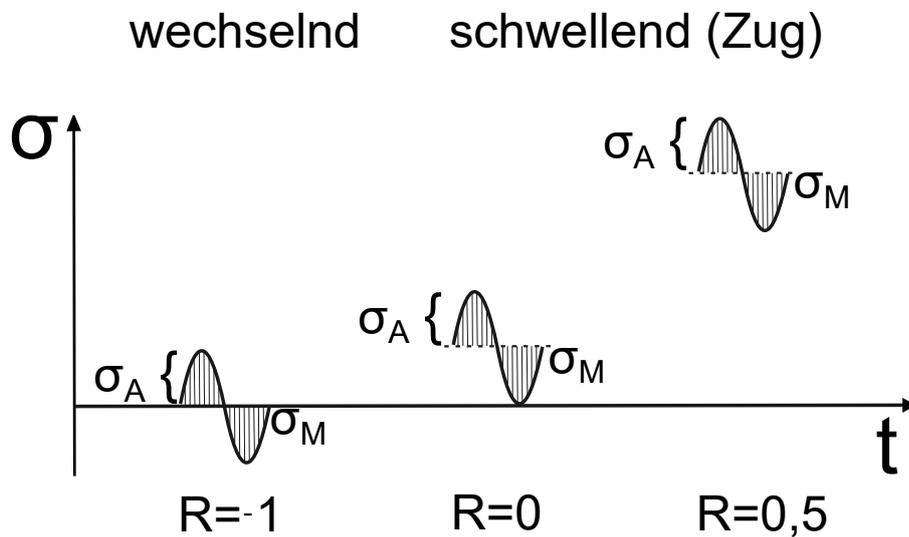


Abbildung 9: Graphische Darstellung der Zeit-Belastungs-Verläufe für die Lastverhältnisse $R=-1$, $R=0$ und $R=0,5$ des Wöhlerversuches an den KWBP und WBP aus dem PBF-LB/M-Prozess.

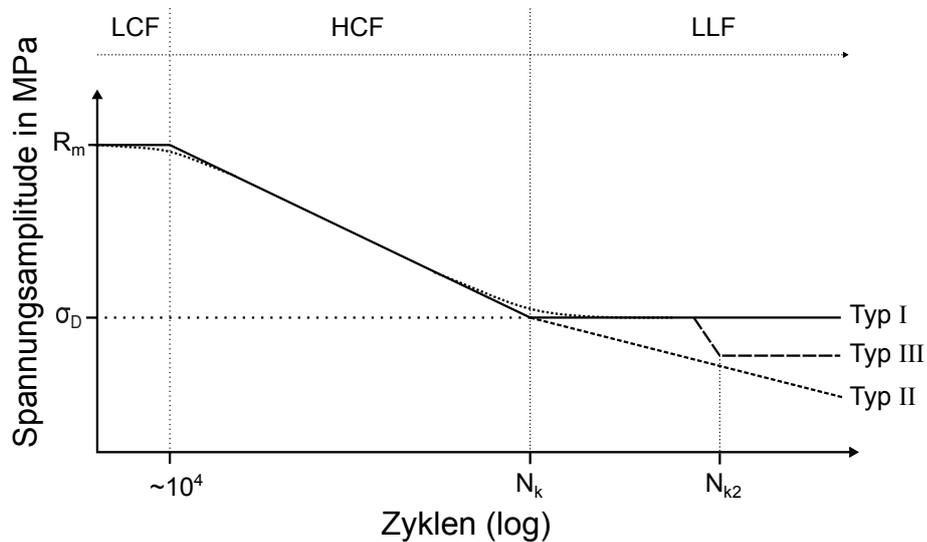


Abbildung 10: Schematische Darstellung einer Wöhlerkurve einschließlich unterscheidbarer Kurventypen nach [87, 92].

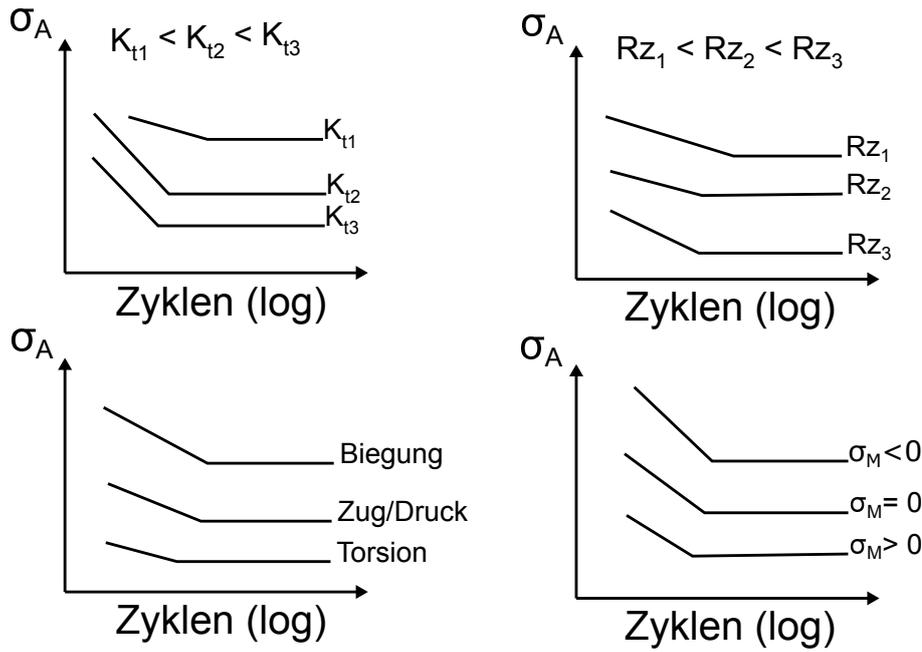


Abbildung 11: Auswahl einiger Einflussgrößen auf den Verlauf von Wöhlerkurven nach [92]. Ausgehend von dem selben Material und sonst gleichen Prüfbedingungen ist links oben der Einfluss des Spannungskonzentrationsfaktors K_t , links unten der Belastungsart, rechts oben der Rautiefe R_z und rechts unten der Mittelspannung σ_M angegeben.

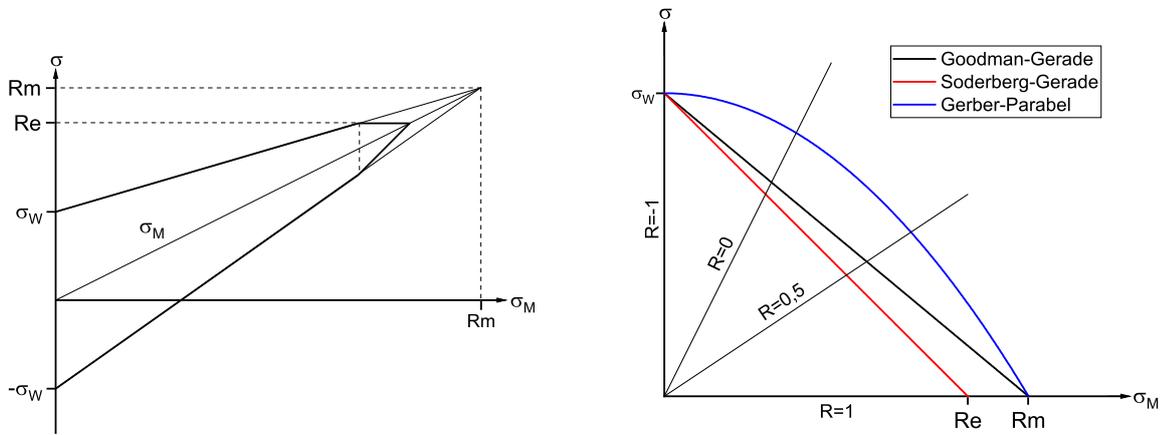


Abbildung 12: Festigkeitsschaubilder nach Smith (links) und nach Haigh (rechts) unter der Annahme von $R_m=1200$ MPa, $R_e=1000$ MPa und einer σ_w von 500 MPa. Die Goodman-Gerade, Soderberg-Gerade und Gerber-Parabel sind mit den Gleichungen 2.22 und 2.23 berechnet.

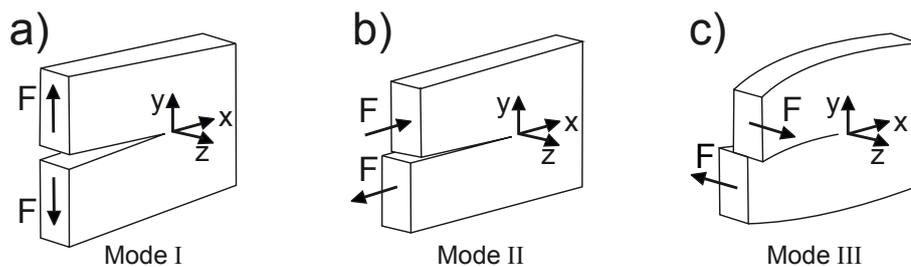


Abbildung 13: Darstellung der Belastungsarten und der resultierenden Rissmodi. In a) ist Rissmodus I mit Rissaufweitung in Belastungsrichtung. In Darstellung b) ist Rissmodus II mit einer Rissbelastung unter Schubbeanspruchung und in c) ist Rissmodus III mit longitudinaler Rissbeanspruchung dargestellt [83, 92, 95].

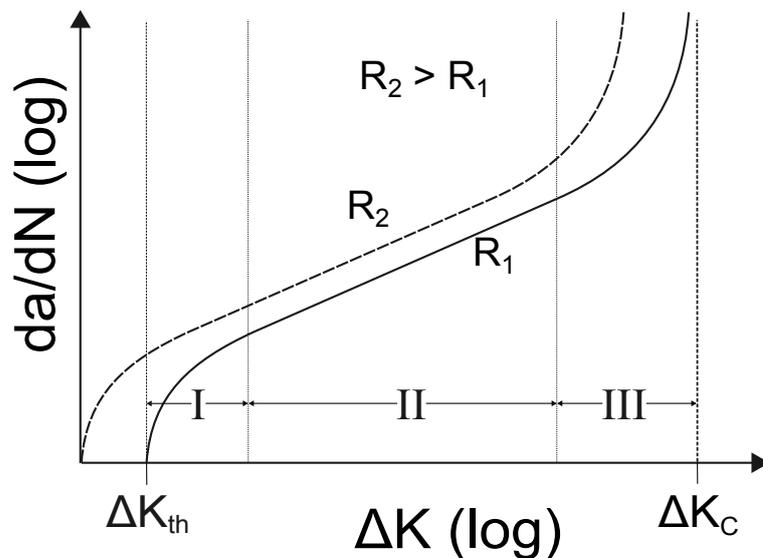


Abbildung 14: Darstellung der Rissfortschrittsgeschwindigkeit da/dN über dem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor ΔK bei unterschiedlichen Lastverhältnissen. R_2 ist ein höheres Lastverhältnis als R_1 . Bei der da/dN -Kurve für das Lastverhältnis R_1 sind die spezifischen Bereiche der S-förmigen Rissfortschrittskurve eingezeichnet. In Bereich I wird die Kurve der ersten Asymptote bei dem Schwellwert der Spannungsintensität ΔK_{th} angenähert. In Bereich II ist das Risswachstum stabil und geht in Bereich III das instabile Risswachstum über. Die zweite Asymptote liegt bei der kritischen Spannungsintensität ΔK_C . Abbildung in Anlehnung an [83].

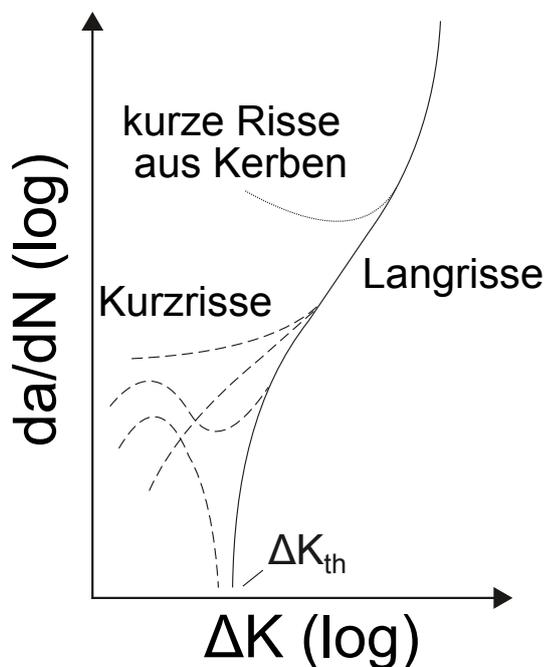


Abbildung 15: Mögliche Risswachstumsgeschwindigkeiten da/dN aufgetragen über dem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor ΔK [92].

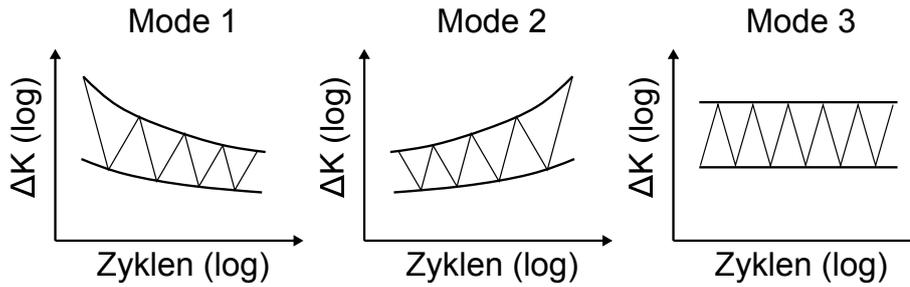


Abbildung 16: Mode 1 zeigt schematisch die Lastabsenkungsmethode mit kontinuierlichem Lastabsenkungsgradient nach ISO 12108 bzw. ASTM E647 [99, 106] bis zum Erreichen des ΔK_{th} . Mode 2 zeigt die Laststeigerungsmethode mit ΔK kleiner ΔK_{th} zu Beginn des Versuchs und stetig steigendem Gradient für die Laststeigerung. Mode 3 wird genutzt um einen Anriss zu erzeugen, mit dem im Anschluss mit Mode 1 oder Mode 2 ΔK_{th} ermittelt wird.

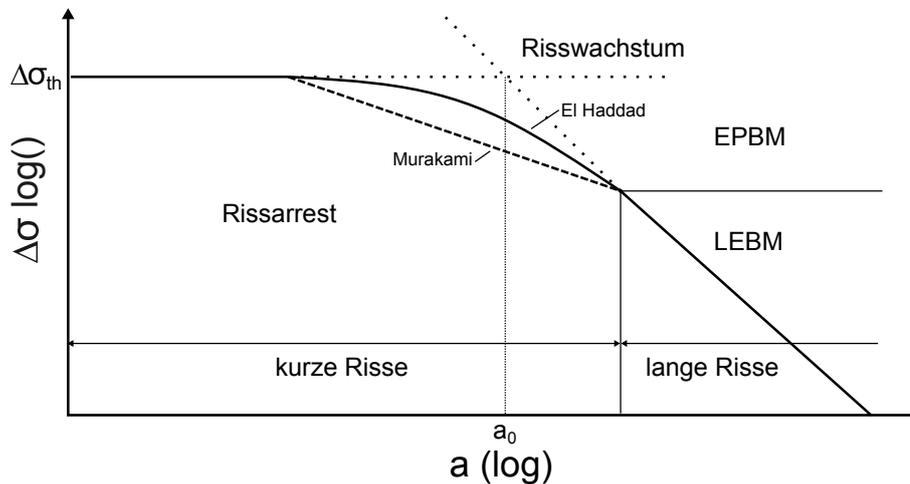
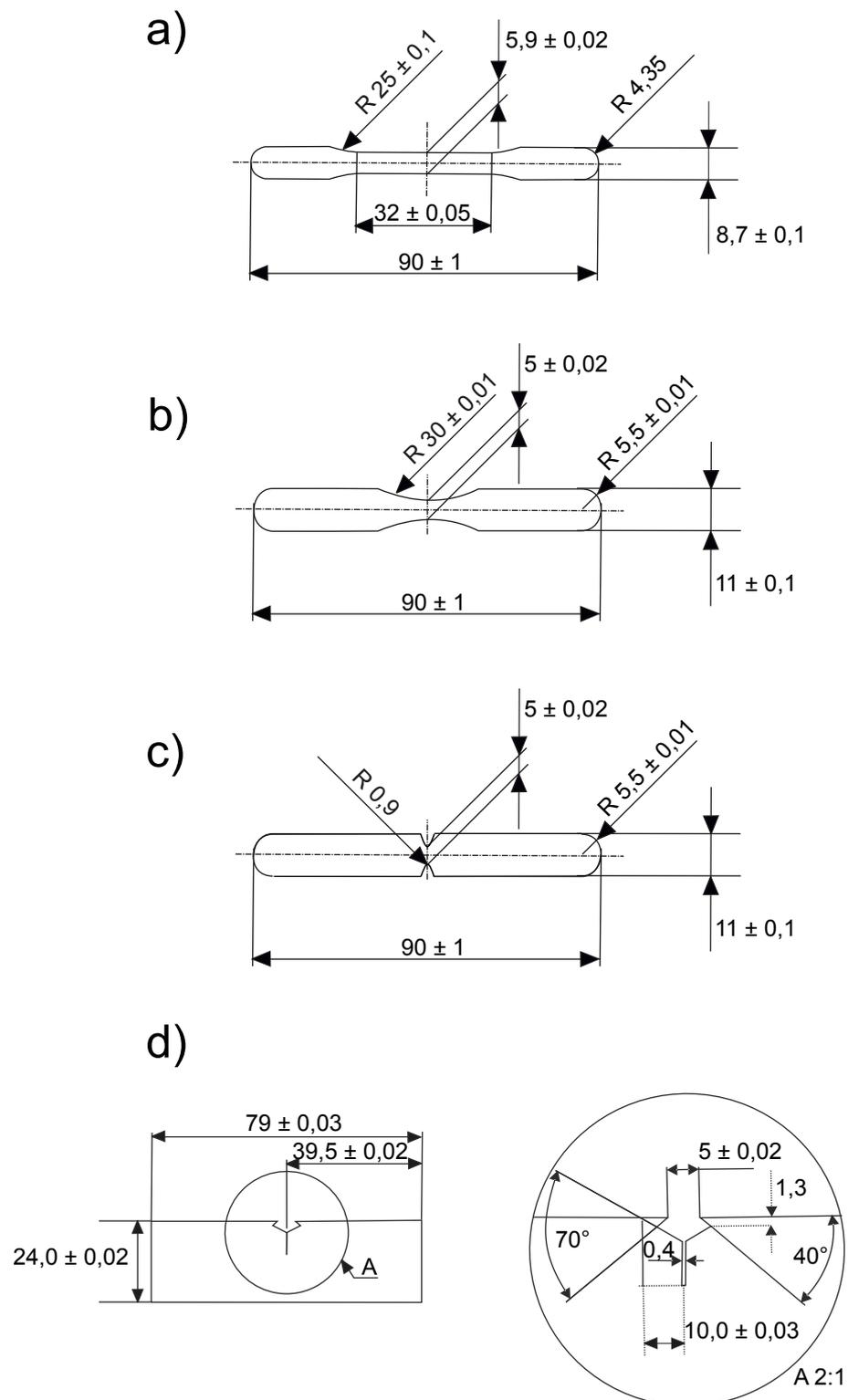


Abbildung 17: Schematisches Kitagawa-Takahashi-Diagramm KTD mit den Approximationen nach Kitagawa und Murakami [83, 92].



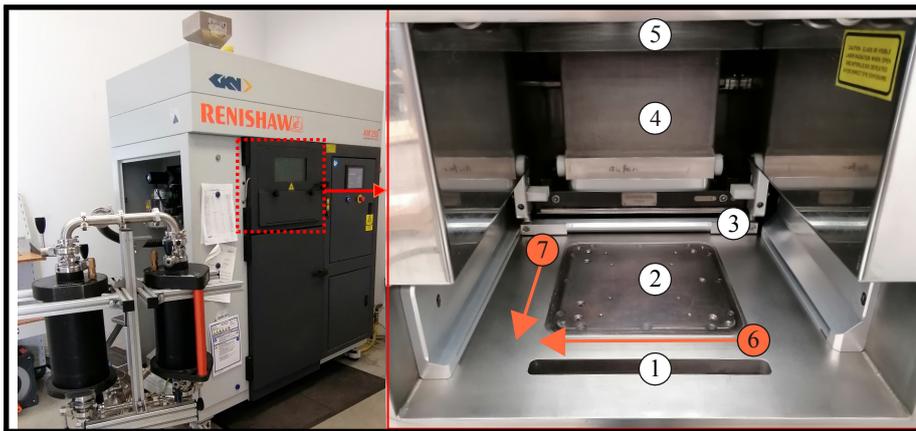


Abbildung 19: Im linken Ausschnitt das Filtersystem (schwarze Röhren) und die PBF-LB/M-Anlage (quaderförmig) dargestellt. Der Bauraum der PBF-LB/M-Anlage ist im rechten Bildausschnitt mit folgenden Einzelkomponenten dargestellt. 1: Pulverüberlaufbehälter; 2: Bauplattform; 3: Beschichter mit Silikonlippe; 4: Pulverbehälter; 5: Belichtungseinheit; 6: Schutzgasstrom-Richtung; 7: Richtung des Pulverauftrags

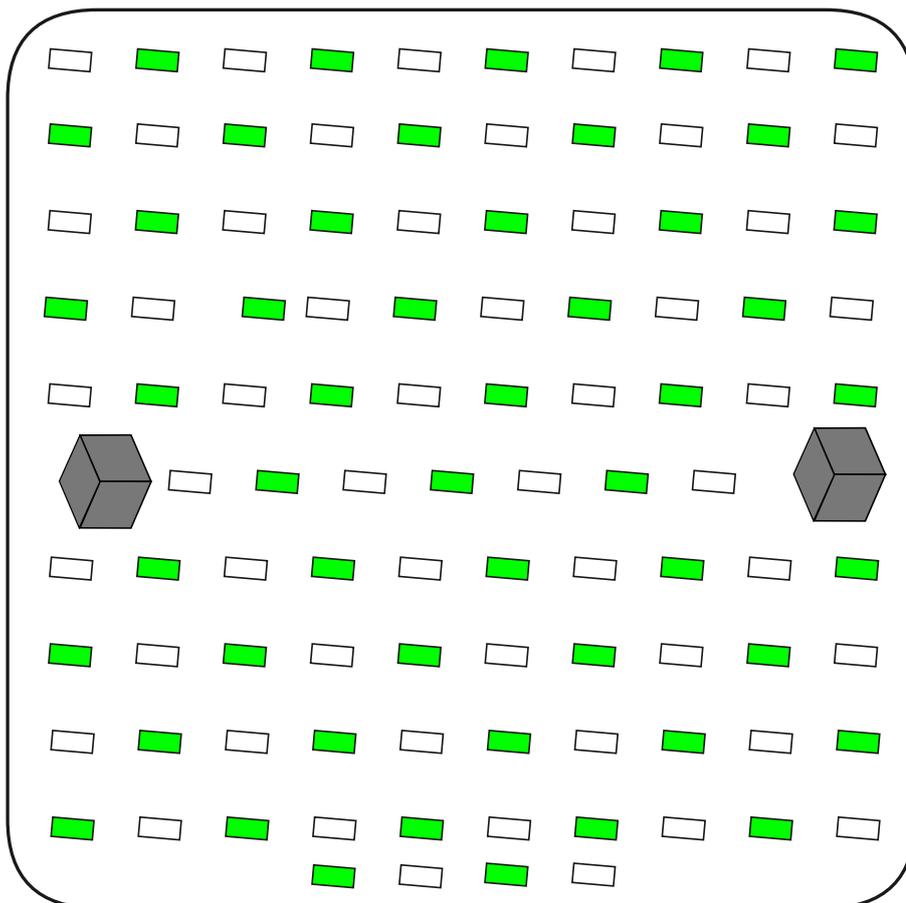


Abbildung 20: Die Proben standen senkrecht auf der Bauplattform und um 5° -Azimutwinkel verdreht zur Beschichterlippe. Der Schutzgasstrom verlief von rechts nach links, sodass Schmauch über die Bauplattform geleitet und am linken Rand der Bauplattform abgesaugt wurde. In Grau sind die hohlen Pulverwürfel dargestellt in welchen das Prozesspulver eingeschlossen wurde. Die grün gefüllten Proben wurden für die weitere mechanische Bearbeitung genutzt, die weißen wurden im wie-gebaut Zustand belassen (siehe Abschnitt 3.1). Die KWBPs wurden nach dem gleichen Muster über die Bauplattform verteilt.

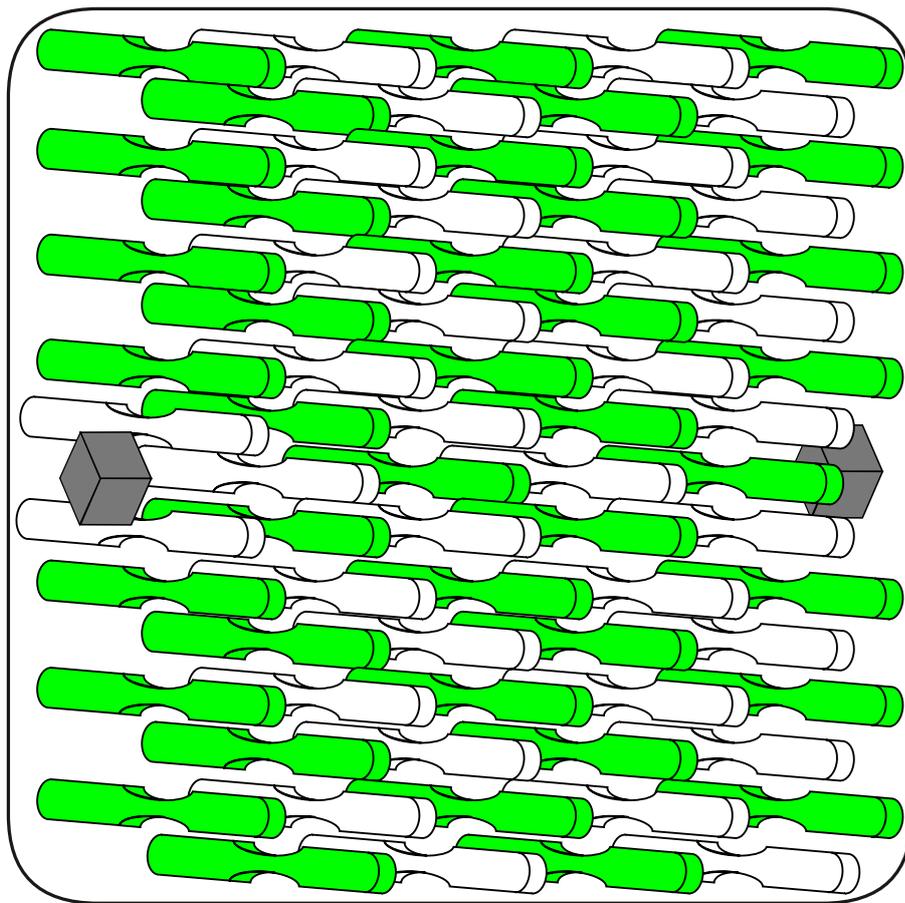


Abbildung 21: Die Proben standen im 45° -Polarwinkel auf Bauplattform und um 5° -Azimutwinkel verdreht zur Beschichterlippe. Die grünen Körper sind die hohlen Pülverwürfel in welchen das Prozesspulver eingeschlossen wurde. In der Draufsicht sind die Proben überlappend dargestellt. Im Prozess, d. h. dem schichtweisen Aufbau, beeinflusste dies die darunterliegenden Schichten jedoch nicht. Der Schutzgasstrom verlief von rechts nach links, sodass Schmauch über die Bauplattform geleitet und am linken Rand der Bauplattform abgesaugt wurde. Die grün gefüllten Proben wurden für die weitere mechanische Bearbeitung genutzt, die weißen wurden im wie-gebaut Zustand belassen (siehe Abschnitt 3.1). Die KWBP wurden nach dem gleichen Muster über die Bauplattform verteilt.

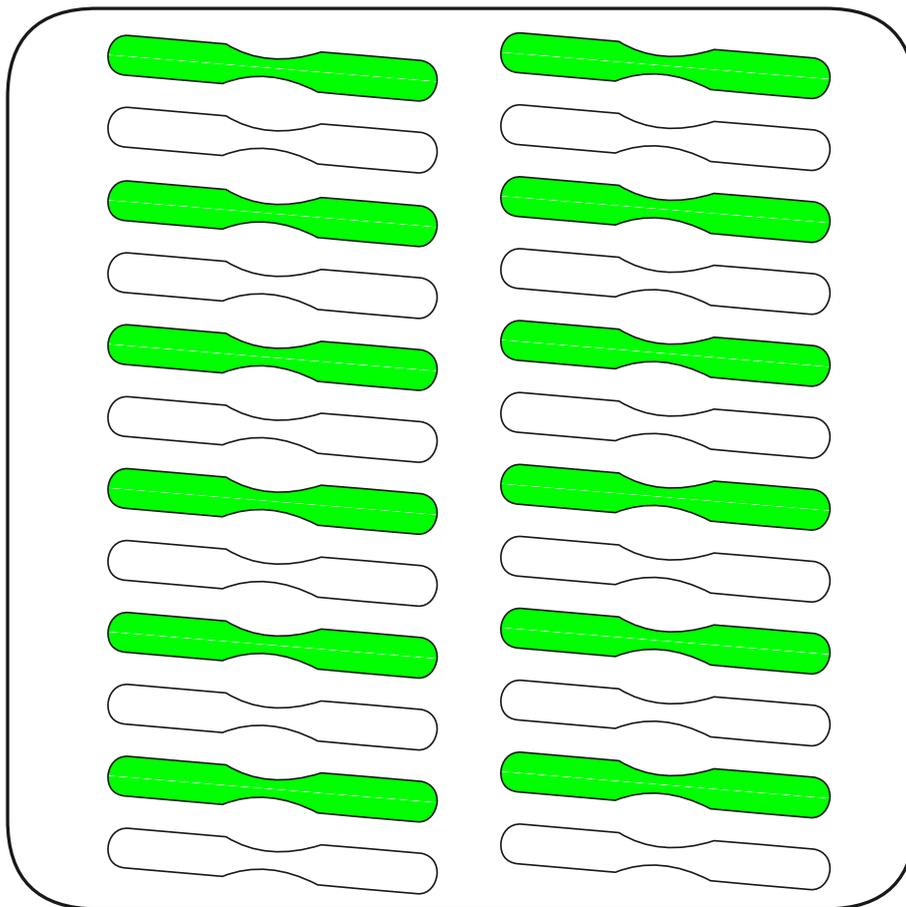


Abbildung 22: Die Proben lagen im 90°-Polarwinkel auf Bauplattform und um 5°-Azimutwinkel verdreht zur Beschichterlippe. Der Schutzgasstrom verlief von rechts nach links, sodass Schmauch über die Bauplattform geleitet und am linken Rand der Bauplattform abgesaugt wurde. Die grün gefüllten Proben wurden für die weitere mechanische Bearbeitung genutzt, die weißen wurden im wie-gebaut Zustand belassen (siehe Abschnitt 3.1). Die KWBP wurden nach dem gleichen Muster über die Bauplattform verteilt.



Abbildung 23: Darstellung der gekerbten und ungekerbten Wechselbiegeproben im wie-gebaut und geschliffenen Zustand nach dem Einsatzhärten und anlassen bei 180°C.

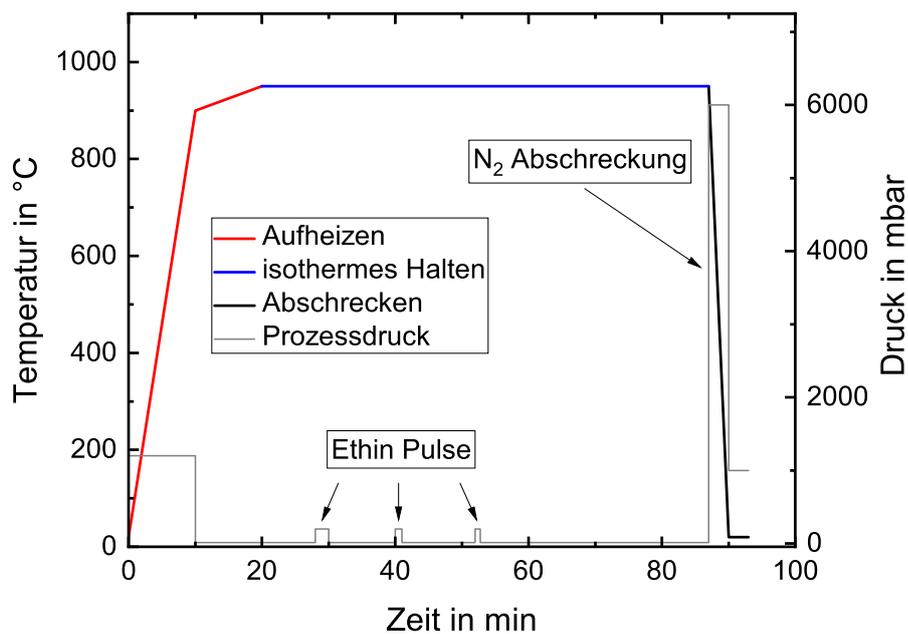


Abbildung 24: Vereinfachte Darstellung der Zeit-Temperatur-Druck Ofenkurve des Synchrotherm Ofens. Bis zu einer Temperatur von ungefähr 900 °C wurden die Proben in Stickstoffatmosphäre erwärmt. Anschließend wurde das Grobvakuum von 12 mbar über Vakuumpumpen eingestellt, sodass die Zieltemperatur über Wärmestrahlung eingestellt wurde. Die einzelnen Ethin-Pulse waren 120 s, 60 s und 45 s lang.

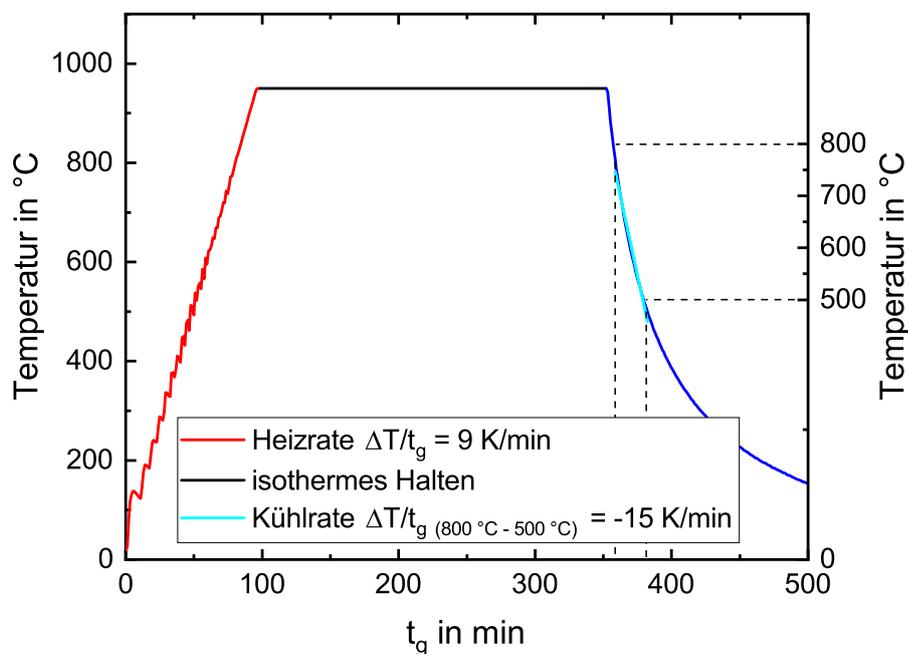


Abbildung 25: Darstellung der Zeit-Temperatur-Druck Ofenkurve des Vakuumsinterofens. Das Grobvakuum betrug im gesamten Ofenlauf 12 mbar. Die Temperatur wurde über Wärmestrahlung erreicht.

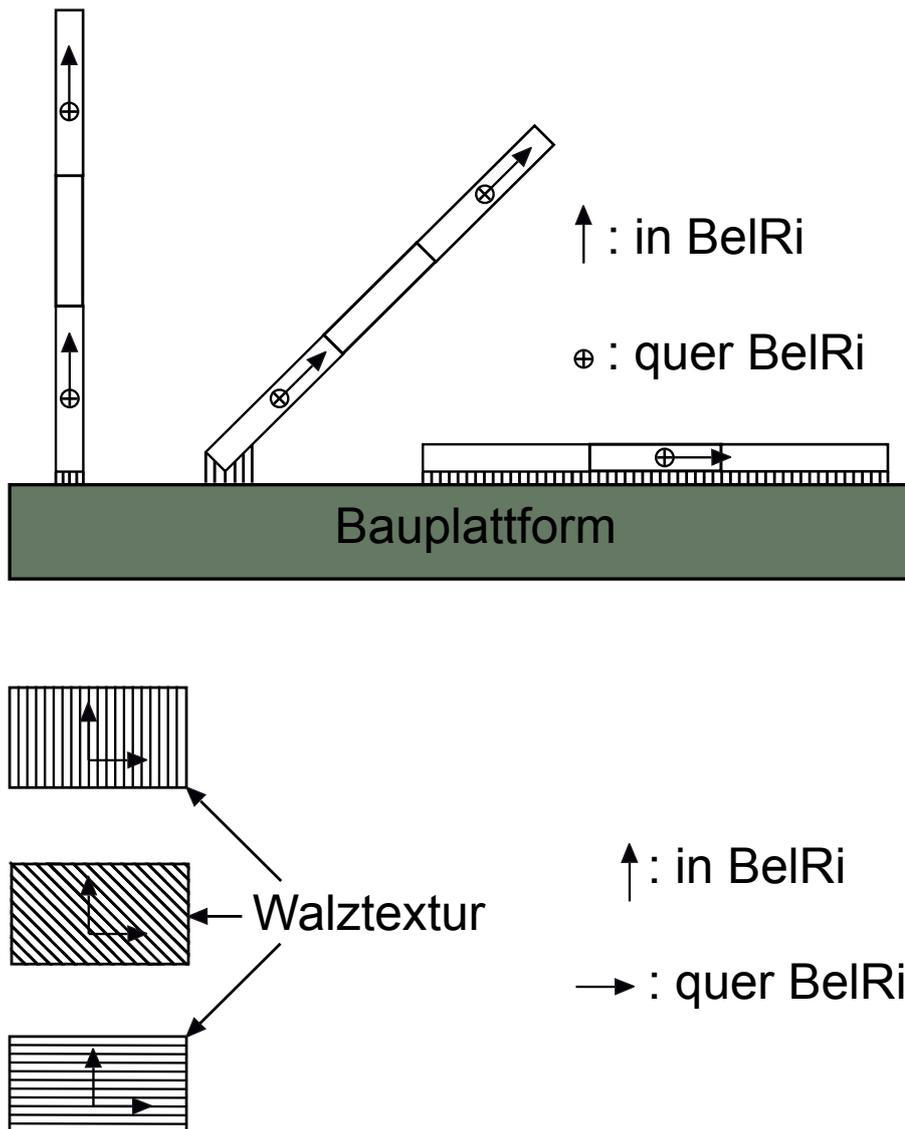


Abbildung 26: Darstellung der Messorte und Bezeichnung der Messrichtung. Exemplarisch sind die im PBF-LB/M-Prozess gefertigten WBP in den jeweiligen Baurichtungen mit Angabe der Messrichtung für die Korngrößenbestimmung dargestellt. Dabei steht „in BelRi“ für die Messrichtung in Belastungsrichtung und „quer BelRi“ für die Messrichtung quer zur Belastungsrichtung. Zusätzlich ist die Messrichtung für die Proben aus konventioneller Fertigung unter Angabe der Messrichtung in Abhängigkeit von der Walztextur abgebildet.

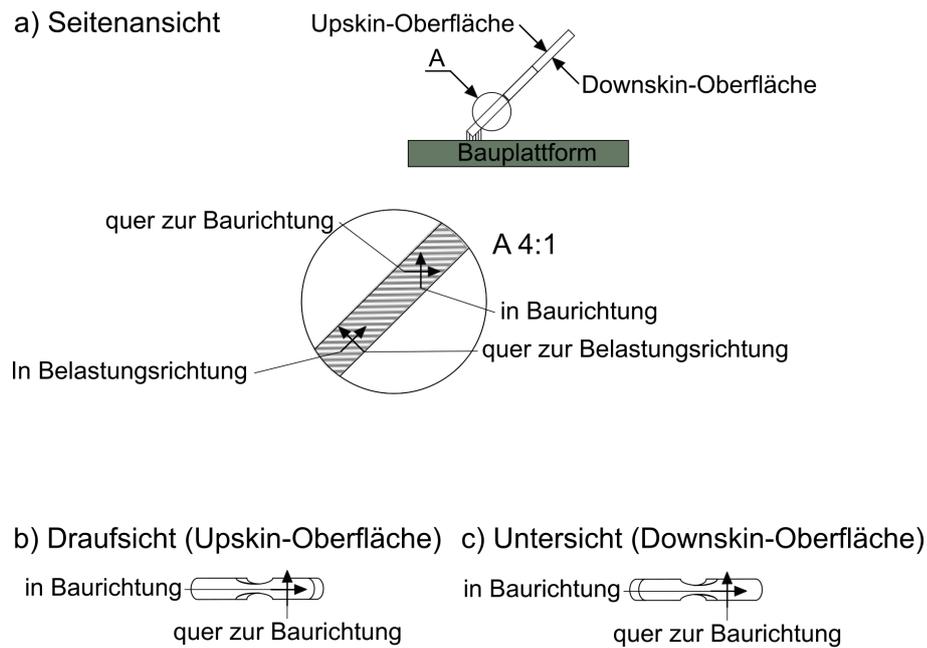


Abbildung 27: In a) ist die Seitenansicht einer auf der Bauplattform positionierten WBP dargestellt. Die Oberfläche, welche zur Belichtungseinheit orientiert ist, wird als Upskin-Oberfläche bezeichnet. Die Unterseite, welche zur Bauplattform zeigt, ist die Downskin-Oberfläche. Gemessen wurden die WBP am unteren Spannkopf. In der Vergrößerung ist der Lagenaufbau durch ein Muster horizontaler Linien angedeutet. Als „in Baurichtung“ wird die Messung in Richtung des Probenaufbaus bezeichnet (0° -Polarwinkel), orthogonal dazu als „quer zur Baurichtung“ (90° -Polarwinkel). Die „quer zur Belastungsrichtung“- und die „in Belastungsrichtung“-Messorientierung führt im 45° -Polarwinkel über die Aufbaurichtung hinweg. In b) wird die Messrichtung auf der Upskin-Oberfläche und in c) die Messrichtung auf der Downskin-Oberfläche schematisch dargestellt. Dabei sind die Messrichtungen „in Baurichtung“ und „quer zur Baurichtung“ analog zu a) definiert.

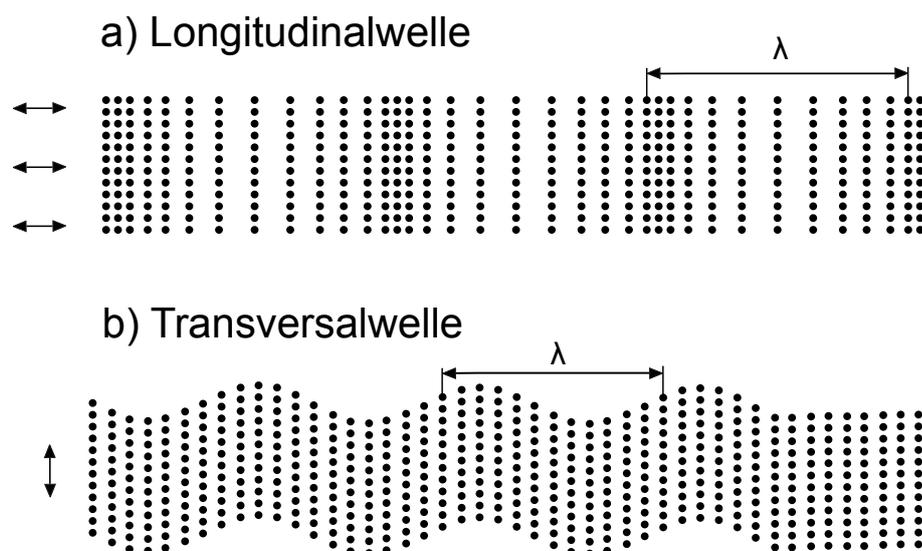


Abbildung 28: Schematische Darstellung der Ausbreitungsrichtung von Longitudinal- und Transversalwellen in festen Körpern einschließlich Wellenlänge λ . Abbildung in Anlehnung nach *Krautkrämer* [123] dargestellt.

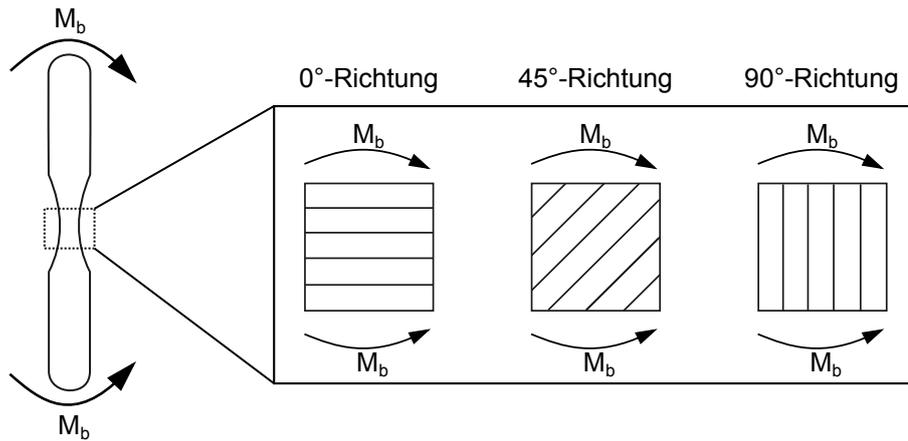


Abbildung 29: Graphische Darstellung der Belastung der WBP in Abhängigkeit der Baurichtung. Die dargestellten Belastungen gelten während der zyklischen Prüfung auch für die KWBP.

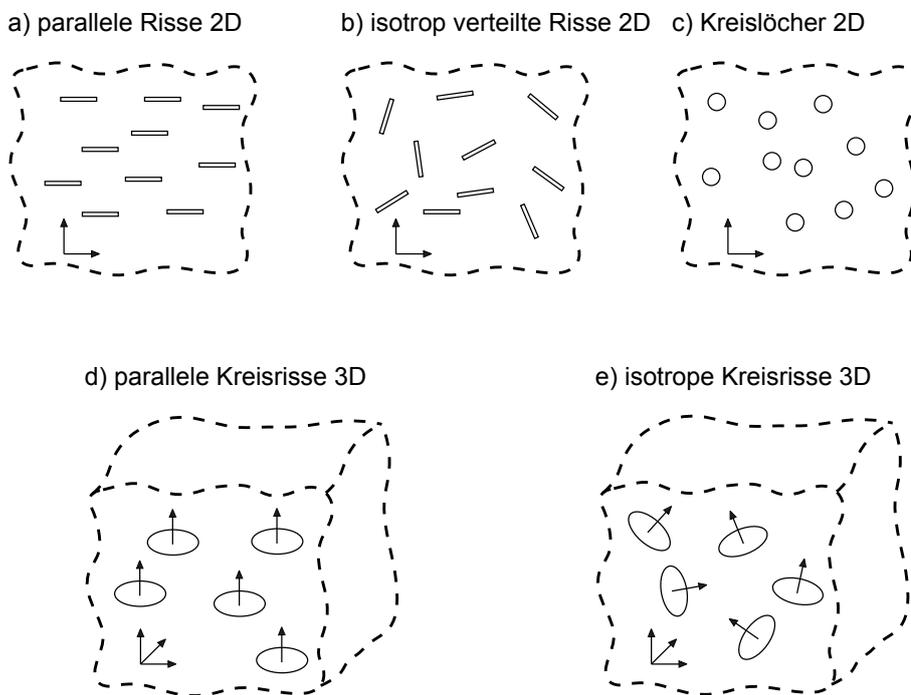


Abbildung 30: Schematische Darstellung der Defekt-Morphologien für die Änderung des E-Modul in Ordinateurichtung nach [96].

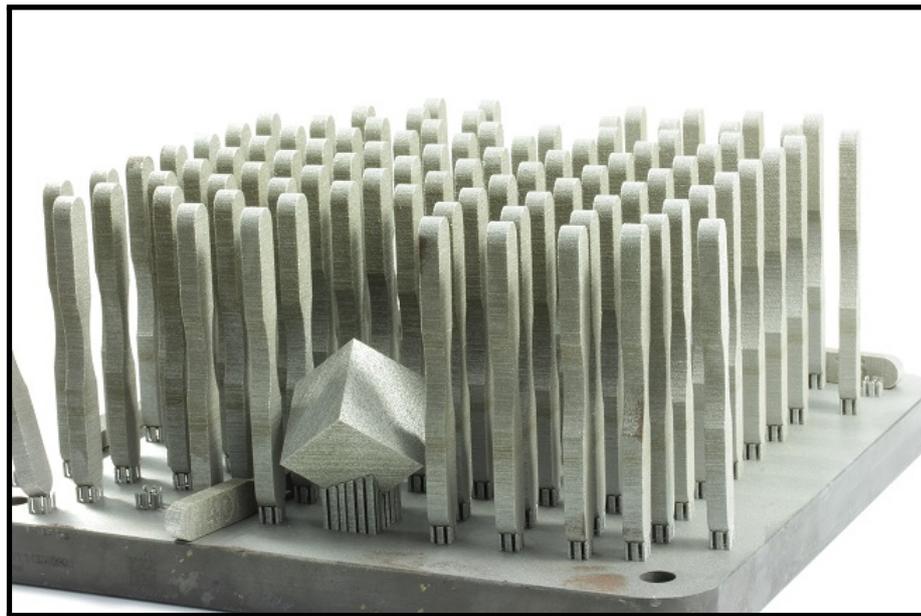


Abbildung 31: Isometrische Ansicht eines Bauzyklus mit WBP in 0°-Richtung. In diesem Bauzyklus wurde keine hohe Festigkeit für die Stützstruktur festgestellt.



Abbildung 32: Isometrische Ansicht eines Bauzyklus mit WBP in 45°-Richtung.

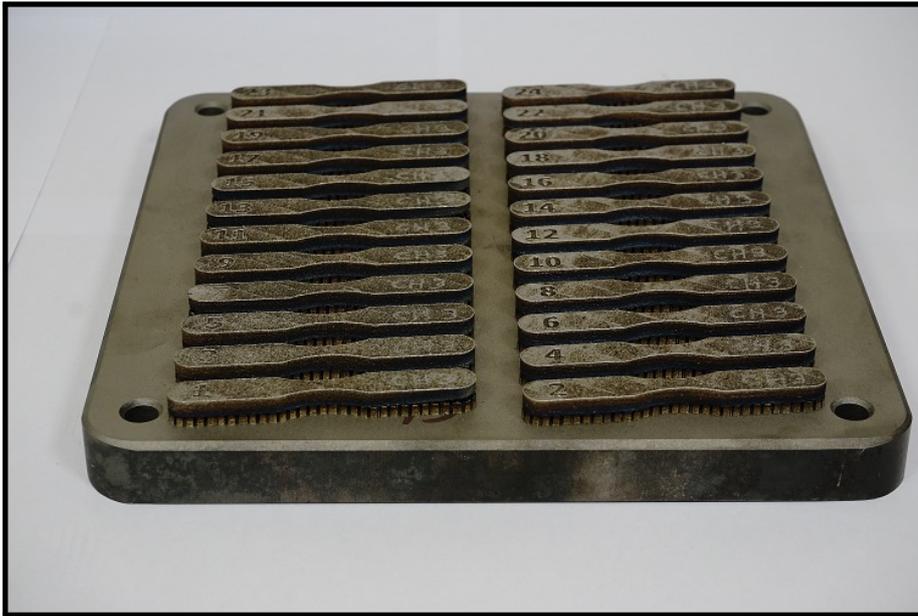


Abbildung 33: Isometrische Ansicht eines Bauzyklus mit WBP in 90°-Richtung. Die Verfärbungen an der Anbindung der Materialproben an die Stützstruktur ist in diesem Bild sichtbar.



Abbildung 34: Das oberste fotografische Bild zeigt den ersten Bauzyklus der 0°-Richtung WBP. Alle Proben sind bis zur Verjüngung im Prüfquerschnitt verfärbt, zusätzlich sind defekte Proben am Bauplattform-Rand erkennbar. Im mittleren Bild ist der zweite Bauzyklus abgebildet. Es sind zwei dunklere Streifen am unteren Spannkopf erkennbar und zusätzlich eine violette Verfärbung am oberen Spannkopfe auf der Höhe der Positionierungsnummern. Im unteren Bild ist eine leichte Verfärbung an der Anbindung der WBP zur Stützstruktur erkennbar. Hinzu kommt die linienförmige Verfärbung der unteren Spannkopfeenden. Ebenfalls sind 2 defekte Proben zu erkennen (Probe mit Positionierungsnummer neun und zehn).

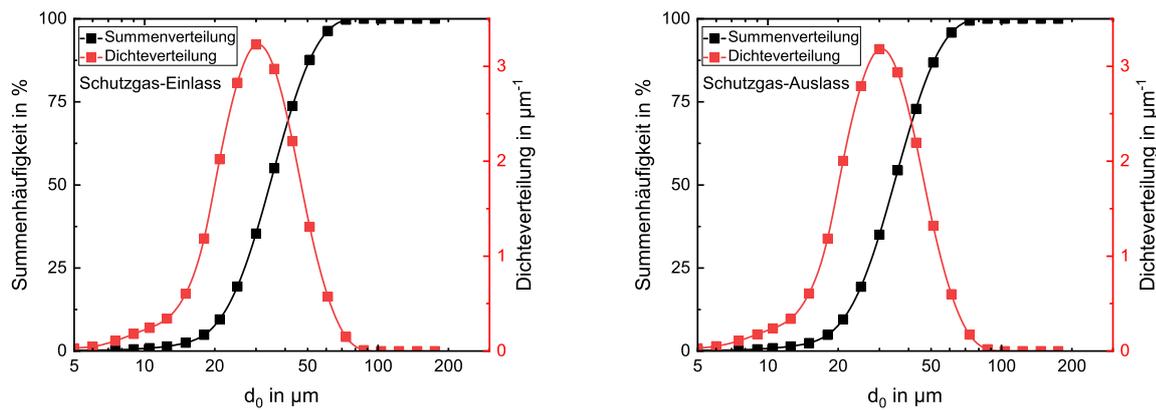


Abbildung 35: Die Dichteverteilung und Summenhäufigkeit der mittels Laserbeugung untersuchten Pulverpartikel aus den hohlen Würfeln. Links die Abbildung für den Schutzgas-Einlass und rechts die Abbildung für den Schutzgas-Auslass der WBP in 0° -Richtung des ersten Bauzyklus.

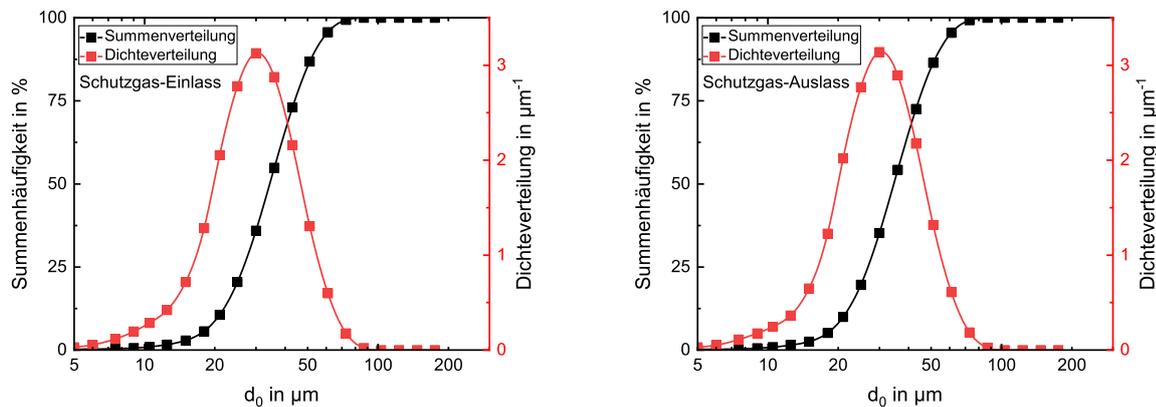


Abbildung 36: Die Dichteverteilung und Summenhäufigkeit der mittels Laserbeugung untersuchten Pulverpartikel aus den hohlen Würfeln. Links die Abbildung für den Schutzgas-Einlass und rechts die Abbildung für den Schutzgas-Auslass der WBP in 0° -Richtung des zweiten Bauzyklus.

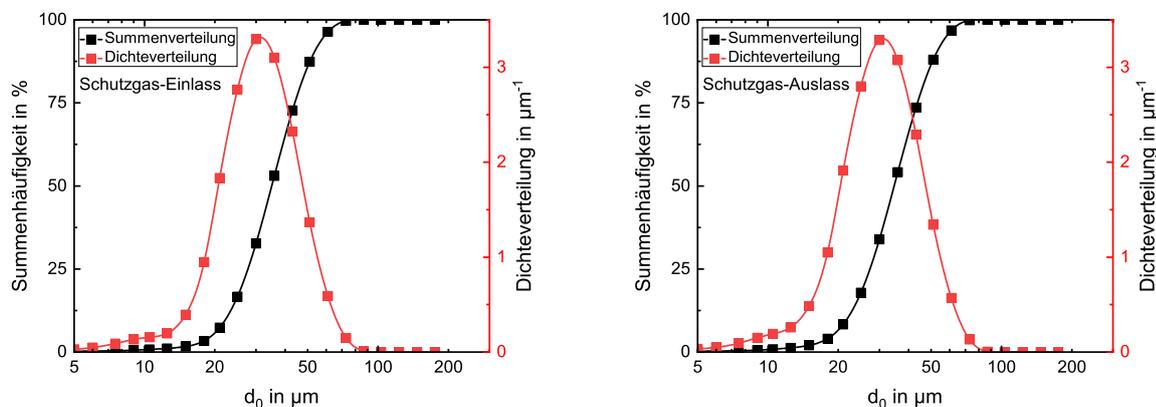


Abbildung 37: Die Dichteverteilung und Summenhäufigkeit der mittels Laserbeugung untersuchten Pulverpartikel aus den hohlen Würfeln. Links die Abbildung für den Schutzgas-Einlass und rechts die Abbildung für den Schutzgas-Auslass der WBP in 0° -Richtung des dritten Bauzyklus.

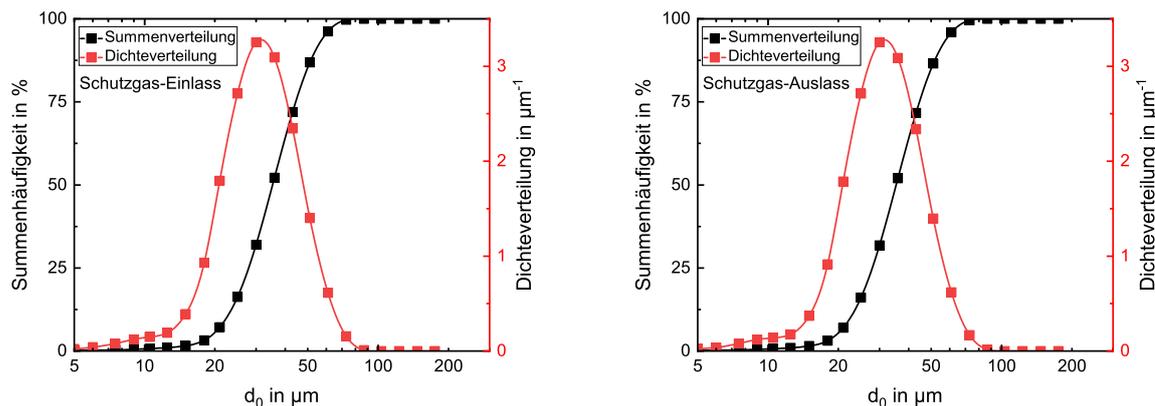


Abbildung 38: Die Dichteverteilung und Summenhäufigkeit der mittels Laserbeugung untersuchten Pulverpartikel aus den hohlen Würfel. Links die Abbildung für den Schutzgas-Einlass und rechts die Abbildung für den Schutzgas-Auslass der WBP in 0° -Richtung des vierten Bauzyklus.

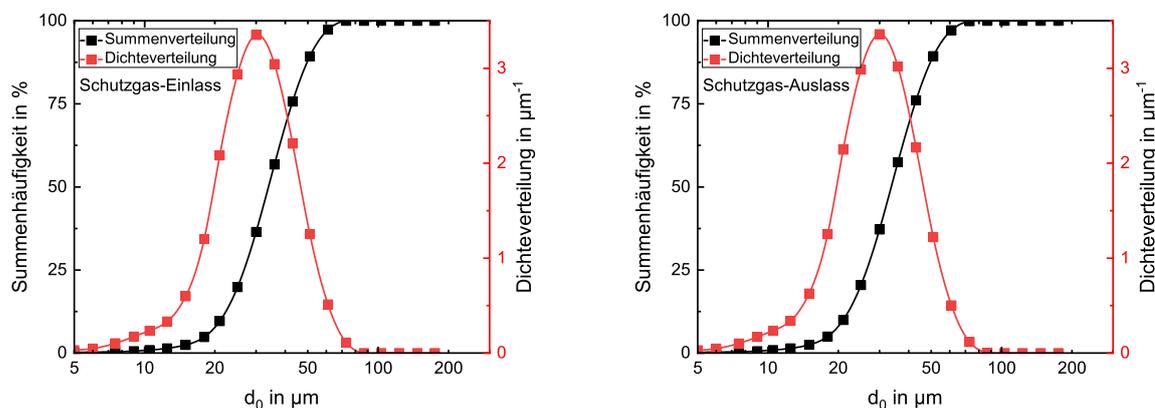


Abbildung 39: Die Dichteverteilung und Summenhäufigkeit der mittels Laserbeugung untersuchten Pulverpartikel aus den hohlen Würfel. Links die Abbildung für den Schutzgas-Einlass und rechts die Abbildung für den Schutzgas-Auslass der KWBP in 0° -Richtung.

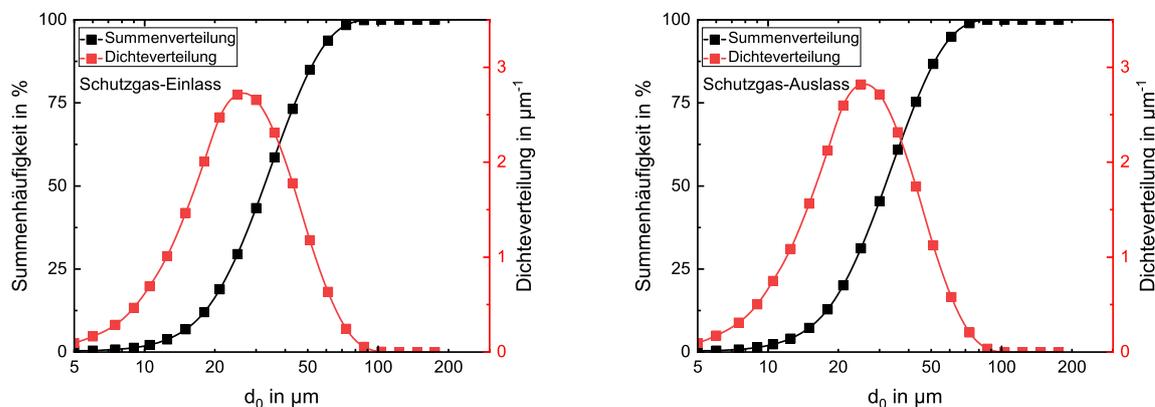


Abbildung 40: Die Dichteverteilung und Summenhäufigkeit der mittels Laserbeugung untersuchten Pulverpartikel aus den hohlen Würfel. Links die Abbildung für den Schutzgas-Einlass und rechts die Abbildung für den Schutzgas-Auslass der WBP in 45° -Richtung des ersten Bauzyklus.

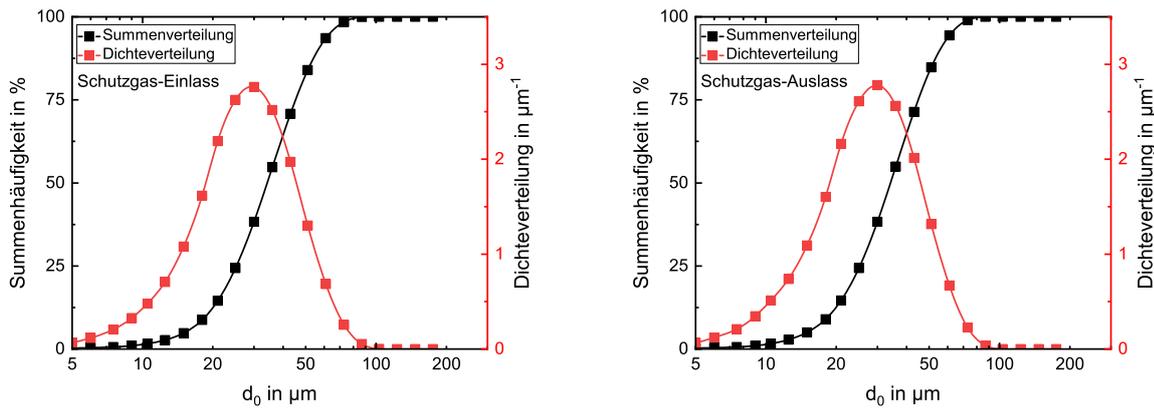


Abbildung 41: Die Dichteverteilung und Summenhäufigkeit der mittels Laserbeugung untersuchten Pulverpartikel aus den hohlen Würfeln. Links die Abbildung für den Schutzgas-Einlass und rechts die Abbildung für den Schutzgas-Auslass der WBP in 45°-Richtung des zweiten Bauzyklus.

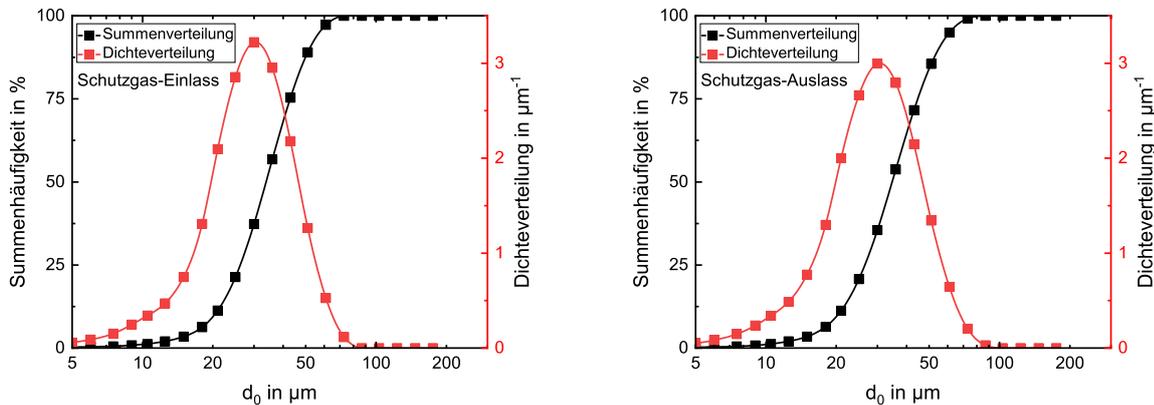


Abbildung 42: Die Dichteverteilung und Summenhäufigkeit der mittels Laserbeugung untersuchten Pulverpartikel aus den hohlen Würfeln. Links die Abbildung für den Schutzgas-Einlass und rechts die Abbildung für den Schutzgas-Auslass der WBP in 45°-Richtung des dritten Bauzyklus.

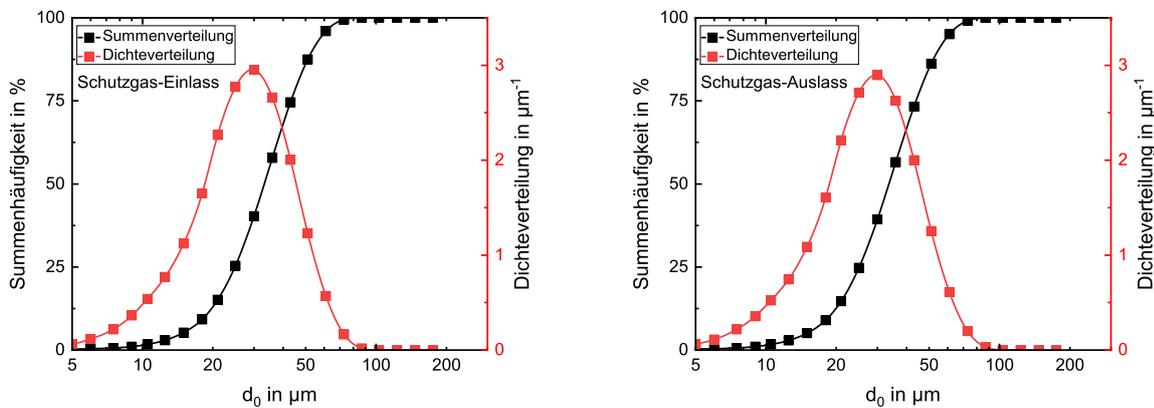


Abbildung 43: Die Dichteverteilung und Summenhäufigkeit der mittels Laserbeugung untersuchten Pulverpartikel aus den hohlen Würfeln. Links die Abbildung für den Schutzgas-Einlass und rechts die Abbildung für den Schutzgas-Auslass der WBP in 45°-Richtung des vierten Bauzyklus.

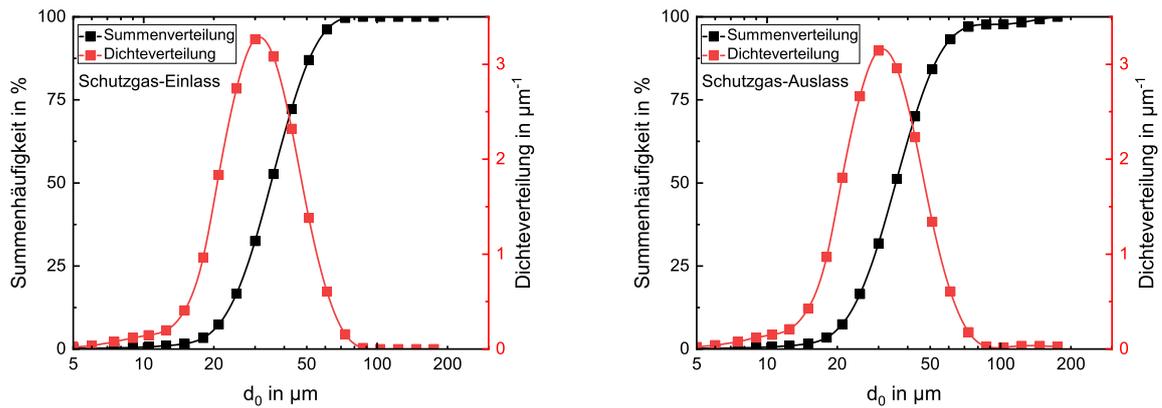


Abbildung 44: Die Dichteverteilung und Summenhäufigkeit der mittels Laserbeugung untersuchten Pulverpartikel aus den hohlen Würfel. Links die Abbildung für den Schutzgas-Einlass und rechts die Abbildung für den Schutzgas-Auslass der KWBP in 45°-Richtung.

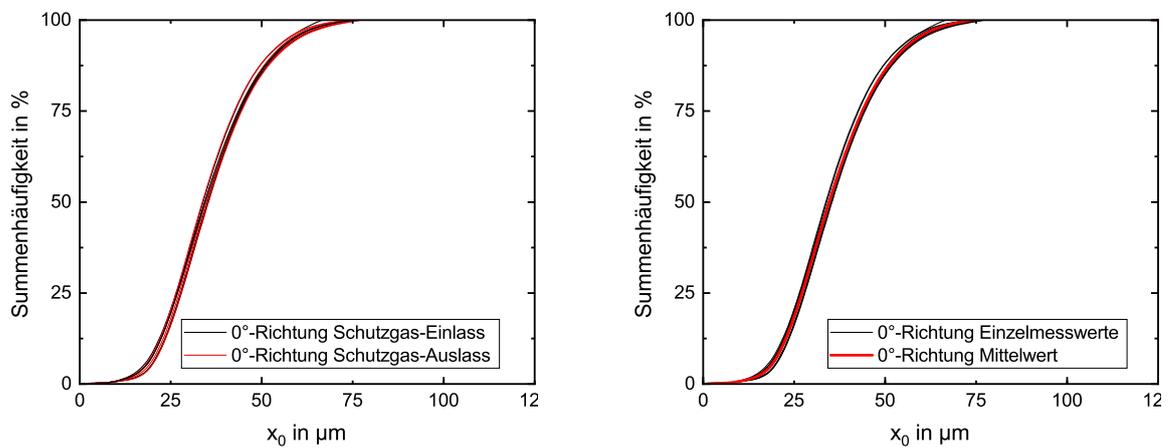


Abbildung 45: Zusammenfassung der Summenhäufigkeit der Ausgangspulver aus dem Bauprozess in der PBF-LB/M-Anlage für die KWBP und WBP der 0°-Richtung. Links die Darstellung der Summenhäufigkeit am Schutzgas-Einlass und Schutzgas-Auslass. Rechts sind die Einzelmesswerte und der Mittelwert dargestellt.

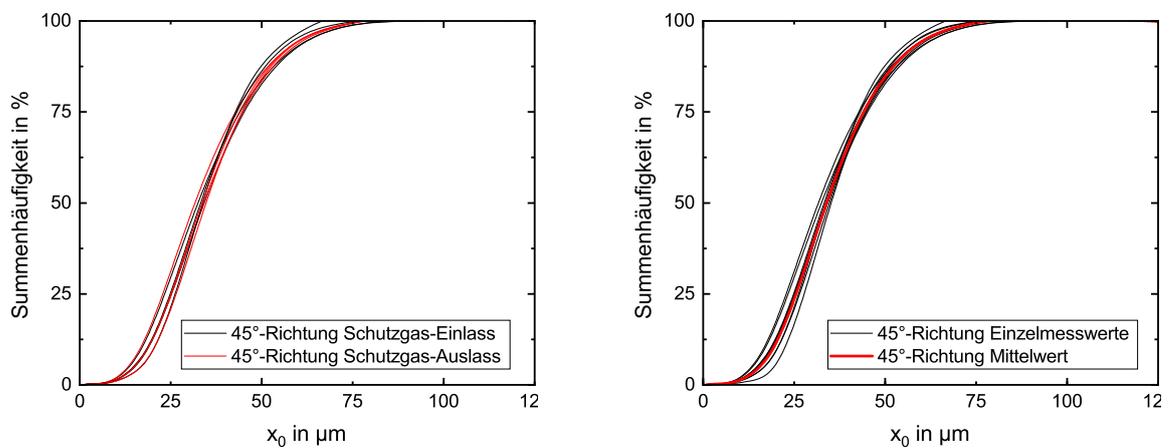


Abbildung 46: Zusammenfassung der Summenhäufigkeit der Ausgangspulver aus dem Bauprozess in der PBF-LB/M-Anlage für die KWBP und WBP der 45°-Richtung. Links die Darstellung der Summenhäufigkeit am Schutzgas-Einlass und Schutzgas-Auslass. Rechts sind die Einzelmesswerte und der Mittelwert dargestellt.

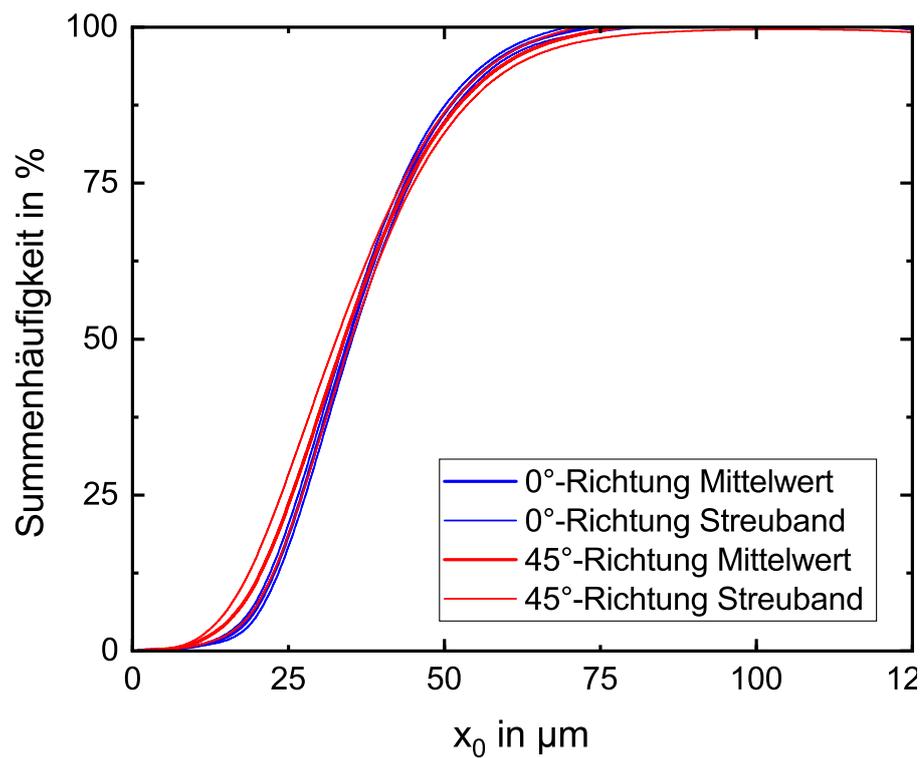


Abbildung 47: Summenverteilung einschließlich zugehöriger Streubreite der ermittelten Summenhäufigkeit der Ausgangspulver aus den Bauzyklen der 0°- und 45°-Richtung WBP.

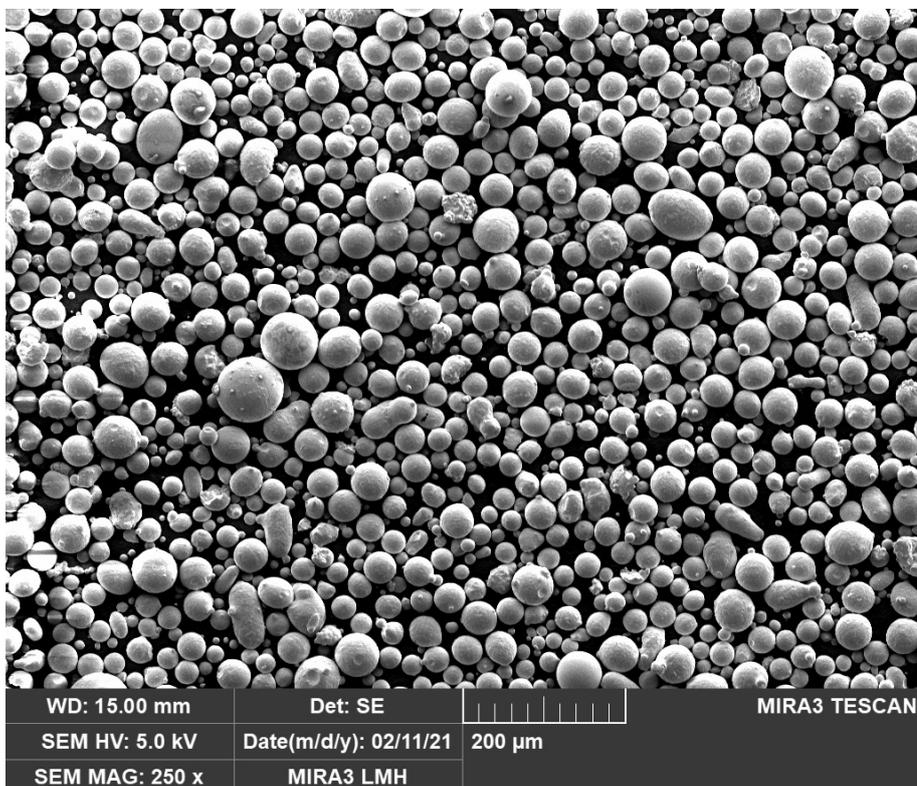


Abbildung 48: REM-Aufnahme einer Partikelschüttung bei 250x Vergrößerung.

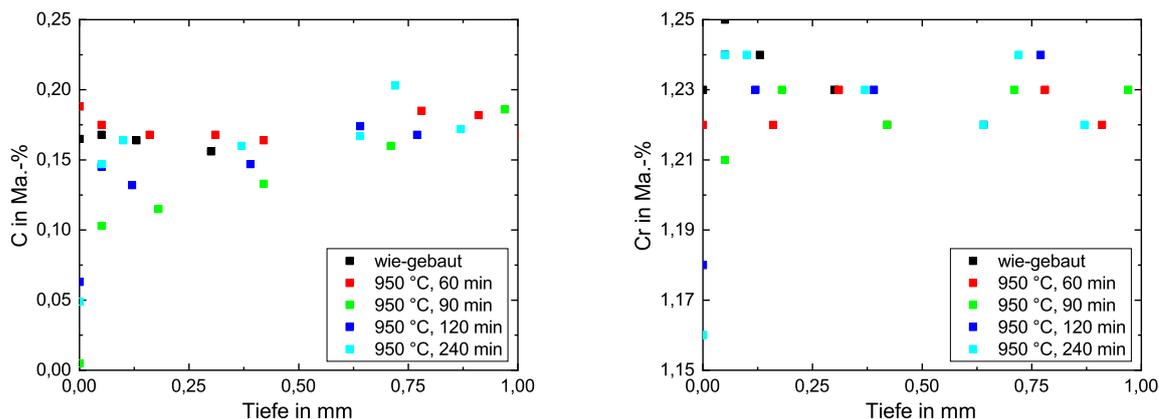


Abbildung 49: C- und Cr-Gehalt in Abhängigkeit der Messtiefe und Haltedauer bei 950 °C nach der Vakuum-Wärmebehandlung. Soll C-Gehalt: 0,17 Ma.-% bis 0,22 Ma.-% und Soll Cr-Gehalt: 1,00 Ma.-% bis 1,30 Ma.-% nach DIN EN ISO 683-3 [128].

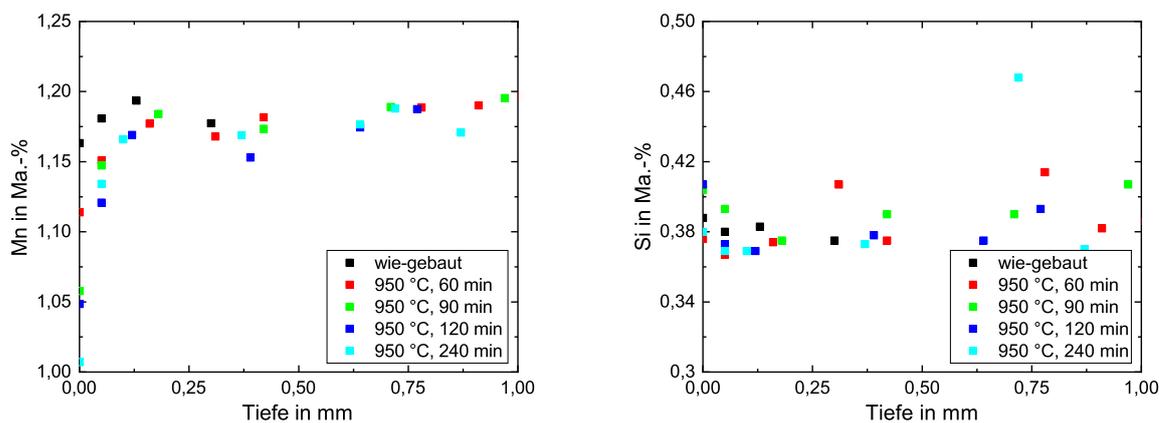


Abbildung 50: Mn- und Si-Gehalt in Abhängigkeit der Messtiefe und Haltedauer bei 950 °C nach der Vakuum-Wärmebehandlung. Soll Mn-Gehalt: 1,10 Ma.-% bis 1,40 Ma.-% und Soll Si-Gehalt: 0,15 Ma.-% bis 0,40 Ma.-% nach DIN EN ISO 683-3 [128].

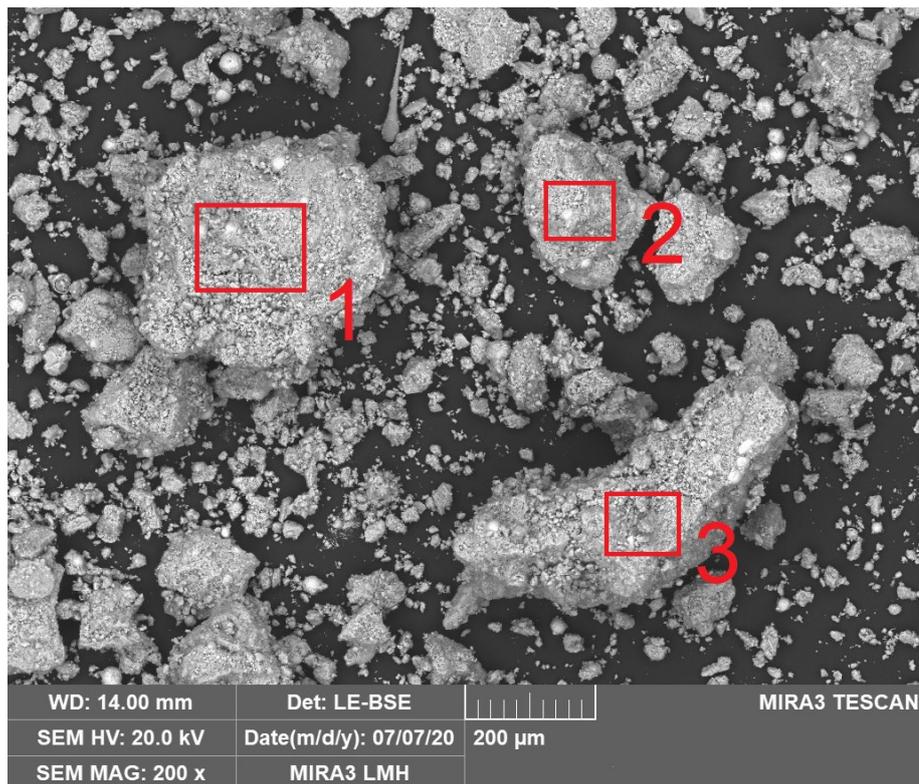


Abbildung 51: REM-Aufnahme des Schmauches aus dem Filter der PBF-LB/M-Anlage bei 200x Vergrößerung. Die Messorte für die Bestimmung der LE-Gehalte sind mit 1 bis 3 nummeriert.

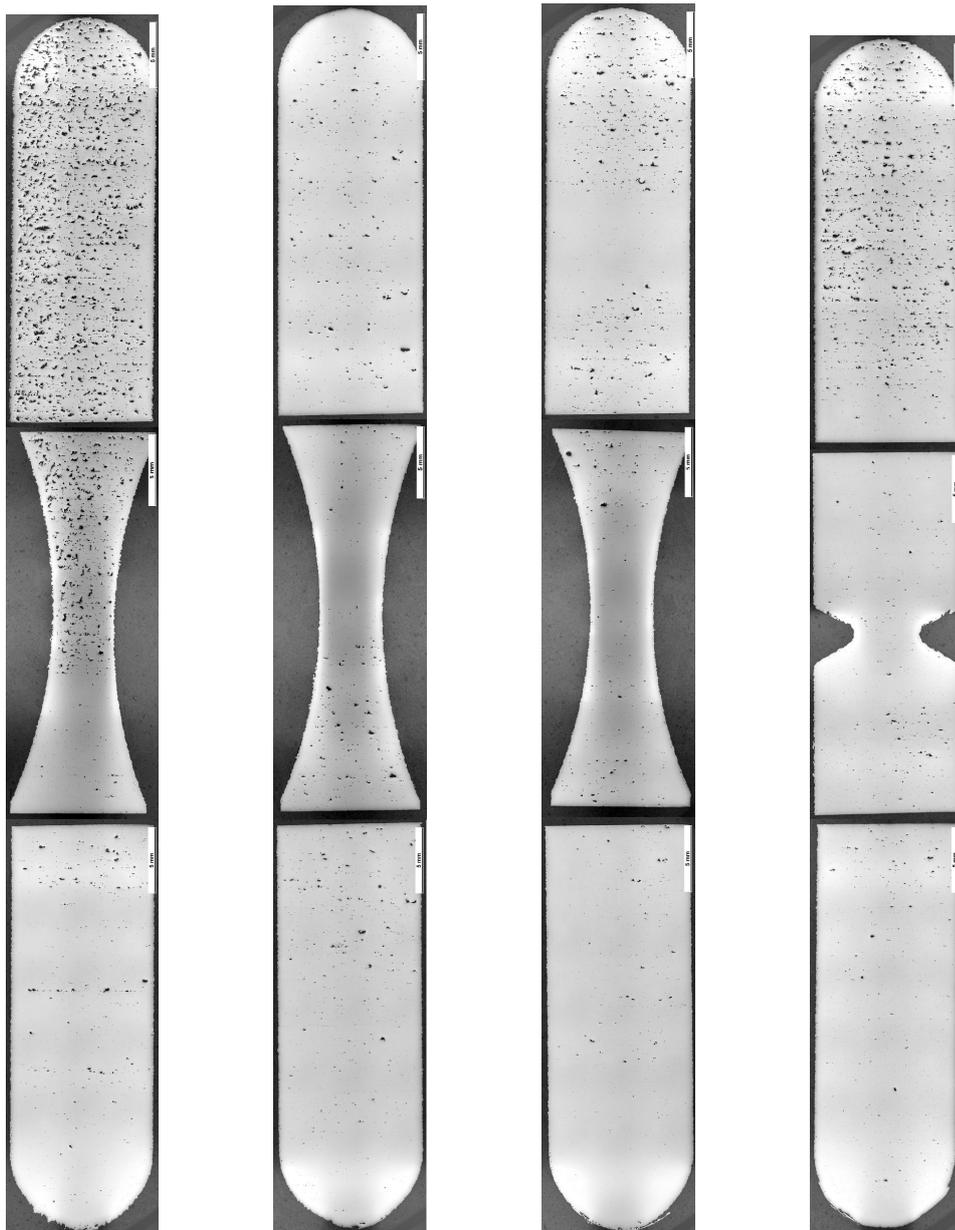


Abbildung 52: Beispielhafte Übersichtsaufnahmen der einzelnen Bauzyklen der Versuchproben in 0° -Richtung für die zyklische Prüfung sind v.l.n.r. die WBP aus Bauzyklus 1, Bauzyklus 2, Bauzyklus 3 und die KWBP dargestellt. Unten ist das untere Spannende, in der Mitte der Prüfquerschnitt und oben das obere Spannende abgebildet.

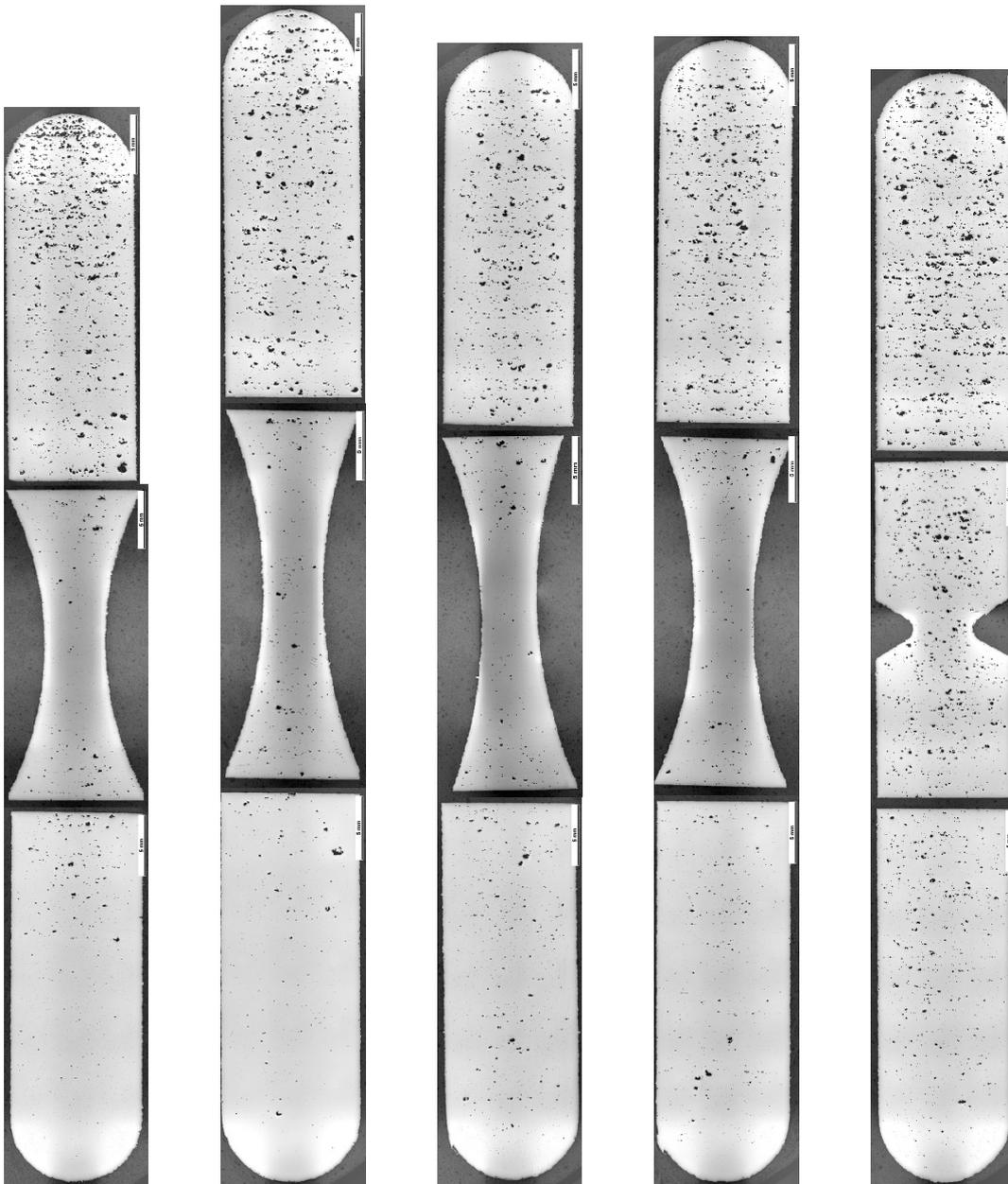


Abbildung 53: Beispielhafte Übersichtsaufnahmen der einzelnen Bauzyklen der Materialproben in 45°-Richtung für die zyklische Prüfung sind v.l.n.r. die WBP aus Bauzyklus 1, Bauzyklus 2, Bauzyklus 3, Bauzyklus 4 und die KWBP dargestellt. Unten ist das untere Spannde, in der Mitte der Prüferschnitt und oben das obere Spannde abgebildet.

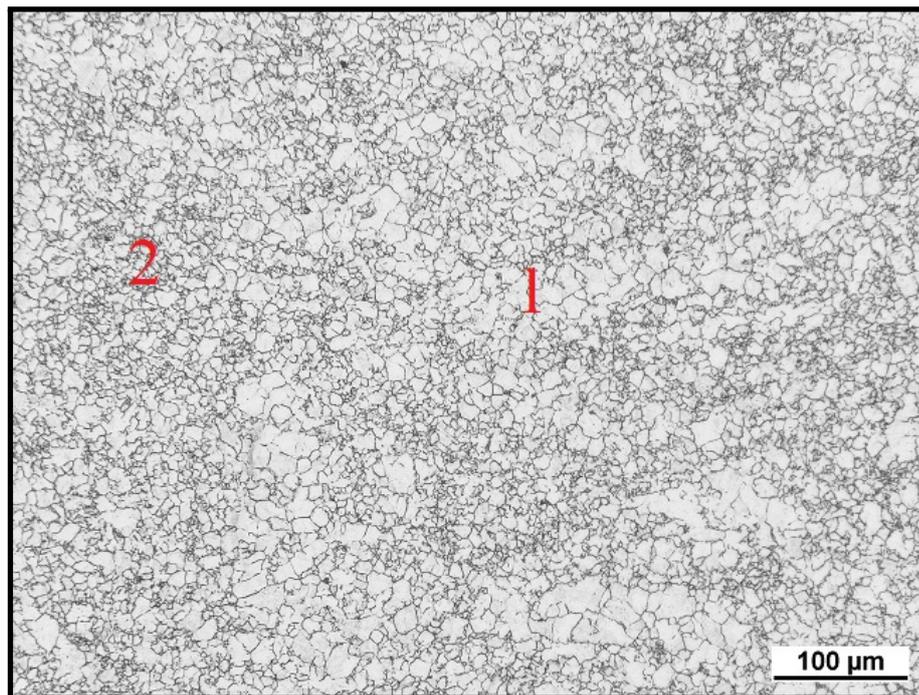


Abbildung 54: Beispielhafte LiMi-Aufnahme einer WBP in 0°-Richtung mit Bechet-Beaujard Ätzung in 200x Vergrößerung.

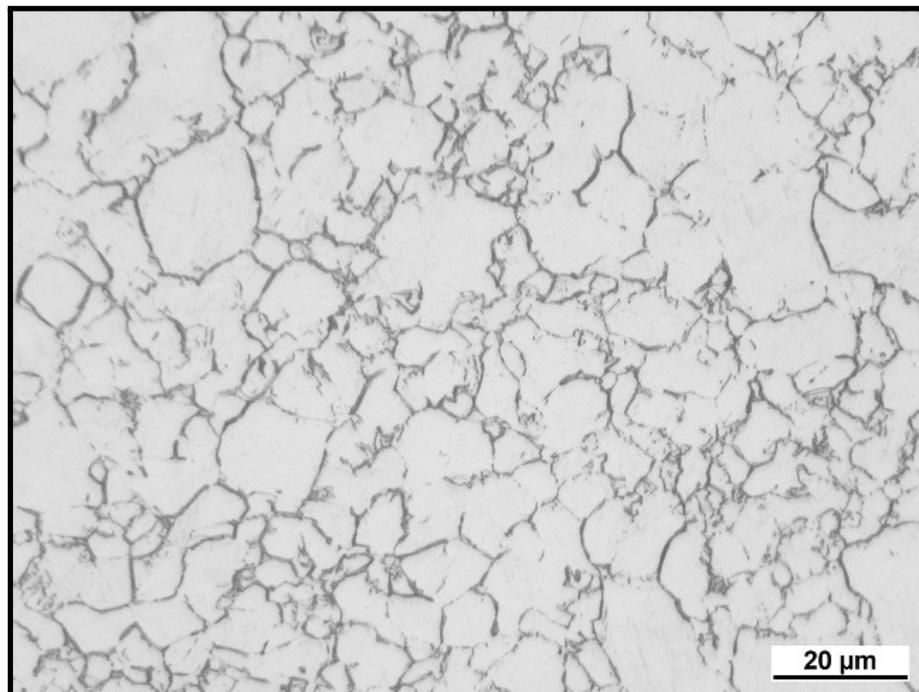


Abbildung 55: Beispielhafte LiMi-Aufnahme einer WBP in 0°-Richtung mit Bechet-Beaujard Ätzung in 500x Vergrößerung.

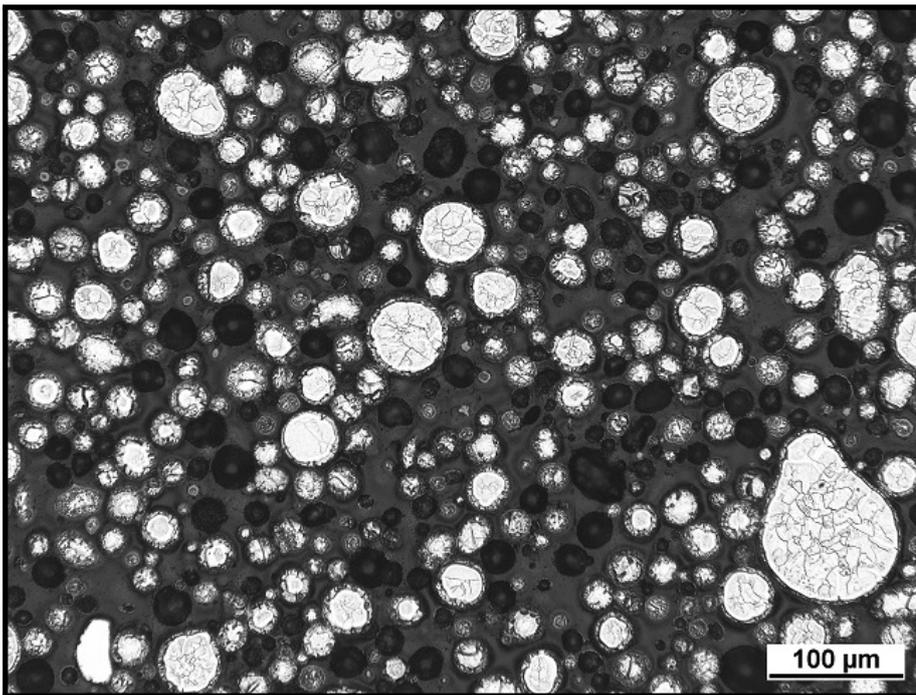


Abbildung 56: Exemplarische LiMi-Aufnahme mehrerer Pulverpartikel in 500x Vergrößerung nach der Wärmebehandlung. Das Ätzmittel war Bechet-Beaujard. Die Pulverpartikel sind hell, das Einbettmittel dunkel. Schwarze kreisförmige Stellen sind Mulden, die durch herausgelöste Pulverpartikel zurückbleiben.

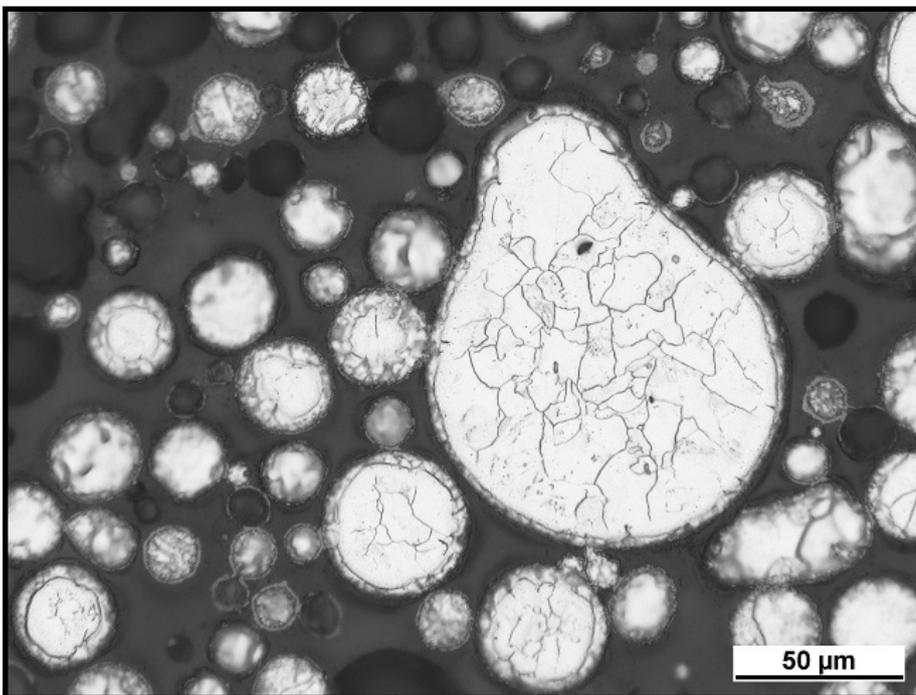


Abbildung 57: Exemplarische LiMi-Aufnahme mehrerer Pulverpartikel in 500x Vergrößerung nach der Wärmebehandlung. Das Ätzmittel war Bechet-Beaujard. Die Pulverpartikel sind hell, das Einbettmittel dunkel. Schwarze kreisförmige Stellen sind Mulden, die durch herausgelöste Pulverpartikel zurückbleiben.

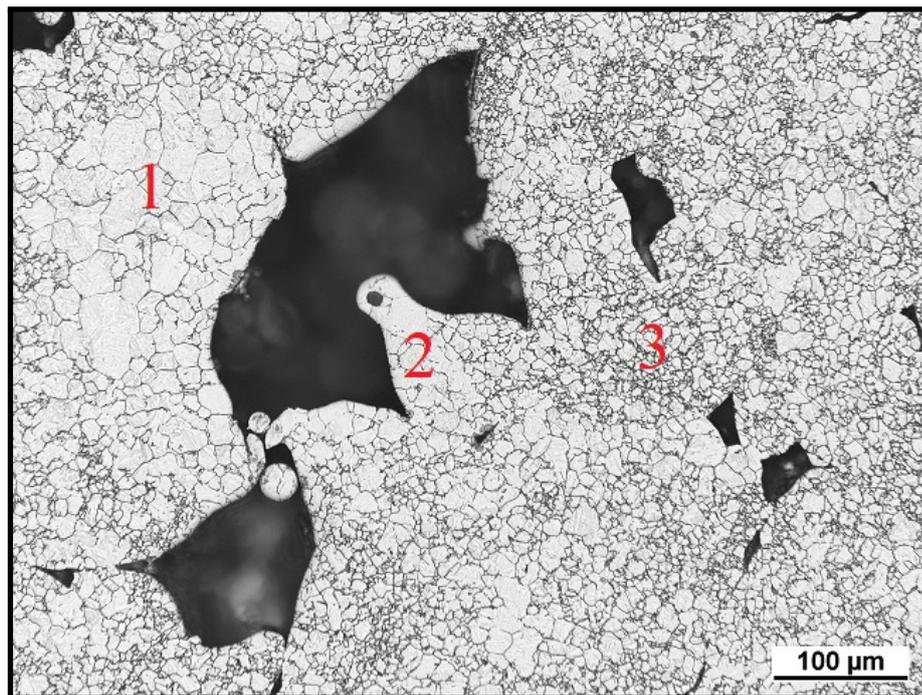


Abbildung 58: Exemplarische LiMi-Aufnahme eines Defektes im kontrastierten Zustand in 200x Vergrößerung. Das Ätzmittel war Bechet-Beaujard.

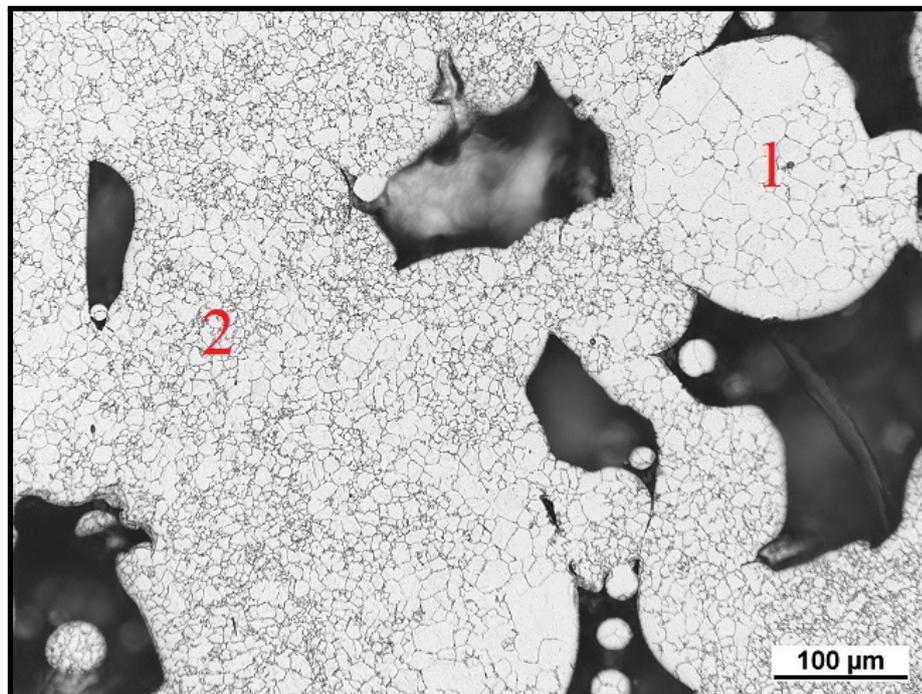


Abbildung 59: Exemplarische LiMi-Aufnahme eines Defektes im kontrastierten Zustand in 200x Vergrößerung. Das Ätzmittel war Bechet-Beaujard.

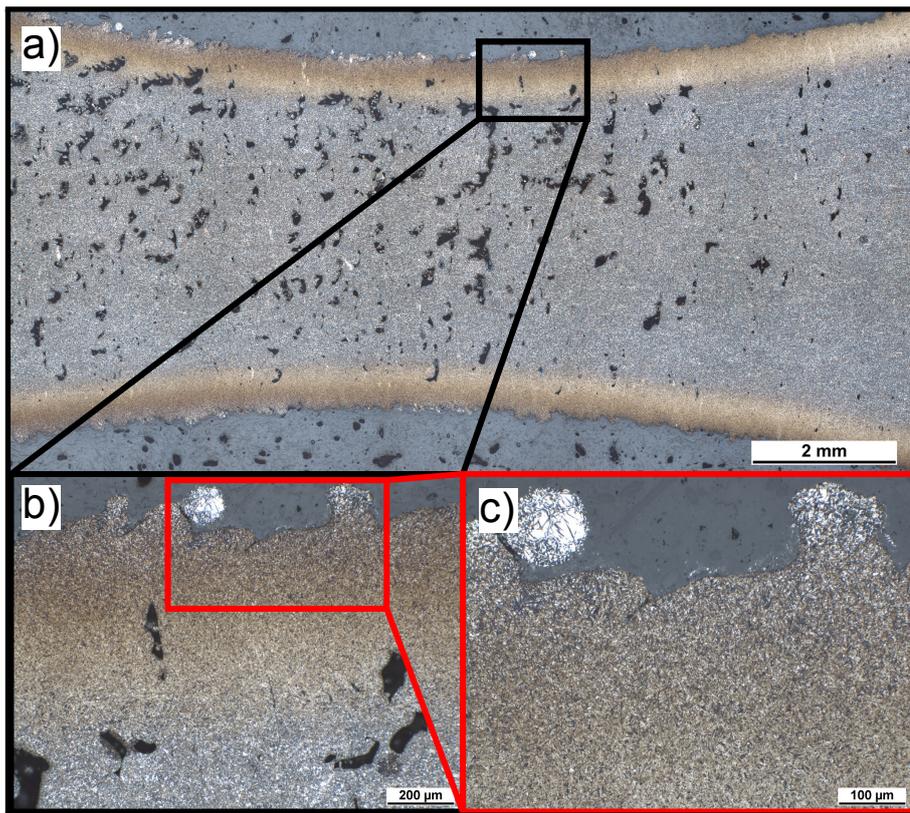


Abbildung 60: Exemplarische Darstellung eines mit Nital geätzten Prüfquerschnittes der WBP in 0°-Richtung aus Bauzyklus 1. In a) ist die Übersichtsaufnahme und in b) der Randbereich der Probe dargestellt. In c) ist eine Detailaufnahme eines Oberflächenpartikels dargestellt.



Abbildung 61: Exemplarische Abbildungen der mit Nital geätzten Materialproben aus Walzmaterial. Dargestellt sind v.l.n.r. die Proben in Walzrichtung, 45° zur Walzrichtung und quer zur Walzrichtung entnommenen und kontrastierten Proben.

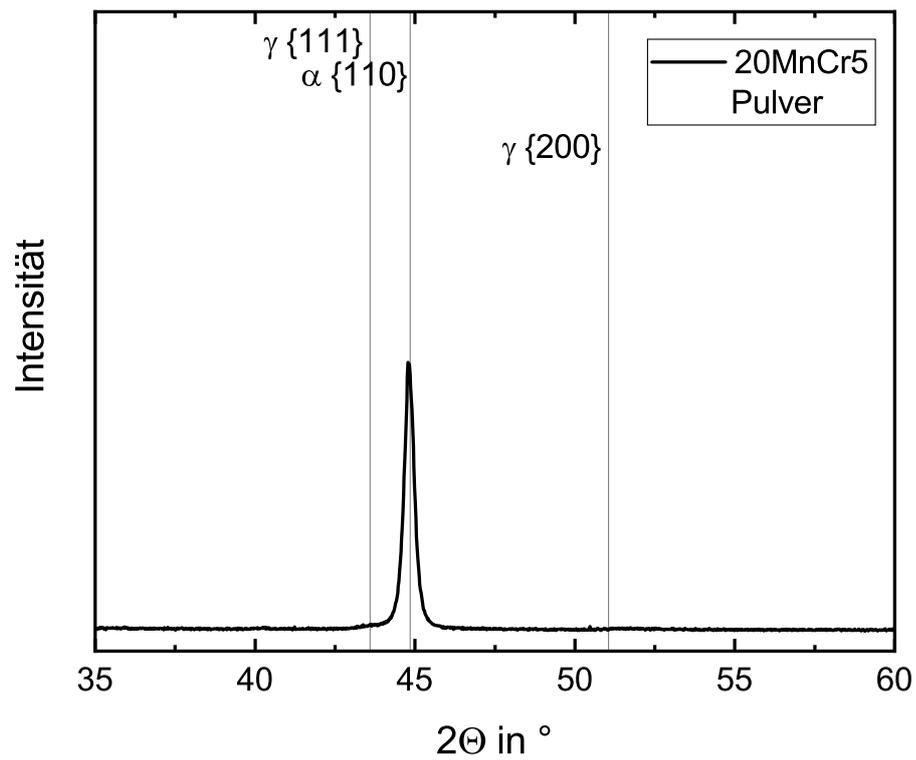


Abbildung 62: Diffraktogram des für den PBF-LB/M-Prozess verwendeten Ausgangspulvers aus 20MnCr5.

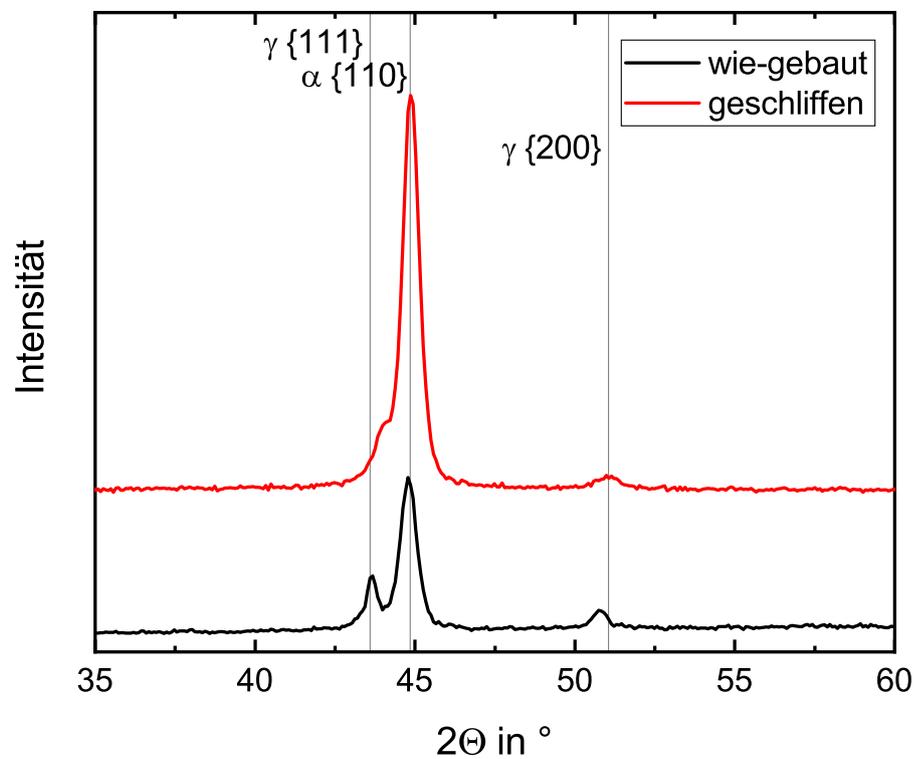


Abbildung 63: Diffraktogramme zweier einsatzgehärteter WBP in 90°-Richtung mit unterschiedlicher Oberflächenbeschaffenheiten. Der wie-gebaut Oberflächenzustand ist als schwarzer Verlauf und der geschliffene Oberflächenzustand als roter Verlauf dargestellt. Die Messfläche ist die Oberfläche der Proben.

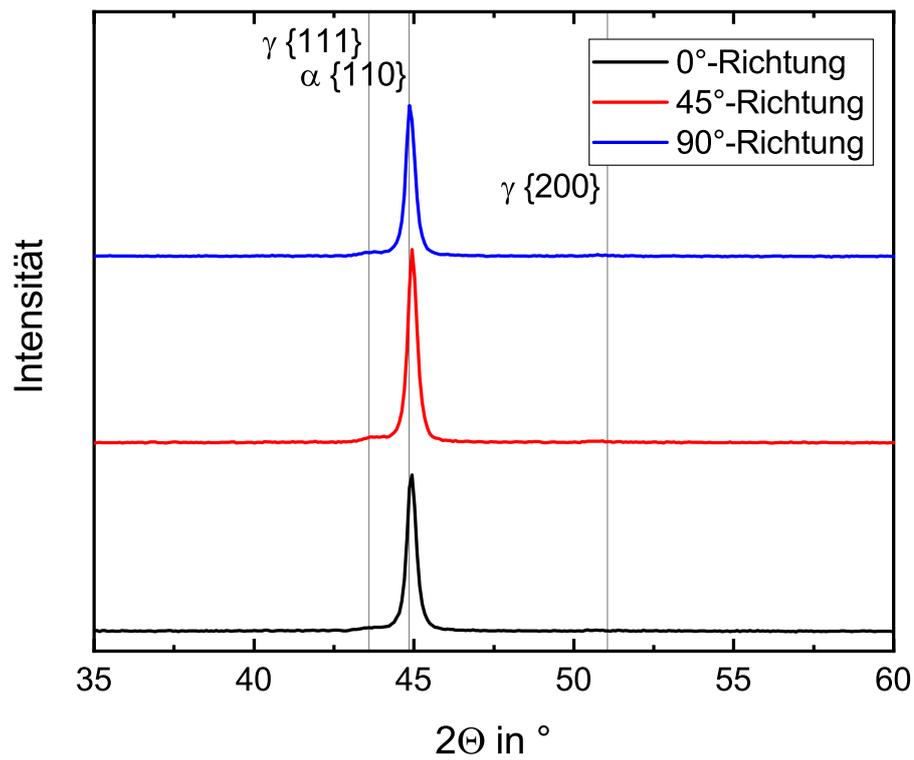


Abbildung 64: Diffraktogramme der Zugproben in 0°, 45°- und 90°-Richtung im blindgehärtetem Zustand. Die 0°-Richtung ist als schwarzer Verlauf, die 45°-Richtung als roter Verlauf und die 90°-Richtung als blauer Verlauf dargestellt.

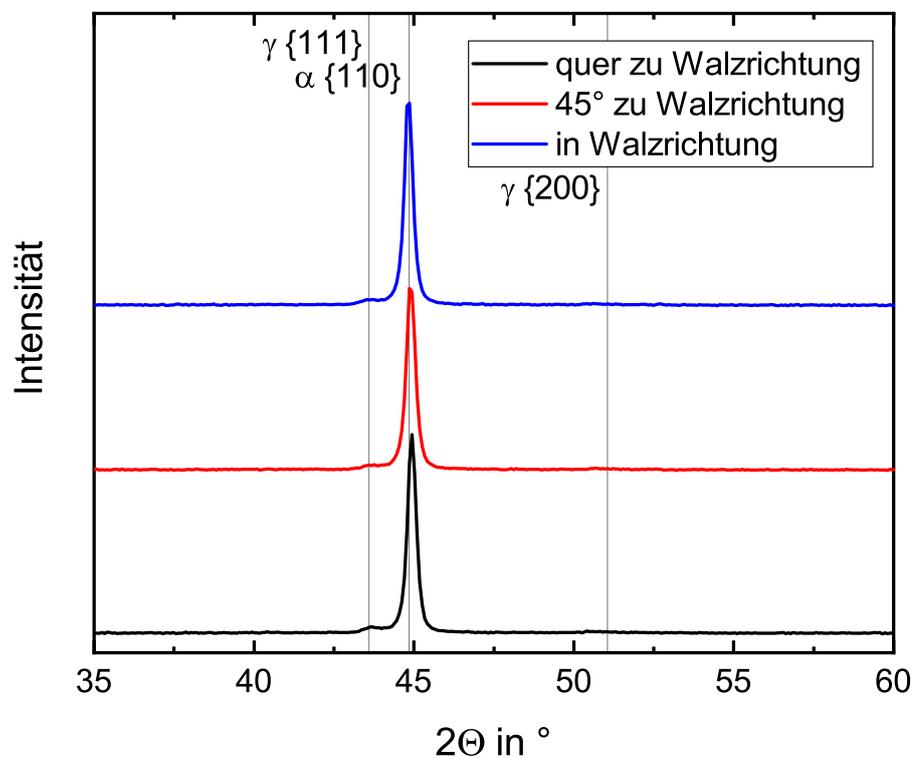


Abbildung 65: Diffraktogramme der Zugproben aus Walzmaterial im blindgehärtetem Zustand quer zur Walzrichtung, 45° zur Walzrichtung und in Walzrichtung. Die Zugprobe bei der die Lastrichtung quer zur Walzrichtung liegt ist als schwarzer Verlauf dargestellt. Probe dessen Lastrichtung im 45° Winkel zur Walztextur liegt ist als roter Verlauf dargestellt. Der blaue Verlauf zeigt eine Probe dessen Lastrichtung der Walztexturrichtung entspricht.

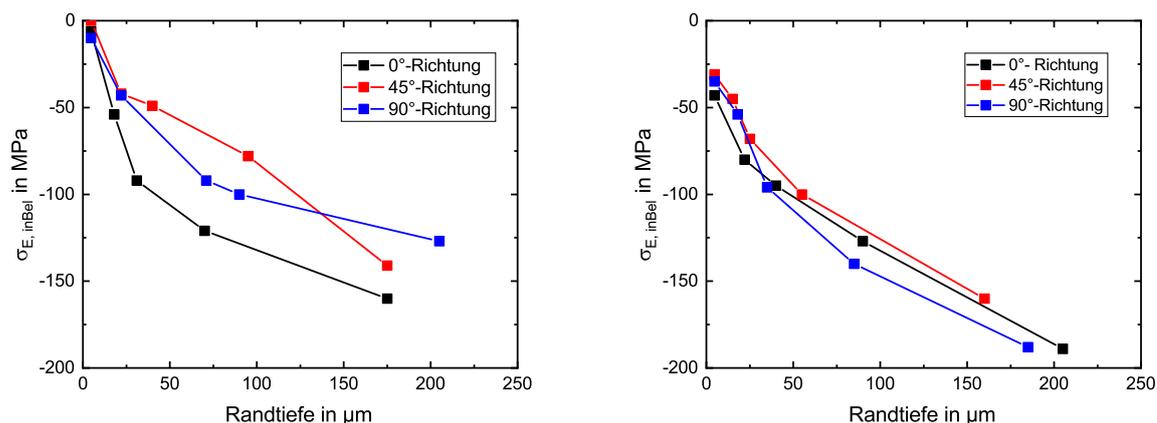


Abbildung 66: Dargestellt sind die ermittelten Eigenspannungs-Tiefen-Verläufe der WBP im wie-gebaut und im geschliffenen Oberflächenzustand bei dem die Messrichtung der Eigenspannung in Belastungsrichtung gerichtet ist ($\sigma_{E, \text{inBel}}$). Die WBP der 0°-Richtung ist als schwarze Linie mit den ermittelten Punkten aufgetragen, die 45°-Richtung ist als roter Verlauf und die 90°-Richtung als blauer Verlauf dargestellt. Links sind die Verläufe für den wie-gebaut Oberflächenzustand, rechts für den geschliffenen Oberflächenzustand abgebildet.

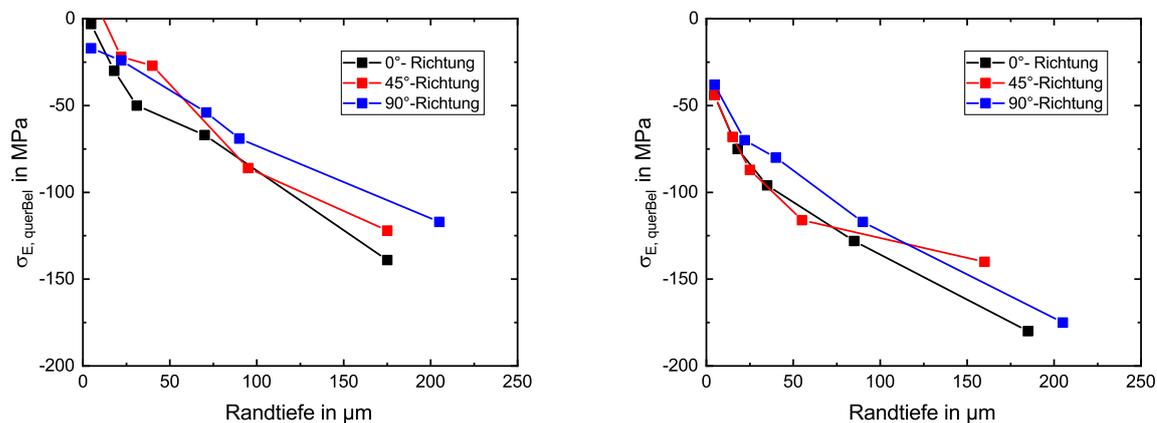


Abbildung 67: Dargestellt sind die ermittelten Eigenspannungs-Tiefen-Verläufe der WBP im wie-gebaut und im geschliffenen Oberflächenzustand bei dem die Messrichtung der Eigenspannung quer zur Belastungsrichtung gerichtet ist ($\sigma_{E, \text{querBel}}$). Die WBP der 0°-Richtung ist als schwarze Linie mit den ermittelten Punkten aufgetragen, die 45°-Richtung ist als roter Verlauf und die 90°-Richtung als blauer Verlauf dargestellt. Links sind die Verläufe für den wie-gebaut Oberflächenzustand, rechts für den geschliffenen Oberflächenzustand abgebildet.

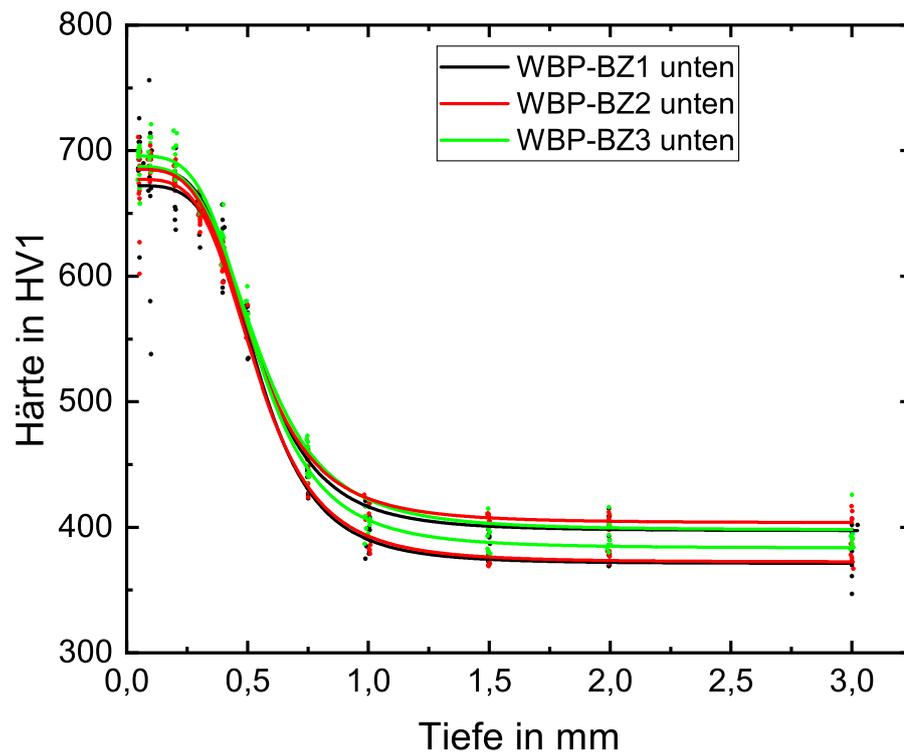


Abbildung 68: Dargestellt sind je zwei Mikrohärteverläufe der WBP in 0°-Richtung am unteren Spannende. Der erste Bauzyklus ist durch „WBP-BZ1 unten“ gekennzeichnet, der zweite durch „WBP-BZ2 unten“ und der dritte Bauzyklus durch „WBP-BZ3 unten“.

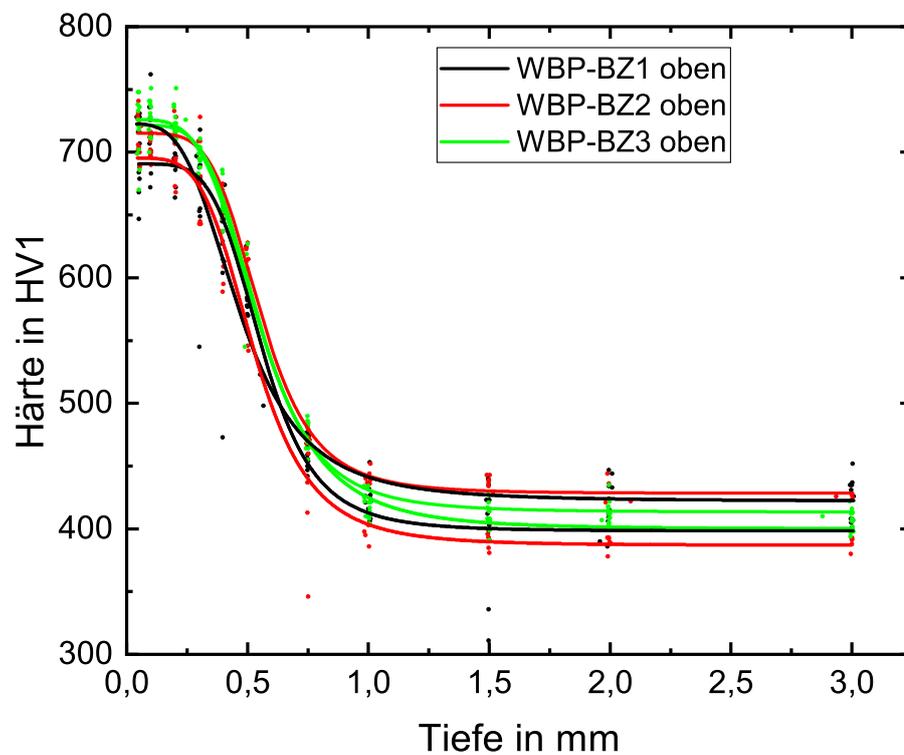


Abbildung 69: Dargestellt sind je zwei Mikrohärteverläufe der WBP in 0°-Richtung am oberen Spannende. Der erste Bauzyklus ist durch „WBP-BZ1 oben“ gekennzeichnet, der zweite durch „WBP-BZ2 oben“ und der dritte Bauzyklus durch „WBP-BZ3 oben“.

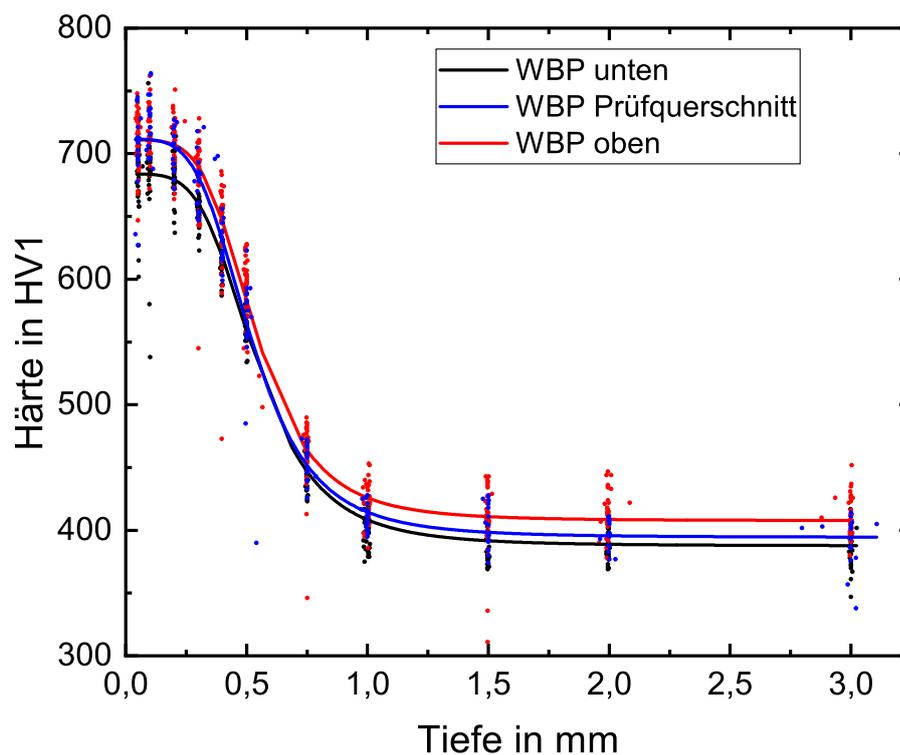


Abbildung 70: Dargestellt sind die gemittelten Mikrohärteverläufe der WBP in 0°-Richtung am unteren Spannde „WBP unten“, im Prüfquerschnitt „WBP Prüfquerschnitt“ und am oberen Spannde „WBP oben“.

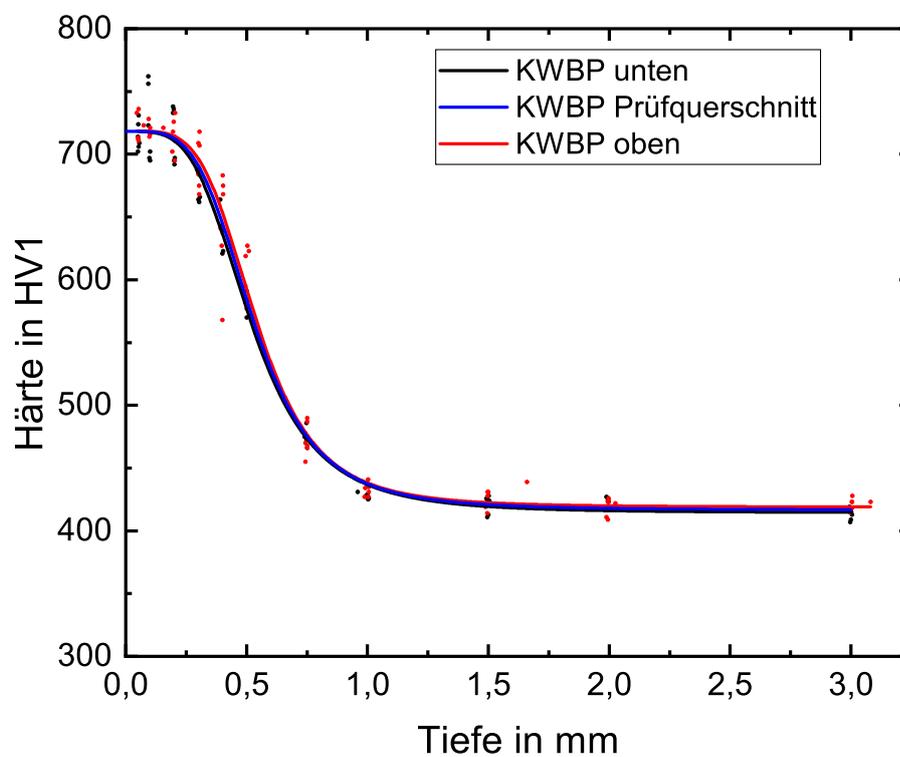


Abbildung 71: Dargestellt sind die gemittelten Mikrohärteverläufe der KWBP in 0°-Richtung am unteren Spannde „KWBP unten“, im Prüfquerschnitt „KWBP Prüfquerschnitt“ und am oberen Spannde „KWBP oben“.

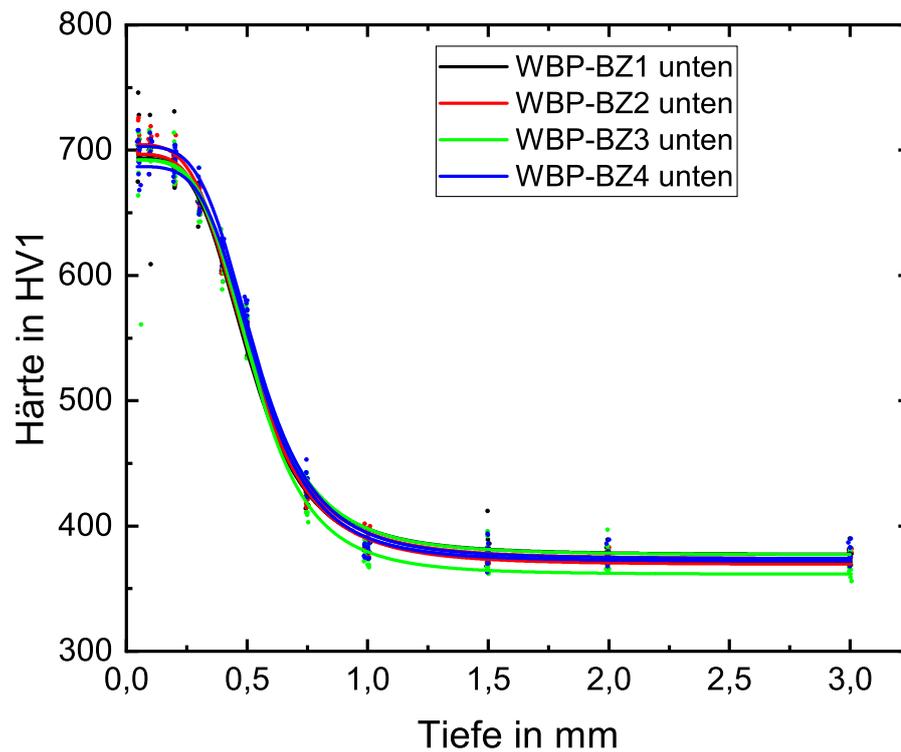


Abbildung 72: Dargestellt sind je zwei Mikrohärteverläufe der WBP in 45°-Richtung am unteren Spannende. Der erste Bauzyklus ist durch „WBP-BZ1 unten“ gekennzeichnet, der zweite durch „WBP-BZ2 unten“, der dritte Bauzyklus durch „WBP-BZ3 unten“ und der vierte Bauzyklus durch „WBP-BZ4 unten“.

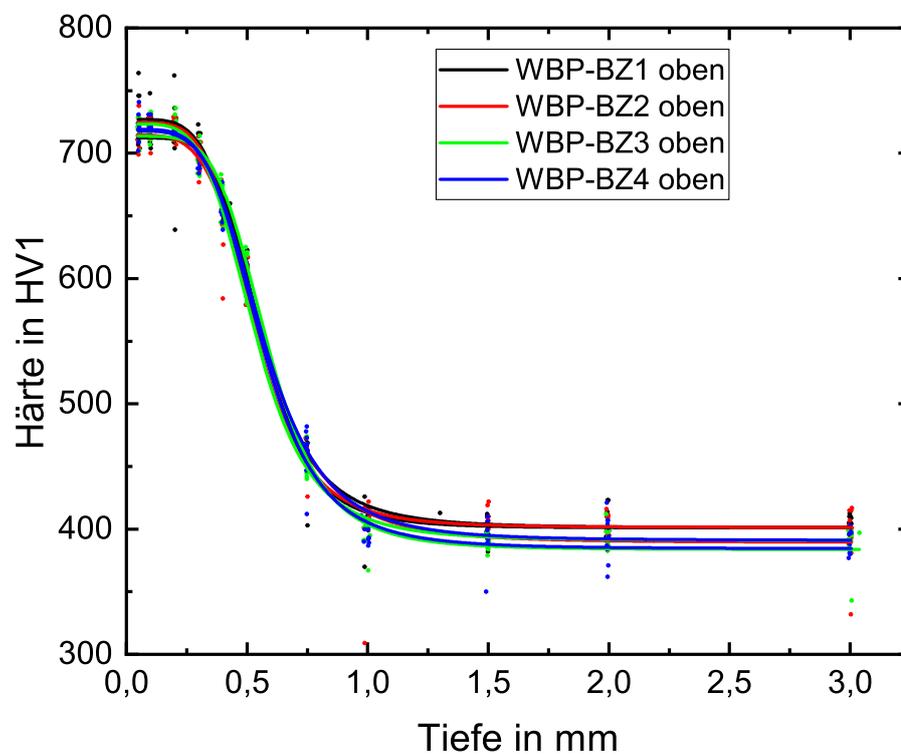


Abbildung 73: Dargestellt sind je zwei Mikrohärteverläufe der WBP in 45°-Richtung am oberen Spannende. Der erste Bauzyklus ist durch „WBP-BZ1 oben“ gekennzeichnet, der zweite durch „WBP-BZ2 oben“, der dritte Bauzyklus durch „WBP-BZ3 oben“ und der vierte Bauzyklus durch „WBP-BZ4 oben“.

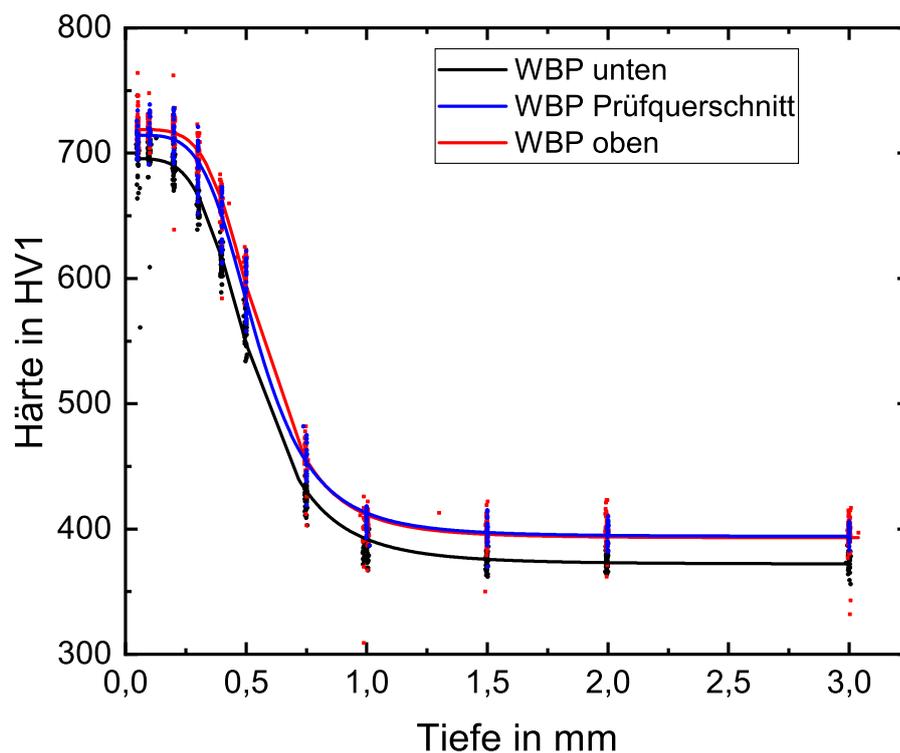


Abbildung 74: Dargestellt sind die gemittelten Mikrohärteverläufe der WBP in 45°-Richtung am unteren Spannde „WBP unten“, im Prüfquerschnitt „WBP Prüfquerschnitt“ und am oberen Spannde „WBP oben“.

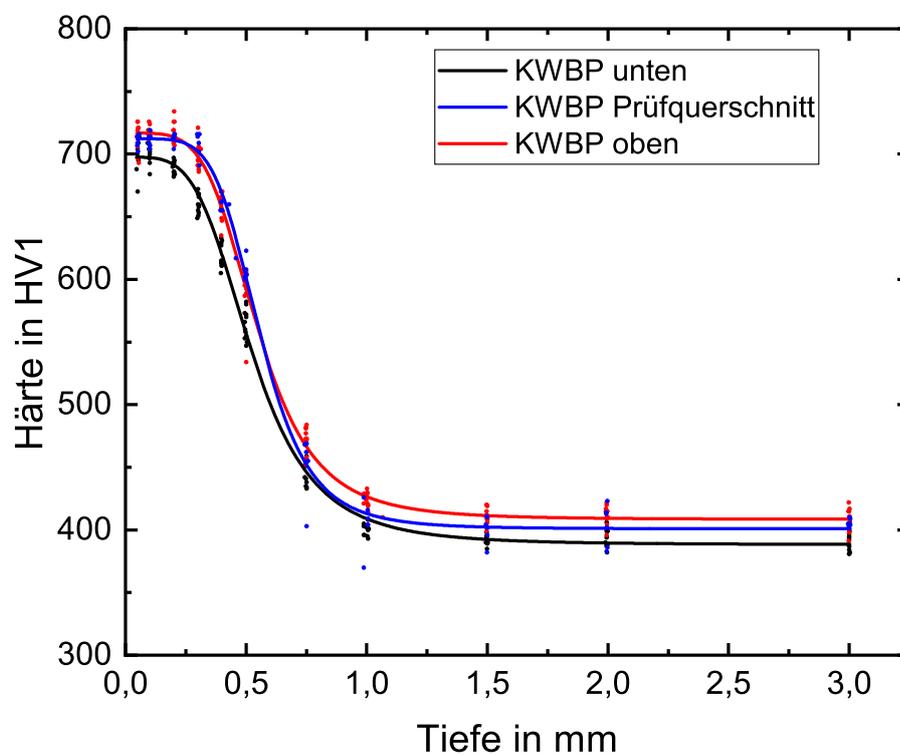


Abbildung 75: Dargestellt sind die gemittelten Mikrohärteverläufe der KWBP in 45°-Richtung am unteren Spannde „KWBP unten“, im Prüfquerschnitt „KWBP Prüfquerschnitt“ und am oberen Spannde „KWBP oben“.

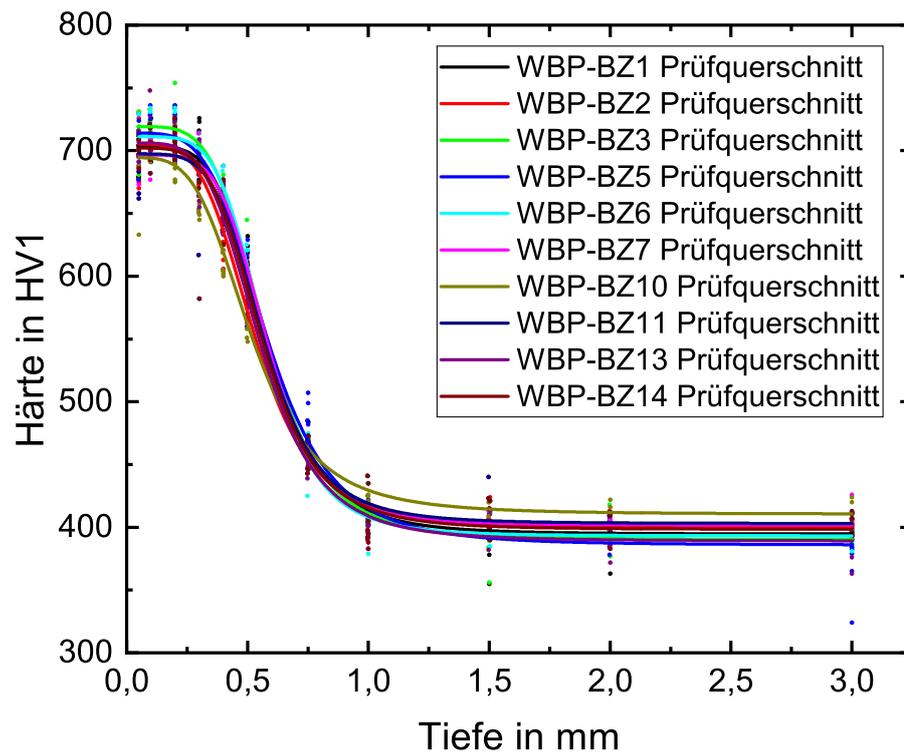


Abbildung 76: Dargestellt sind die gemittelten Mikrohärteverläufe der WBP in 90°-Richtung im Prüfquerschnitt „WBP-BZi Prüfquerschnitt“ aller untersuchten Bauzyklen „BZ“.

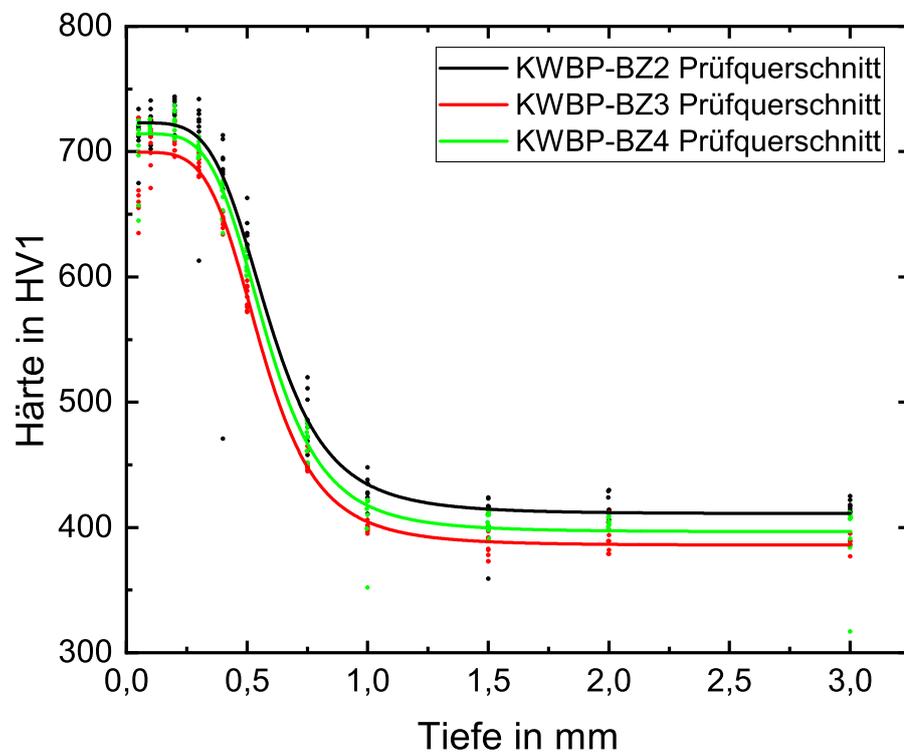


Abbildung 77: Dargestellt sind die gemittelten Mikrohärteverläufe der KWBP in 90°-Richtung im Prüfquerschnitt „KWBP-BZi Prüfquerschnitt“ aller untersuchten Bauzyklen BZ2, BZ3 und BZ4.

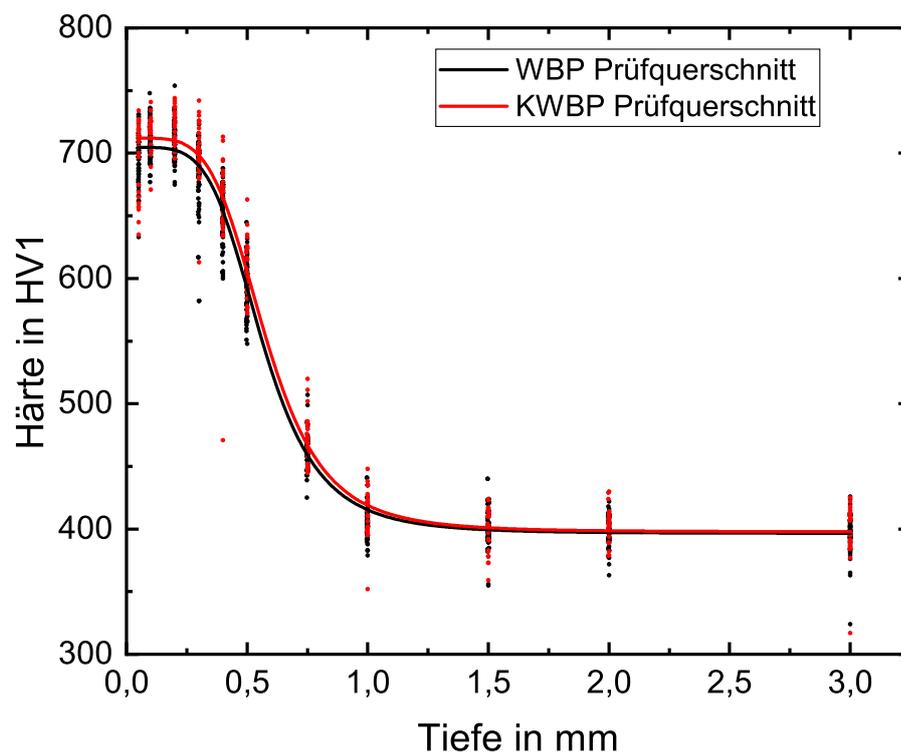


Abbildung 78: Dargestellt sind die gemittelten Mikrohärteverläufe der KWBP und WBP in 90°-Richtung im Prüfquerschnitt.

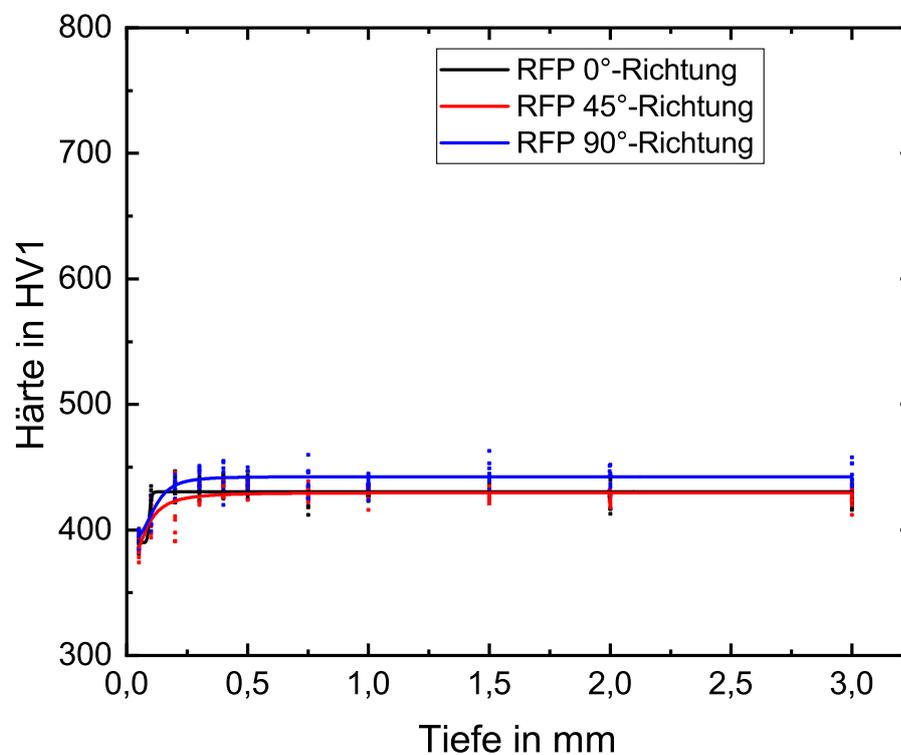


Abbildung 79: Dargestellt sind die gemittelten Mikrohärteverläufe der additiv gefertigten RFP in 0°, 45°- und 90°-Richtung.

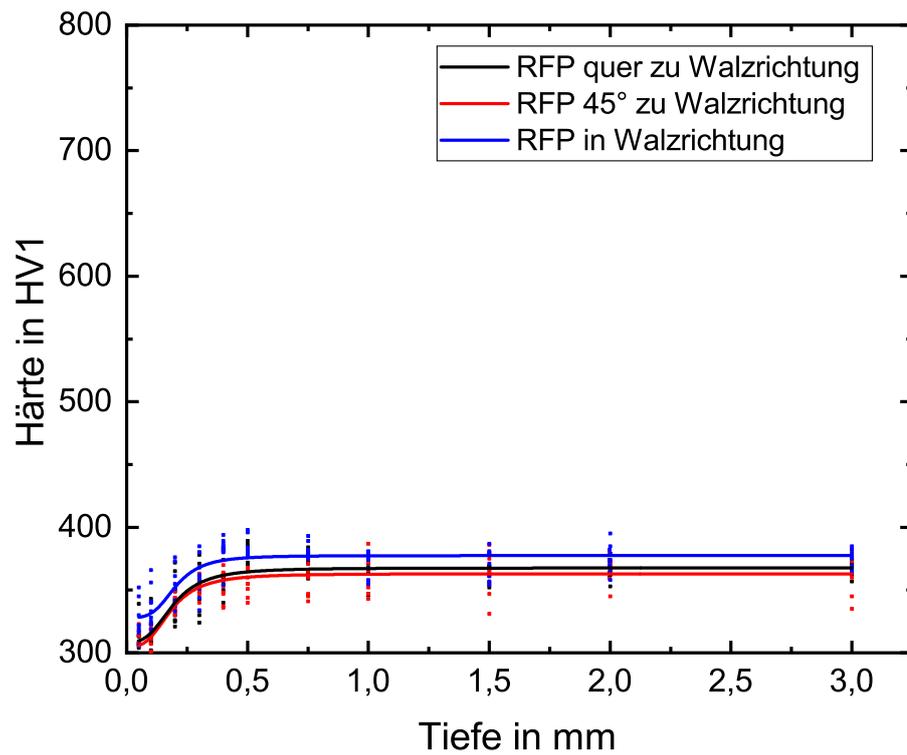


Abbildung 80: Dargestellt sind die gemittelten Mikrohärteverläufe der RFP aus Walzmaterial quer zu Walzrichtung, 45° zu Walzrichtung und in Walzrichtung.

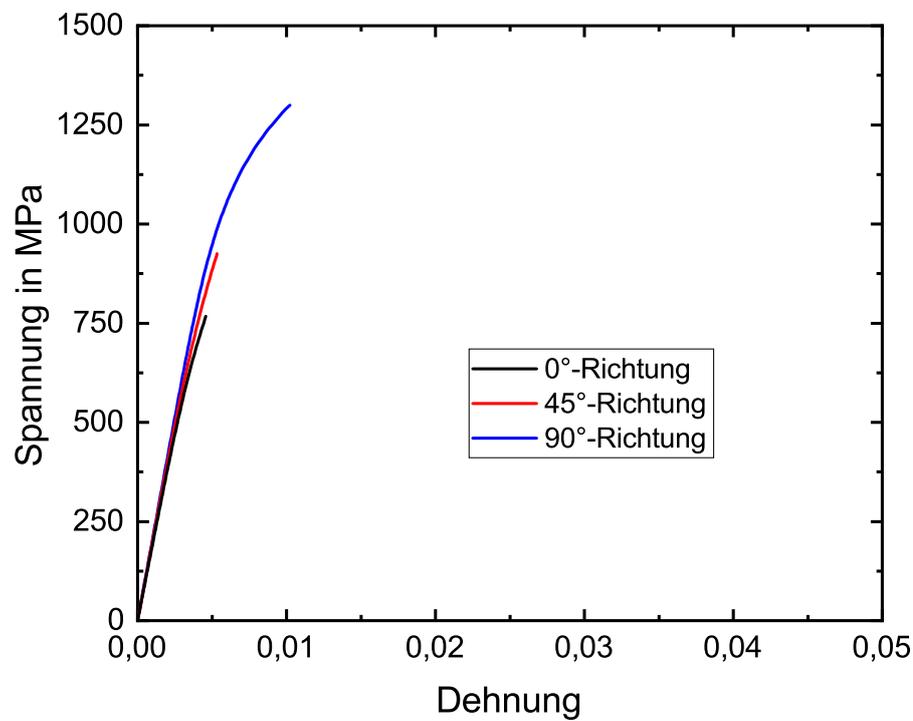


Abbildung 81: Fließkurven der im PBF-LB/M-Prozess in 0°, 45°- und 90°-Richtung gefertigten Zugproben im einsatzgehärteten Zustand mit wie-gebaut Oberfläche.

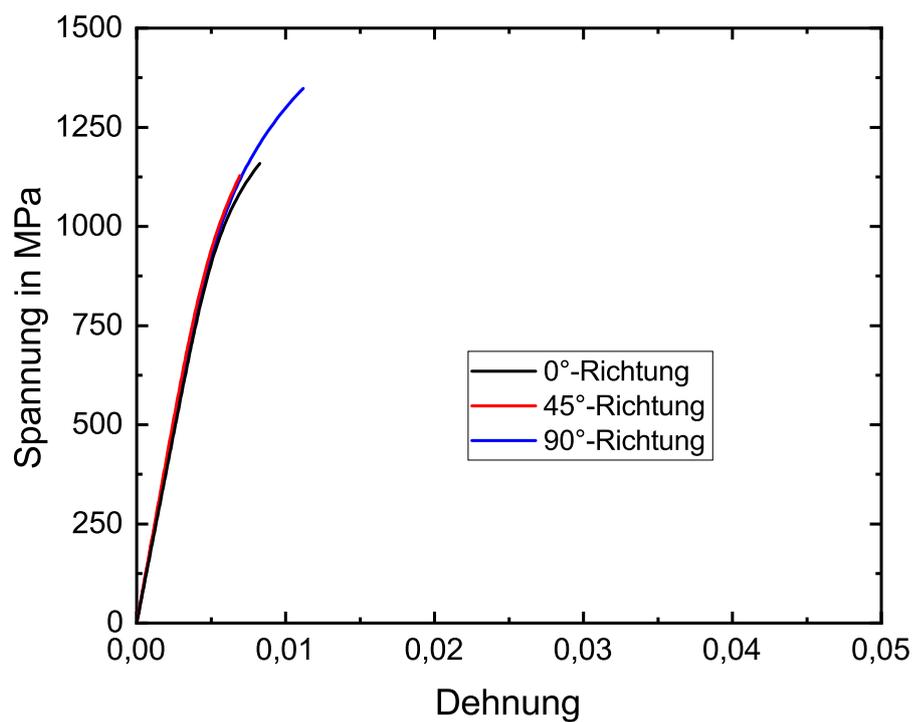


Abbildung 82: Fließkurven der im PBF-LB/M-Prozess in 0°, 45°- und 90°-Richtung gefertigten Zugproben im einsatzgehärteten Zustand mit geschliffener Oberfläche.

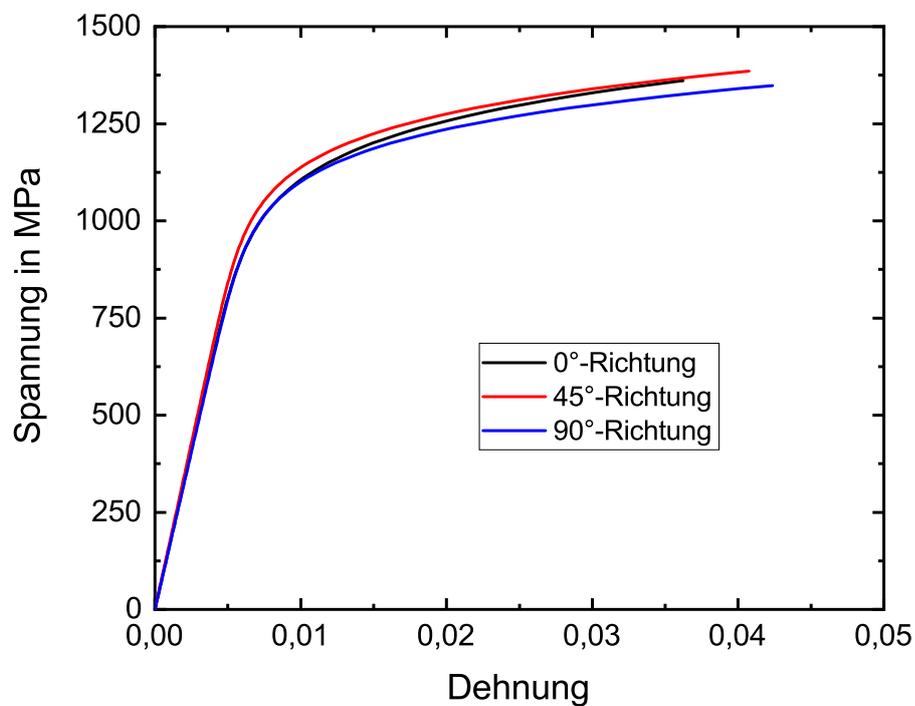


Abbildung 83: Fließkurven der im PBF-LB/M-Prozess in 0°, 45°- und 90°-Richtung gefertigten Zugproben im blindgehärteten Zustand mit geschliffener Oberfläche.

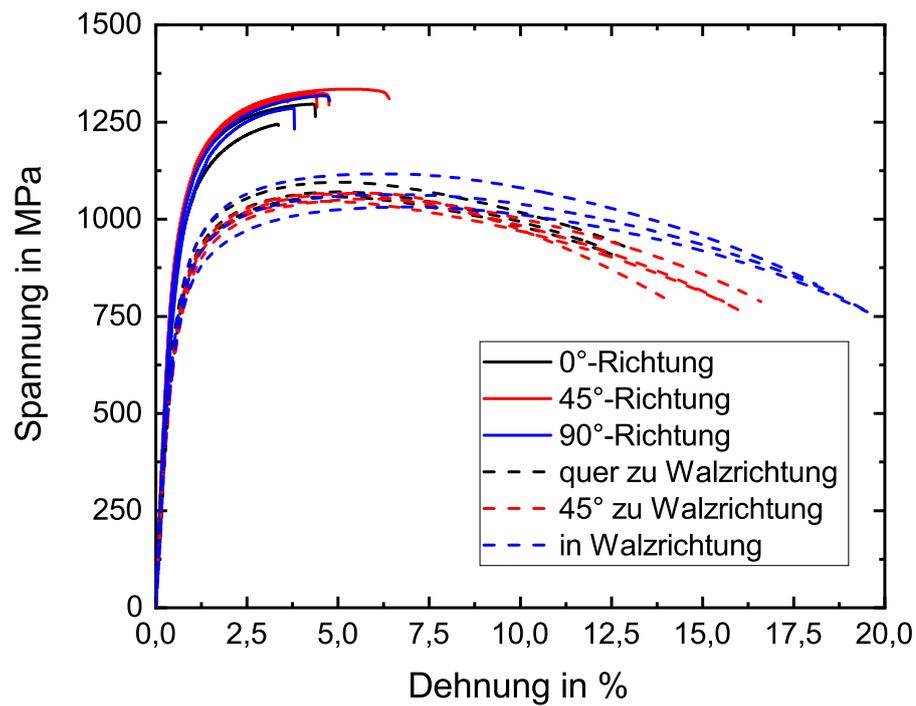


Abbildung 84: Technische Spannungs-Dehnungs-Kurven der Zugproben aus dem PBF-LB/M-Prozess in 0°, 45°- und 90°-Richtung im blindgehärteten Zustand und der Zugproben aus Walzmaterial.

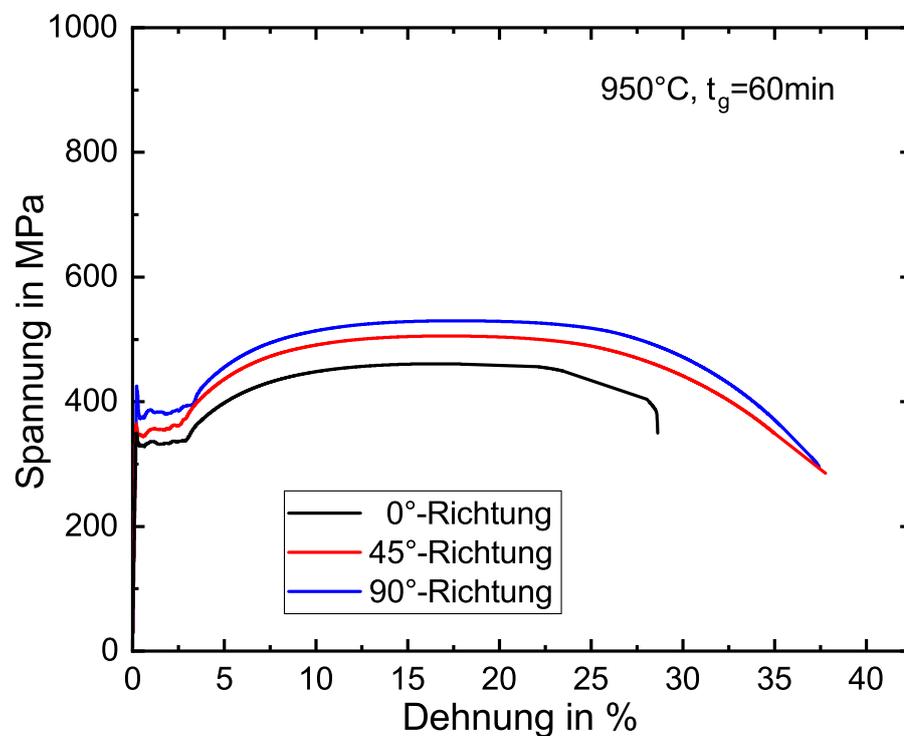


Abbildung 85: Technische Spannungs-Dehnungs-Kurven der Zugproben aus dem PBF-LB/M-Prozess in 0°, 45°- und 90°-Richtung bei einer Wärmebehandlungstemperatur von 950°C und einer Wärmebehandlungsdauer von $t_g=60$ min.

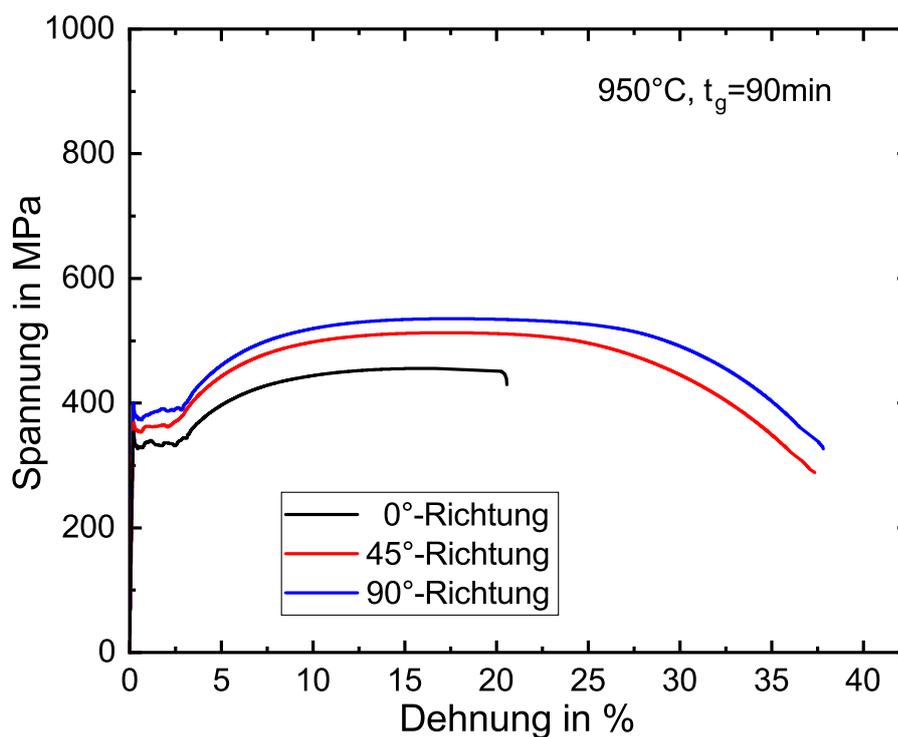


Abbildung 86: Technische Spannungs-Dehnungs-Kurven der Zugproben aus dem PBF-LB/M-Prozess in 0°, 45°- und 90°-Richtung bei einer Wärmebehandlungstemperatur von 950 °C und einer Wärmebehandlungsdauer von $t_g=90\text{ min}$.

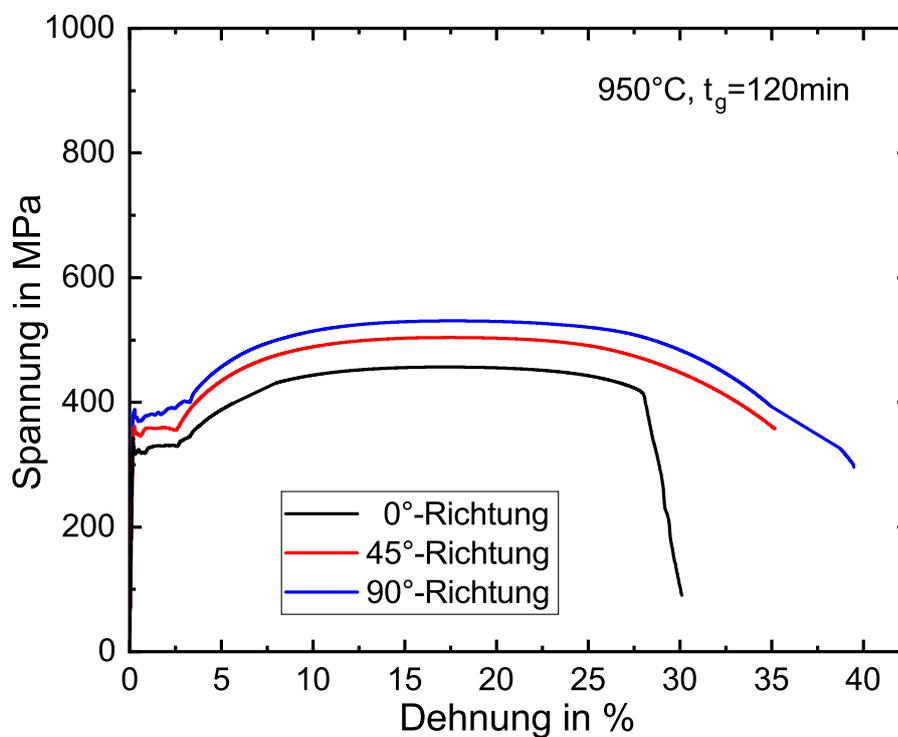


Abbildung 87: Technische Spannungs-Dehnungs-Kurven der Zugproben aus dem PBF-LB/M-Prozess in 0°, 45°- und 90°-Richtung bei einer Wärmebehandlungstemperatur von 950 °C und einer Wärmebehandlungsdauer von $t_g=120\text{ min}$.

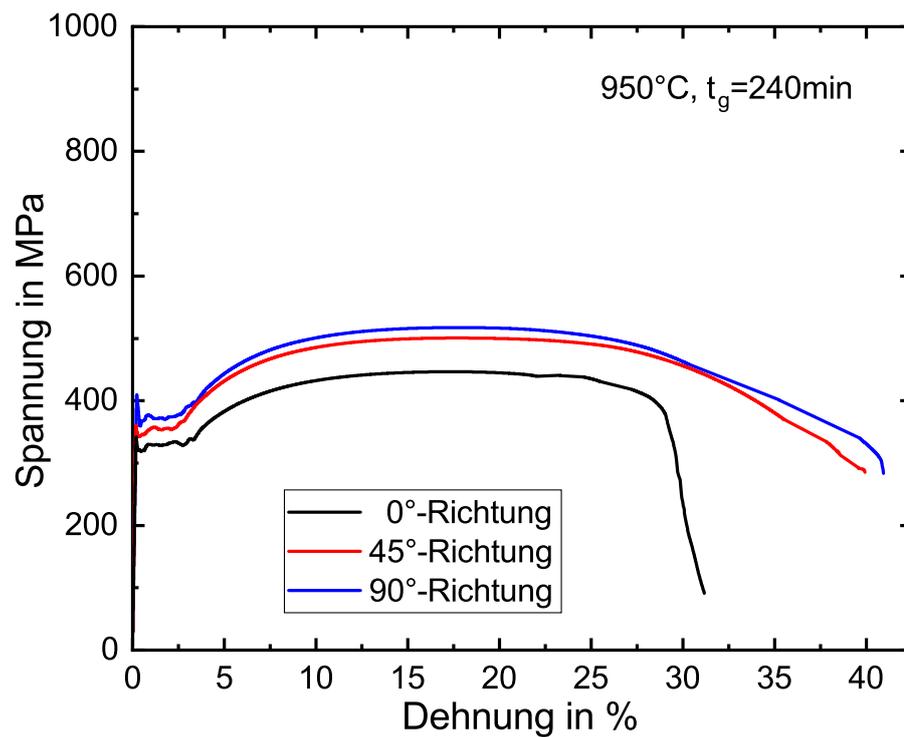


Abbildung 88: Technische Spannungs-Dehnungs-Kurven der Zugproben aus dem PBF-LB/M-Prozess in 0°, 45°- und 90°-Richtung bei einer Wärmebehandlungstemperatur von 950 °C und einer Wärmebehandlungsdauer von $t_g=240$ min.

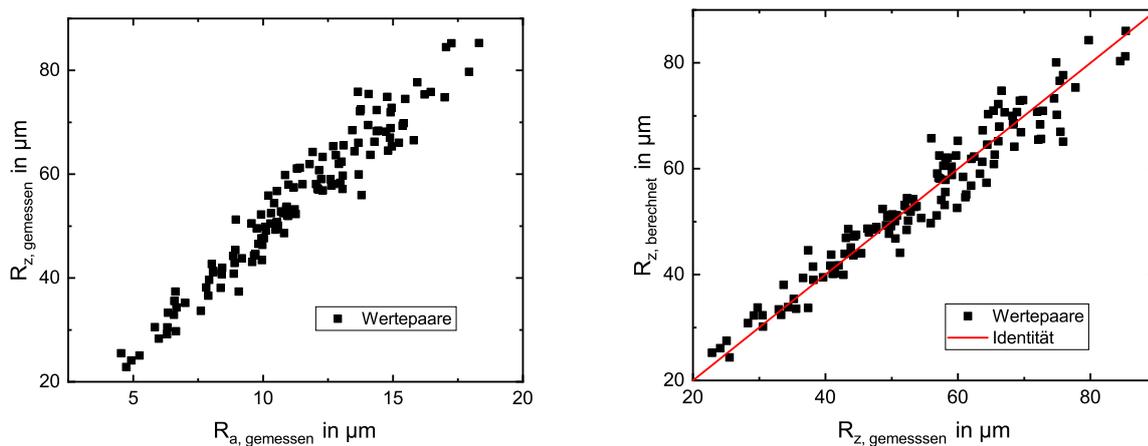


Abbildung 89: Linkes Diagramm: Korrelation der gemittelten Rautiefe $R_{z, \text{gemessen}}$ und der mittleren Rauheit $R_{a, \text{gemessen}}$. Rechtes Diagramm: Korrelation berechneter gemittelter Rautiefen $R_{z, \text{berechnet}}$ und der real gemessenen gemittelten Rautiefen $R_{z, \text{gemessen}}$.

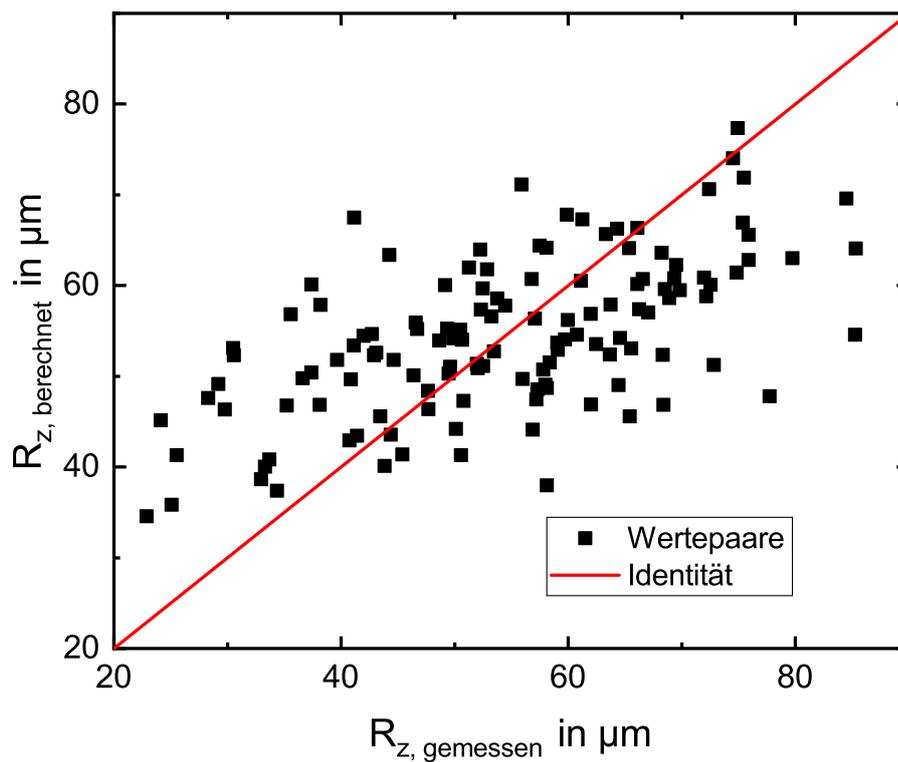


Abbildung 90: Berechnete gemittelte Rautiefen (als Funktion von der Oberflächenbehandlung, des Bauzyklus, der Messfläche und der Messrichtung) $R_{z, \text{berechnet}}$ und der real gemessenen gemittelten Rautiefen $R_{z, \text{gemessen}}$.

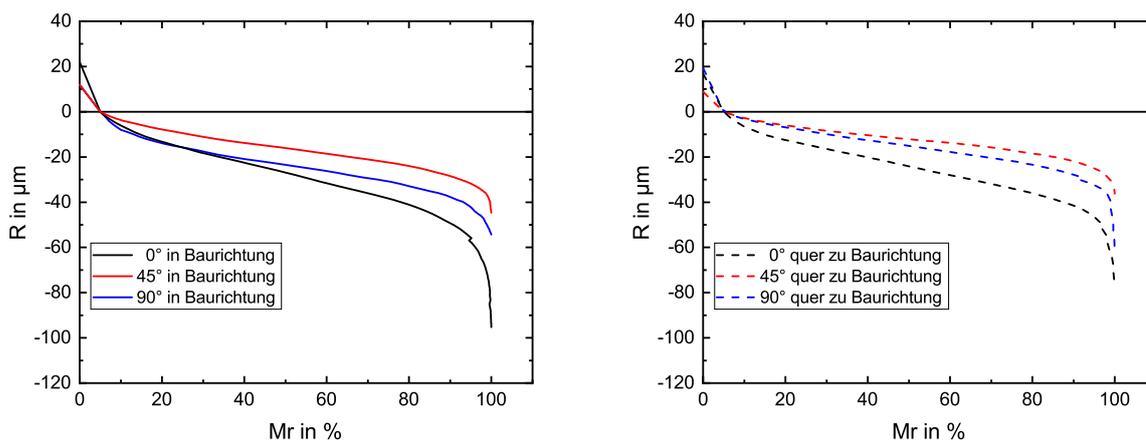


Abbildung 91: Linkes Diagramm: Abbott-Kurve (Materialanteil M_r als Funktion Schnittlinienlage) der WBP mit wie-gebaut Oberfläche in den 0°, 45°- und 90°-Richtung. Messrichtung war die Aufbaurichtung. Rechtes Diagramm: Abbott-Kurve (Materialanteil M_r als Funktion der Schnittlinienlage) der WBP mit wie-gebaut Oberfläche in den 0°, 45°- und 90°-Richtung. Die Messrichtung lag quer zur Baurichtung.

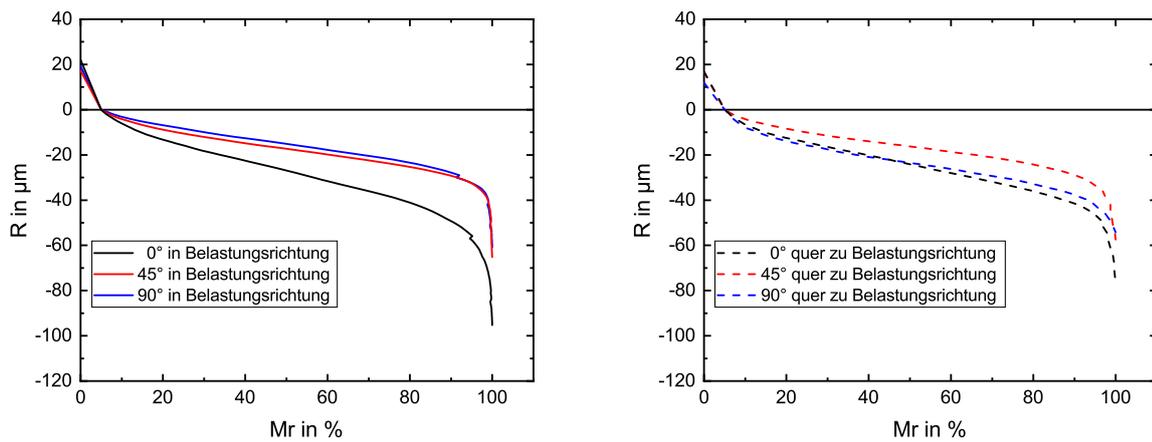


Abbildung 92: Linkes Diagramm: Abbott-Kurve (Materialanteil M_r als Funktion Schnittlinienlage) der WBP mit wie-gebaut Oberfläche in den 0°-, 45°- und 90°-Richtung. Messrichtung war in Belastungsrichtung. Rechtes Diagramm: Abbott-Kurve (Materialanteil M_r als Funktion der Schnittlinienlage) der WBP mit wie-gebaut Oberfläche in den 0°-, 45°- und 90°-Richtung. Die Messrichtung lag quer zu Belastungsrichtung.

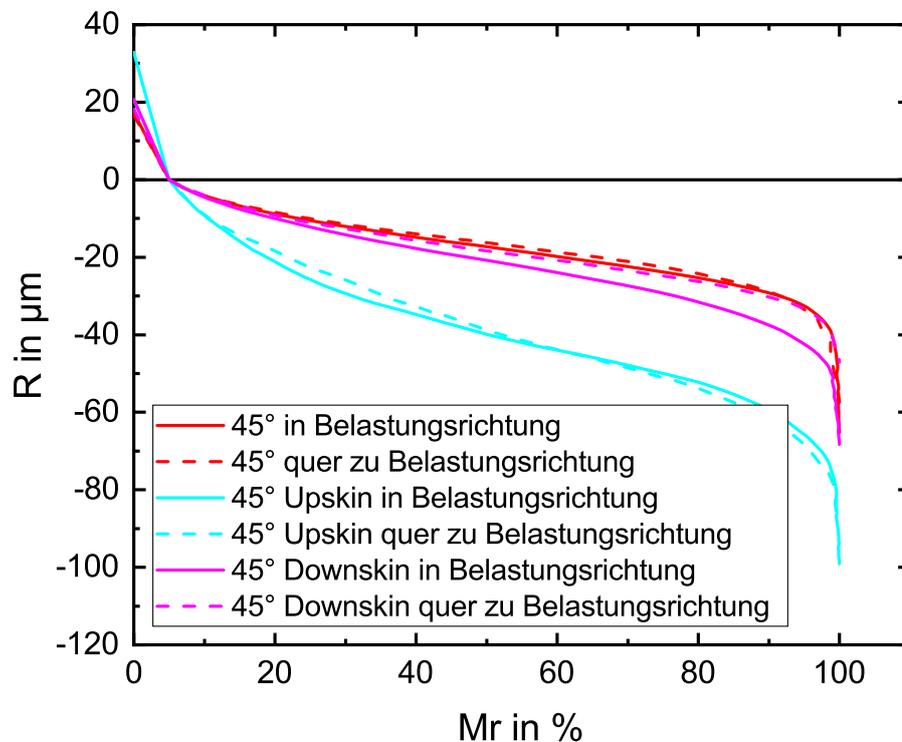


Abbildung 93: Abbott-Kurve der unterschiedlichen aus dem Prozess resultierenden Oberflächen der WBP in 45°-Richtung. Gemessen wurde in der Verjüngung des Prüfquerschnittes, die Upskin- und Downskin-Oberfläche. Die Messrichtung ist jeweils in und quer zur Belastungsrichtung.

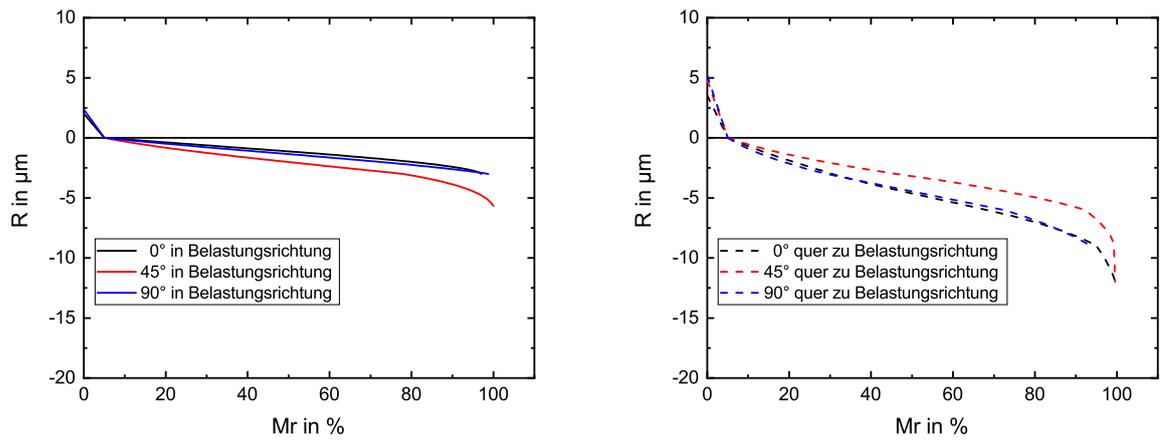


Abbildung 94: Linkes Diagramm: Abbott-Kurve (Materialanteil M_r als Funktion Schnittlinienlage) der WBP mit geschliffener Oberfläche in den 0°, 45°- und 90°-Richtung. Messrichtung war in Belastungsrichtung. Rechtes Diagramm: Abbott-Kurve (Materialanteil M_r als Funktion der Schnittlinienlage) der WBP mit geschliffener Oberfläche in den 0°, 45°- und 90°-Richtung. Die Messrichtung lag quer zu Belastungsrichtung.

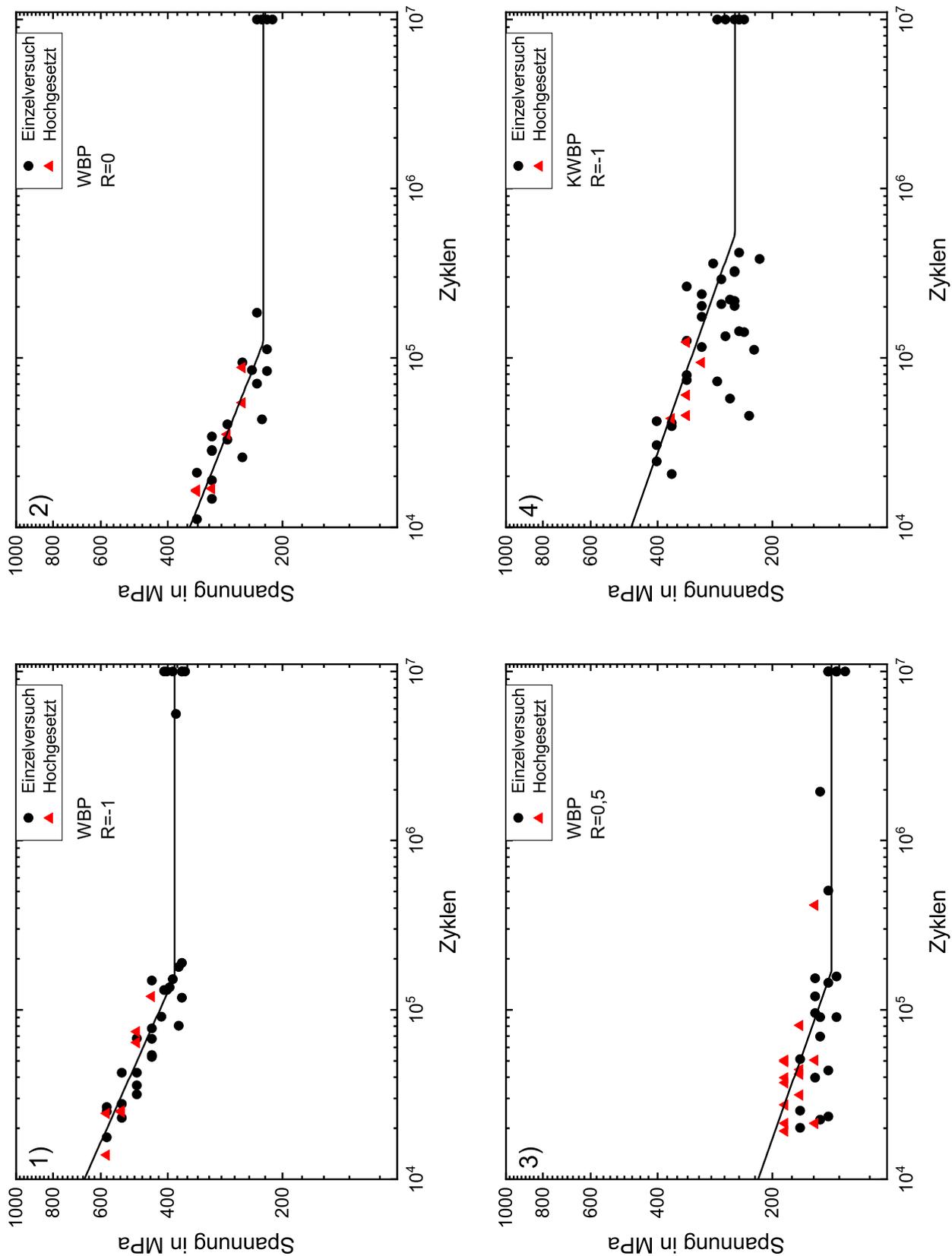


Abbildung 95: Darstellung der Wöhlerkurven der KWBP und WBP in 0° -Richtung mit wie-gebaut Oberfläche. Die Lastverhältnisse $R=-1/0/0,5$ für die WBP sind in den Diagrammen 1), 2) und 3) dargestellt. Unter 4) ist die KWBP mit dem geprüften Lastverhältnis von $R=-1$ abgebildet.

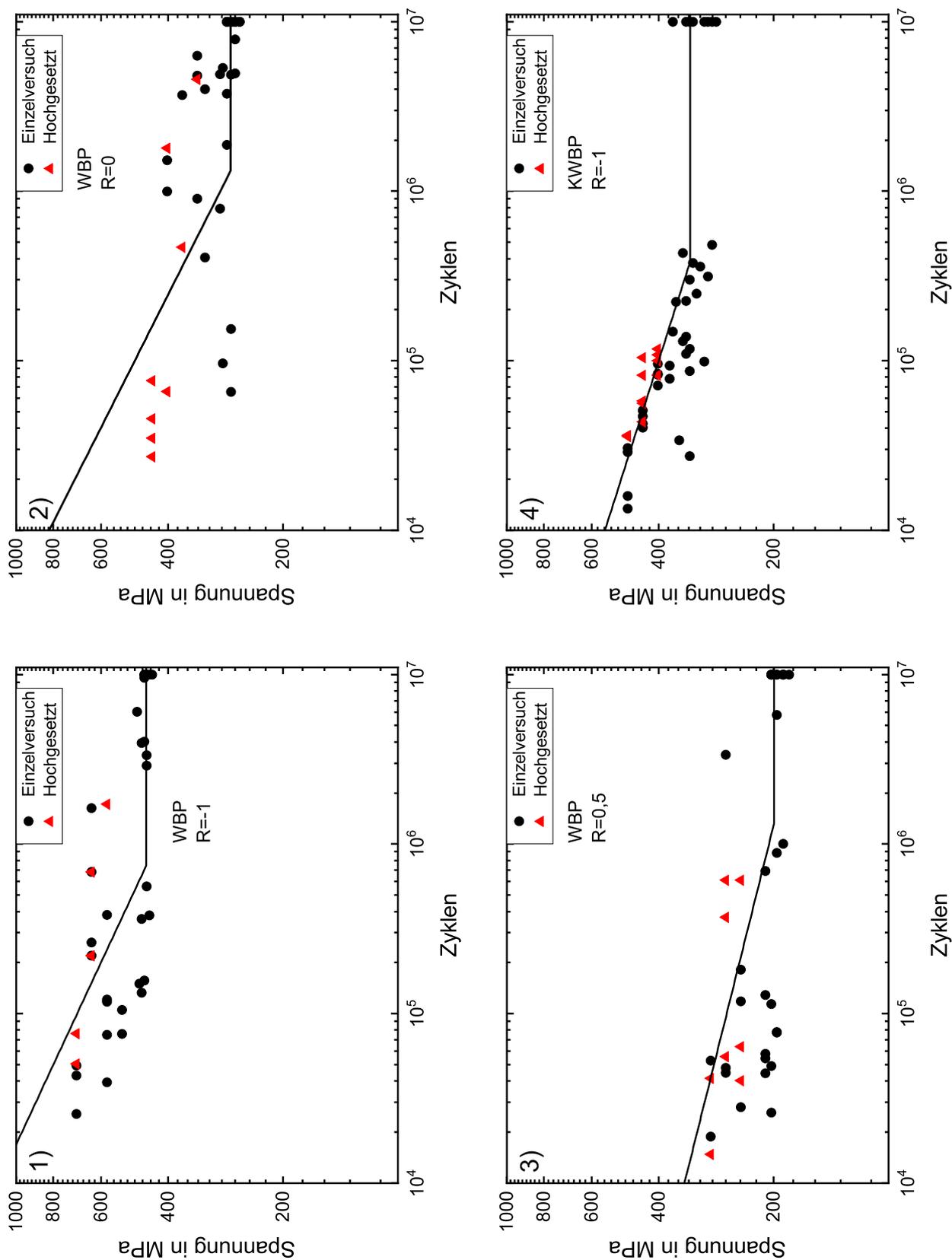


Abbildung 96: Darstellung der Wohlerkurven der KWBP und WBP in 0°-Richtung mit geschliffener Oberfläche. Die Lastverhältnisse $R=-1/0/0,5$ für die WBP sind in den Diagrammen 1), 2) und 3) dargestellt. Unter 4) ist die KWBP mit dem geprüften Lastverhältnis von $R=-1$ abgebildet.

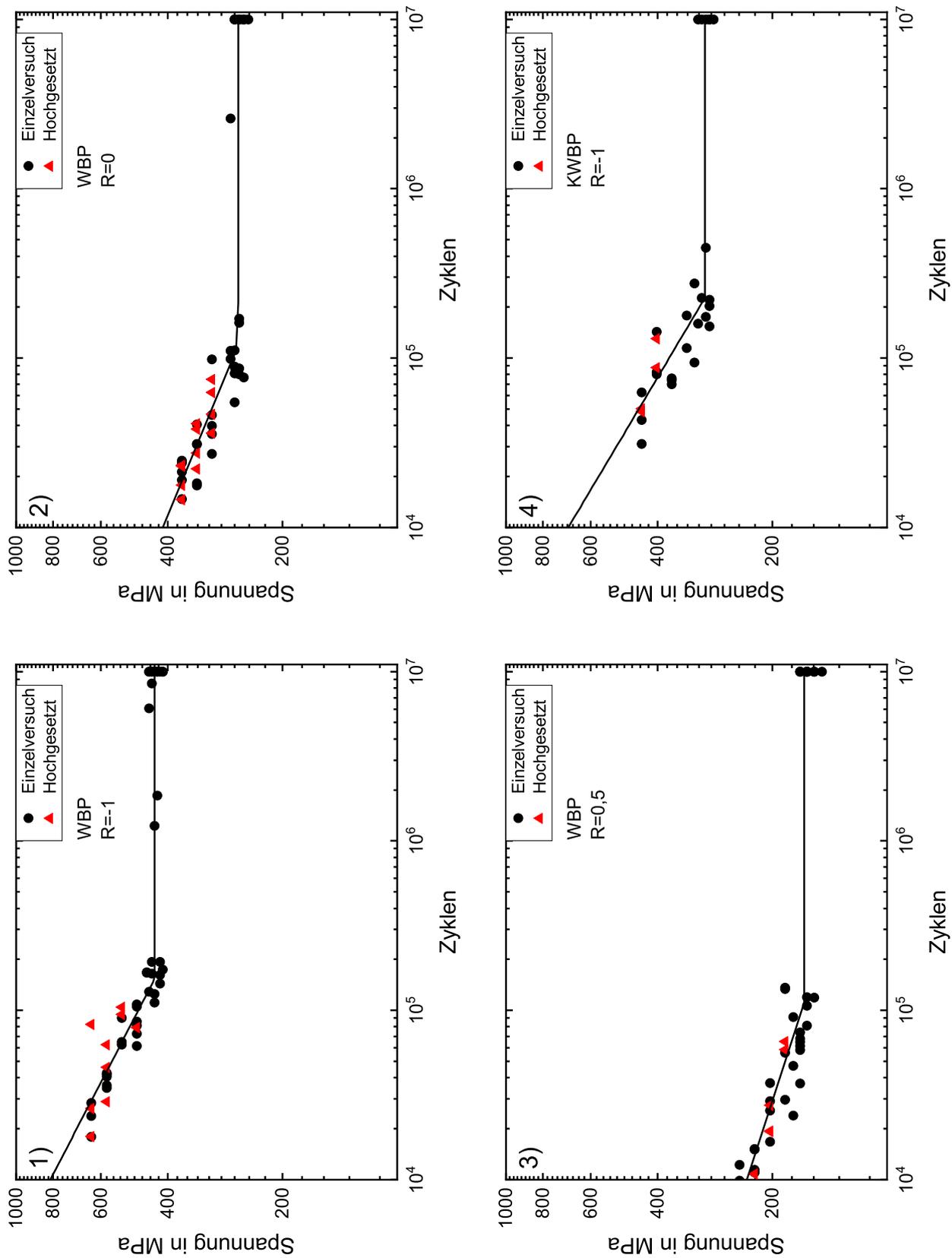


Abbildung 97: Darstellung der Wöhlerkurven der KWBP und WBP in 45°-Richtung mit wie-gebaut Oberfläche. Die Lastverhältnisse $R = -1/0/0,5$ für die WBP sind in den Diagrammen 1), 2) und 3) dargestellt. Unter 4) ist die KWBP mit dem geprüften Lastverhältnis von $R = -1$ abgebildet.

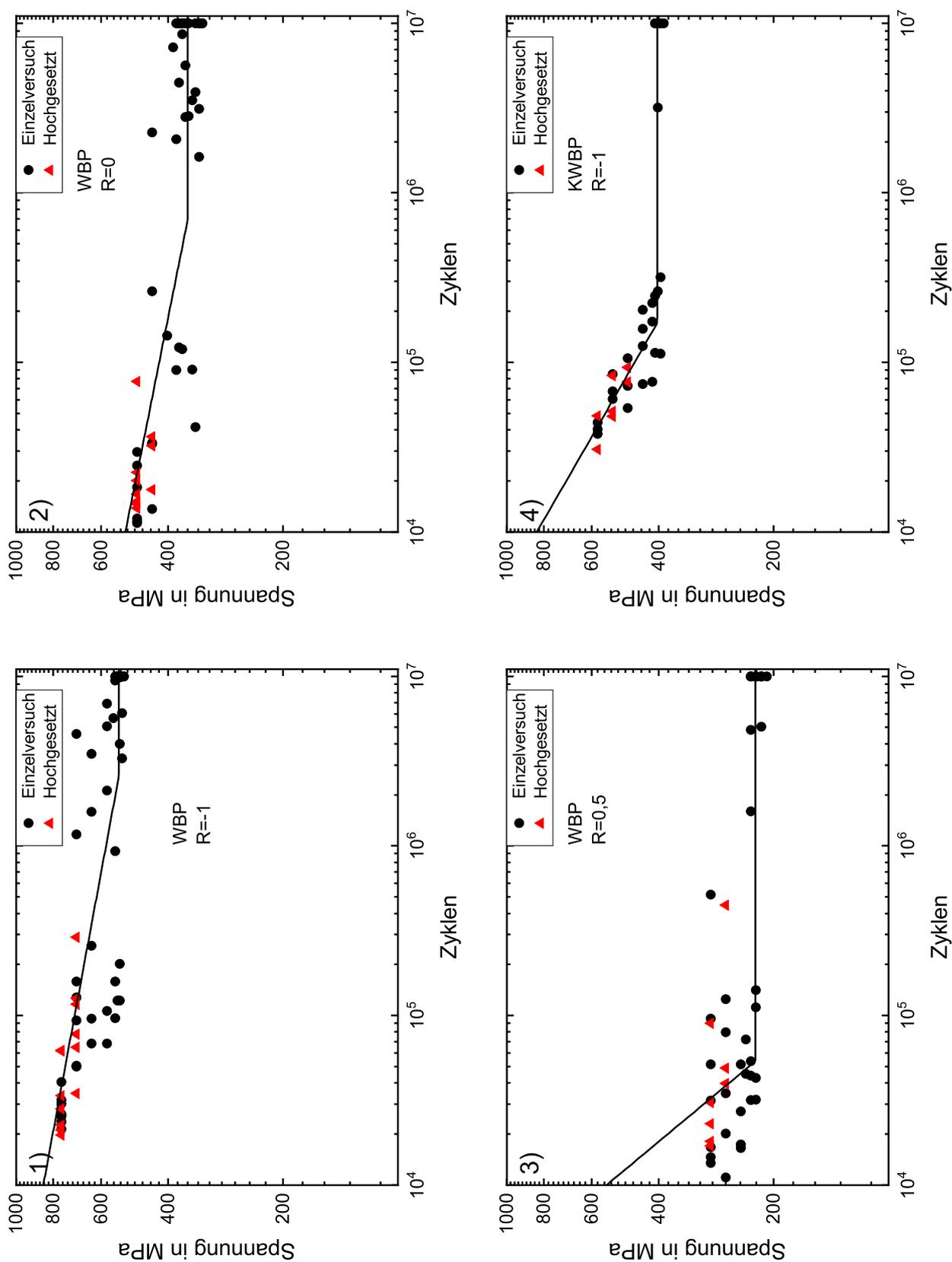


Abbildung 98: Darstellung der Wöhlerkurven der KWBP und WBP in 45°-Richtung mit geschliffener Oberfläche. Die Lastverhältnisse $R = -1/0/0,5$ für die WBP sind in den Diagrammen 1), 2) und 3) dargestellt. Unter 4) ist die KWBP mit dem geprüften Lastverhältnis von $R = -1$ abgebildet.

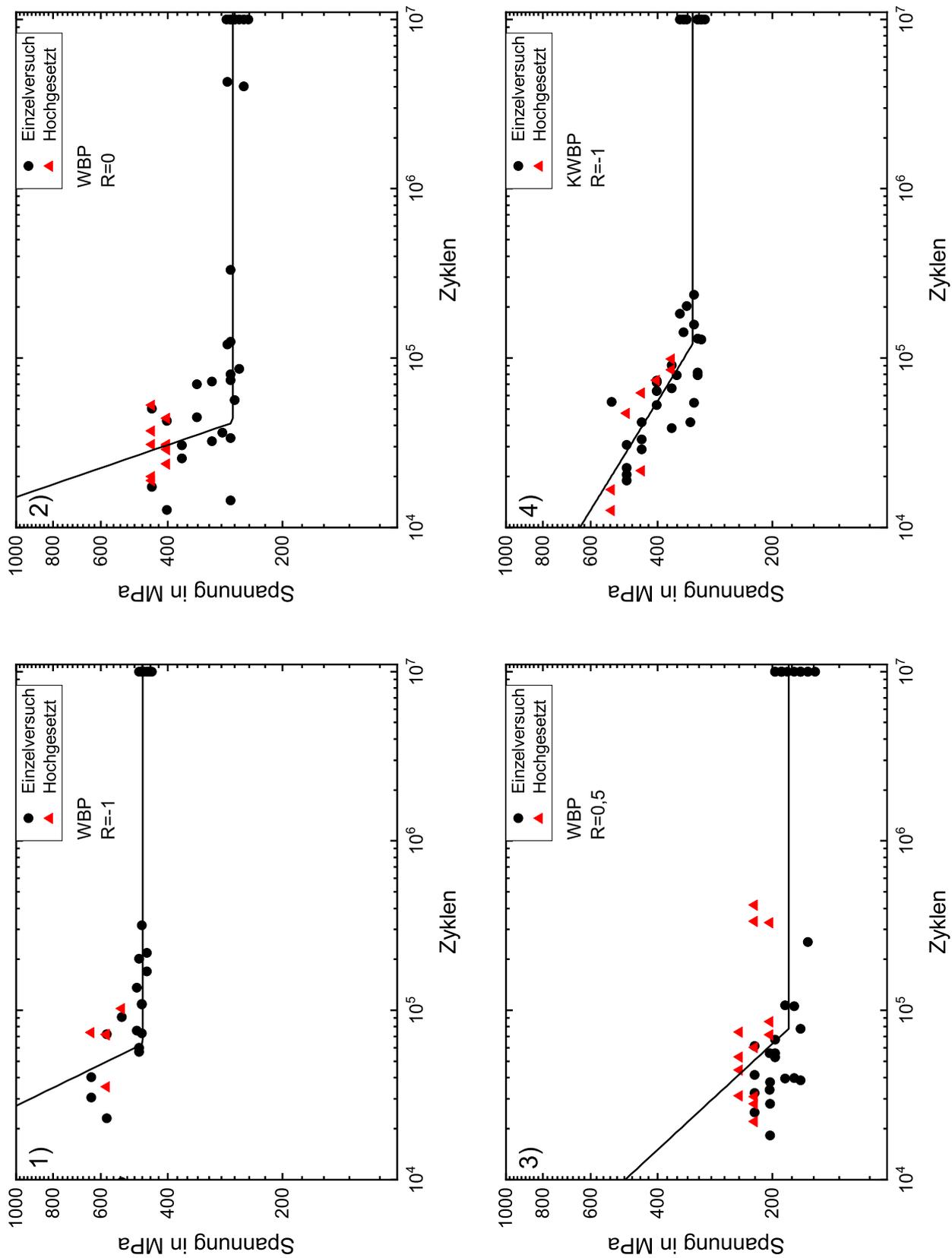


Abbildung 99: Darstellung der Wöhlerkurven der KWBP und WBP in 90°-Richtung mit wie-gebaut Oberfläche. Die Lastverhältnisse $R=-1/0/0,5$ für die WBP sind in den Diagrammen 1), 2) und 3) dargestellt. Unter 4) ist die KWBP mit dem geprüften Lastverhältnis von $R=-1$ abgebildet.

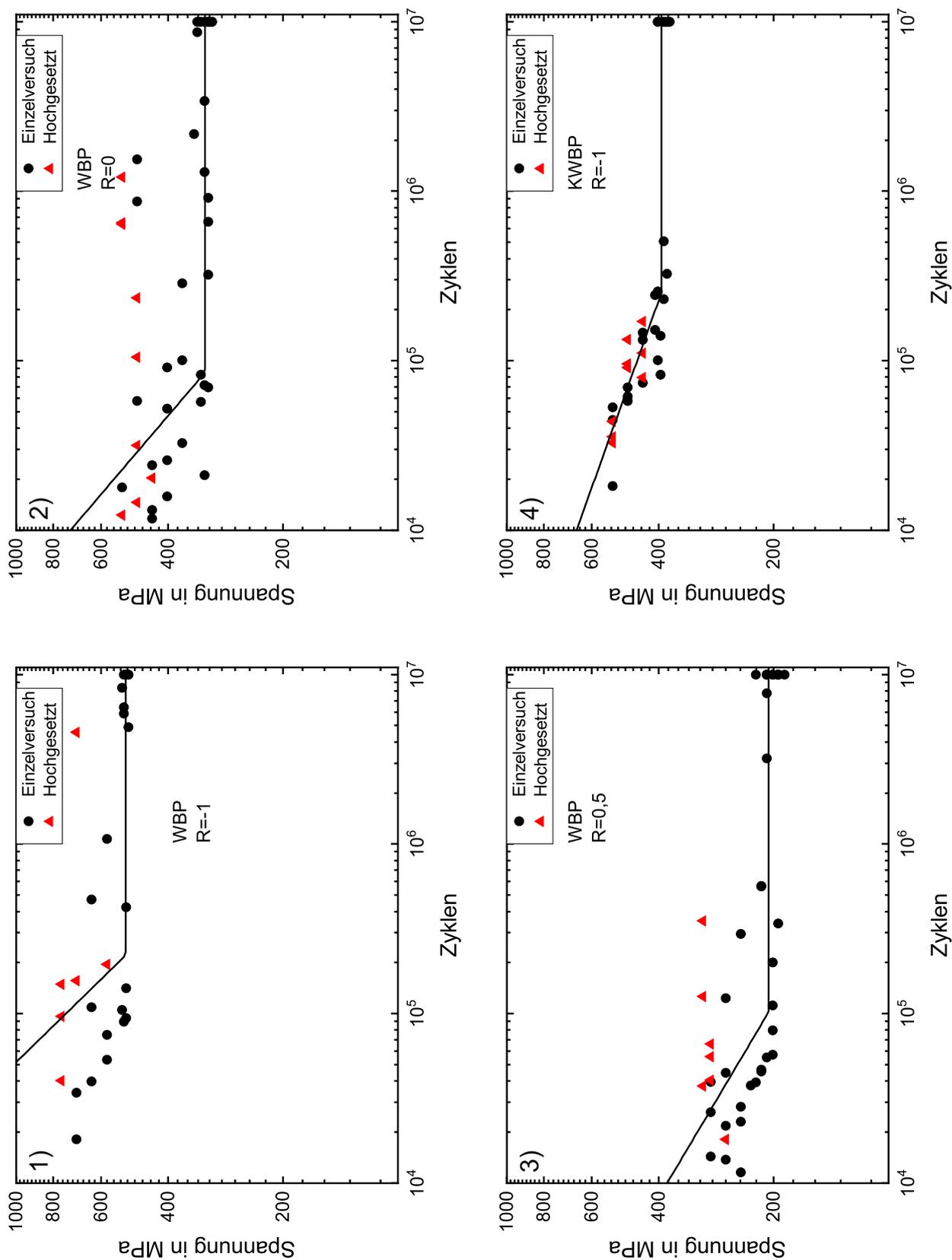


Abbildung 100: Darstellung der Wöhlerkurven der KWBP und WBP in 90°-Richtung mit geschliffener Oberfläche. Die Lastverhältnisse $R=-1/0/0,5$ für die WBP sind in den Diagrammen 1), 2) und 3) dargestellt. Unter 4) ist die KWBP mit dem geprüften Lastverhältnis von $R=-1$ abgebildet.

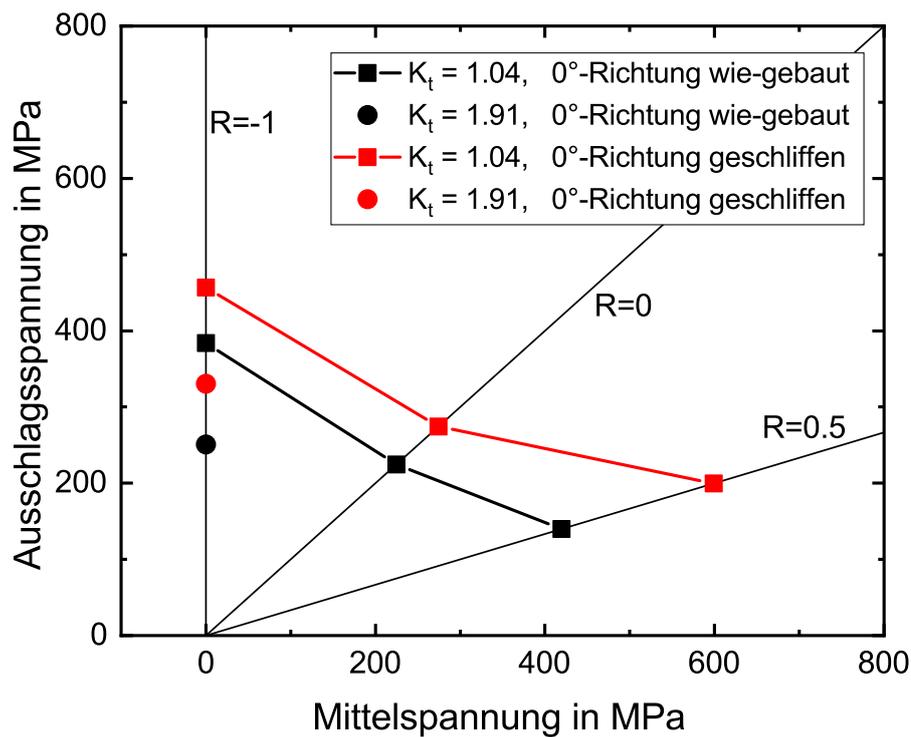


Abbildung 101: Haigh-Diagramme der KWBP und WBP ($K_t=1,91$ und $K_t=1,04$) in 0°-Richtung mit wie-gebaut und geschliffener Oberfläche. Dargestellt ist das Haigh-Diagramm für die Langzeitfestigkeit bei 10^7 Zyklen mit den Daten aus Tabelle 40 bzw. den Abbildungen 95 und 96.

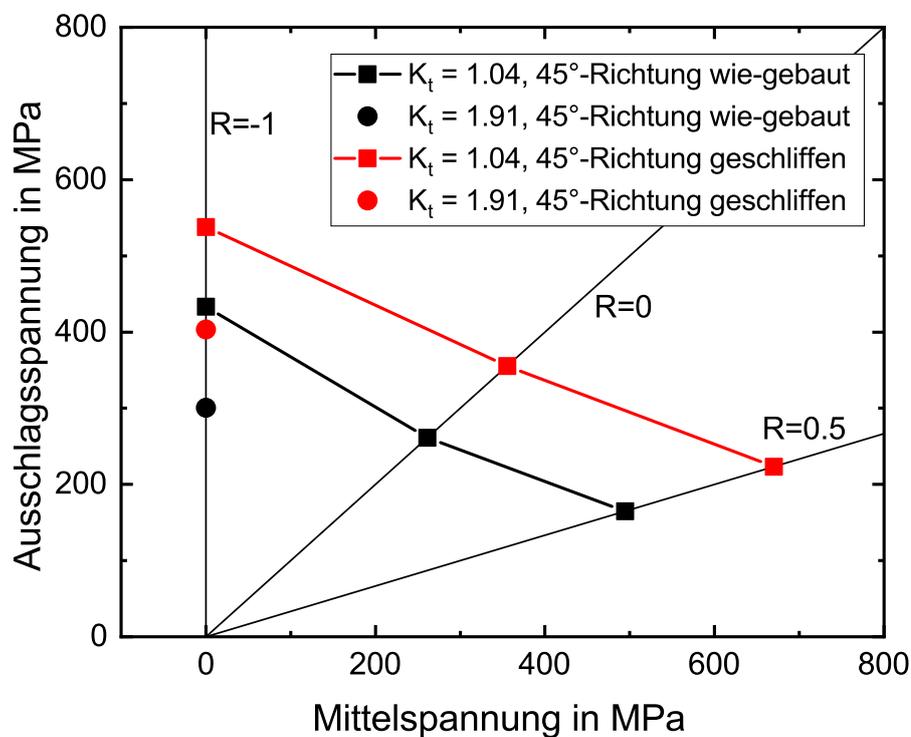


Abbildung 102: Haigh-Diagramme der KWBP und WBP ($K_t=1,91$ und $K_t=1,04$) in 45°-Richtung mit wie-gebaut und geschliffener Oberfläche. Dargestellt ist das Haigh-Diagramm für die Langzeitfestigkeit bei 10^7 Zyklen mit den Daten aus Tabelle 40 bzw. den Abbildungen 97 und 98.

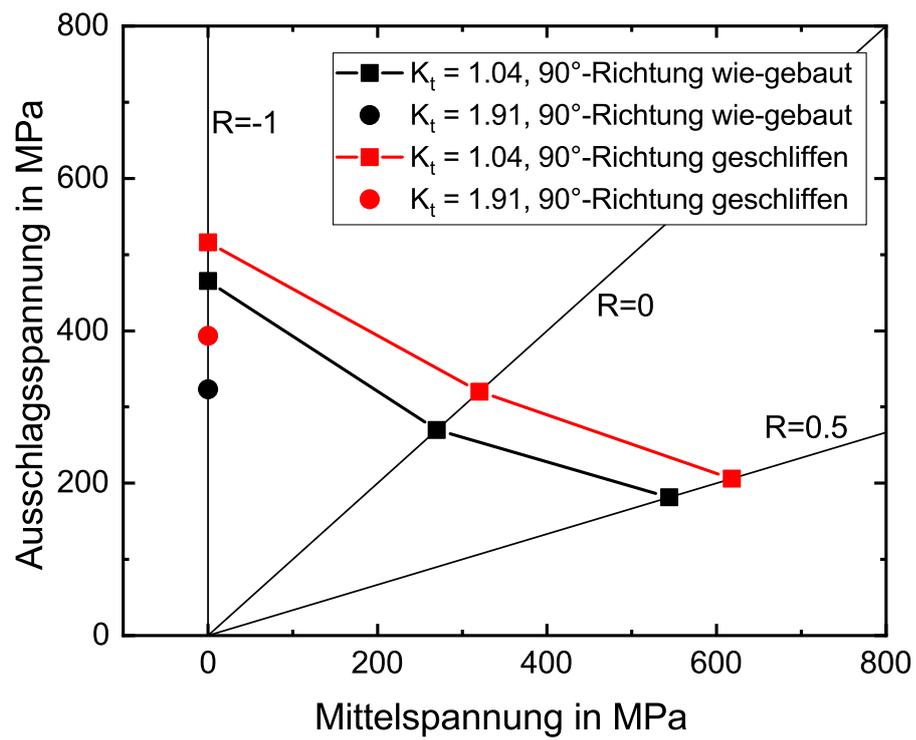


Abbildung 103: Haigh-Diagramme der KWBP und WBP ($K_t=1,91$ und $K_t=1,04$) in 90°-Richtung mit wie-gebaut und geschliffener Oberfläche. Dargestellt ist das Haigh-Diagramm für die Langzeitfestigkeit bei 10^7 Zyklen mit den Daten aus Tabelle 40 bzw. den Abbildungen 99 und 100.

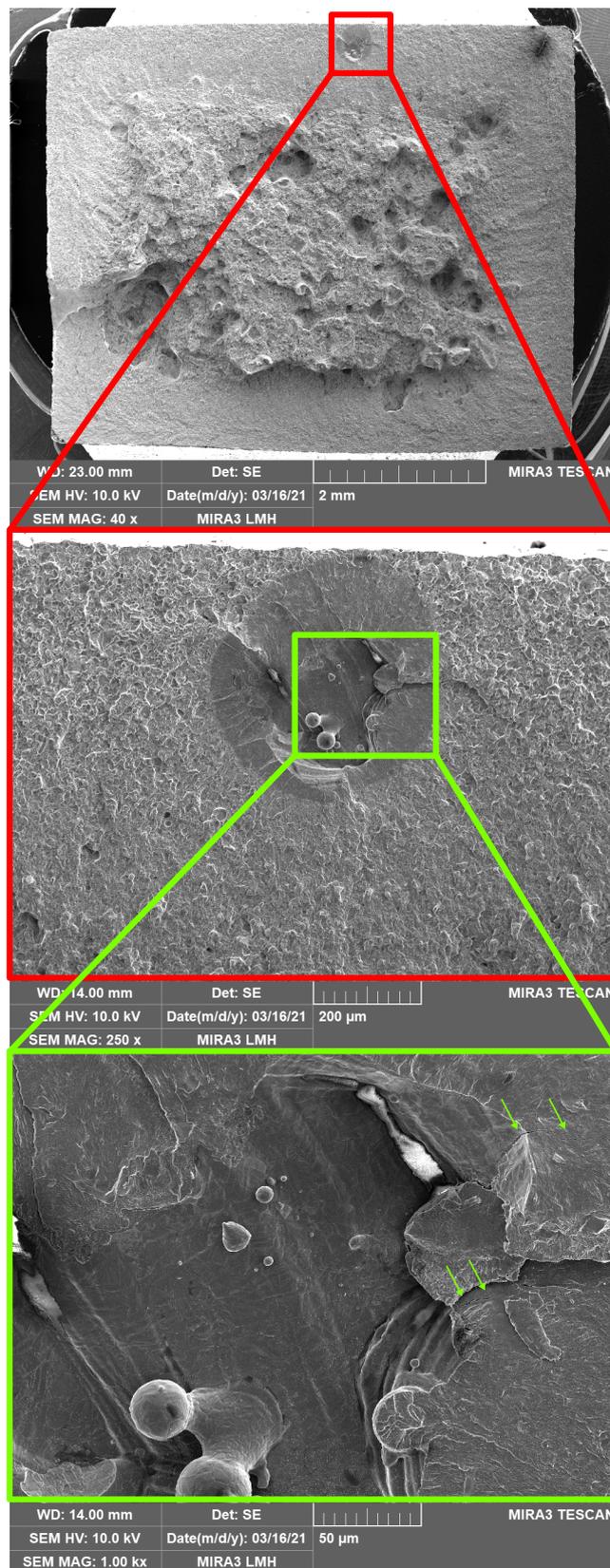


Abbildung 104: Exemplarische Bruchfläche einer bis zum Abschaltkriterium geprüften WBP in 90°-Richtung. In 40x Vergrößerung ist die Übersichtsaufnahme der gesamten Bruchfläche sichtbar. Bei 250x Vergrößerung ist der Bruchauslösende Defekt in ganze abgebildet während in 1000x Vergrößerung die Detailaufnahme zu sehen ist.

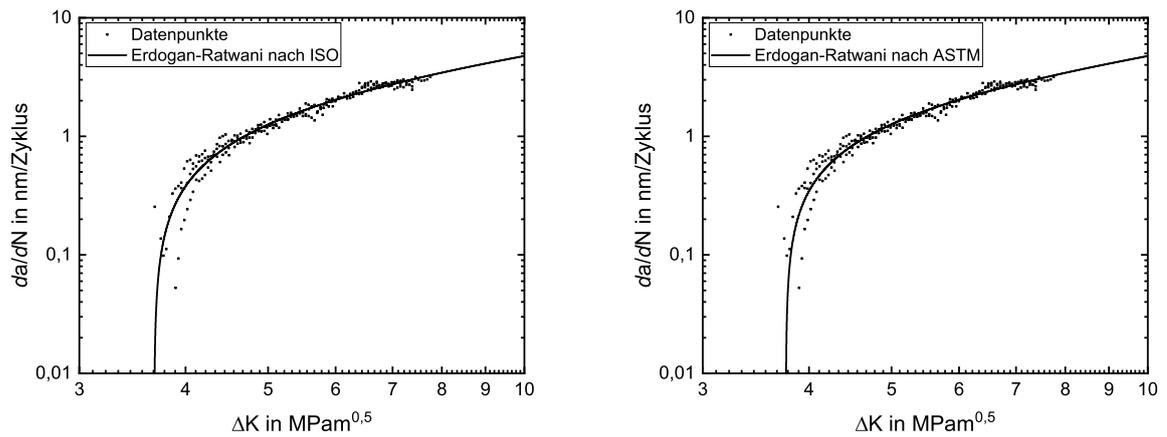


Abbildung 105: Rissfortschrittskurve der RFP in 0°-Richtung mit Auswertung des $\Delta K_{th, ASTM}$ nach ASTM E647 im Bereich 0,1 nm bis 1,00 nm/Zyklus und $\Delta K_{th, ISO}$ im Bereich 0,01 nm bis 1,00 nm/Zyklus. Die Parameter der Fit-Funktion sind in Tabelle 41 hinterlegt.

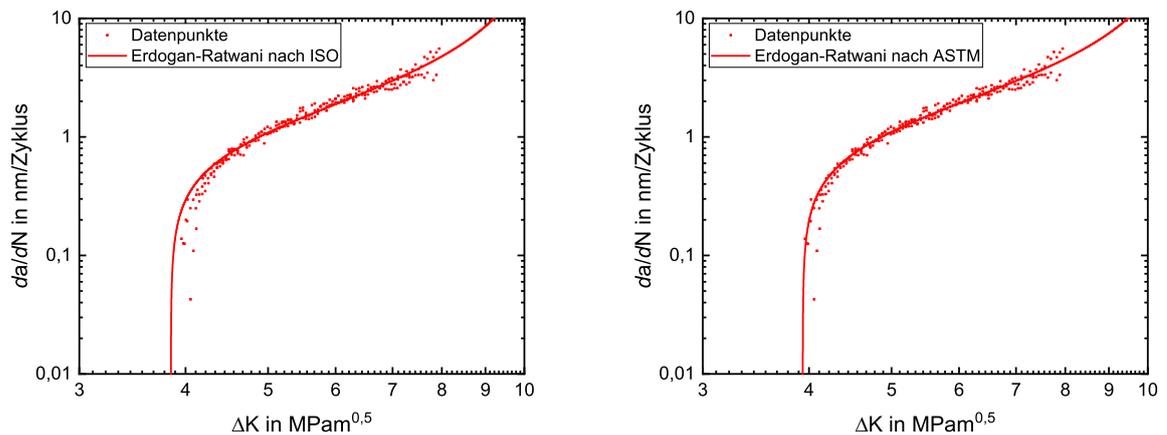


Abbildung 106: Rissfortschrittskurve der RFP in 45°-Richtung mit Auswertung des $\Delta K_{th, ASTM}$ nach ASTM E647 im Bereich 0,1 nm bis 1,00 nm/Zyklus und $\Delta K_{th, ISO}$ im Bereich 0,01 nm bis 1,00 nm/Zyklus. Die Parameter der Fit-Funktion sind in Tabelle 41 hinterlegt.

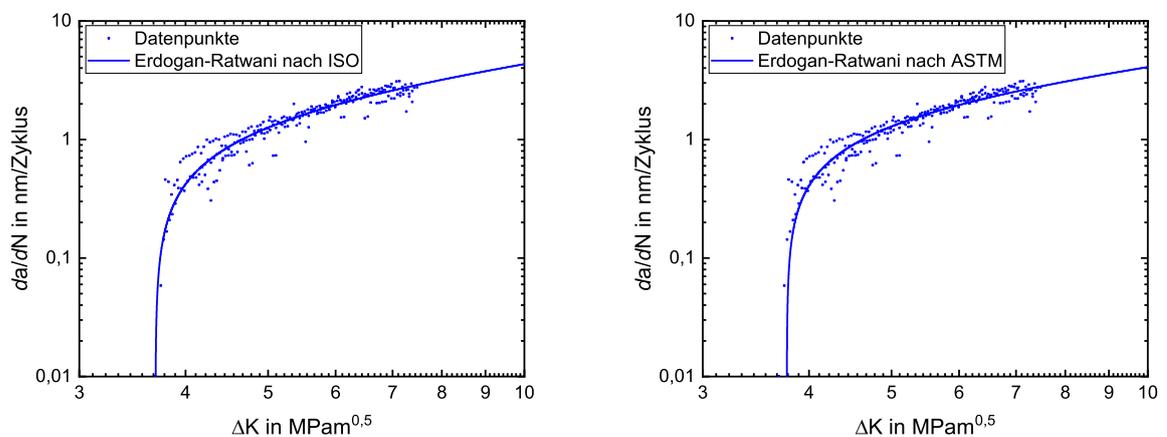


Abbildung 107: Rissfortschrittskurve der RFP in 90°-Richtung mit Auswertung des $\Delta K_{th, ASTM}$ nach ASTM E647 im Bereich 0,1 nm bis 1,00 nm/Zyklus und $\Delta K_{th, ISO}$ im Bereich 0,01 nm bis 1,00 nm/Zyklus. Die Parameter der Fit-Funktion sind in Tabelle 41 hinterlegt.

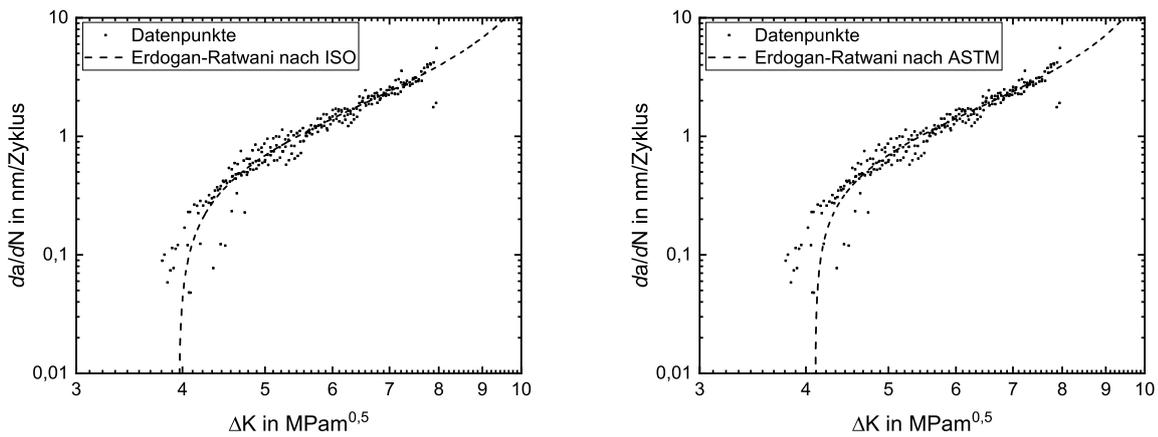


Abbildung 108: Rissfortschrittskurve der RFP quer zur Walzrichtung mit Auswertung des $\Delta K_{th, ASTM}$ nach ASTM E647 im Bereich 0,1 nm bis 1,00 nm/Zyklus und $\Delta K_{th, ISO}$ im Bereich 0,01 nm bis 1,00 nm/Zyklus. Die Parameter der Fit-Funktion sind in Tabelle 41 hinterlegt.

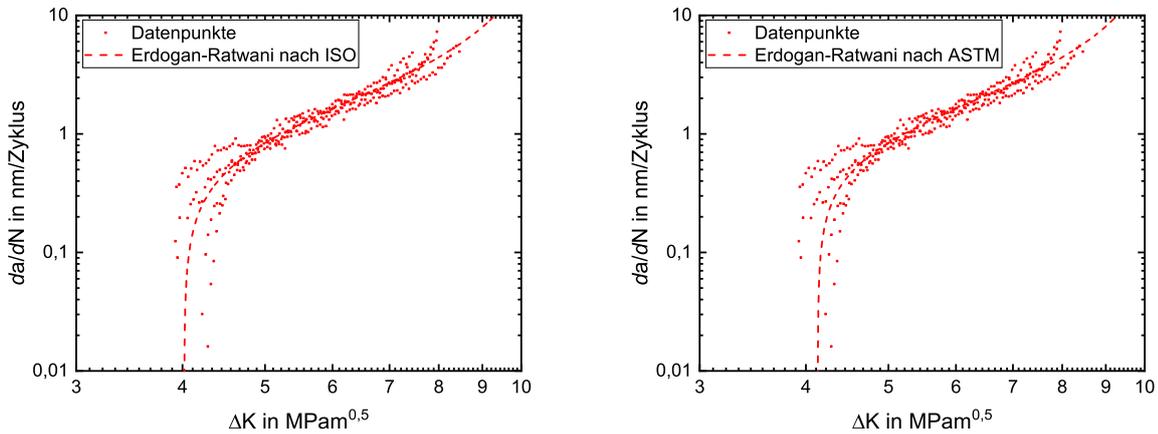


Abbildung 109: Rissfortschrittskurve der RFP 45° zur Walzrichtung mit Auswertung des $\Delta K_{th, ASTM}$ nach ASTM E647 im Bereich 0,1 nm bis 1,00 nm/Zyklus und $\Delta K_{th, ISO}$ im Bereich 0,01 nm bis 1,00 nm/Zyklus. Die Parameter der Fit-Funktion sind in Tabelle 41 hinterlegt.

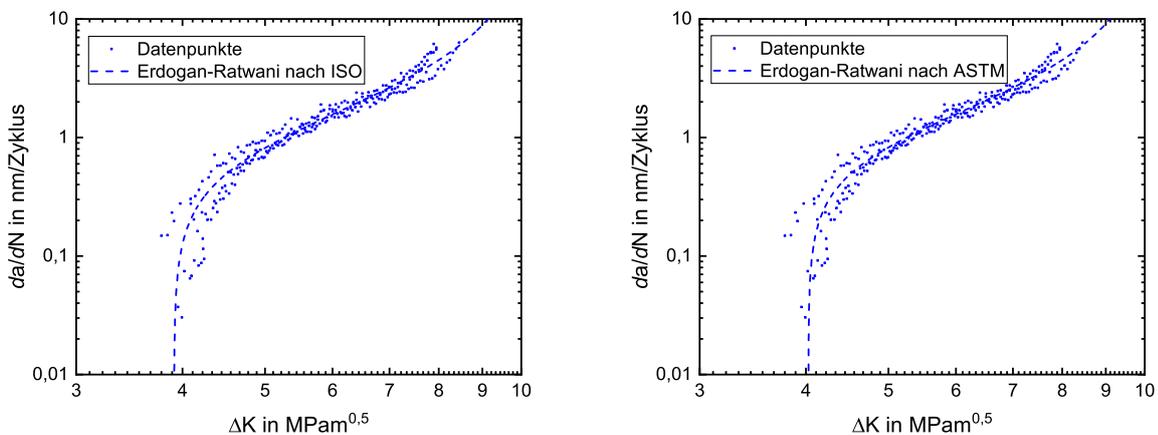


Abbildung 110: Rissfortschrittskurve der RFP in Walzrichtung mit Auswertung des $\Delta K_{th, ASTM}$ nach ASTM E647 im Bereich 0,1 nm bis 1,00 nm/Zyklus und $\Delta K_{th, ISO}$ im Bereich 0,1 nm bis 1,00 nm/Zyklus. Die Parameter der Fit-Funktion sind in Tabelle 41 hinterlegt.

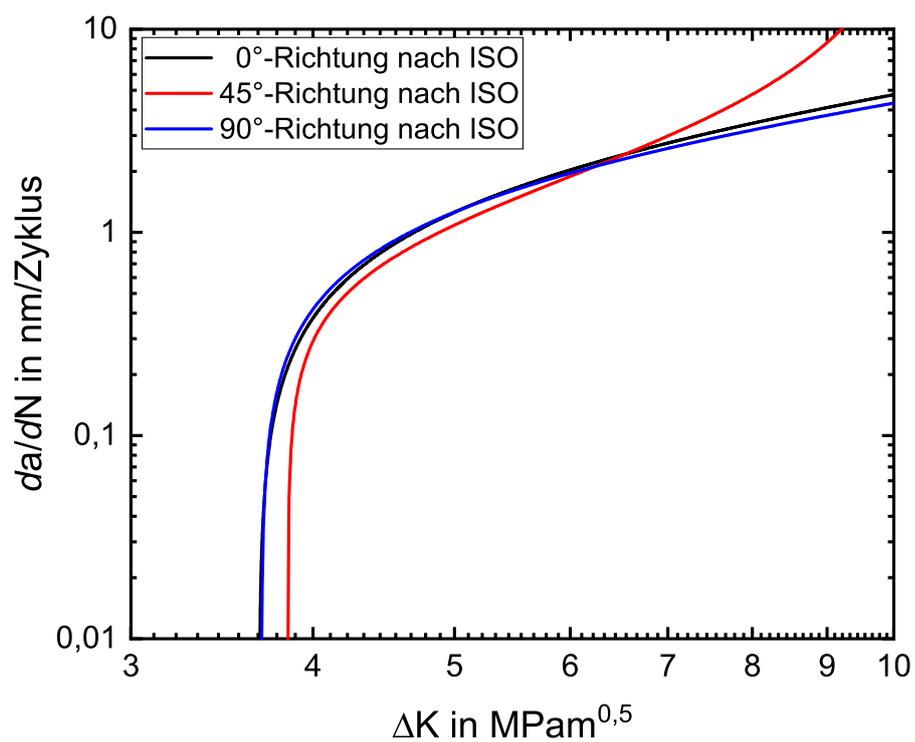


Abbildung 111: Rissfortschrittskurven der RFP in 0°, 45°- und 90°-Richtung mit Auswertung des $\Delta K_{\text{th, ISO}}$ nach ISO 12108 im Bereich 0,01 nm bis 1,00 nm/Zyklus. Die Parameter der Fit-Funktion sind in Tabelle 41 hinterlegt.

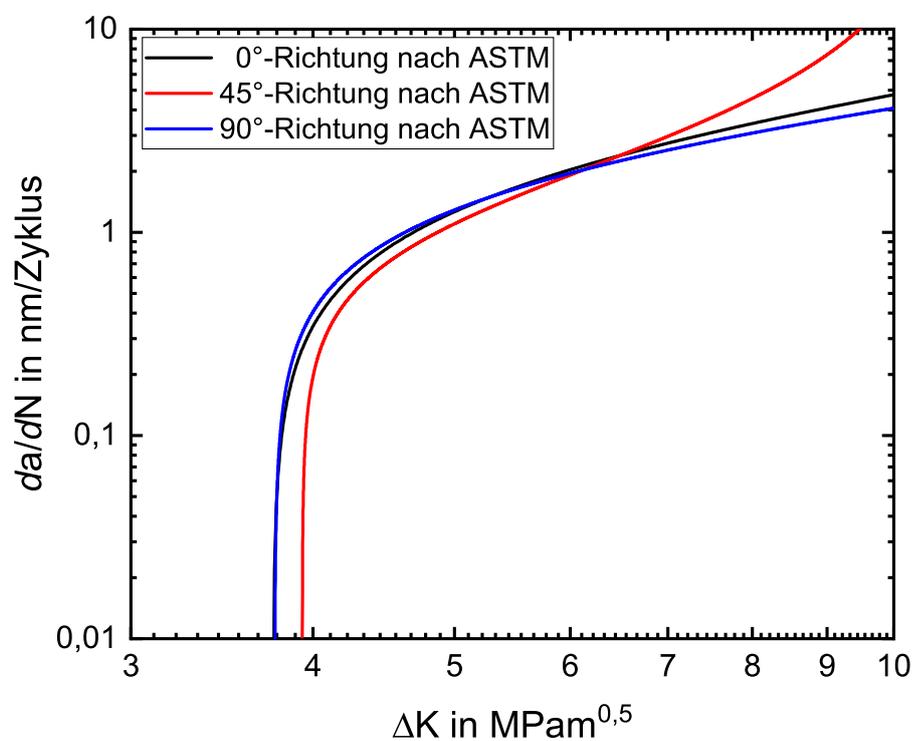


Abbildung 112: Rissfortschrittskurven der RFP in 0°, 45°- und 90°-Richtung mit Auswertung des $\Delta K_{\text{th, ASTM}}$ nach ASTM E647 im Bereich 0,1 nm bis 1,00 nm/Zyklus. Die Parameter der Fit-Funktion sind in Tabelle 41 hinterlegt.

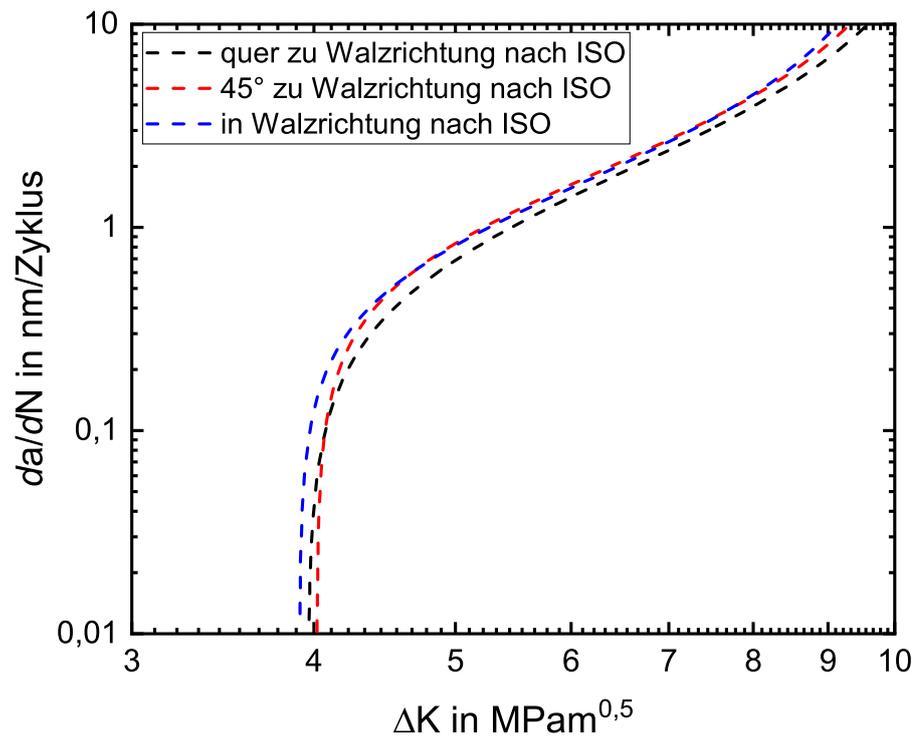


Abbildung 113: Rissfortschrittskurven der RFP quer zur Walzrichtung, 45° zur Walzrichtung und in Walzrichtung mit Auswertung des $\Delta K_{\text{th, ISO}}$ nach ISO 12108 im Bereich 0,01 nm bis 1,00 nm/Zyklus. Die Parameter der Fit-Funktion sind in Tabelle 41 hinterlegt.

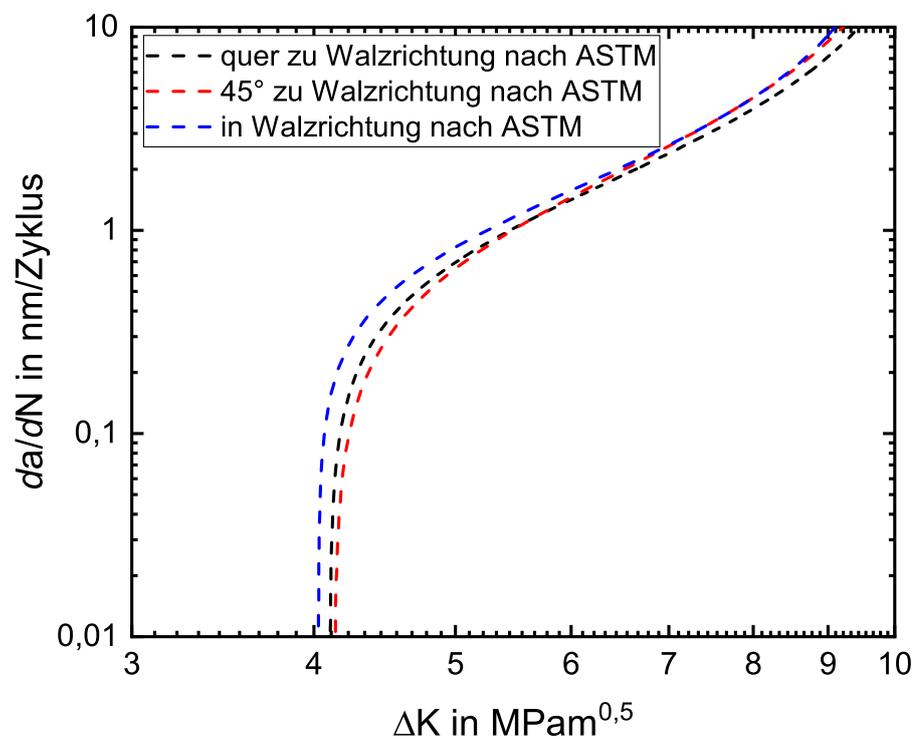


Abbildung 114: Rissfortschrittskurven der RFP quer zur Walzrichtung, 45° zur Walzrichtung und in Walzrichtung mit Auswertung des $\Delta K_{\text{th, ASTM}}$ nach ASTM E647 im Bereich 0,1 nm bis 1,00 nm/Zyklus. Die Parameter der Fit-Funktion sind in Tabelle 41 hinterlegt.

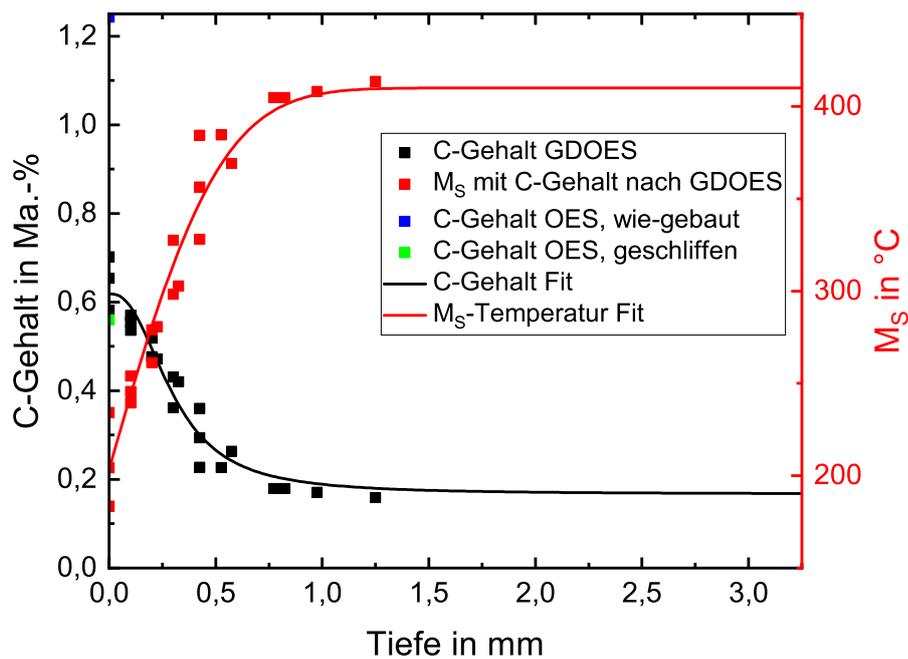


Abbildung 115: Mittels GDOES ermittelter C-Tiefenverlauf der einsatzgehärteten WBP nach dem ND + HDGA. Zusätzlich sind die C-Gehalte an der Oberfläche von zwei WBP mit wie-gebaut und geschliffener Oberfläche eingezeichnet.

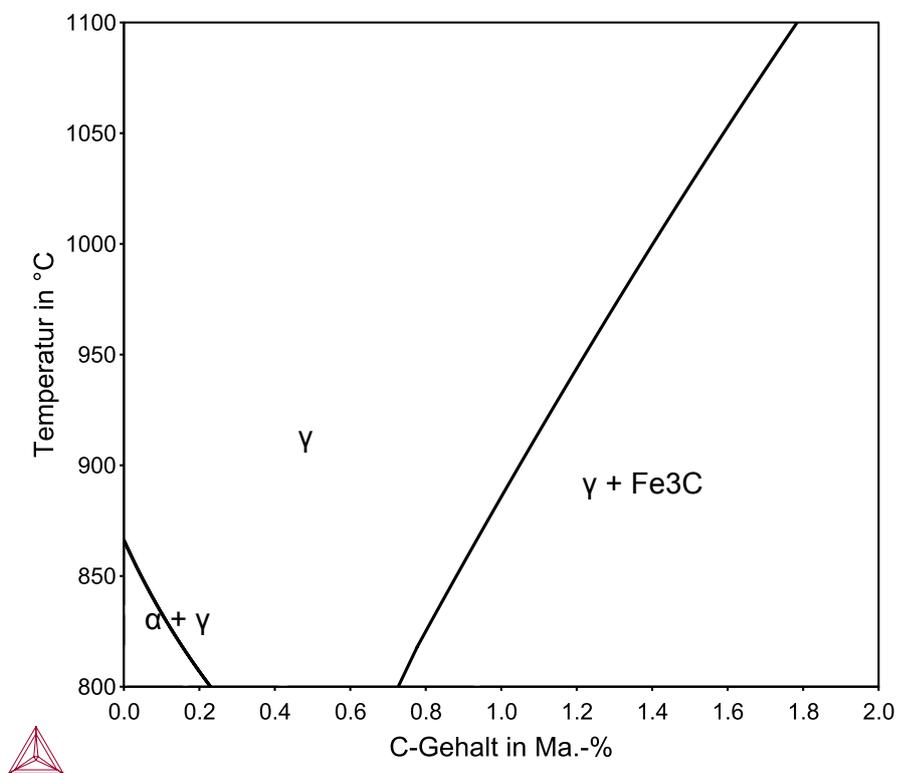


Abbildung 116: Gleichgewichts-Phasendiagramm des 20MnCr5 in Abhängigkeit des C-Gehaltes. Gezeigt ist das für die Einsatzhärtung in Frage kommende Temperaturintervall.

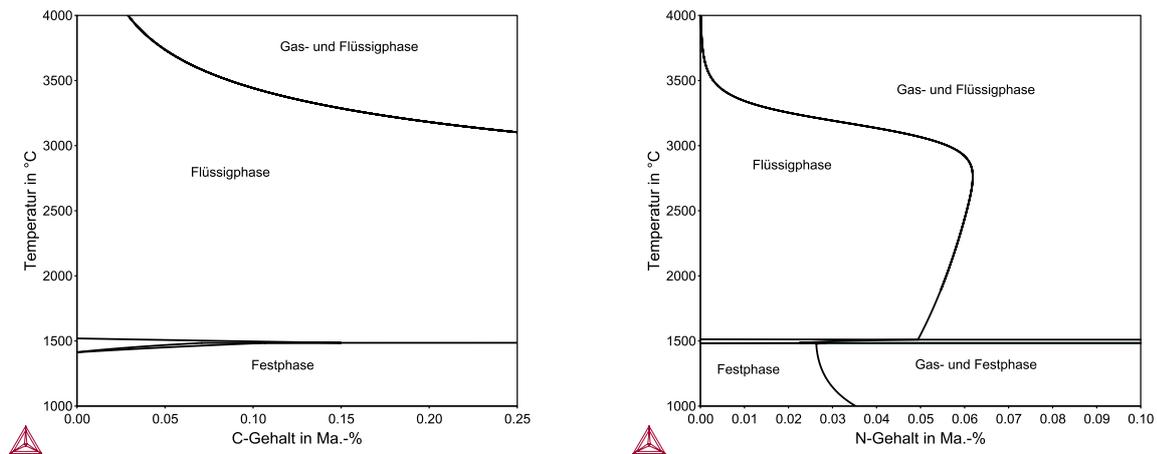


Abbildung 117: Gleichgewichts-Phasendiagramme des 20MnCr5 beim Prozessieren des Pulvers innerhalb der PBF-LB/M-Anlage. Links ist das Phasendiagramm in Abhängigkeit vom C-Gehalt gezeigt, rechts ist das Phasendiagramm in Abhängigkeit von N-Gehalt dargestellt.

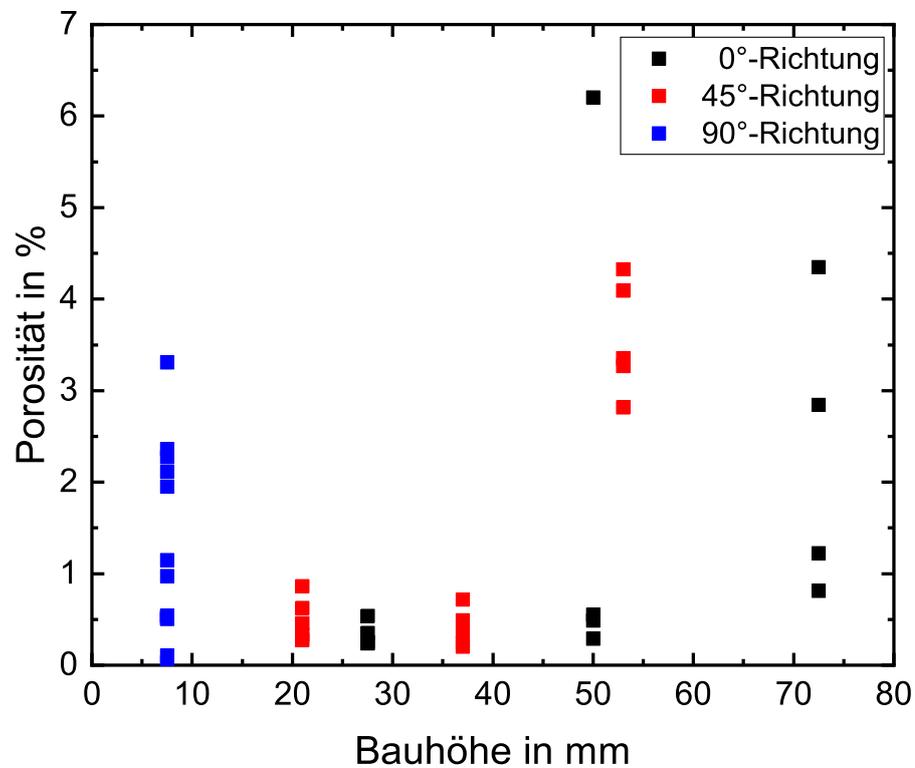


Abbildung 118: Porosität der KWBP und WBP in Abhängigkeit der realen Bauhöhe ausgehend von der Bauplattformebene.

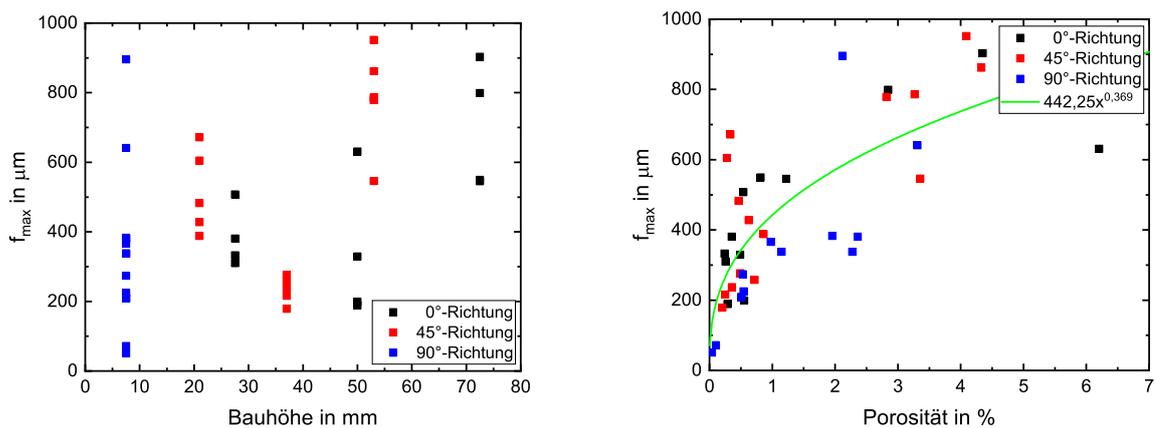


Abbildung 119: Dargestellt sind die maximalen Feret-Durchmesser über der Bauhöhe und der Porosität der KWBP und WBP der 0°-, 45°- und 90°-Richtung.

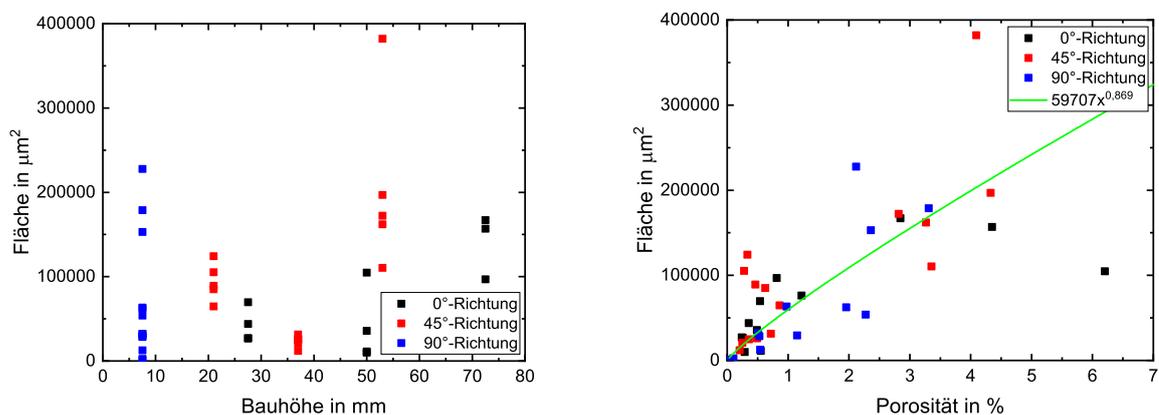


Abbildung 120: Dargestellt die maximale Porenfläche über der Bauhöhe und der Porosität der KWBP und WBP der 0°- und 45°- und 90°-Richtung.

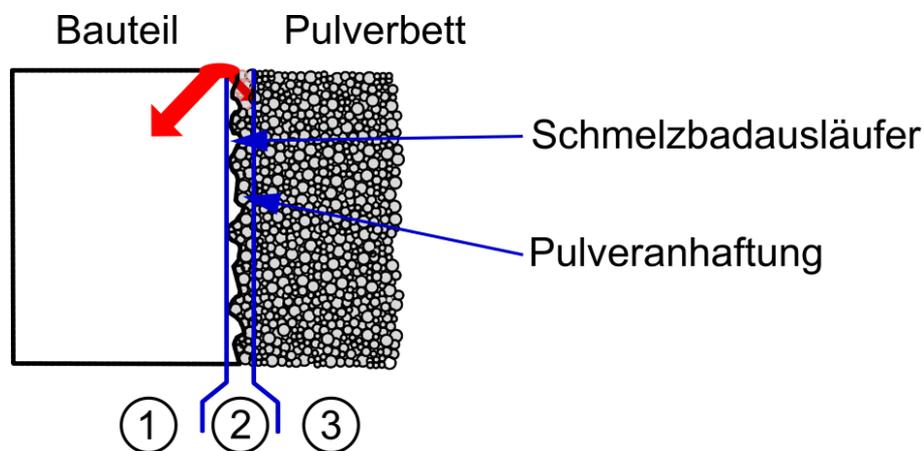


Abbildung 121: Schematische Darstellung der Rauigkeit durch die Anhaftung von Pulver bedingt durch unvollständig umgeschmolzenes Ausgangsmaterial im Randbereich von Bauteilen aus dem PBF-LB/M-Prozess. Darstellung in Anlehnung an *Sehrt* [16].

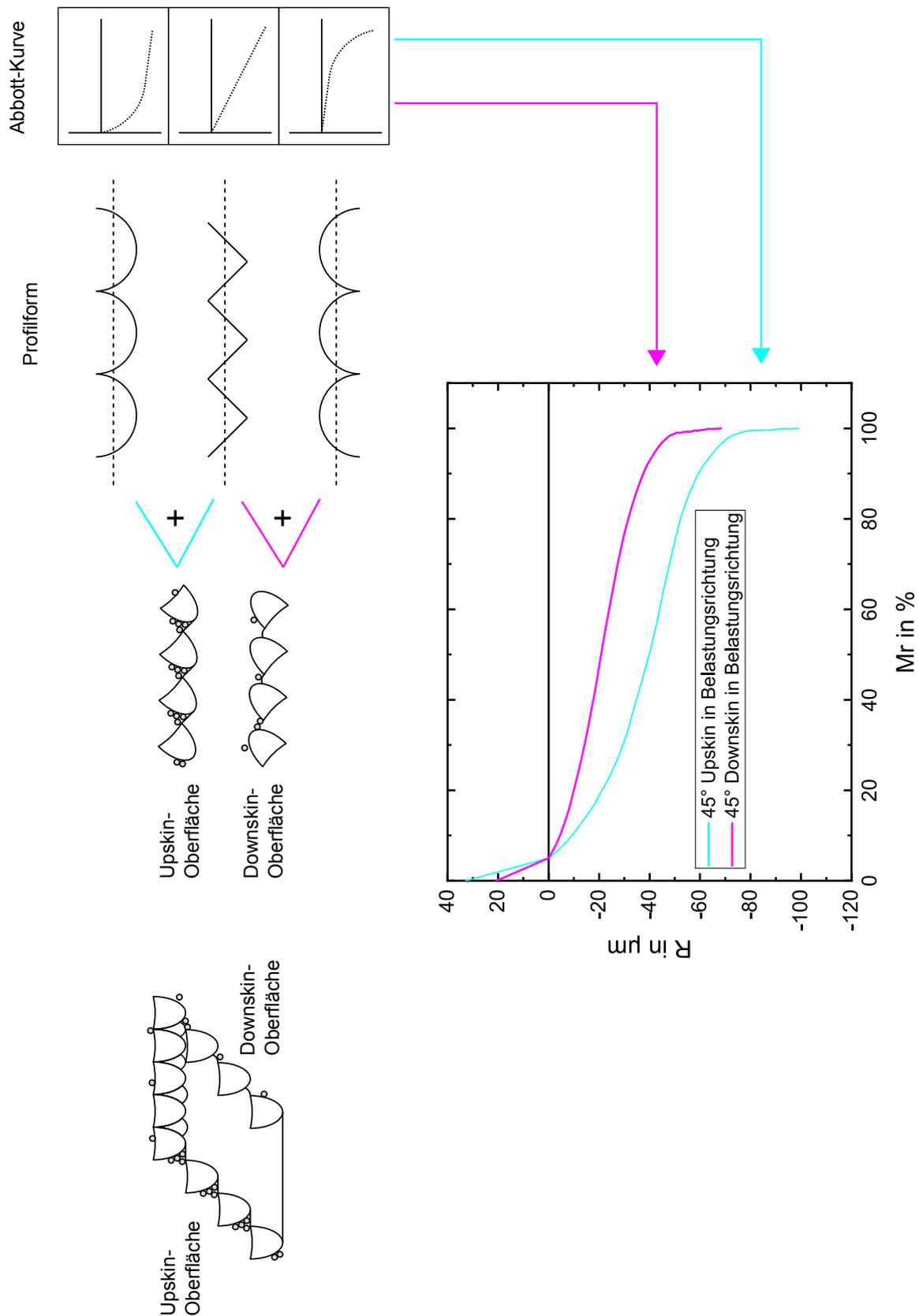


Abbildung 122: Schematische Darstellung der Upskin- und Downskin-Oberfläche einer Materialprobe in 45°-Richtung einschließlich Abstrahierung der zu erwartenden Abbott-Kurven nach VDI/VDE 2601 in Abhängigkeit der Profilform. Als resultierende Abbott-Kurve werden die real gemessenen Verläufe dargestellt [167].

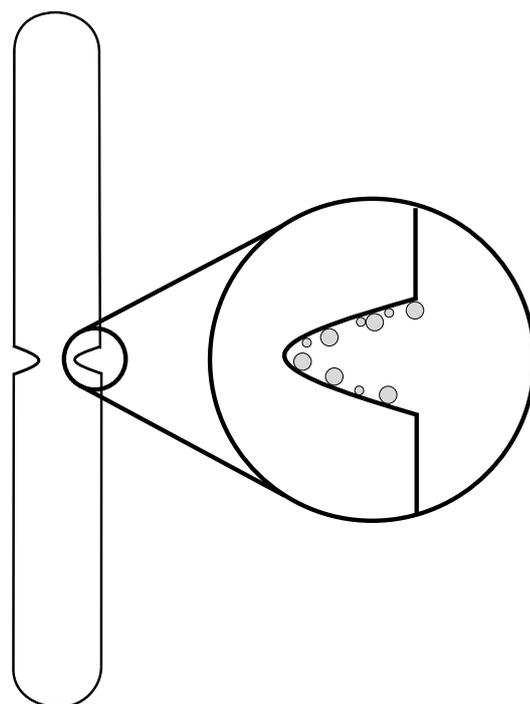


Abbildung 123: Schematische Darstellung der anhaftenden Pulverpartikel im geometrischen Kerb einer KWBP. Die durch die Kerbe hervorgerufene Spannungsüberhöhung wird durch die anhaftenden Pulverpartikel verstärkt. Die berechnete Spannungsüberhöhung für eine unendlich große Platte ist in Abbildung 124 dargestellt.

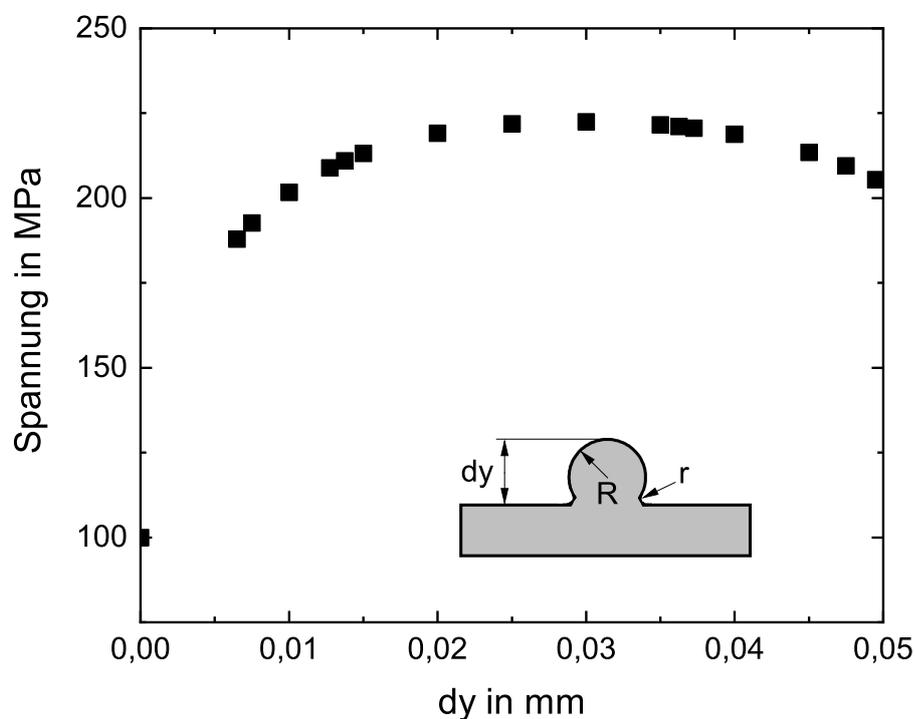


Abbildung 124: Darstellung einer mittels FEM berechneten Spannungsüberhöhung an einem Anhaftenden Pulverpartikel an der Werkstückoberfläche. Die unendlich große Scheibe wurde mit 100 MPa belastet und der Partikel besitzt einen Radius von $50\ \mu\text{m}$. Damit Singularitäten vermieden werden wurde durch eine tangentielle Verrundung ein Sinterhals bzw. eine unvollständige Verschmelzung des Partikels mit der Scheibe eingefügt. Der Sinterhalsradius wurde mit $5\ \mu\text{m}$ angenommen. Um unterschiedliche Stadien des Verbundes von Partikel und Scheibe abzubilden wurde der Pulverpartikel unter Einhaltung der geometrischen Randbedingungen in die Scheibe eingetaucht. Die in dem Diagramm dargestellten Spannungen sind somit als Kerbspannungen im Partikelgrund zu sehen. Abbildung nach *Schneider et al.* [58].

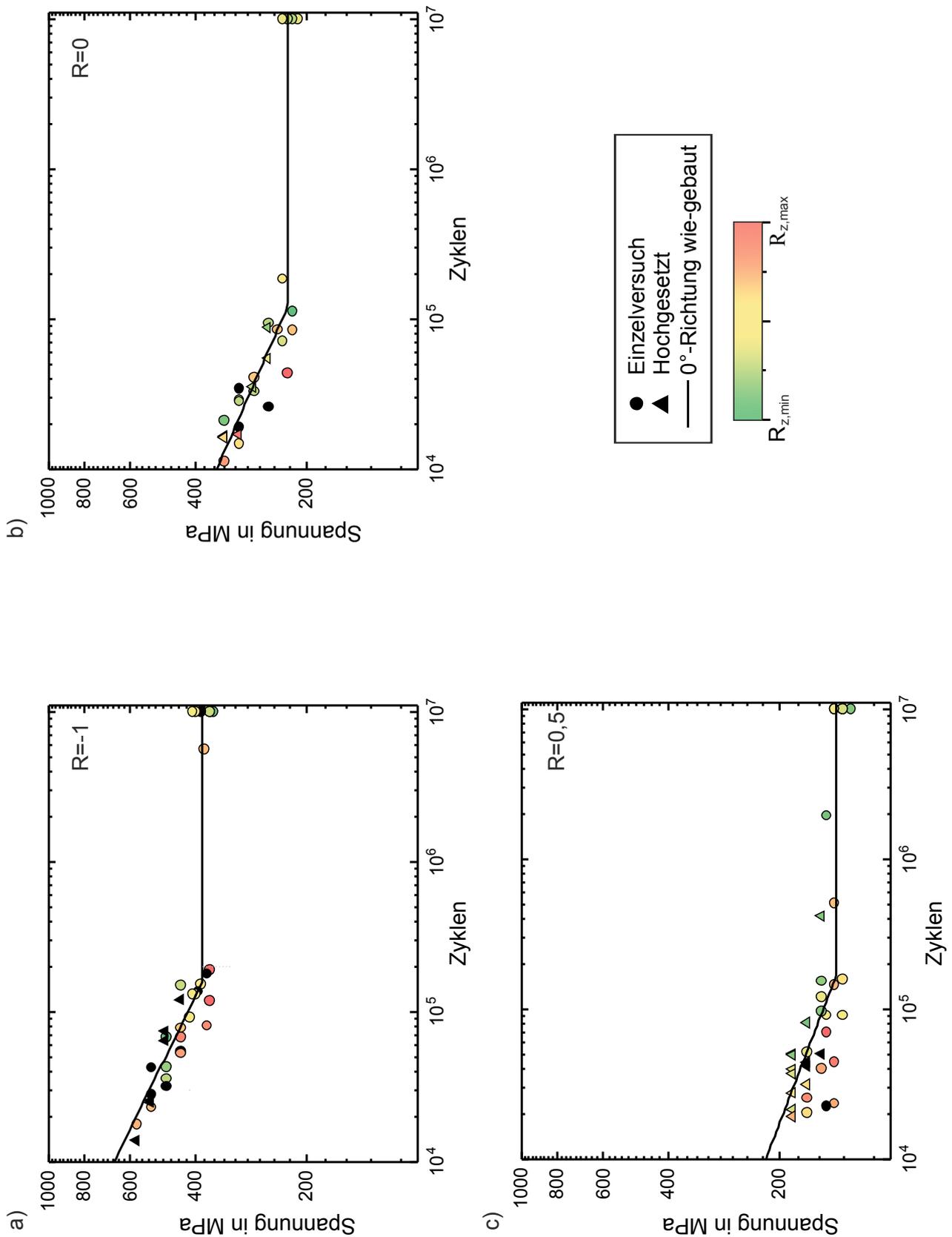


Abbildung 125: Darstellung der Wöhlerkurven der WBP in 0° -Richtung mit wie-gebaut Oberfläche. Die Lastverhältnisse $R = -1/0/0,5$ für die WBP sind in den Diagrammen a), b) und c) dargestellt. Der Farbverlauf der Legende zeigt die Rauigkeit der ermittelten WBP. Mit $R_{z, \min}$ ist die niedrigste und mit $R_{z, \max}$ die größte R_z der Materialproben angegeben.

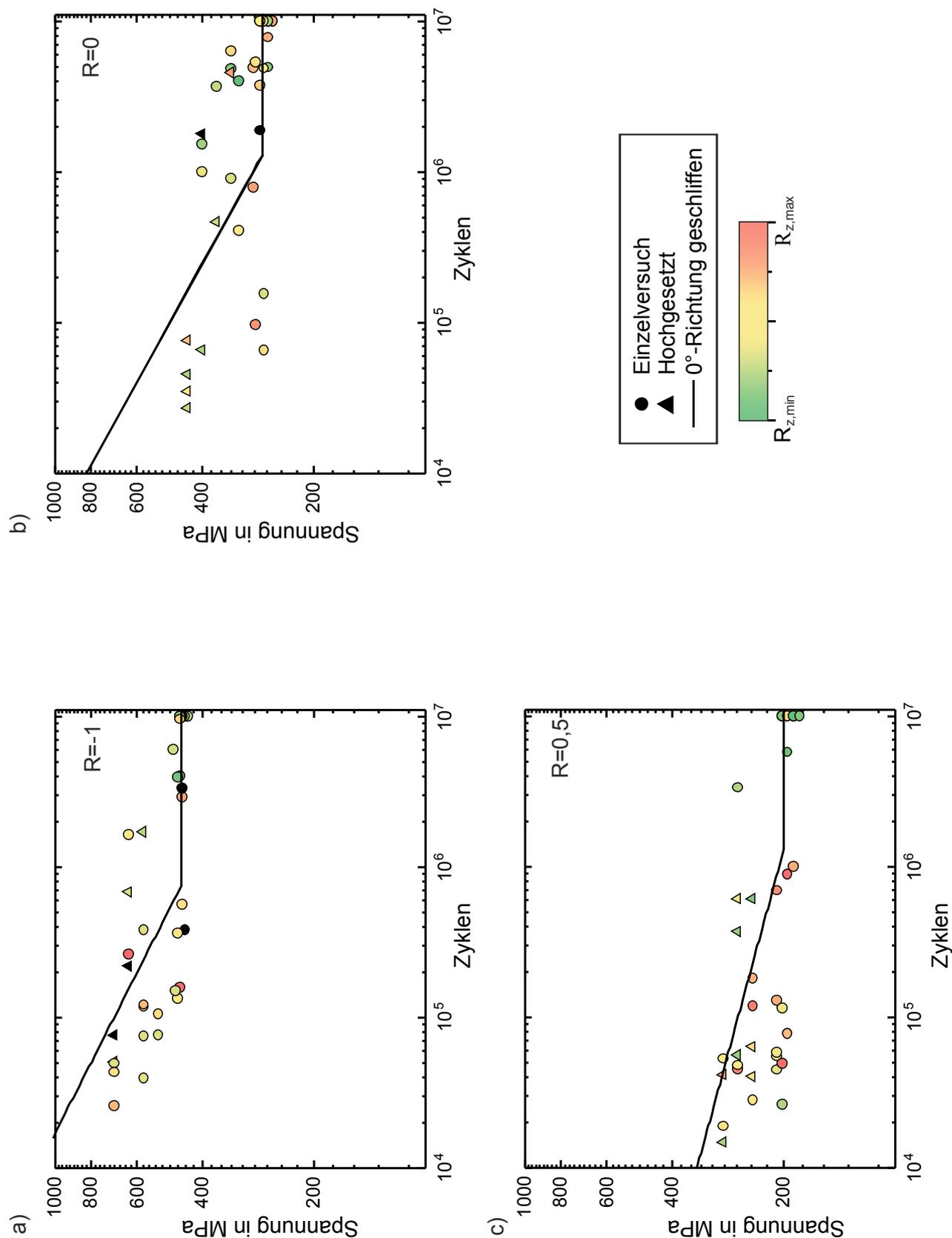


Abbildung 126: Darstellung der Wöhlerkurven der WBP in 0° -Richtung mit geschliffener Oberfläche. Die Lastverhältnisse $R=-1/0/0,5$ für die WBP sind in den Diagrammen a), b) und c) dargestellt. Der Farbverlauf der Legende zeigt die Rauigkeit der ermittelten WBP. Mit $R_{z, min}$ ist die niedrigste und mit $R_{z, max}$ die größte R_z der Materialproben angegeben.

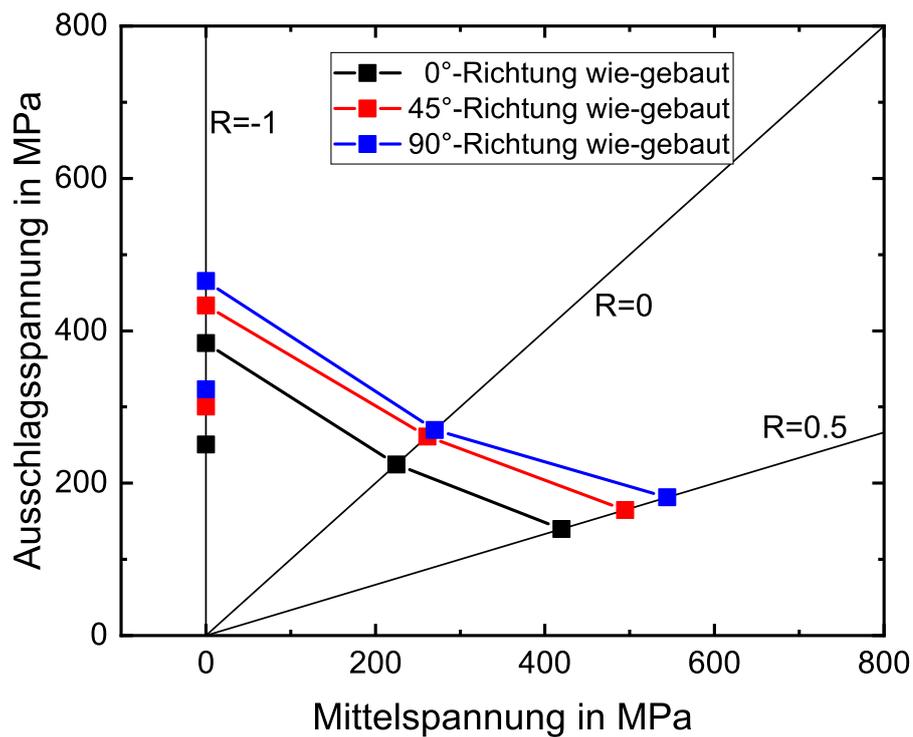


Abbildung 127: Haigh-Diagramme der KWBP und WBP ($K_t=1,91$ und $K_t=1,04$) mit wie-gebaut Oberfläche. Dargestellt ist das Haigh-Diagramm für die Langzeitfestigkeit bei 10^7 Zyklen mit den Daten aus Tabelle 40 bzw. den Abbildungen 95, 97 und 99.

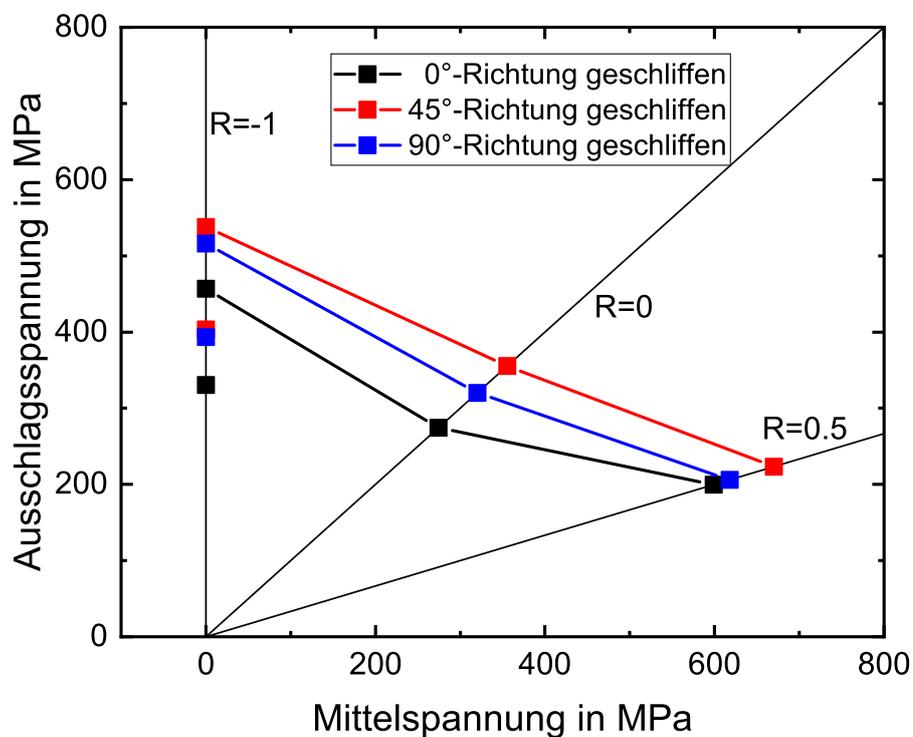


Abbildung 128: Haigh-Diagramme der KWBP und WBP ($K_t=1,91$ und $K_t=1,04$) in 90°-Richtung mit geschliffener Oberfläche. Dargestellt ist das Haigh-Diagramm für die Langzeitfestigkeit bei 10^7 Zyklen mit den Daten aus Tabelle 40 bzw. den Abbildungen 96, 98 und 100.

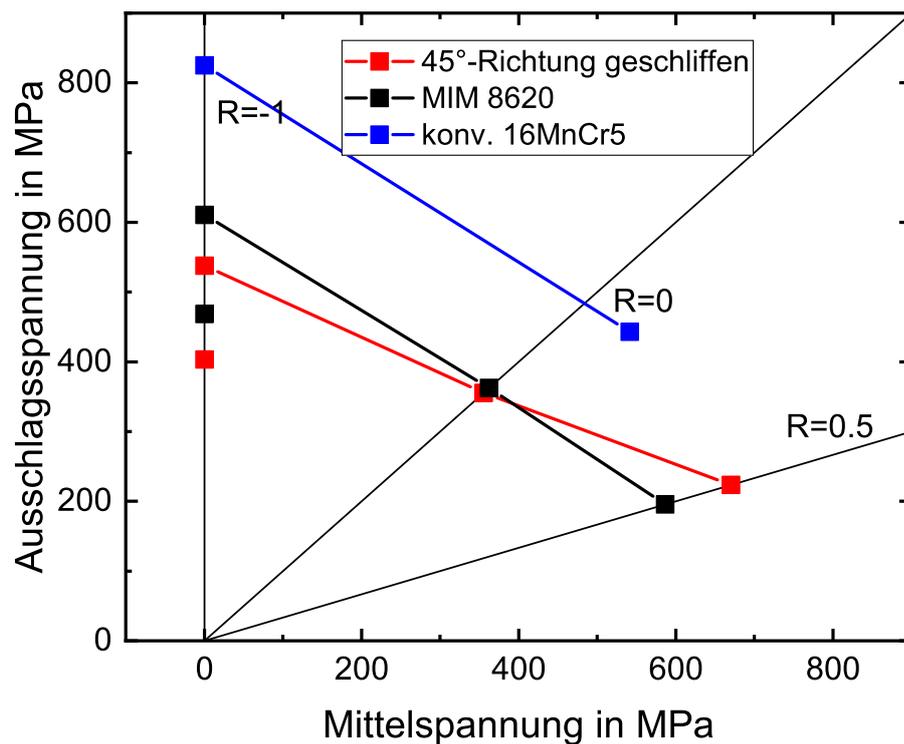


Abbildung 129: Haigh-Diagramme der KWBP und WBP ($K_t=1,91$ und $K_t=1,04$) in 45° -Richtung mit geschliffener Oberfläche. Dargestellt ist das Haigh-Diagramm für die Langzeitfestigkeit bei 10^7 Zyklen mit den Daten aus Tabelle 40 bzw. der Abbildung 98. Daten für den konventionellen 16MnCr5 ($K_t=1,00$) aus [146] und MIM 20NiCrMo2-2 ($K_t=1,91$ und $K_t=1,04$) aus [171].

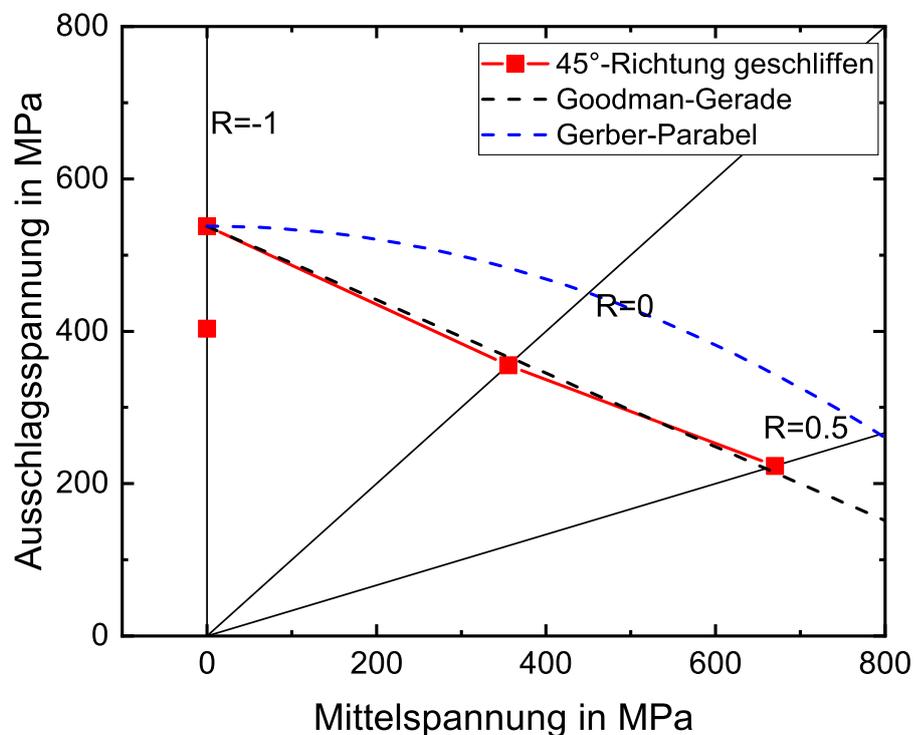


Abbildung 130: Haigh-Diagramme der KWBP und WBP ($K_t=1,91$ und $K_t=1,04$) in 45° -Richtung mit geschliffener Oberfläche. Dargestellt ist das Haigh-Diagramm für die Langzeitfestigkeit bei 10^7 Zyklen mit den Daten aus Tabelle 40 bzw. der Abbildung 98. Die Goodman-Gerade und Gerber-Parabel wurden mit $\sigma_D=537$ MPa und der technischen $R_m=1114$ MPa berechnet. Da die $R_{p0,2}$ nicht erreicht wurde ist die Darstellung einer Soderberg-Gerade nicht möglich.

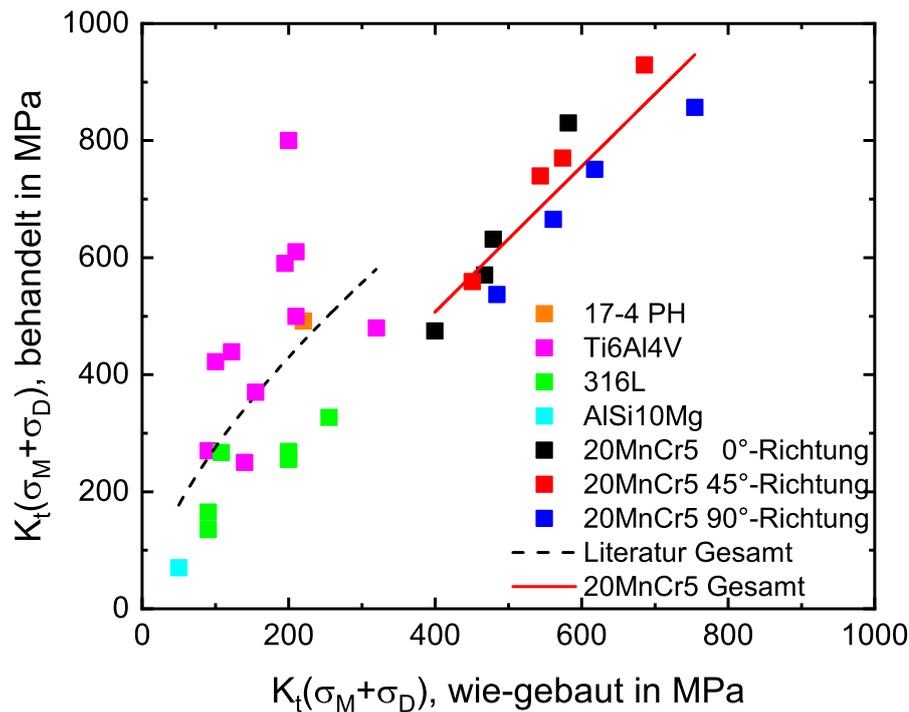


Abbildung 131: Gegenüberstellung der Oberflächenrauigkeit auf die Langzeitfestigkeit σ_D bei additiv gefertigten Werkstoffen. Die Daten wurden in eine lokale Oberspannung $K_t(\sigma_M + \sigma_D)$ umgerechnet und gegenübergestellt. Hierbei wird die mechanisch nachbearbeitete Fläche über dem Ausgangszustand wie-gebaut aufgetragen. Die Daten werden nach ihrem Legierungssystem aufgeteilt dargestellt. Zusätzlich wird die Approximation der Literaturwerte (schwarzgestrichelt) und der ermittelten Daten des 20MnCr5 eingezeichnet. Daten stammen aus [3, 32, 42, 48, 49, 58–60, 176, 183].

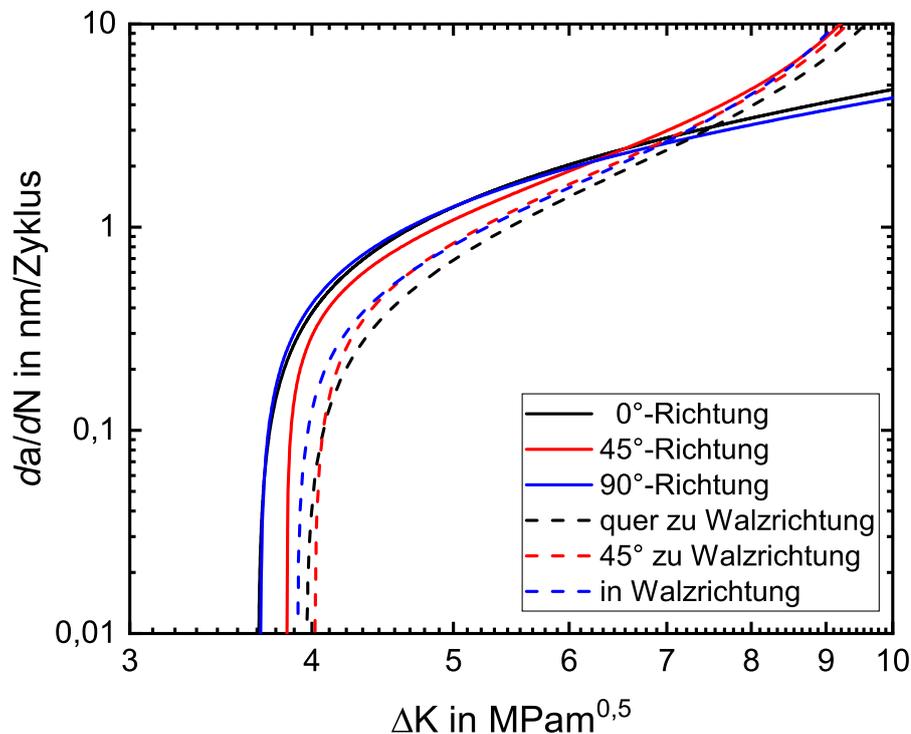


Abbildung 132: Rissfortschrittskurven der RFP in 0°, 45°- und 90°-Richtung. Zusätzlich die Rissfortschrittskurven der RFP quer zur Walzrichtung, 45° zur Walzrichtung und in Walzrichtung. Alle Kurven mit Auswertung des $\Delta K_{th, ISO}$ nach ISO 12108 im Bereich 0,01 nm bis 1,00 nm/Zyklus. Parameter der Fit-Funktion sind in Tabelle 41 hinterlegt.

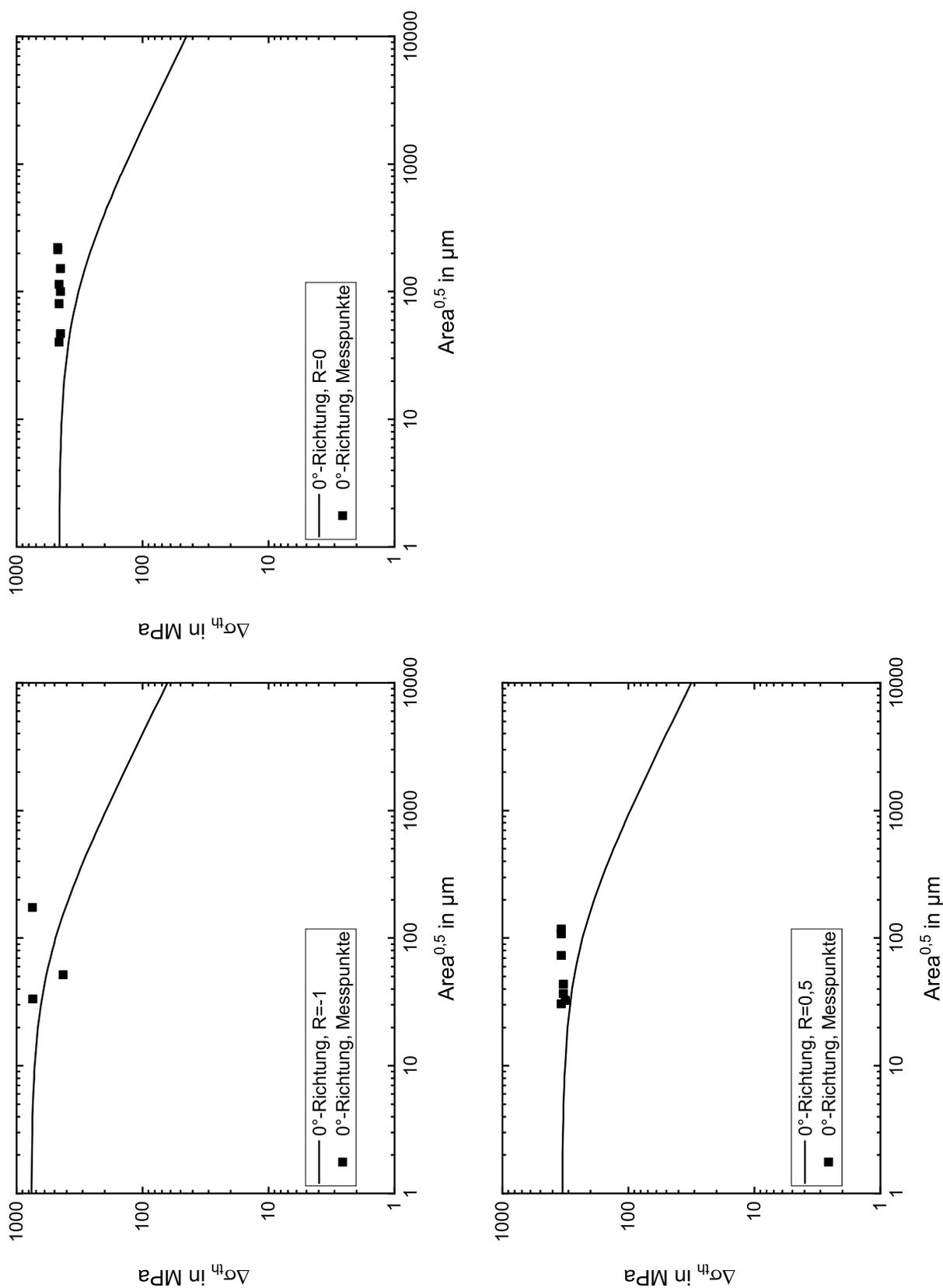


Abbildung 133: Mit den σ_D und ΔK_{th} konstruierte Kitagawa-Takahashi-Diagramme für die WBP der 0°-Richtung mit geschliffener Oberfläche. Die ΔK_{th} wurden nach *Blumenauer* und *Pusch* aus dem ermittelten ΔK_{th} für $R=0,5$ abgeschätzt.

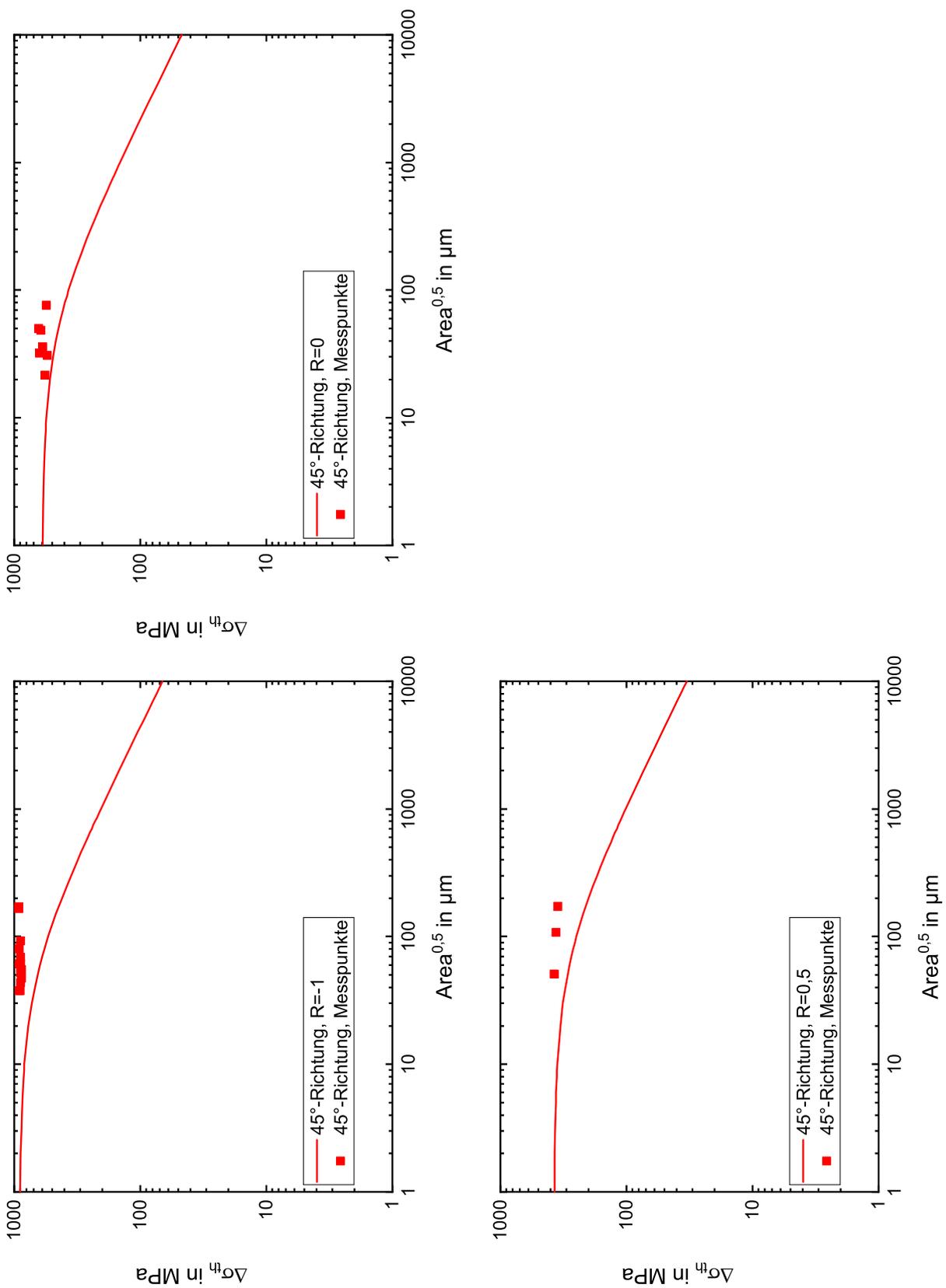


Abbildung 134: Mit den σ_D und ΔK_{th} konstruierte Kitagawa-Takahashi-Diagramme für die WBP der 45°-Richtung mit geschliffener Oberfläche. Die ΔK_{th} wurden nach *Blumenauer* und *Pusch* aus dem ermittelten ΔK_{th} für $R=0,5$ abgeschätzt.

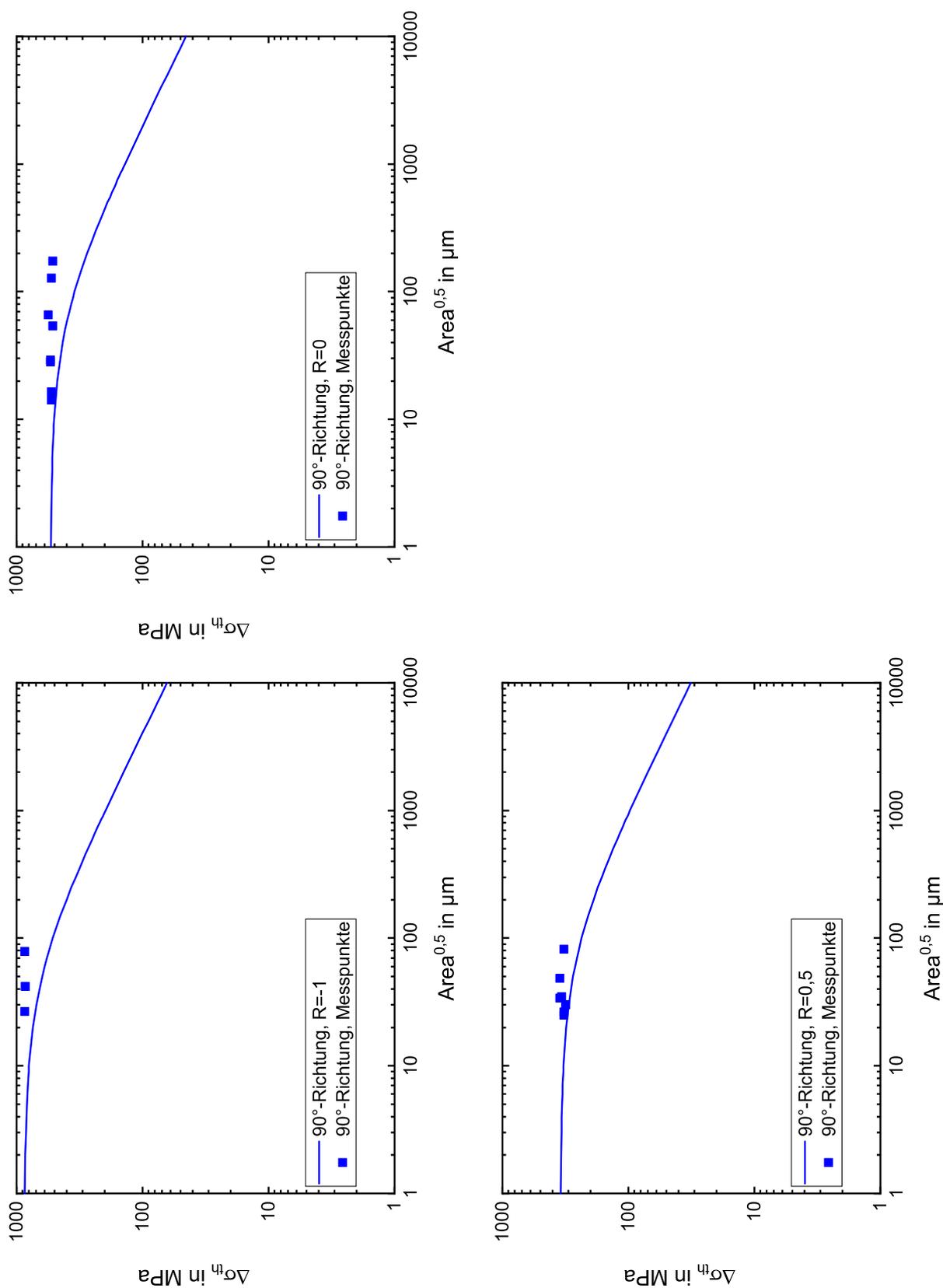


Abbildung 135: Mit den σ_D und ΔK_{th} konstruierte Kitagawa-Takahashi-Diagramme für die WBP der 90°-Richtung mit geschliffener Oberfläche. Die ΔK_{th} wurden nach *Blumenauer* und *Pusch* aus dem ermittelten ΔK_{th} für $R=0,5$ abgeschätzt.

Literaturverzeichnis

- [1] LACHMAYER, R.: *Additive Manufacturing Quantifiziert: Visionäre Anwendungen und Stand der Technik*, Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2017
- [2] RICHARD, H. A., SCHRAMM, B. und ZIPSNER, T., Hrsg.: *Additive Fertigung von Bauteilen und Strukturen*, Wiesbaden: Springer Vieweg, 2017
- [3] KAHLIN, M.: „Fatigue Performance of Additive Manufactured Ti6Al4V in Aerospace Applications“, Diss., Linköping, 2017
- [4] DORDLOFVA, C.: *Qualification of Metal Additive Manufacturing in Space Industry: Challenges for Product Development*, Licentiate thesis / Luleå University of Technology, Luleå: Luleå University of Technology, 2018
- [5] GEBHARDT, A.: *Generative Fertigungsverfahren: Additive Manufacturing und 3D Drucken für Prototyping, Tooling, Produktion*, 4., neu bearb. und erw. Aufl., München: Hanser, 2013
- [6] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG: *DIN 8580, Fertigungsverfahren - Begriffe, Einteilung*, Berlin, Januar 2020
- [7] VEREIN DEUTSCHER INGENIEURE: *VDI 3405 -Additive Fertigungsverfahren - Grundlagen, Begriffe, Verfahrensbeschreibungen*, Berlin, Dezember 2014
- [8] JIANG, J., XU, X. und STRINGER, J.: „Support Structures for Additive Manufacturing: A Review“, in: *Journal of Manufacturing and Materials Processing* 2 (4) (2018), 64 ff
- [9] A.S. WU, D.W. BROWN, M. KUMAR, W.E. KING: „An Experimental Investigation into Additive Manufacturing-Induced Residual Stresses in 316L Stainless Steel“, in: *Metallurgical and Materials Transactions A*, Bd. 45, S. 6260–6270
- [10] HODGE, N. E., FERENCZ, R. M. und VIGNES, R. M.: „Experimental comparison of residual stresses for a thermomechanical model for the simulation of selective laser melting“, in: *Additive Manufacturing* 12 (1) (2016), S. 159–168
- [11] MERCELIS, P. und KRUTH, J.-P.: „Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting“, in: *Rapid Prototyping Journal* 12 (5) (2006), S. 254–265
- [12] ALI, H. u. a.: „In-situ residual stress reduction, martensitic decomposition and mechanical properties enhancement through high temperature powder bed pre-heating of Selective Laser Melted Ti6Al4V“, in: *Materials Science and Engineering: A* 695 (6) (2017), S. 211–220
- [13] SHIOMI, M. u. a.: „Residual Stress within Metallic Model Made by Selective Laser Melting Process“, in: *CIRP Annals* 53 (1) (2004), S. 195–198
- [14] SEYDA, V.: *Werkstoff- und Prozessverhalten von Metallpulvern in der laseradditiven Fertigung*, Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2018
- [15] HABERLAND, C.: *Additive Verarbeitung von NiTi-Formgedächtniswerkstoffen mittels Selective Laser Melting*, Bd. 2012, 13, Schriftenreihe des Lehrstuhls für Produktionssysteme, Aachen: Shaker, 2012

- [16] SEHRT, J. T.: *Möglichkeiten und Grenzen bei der generativen Herstellung metallischer Bauteile durch das Strahlschmelzverfahren: Zugl.: Duisburg-Essen, Univ., Diss., 2010*, Berichte aus der Fertigungstechnik, Aachen: Shaker, 2010
- [17] KLEPPMANN, W.: *Taschenbuch Versuchsplanung: Produkte und Prozesse optimieren*, 6., überarb. Aufl., Praxisreihe Qualitätswissen, München: Hanser, 2009
- [18] VEREIN DEUTSCHER INGENIEURE: *3405 Blatt 3 - Additive Fertigungsverfahren - Konstruktionsempfehlungen für die Bauteilfertigung mit Laser-Sintern und Laser-Strahlschmelzen*, Berlin, Dezember 2015
- [19] OVER, C.: *Generative Fertigung von Bauteilen aus Werkzeugstahl X38CrMoV5-1 und Titan TiAl6V4 mit "Selective Laser Melting"*, Berichte aus der Lasertechnik, Aachen: Shaker, 2003
- [20] THIJIS, L. u. a.: „A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti-6Al-4V“, in: *Acta Materialia* 58 (9) (2010), S. 3303–3312
- [21] VILARO, T., COLIN, C. und BARTOUT, J. D.: „As-Fabricated and Heat-Treated Microstructures of the Ti-6Al-4V Alloy Processed by Selective Laser Melting“, in: *Metallurgical and Materials Transactions A* 42 (10) (2011), S. 3190–3199
- [22] TONELLI, L., FORTUNATO, A. und CESCINI, L.: „CoCr alloy processed by Selective Laser Melting (SLM): Effect of Laser Energy Density on microstructure, surface morphology, and hardness“, in: *Journal of Manufacturing Processes* 52 (2020), S. 106–119
- [23] YI, J. H. u. a.: „Effect of laser energy density on the microstructure, mechanical properties, and deformation of Inconel 718 samples fabricated by selective laser melting“, in: *Journal of Alloys and Compounds* 786 (2019), S. 481–488
- [24] THOMAS HEELING: „Synchronized Two-Beam Strategies for Selective Laser Melting“, Dissertation, Zürich: ETH Zürich, 2018
- [25] DI WANG u. a.: „Mechanisms and characteristics of spatter generation in SLM processing and its effect on the properties“, in: *Materials & Design* 117 (4) (2017), S. 121–130
- [26] VEREIN DEUTSCHER INGENIEURE: *3405 Blatt 2.1 - Additive Fertigungsverfahren - Laser-Strahlschmelzen metallischer Bauteile - Materialdatenblatt Aluminiumlegierung AlSi10Mg*, Berlin, 2015
- [27] VEREIN DEUTSCHER INGENIEURE: *3405 Blatt 2.2 - Additive Fertigungsverfahren - Laser-Strahlschmelzen metallischer Bauteile - Materialdatenblatt Nickellegierung Werkstoffnummer 2.4668 (Inconel 718)*, Berlin, Juli 2017
- [28] JIA, Q. u. a.: „Towards a high strength aluminium alloy development methodology for selective laser melting“, in: *Materials & Design* 174 (2019), S. 107775
- [29] AVERSA, A. u. a.: „New Aluminum Alloys Specifically Designed for Laser Powder Bed Fusion: A Review“, in: *Materials (Basel, Switzerland)* 12 (7) (2019)
- [30] ROMBOUTS, M. u. a.: „Photopyroelectric measurement of thermal conductivity of metallic powders“, in: *Journal of Applied Physics* 97 (2) (2005), S. 024905
- [31] MOGES, T., AMETA, G. und WITHERELL, P.: „A Review of Model Inaccuracy and Parameter Uncertainty in Laser Powder Bed Fusion Models and Simulations“, in: *Journal of manufacturing science and engineering* 141 (2019)
- [32] BUCHBINDER, D.: *Selective Laser Melting von Aluminiumgusslegierungen*, Berichte aus der Lasertechnik, Aachen: Shaker, 2013
- [33] GEENEN, K.: „Werkstofftechnische Charakterisierung austenitischer und martensitischer Stähle nach dem selektiven Laserschmelzen“, Dissertation, Ruhr Universität Bochum, 2018
- [34] SEMAK, V. und MATSUNAWA, A.: „The role of recoil pressure in energy balance during laser materials processing“, in: *Journal of Physics D: Applied Physics* 30 (18) (1997), S. 2541–2552

- [35] KI, H., MAZUMDER, J. und MOHANTY, P. S.: „Modeling of laser keyhole welding: Part I. mathematical modeling, numerical methodology, role of recoil pressure, multiple reflections, and free surface evolution“, in: *Metallurgical and Materials Transactions A* 33 (6) (2002), S. 1817–1830
- [36] KI, H., MAZUMDER, J. und MOHANTY, P. S.: „Modeling of laser keyhole welding: Part II. simulation of keyhole evolution, velocity, temperature profile, and experimental verification“, in: *Metallurgical and Materials Transactions A* 33 (6) (2002), S. 1831–1842
- [37] FÜRSTENAU, J.-P. u. a.: „Generating virtual process maps of SLM using powder-scale SPH simulations“, in: *Computational Particle Mechanics* 7 (4) (2020), S. 655–677
- [38] GOTTSTEIN, G.: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik: Physikalische Grundlagen*, 4., neu bearb. Aufl. 2014, Springer-Lehrbuch, Berlin: Springer Vieweg, 2014
- [39] WANG, Y. M. u. a.: „Additively manufactured hierarchical stainless steels with high strength and ductility“, in: *Nature materials* 17 (1) (2018), S. 63–71
- [40] PRASHANTH, K. G. und ECKERT, J.: „Formation of metastable cellular microstructures in selective laser melted alloys“, in: *Journal of Alloys and Compounds* 707 (2017), S. 27–34
- [41] KRUTH, J. P. u. a.: „Selective laser melting of iron-based powder“, in: *Journal of Materials Processing Technology* 149 (1-3) (2004), S. 616–622
- [42] WYCISK, E.: *Ermüdungseigenschaften der laseradditiv gefertigten Titanlegierung TiAl6V4*, Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2017
- [43] LI, C., LIU, J. F. und GUO, Y. B.: „Prediction of Residual Stress and Part Distortion in Selective Laser Melting“, in: *Procedia CIRP* 45 (2016), S. 171–174
- [44] RÖTTGER, A. u. a.: „Microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel processed by different SLM devices“, in: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 108 (3) (2020), S. 769–783
- [45] HANZL, P. u. a.: „The Influence of Processing Parameters on the Mechanical Properties of SLM Parts“, in: *Procedia Engineering* 100 (2015), S. 1405–1413
- [46] SPIERINGS, A. B. und HERRES, N.: „Influence of the particle size distribution on surface quality and mechanical properties in AM steel parts“, in: *Rapid Prototyping Journal* 17 (3) (2011), S. 195–202
- [47] TOBIAS KAMPS: „Leichtbau von Stirnzahnrädern aus Einsatzstahl mittels Laserstrahlschmelzen“, Dissertation, München: Technische Universität München, 30.09.2018
- [48] WYCISK, E. u. a.: „High Cycle Fatigue (HCF) Performance of Ti-6Al-4V Alloy Processed by Selective Laser Melting“, in: *Advanced Materials Research* 816-817 (2013), S. 134–139
- [49] WYCISK, E. u. a.: „Effects of Defects in Laser Additive Manufactured Ti-6Al-4V on Fatigue Properties“, in: *Physics Procedia* 56 (2014), S. 371–378
- [50] CHASTAND, V. u. a.: „Fatigue characterization of Titanium Ti-6Al-4V samples produced by Additive Manufacturing“, in: *Procedia Structural Integrity* 2 (2016), S. 3168–3176
- [51] FATEMI, A. u. a.: „Multiaxial fatigue behavior of wrought and additive manufactured Ti-6Al-4V including surface finish effect“, in: *International Journal of Fatigue* 100 (2017), S. 347–366
- [52] LEUDERS, S. u. a.: „On the fatigue properties of metals manufactured by selective laser melting – The role of ductility“, in: *Journal of Materials Research* 29 (17) (2014), S. 1911–1919
- [53] MOLAEI, R. und FATEMI, A.: „Fatigue Design with Additive Manufactured Metals: Issues to Consider and Perspective for Future Research“, in: *Procedia Engineering* 213 (2018), S. 5–16
- [54] MOWER, T. M. und LONG, M. J.: „Mechanical behavior of additive manufactured, powder-bed laser-fused materials“, in: *Materials Science and Engineering: A* 651 (2016), S. 198–213

- [55] STERLING, A. u. a.: „Fatigue Behaviour of Additively Manufactured Ti-6Al-4V“, in: *Procedia Engineering* 133 (2015), S. 576–589
- [56] YADOLLAHI, A. und SHAMSAEI, N.: „Additive manufacturing of fatigue resistant materials: Challenges and opportunities“, in: *International Journal of Fatigue* 98 (2017), S. 14–31
- [57] ROMANO, S. u. a.: „Fatigue properties of AlSi10Mg obtained by additive manufacturing: Defect-based modelling and prediction of fatigue strength“, in: *Engineering Fracture Mechanics* 187 (2018), S. 165–189
- [58] SCHNEIDER, D.-I. M., HOEGES, S. und WAWOCZNY, D.: „Schwingfestigkeit des Stahls 316L - Vergleich zweier generativer prozessrouten“, in: *Pulvermetallurgie - neue Herausforderungen und neue Wege*, hrsg. von DANNINGER, H., SIGL, L. und BROECKMANN, C., Pulvermetallurgie in Wissenschaft und Praxis, Rheine: Heimdall Verlag, 2018, S. 103–134
- [59] SPIERINGS, A. B., STARR, T. L. und WEGENER, K.: „Fatigue performance of additive manufactured metallic parts“, in: *Rapid Prototyping Journal* 19 (2) (2013), S. 88–94
- [60] UHLMANN, E. u. a.: *Dynamical fatigue behavior of additive manufactured products for a fundamental life cycle approach*, Bd. 61, Procedia CIRP, Berlin: Technische Universität Berlin, 2017
- [61] BARGEL, H.-J.: *Werkstoffkunde*, 9., bearb. Aufl., 2005
- [62] ROOS, E., MAILE, K. und SEIDENFUSS, M.: *Werkstoffkunde für Ingenieure*, Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2017
- [63] ECKSTEIN, H.-J. und BERNST, R., Hrsg.: *Technologie der Wärmebehandlung von Stahl: Mit 86 Tabellen*, 2., stark überarb. Aufl., Leipzig: Dt. Verl. für Grundstoffindustrie, 1987
- [64] LÄPPLE, V.: *Wärmebehandlung des Stahls: Grundlagen, Verfahren und Werkstoffe*, 11., aktualisierte Aufl., Bibliothek des technischen Wissens, Haan-Grutten: Verl. Europa-Lehrmittel - Nourney Vollmer, 2014
- [65] STEINBACHER, M.: „Thermogravimetrische Messungen beim Niederdruckaufkohlen als Grundlage für Simulationen“, Dissertation, Bremen: Staats- und Universitätsbibliothek Bremen, 2012
- [66] DIEMAR, A.: „Simulation des Einsatzhärtens und Abschätzung der Dauerfestigkeit einsatzgehärteter Bauteile“, Dissertation, Weimar: Bauhaus-Universität Weimar, 2008
- [67] GRAF, F.: „Pyrolyse- und Aufkohlungsverhalten von C₂H₂ bei der Vakuumaufkohlung von Stahl“, Dissertation, Karlsruhe: Universität Fridericiana Karlsruhe, 2008
- [68] HOFFMANN, R. und VOGEL, W.: „Randoxidation - Ursache, Ausmass, Auswirkung“, in: *Härtereitechnische Mitteilungen* 57 (2002), S. 49–56
- [69] RYZHOV, N. M., SMIRNOV, A. E. und FAKHURTDINOV, R. S.: „Control of Carbon Saturation of the Diffusion Layer in Vacuum Carburizing of Heat-Resistant Steels“, in: *Metal Science and Heat Treatment* 46 (7/8) (2004), S. 340–344
- [70] GEGNER, J.: „Concentration- and temperature-dependent diffusion coefficient of carbon in FCC iron mathematically derived from literature data“, in: *4th Int Conf Mathematical Modeling and Computer Simulation of Materials Technologies, Ariel, College of Judea and Samaria*, 2006, S. 158–167
- [71] NUSSKERN, P. und SCHULZE, V.: „Prozesssimulation der Herstellung einsatzgehärteter pulvermetallurgischer Bauteile“, Karlsruhe, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Diss., 2013, Karlsruhe: KIT-Bibliothek, 2013
- [72] NITSCHKE, K. und MAREK, R.: *Praxis der Wärmeübertragung: Grundlagen, Anwendungen, Übungsaufgaben*, München: Fachbuchverl. Leipzig im Carl Hanser Verl., 2007
- [73] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN EN ISO 2740:2009, Sintermetalle, ausgenommen Hartmetalle - Zugprobenstäbe*, Berlin

- [74] BAEHR, H. D. und STEPHAN, K.: *Wärme- und Stoffübertragung*, 7., neu bearb. Aufl., Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2010
- [75] BÖCKH, P. v.: *Wärmeübertragung: Grundlagen und Praxis*, 2., bearbeitete Auflage, Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2006
- [76] LOHRMANN, M., HOFFMANN, F. und MAYR, P.: „Abkühlintensität von Gasen in Wärmebehandlungsanlagen und deren Bestimmung“, in: *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 51 (3) (1996), S. 183–187
- [77] JURČI, P. und STOLAŘ, P.: „Distortion behaviour of gear parts due to carburizing and quenching with different quenching media“, in: *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte* 151 (2006), S. 437–441
- [78] GÖHRING, W.: „Wasserstoffaufnahme beim Einsatzhärten“, in: *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 54 (4) (1999), S. 249
- [79] SCHATT, W., Hrsg.: *Einführung in die Werkstoffwissenschaft*, 2., verb. Aufl., Leipzig: Deutscher Verlag f. Grundstoffindustrie, VEB, 1975
- [80] BHADOSHIA, H. K. D. H.: *Bainite in steels: Theory and practice*, 3rd ed., Leeds: Maney Publishing, 2015
- [81] TAMURA, I.: „Deformation-induced martensitic transformation and transformation-induced plasticity in steels“, in: *Metal Science* 16 (5) (2013), S. 245–253
- [82] TIETZ, H.-D.: *Grundlagen der Eigenspannungen*, Wien: Springer Wien, 1983
- [83] RÖSLER, J., HARDERS, H. und BÄKER, M.: *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*, Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2016
- [84] COTTRELL, A. H. und BILBY, B. A.: „Dislocation Theory of Yielding and Strain Ageing of Iron“, in: *Proceedings of the Physical Society. Section A* 62 (1) (1949), S. 49–62
- [85] RADAJ, D. und VORMWALD, M.: *Ermüdungsfestigkeit: Grundlagen für Ingenieure*, 3., neubearbeitete und erweiterte Auflage, Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007
- [86] HAIBACH, E.: *Betriebsfestigkeit: Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung*, 3., korrigierte und erg. Aufl., VDI-Buch, Berlin: Springer, 2006
- [87] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN 50 100:2016-12, Schwingfestigkeitsversuch – Durchführung und Auswertung von zyklischen Versuchen mit konstanter Lastamplitude für metallische Werkstoffproben und Bauteile*, Berlin
- [88] RENNERT, R., Hrsg.: *Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile aus Stahl, Eisenguss- und Aluminiumwerkstoffen*, FKM-Richtlinie, Frankfurt am Main: VDMA-Verl., 2012
- [89] FISCHER, C. H. F.: „Einfluss der Versuchsfrequenz auf die Wöhlerlinie der Aluminiumknetlegierung EN AW-6060“, Dissertation, Darmstadt: Technische Universität Darmstadt, 2017
- [90] WAGNER, D. u. a.: „Surface crack initiation mechanism for body centered cubic materials in the gigacycle fatigue domain“, in: *International Journal of Fatigue* 93 (2016), S. 292–300
- [91] SAKAI, T., HARADA, H. und OGUMA, N.: „Crack Initiation Mechanism of Bearing Steel in High Cycle Fatigue“, in: *Fracture of Nano and Engineering Materials and Structures*, hrsg. von GDOUTOS, E. E., Dordrecht: Springer Netherlands, 2006, S. 1129–1130
- [92] SANDER, M.: *Sicherheit und Betriebsfestigkeit von Maschinen und Anlagen: Konzepte und Methoden zur Lebensdauervorhersage*, 2., aktualisierte und ergänzte Auflage, Berlin: Springer Vieweg, 2018
- [93] MÜLLER, C.: „Zur statistischen Auswertung experimenteller Wöhlerlinien“, Diss., Clausthal-Zellerfeld: Universitätsbibliothek Clausthal, 2015
- [94] ADENSTEDT, R.: *Streuung der Schwingfestigkeit*, 1. Aufl., Clausthal-Zellerfeld: Papierflieger, 2002

- [95] KUNA, M.: *Numerische Beanspruchungsanalyse von Rissen: Finite Elemente in der Bruchmechanik*, 1. Aufl., s.l.: Vieweg+Teubner (GWV), 2008
- [96] GROSS, D. und SEELIG, T.: *Bruchmechanik: Mit einer Einführung in die Mikromechanik*, 5., erw. Aufl., Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2011
- [97] ZERBST, U. u. a.: „Fatigue strength and fracture mechanics – A general perspective“, in: *Engineering Fracture Mechanics* 198 (2018), S. 2–23
- [98] IRWIN, G. R.: „Analysis of Stresses and Strains Near the End of a Crack Traversing a Plate“, in: *Journal of Applied Mechanics* (24) (1957), S. 361–364
- [99] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *ISO 12108:2018-07, Metallische Werkstoffe - Ermüdungsprüfung - Bestimmung der Rißausbreitungsgeschwindigkeit unter zyklischer Beanspruchung*, Genf
- [100] TADA, H., PARIS, P. C. und IRWIN, G. R.: *The stress analysis of cracks handbook*, 3. ed., New York: ASME Press, 2000
- [101] FORMAN, R. G., KEARNEY, V. E. und ENGLE, R. M.: „Numerical Analysis of Crack Propagation in Cyclic-Loaded Structures“, in: *Journal of Basic Engineering* 89 (3) (1967), S. 459–463
- [102] ERDOGAN, F. und RATWANI, M.: „Fatigue and fracture of cylindrical shells containing a circumferential crack“, in: *International Journal of Fracture Mechanics* 6 (4) (1970), S. 379–392
- [103] TOKAJI, K. u. a.: „LIMITATIONS OF LINEAR ELASTIC FRACTURE MECHANICS IN RESPECT OF SMALL FATIGUE CRACKS AND MICROSTRUCTURE“, in: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures* 9 (1) (1986), S. 1–14
- [104] NAVARRO, A. und RIOS, E. R. D. L.: „A MODEL FOR SHORT FATIGUE CRACK PROPAGATION WITH AN INTERPRETATION OF THE SHORT-LONG CRACK TRANSITION“, in: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures* 10 (2) (1987), S. 169–186
- [105] SAPORA, A. u. a.: „Mode I fatigue limit of notched structures: A deeper insight into Finite Fracture Mechanics“, in: *International Journal of Fracture Mechanics* 227 (1) (2021), S. 1–13
- [106] INTERNATIONAL, A.: *ASTM E647, Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*, West Conshohocken, USA, 2000
- [107] ZERBST, U.: *Analytische bruchmechanische Ermittlung der Schwingfestigkeit von Schweißverbindungen (IBESS-A3)*, Berlin: Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), 2016
- [108] TANAKA, K. und NAKAI, Y.: „PROPAGATION AND NON-PROPAGATION OF SHORT FATIGUE CRACKS AT A SHARP NOTCH“, in: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures* 6 (4) (1983), S. 315–327
- [109] EL HADDAD, M. H., TOPPER, T. H. und SMITH, K. N.: „Prediction of non propagating cracks“, in: *Engineering Fracture Mechanics* 11 (3) (1979), S. 573–584
- [110] MURAKAMI, Y.: *Metal fatigue: Effects of small defects and nonmetallic inclusions*, 1. ed., Amsterdam: Elsevier, 2002
- [111] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN EN ISO 3928:2006, Sintermetallwerkstoffe, ausgenommen Hartmetalle – Probekörper für die Ermüdungsprüfung*, Berlin
- [112] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN EN ISO 9556:2002-04, Bestimmung des Gesamtkohlenstoffgehalts - Verfahren mit Infrarotabsorption nach Verbrennung im Induktionsofen*, Berlin
- [113] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN EN ISO 643:2013, Stahl - Mikrophotographische Bestimmung der erkennbaren Korngröße*, Berlin
- [114] LUTTEROTTI, L.: *MAUD tutorial - Instrumental Broadening Determination*, hrsg. von LUTTEROTTI, Trento

- [115] POPA, N. C. und BALZAR, D.: „Elastic strain and stress determination by Rietveld refinement: Generalized treatment for textured polycrystals for all Laue classes“, in: *Journal of Applied Crystallography* 34 (2) (2001), S. 187–195
- [116] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN EN ISO 6507-1:2006, Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 1 Prüfverfahren*, Berlin
- [117] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN EN ISO 2639:2003, Stahl - Bestimmung und Prüfung der Einsatzhärtungstiefe*, Berlin
- [118] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur*, Berlin
- [119] RAMBERG, W. und OSGOOD, W. R.: *Description of stress-strain curves by three parameters*, Bd. 902, Technical note, Washington D.C.: National Advisory Committee for Aeronautics, 1943
- [120] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN EN ISO 4288, Geometrische Produktspezifikation (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren - Regeln und Verfahren für die Beurteilung der Oberflächenbeschaffenheit*, Berlin
- [121] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN 4768, Ermittlung der Rauheitskenngrößen Ra, Rz, Rmax mit elektrischen Tastschnittgeräten*, Berlin
- [122] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN 4776, Rauheitsmessung - Kenngrößen Rk, Rpk, Rvk, Mr1, Mr2 zur Beschreibung des Materialanteils im Rauheitsprofil - Messbedingungen und Auswerteverfahren*, Berlin
- [123] KRAUTKRÄMER, J. und KRAUTKRÄMER, H.: *Werkstoffprüfung mit Ultraschall*, Zweite neubearbeitete Auflage, Berlin, Heidelberg und s.l.: Springer Berlin Heidelberg, 1966
- [124] BEISS, P. und SANDER, C.: „Elastische Eigenschaften von Sintereisen und -stahl“, in: *Werkstoffwoche '98*, Bd. 8, S. 113–119
- [125] ANDREWS, K. W.: „Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures“, in: *Journal of the Iron and Steel Institute*, Bd. 203 (1965), S. 721–727
- [126] KRASOKHA, N. und BERNS, H.: „Study on nitrogen in martensitic stainless steels“, in: *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 66 (3) (2011), S. 150–164
- [127] KOISTINEN, D. P. und MARBURGER, R. E.: „A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels“, in: *Acta Metallurgica* 7 (1) (1959), S. 59–60
- [128] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN EN ISO 683-3, Für eine Wärmebehandlung bestimmte Stähle, legierte und Automatenstähle - Teil 3: Einsatzstähle*, Berlin
- [129] BOHNENKAMP, U. und SANDSTRÖM, R.: „Evaluation of the density of steels“, in: *Steel Research* 71 (3) (2000), S. 88–93
- [130] XIE, D. u. a.: „Towards a comprehensive understanding of distortion in additive manufacturing based on assumption of constraining force“, in: *Virtual and Physical Prototyping* 16 (sup1) (2021), S85–S97
- [131] JAN SANDER: „Selektives Laserschmelzen hochfester Werkzeugstähle“, Dissertation, Dresden: Technische Universität Dresden, 2018
- [132] WITT, G., WEGNER, A. und SEHRT, J.: *Neue Entwicklungen in der Additiven Fertigung*, Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2015
- [133] VELASCO-CASTRO, M. u. a.: „The effect of oxygen pickup during selective laser melting on the microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V lattices“, in: *Helvion* 5 (12) (2019)
- [134] PAUZON, C. u. a.: „Effect of argon and nitrogen atmospheres on the properties of stainless steel 316 L parts produced by laser-powder bed fusion“, in: *Materials & Design* 179 (1–9) (2019), S. 107873

- [135] DIETRICH, E. und SCHULZE, A.: *Statistische Verfahren zur Maschinen- und Prozessqualifikation*, 7., aktualisierte Aufl., München und Wien: Hanser, 2014
- [136] HOISCHEN, H. und HESSER, W., Hrsg.: *Technisches Zeichnen: Grundlagen, Normen, Beispiele, darstellende Geometrie*, Berlin: Cornelsen, 2005
- [137] TANG, H. P. u. a.: „Effect of Powder Reuse Times on Additive Manufacturing of Ti-6Al-4V by Selective Electron Beam Melting“, in: *JOM* 67 (3) (2015), S. 555–563
- [138] ARDILA, L. C. u. a.: „Effect of IN718 Recycled Powder Reuse on Properties of Parts Manufactured by Means of Selective Laser Melting“, in: *Physics Procedia* 56 (2014), S. 99–107
- [139] HOUDREMONT, E.: *Handbuch der Sonderstahlkunde*, 3., verb. Aufl., Berlin, Göttingen und Heidelberg: Springer, 1956
- [140] BAJAJ, P. u. a.: „Predictive process parameter selection for Selective Laser Melting Manufacturing: Applications to high thermal conductivity alloys“, in: *Additive Manufacturing* 27 (2019), S. 246–258
- [141] ZHAO, C. u. a.: „Bulk-Explosion-Induced Metal Spattering During Laser Processing“, in: *Physical Review X* 9 (2) (2019)
- [142] HOOPER, P. A.: „Melt pool temperature and cooling rates in laser powder bed fusion“, in: *Additive Manufacturing* 22 (2018), S. 548–559
- [143] SATIR-KOLORZ, A., FEICHTINGER, H. K. und SPEIDEL, M. O.: „Literaturstudie und theoretische Betrachtungen zum Lösungsverhalten von Stickstoff in Eisen-, Stahl- und Stahlgußschmelzen“, in: *Giessereiforschung* 42 (1) (1990), S. 36–49
- [144] KNACKE, O., KUBASCHEWSKI, O. und HESSELMANN, K.: *Thermochemical properties of inorganic substances*, 2nd ed., Düsseldorf, Berlin und New York: Verlag Stahleisen und Springer-Verlag, 1991
- [145] BISCHOFF, S. u. a.: „Gasaufohlen unter Normaldruck und ohne Randschichtschädigung – erste Ergebnisse“, in: *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 68 (5) (2013), S. 199–206
- [146] LAUE, S. u. a.: „Untersuchungen zum Einfluss des Aufkohlungsverfahrens auf die Dauerfestigkeit des Einsatzstahls 16MnCr5“, in: *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 60 (4) (2005), S. 229–239
- [147] BEISS, P.: *Pulvermetallurgische Fertigungstechnik*, Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2013
- [148] HRYHA, E. und DUDROV, E.: „The Sintering Behaviour of Fe-Mn-C Powder System, Correlation between Thermodynamics and Sintering Process, Manganese Distribution and Microstructure Composition, Effect of Alloying Mode“, in: *Application of Thermodynamics to Biological and Materials Science*, hrsg. von TADASHI, M., InTech, 2011
- [149] CZERNER, S.: „Schmelzbaddynamik beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen von Eisenwerkstoffen“, Dissertation, Hannover: Universität Hannover, 2005
- [150] SCHMITT, M. u. a.: „Examination of the processability of 16MnCr5 by means of laser powder bed fusion“, in: *Procedia CIRP* 74 (2018), S. 76–81
- [151] MOHR, G., ALTENBURG, S. J. und HILGENBERG, K.: „Effects of inter layer time and build height on resulting properties of 316L stainless steel processed by laser powder bed fusion“, in: *Additive Manufacturing* 32 (2) (2020), S. 101080
- [152] REIJONEN, J. u. a.: „On the effect of shielding gas flow on porosity and melt pool geometry in laser powder bed fusion additive manufacturing“, in: *Additive Manufacturing* 32 (9) (2020), S. 101030
- [153] KASPEROVICH, G. u. a.: „Correlation between porosity and processing parameters in TiAl6V4 produced by selective laser melting“, in: *Materials & Design* 105 (1–3) (2016), S. 160–170

- [154] HERZOG, D. u. a.: „Additive manufacturing of metals“, in: *Acta Materialia* 117 (2016), S. 371–392
- [155] LETENNEUR, M., KREITZBERG, A. und BRAILOVSKI, V.: „The Average Grain Size and Grain Aspect Ratio in Metal Laser Powder Bed Fusion: Modeling and Experiment“, in: *Journal of Manufacturing and Materials Processing* 4 (1) (2020), S. 25
- [156] RONNEBERG, T., DAVIES, C. M. und HOOPER, P. A.: „Revealing relationships between porosity, microstructure and mechanical properties of laser powder bed fusion 316L stainless steel through heat treatment“, in: *Materials & Design* 189 (2020), S. 108481
- [157] SCHÜLER, V., HUCHTEMANN, B. und WULFMEIER, E.: „Hochtemperaturaufkohlung von Einsatzstählen“, in: *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 45 (1) (1990), S. 57–65
- [158] TRUTE, S.: „Einfluss der Prozesskette auf die Feinkornbeständigkeit von mikrolegierten Einsatzstählen“, Dissertation, Aachen: Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, 2008
- [159] SCHNEIDER, M.: „Deformation and low-cycle fatigue of sintered iron and steels“, Dissertation, Düsseldorf: Bergische Universität Wuppertal, 2013
- [160] GIBSON, L. J. und ASHBY, M. F.: *Cellular solids: Structure and properties*, 2. ed., Cambridge solid state science series, Cambridge: Cambridge Univ. Press, 1997
- [161] STENICO, A.: „Werkstoffmechanische Untersuchungen zur Zahnfußtragfähigkeit einsetzgehärteter Zahnräder“, Dissertation, Garching: Technische Universität München, 2007
- [162] STOFFREGEN, H., BUTTERWECK, K. und ABELE, E.: „Fatigue analysis in selective laser melting: Review and investigation of thin-walled actuator housings“, in: *Solid Freeform Fabrication Symposium* (2013), S. 635–650
- [163] SCHLECHT, B.: *Festigkeit, Wellen, Verbindungen, Federn, Kupplungen*, München: Pearson Studium, 2010
- [164] GUSAROV, A. V. und KOVALEV, E. P.: „Model of thermal conductivity in powder beds“, in: *Physical Review B* 80 (2) (2009), S. 1417
- [165] HAECKEL F., MEIXLSPERGER M. und BURKERT T.: „Technological challenges for automotive series production in laser beam melting“, in: *Solid Freeform Fabrication*, Bd. 2018
- [166] TODARO, C. J. u. a.: „Grain structure control during metal 3D printing by high-intensity ultrasound“, in: *Nature communications* 11 (1) (2020), S. 142
- [167] INGENIEURE, V. D. und ELEKTROTECHNIKER, V. D.: *Anforderungen an die Oberflächengestalt zur Sicherung der Funktionstauglichkeit spanend hergestellter Flächen*, Berlin, Oktober 1991
- [168] KOZLOVSKII, I. S. u. a.: „Internal oxidation during case-hardening of steels in endothermic atmospheres“, in: *Metal Science and Heat Treatment* 9 (3) (1967), S. 157–161
- [169] SCHOLTES, B., Hrsg.: *Eigenspannungen in mechanisch randschichtverformten Werkstoffzuständen: Ursachen, Ermittlung und Bewertung: Habilitation*, Oberursel: DGM-Informationsges, 1991
- [170] KAHLIN, M., ANSELL, H. und MOVERARE, J. J.: „Fatigue behaviour of notched additive manufactured Ti6Al4V with as-built surfaces“, in: *International Journal of Fatigue* 101 (2017), S. 51–60
- [171] SCHNEIDER, D.-I. M., BERGFELD, J. und SIMON, C.: *Euro PM 2019: Weld Lines And Its Effect On The Fatigue Response Of Case-Hardened MIM 8620 Steel*, Shrewsbury, United Kingdom: European Powder Metallurgy Association (EPMA), 2019
- [172] ALLEN, R. J., BOOTH, G. S. und JUTLA, T.: „A REVIEW OF FATIGUE CRACK GROWTH CHARACTERISATION BY LINEAR ELASTIC FRACTURE MECHANICS (LEFM). PART I: PRINCIPLES AND METHODS OF DATA GENERATION“, in: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures* 11 (1) (1988), S. 45–69

- [173] BERGER, C.: *Bruchmechanischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile*, 4. Ausgabe, 2018, FKM-Richtlinie, Frankfurt am Main: VDMA-Verl., 2018
- [174] RITCHIE, R. O.: „Near-threshold fatigue-crack propagation in steels“, in: *International Metals Reviews* 24 (1) (2013), S. 205–230
- [175] AFKHAMI, S. u. a.: „Fatigue characteristics of steels manufactured by selective laser melting“, in: *International Journal of Fatigue* 122 (2019), S. 72–83
- [176] RIEMER, A. u. a.: „On the fatigue crack growth behavior in 316L stainless steel manufactured by selective laser melting“, in: *Engineering Fracture Mechanics* 120 (2014), S. 15–25
- [177] DÖCKER, H.: „Fatigue crack growth threshold: Implications, determination and data evaluation“, in: *International Journal of Fatigue* 19 (93) (1997), S. 145–149
- [178] FLECK, N. A. und SMITH, R. A.: „Effect of Density on Tensile Strength, Fracture Toughness, and Fatigue Crack Propagation Behaviour of Sintered Steel“, in: *Powder Metallurgy* 24 (3) (2013), S. 121–125
- [179] BLUMENAUER, H. und PUSCH, G.: *Technische Bruchmechanik*, Leipzig, Stuttgart und Weinheim: Dt. Verl. für Grundstoffindustrie und Wiley-VCH, 2001
- [180] *Materials standards for PM structural parts: MPIF standard 35*, 2007 ed., Princeton, NJ: MPIF, 2007
- [181] BERETTA, S. und ROMANO, S.: „A comparison of fatigue strength sensitivity to defects for materials manufactured by AM or traditional processes“, in: *International Journal of Fatigue* 94 (3) (2017), S. 178–191
- [182] YAMASHITA, Y. u. a.: „Defect analysis and fatigue design basis for Ni-based superalloy 718 manufactured by selective laser melting“, in: *International Journal of Fatigue* 117 (316) (2018), S. 485–495
- [183] MASUO, H. u. a.: „Effects of Defects, Surface Roughness and HIP on Fatigue Strength of Ti-6Al-4V manufactured by Additive Manufacturing“, in: *Procedia Structural Integrity* 7 (2) (2017), S. 19–26

Lebenslauf

Der Lebenslauf ist aus Gründen des Datenschutzes nicht enthalten.

Publikationen

Veröffentlichungen (mit peer-review)

M. Schneider, S. Höges, D. Wawoczny: Fatigue Behavior Of Laser Powder Bed Generated 316L Austenitic Steel And Its Sensitivity To The Gas Used During Processing; Proc. Euro PM 2018 Bilbao, Proc. USB, No. 3984483; EPMA, Shrewsbury, 2018

M. Schneider, S. Höges, D. Wawoczny: Schwingfestigkeit des Stahls 316L – Vergleich zweier generativer Prozessrouten; Pulvermetallurgie – Neue Herausforderungen und neue Wege, p. 103-134; Fachverband Pulvermetallurgie, Hagen, 2018

M. Schneider, D. Wawoczny, C. Schaak, C. Schade: The Master Sintering Curve and its Application on a Dual Phase Steel produced by Metal Binder Jetting; Proc. World PM 2022 Lyon, Proc. USB, No. 5369505; EPMA, Shrewsbury, 2022

C. Radis, D. Wawoczny, M. Schneider, R. Maassen: Critical Defect Sizes Derived From Kitagawa-Takahashi Diagrams; Proc. World PM 2022 Lyon, Proc. USB, No. 5369531; EPMA, Shrewsbury, 2022

Veröffentlichungen

D. Wawoczny, M. Schneider, S. Weber: Material Behaviour of L-PBF 316L Processed in Nitrogen; CFI/Ber. DKG 95, No. 8 (2018), p. 19-25

D. Wawoczny, S. Weber, M. Schneider: Statische Festigkeit eines additiv gefertigten 316L nach dem Lösungsglühen; Prozesswärme 08/2018 (2018), p. 59-65

M. Schneider, D. Wawoczny, J. Bergfeld, J. Schwarz, C. Simon: High-Cycle Fatigue response of MIM 8620 and 100Cr6 steels and their sensitivity to mean stress, notch sharpness and weld line position; Powder Injection Moulding International, Vol. 14, No. 3 (2020), p. 77-93

M. Schneider, R. Maassen, D. Wawoczny, C. Radis: Fatigue data for PM steels: How the world's largest PM producer is facing the challenges of data generation and organisation; Powder Metallurgy Review, Vol. 10, No. 1 (2021), p. 57-81

M. Schneider, D. Wawoczny, P. Koehnen, C. Schade: Binder Jetting of a dual-phase steel: Process insight and optimisation using the Master Sintering Curve; Powder Injection Moulding International, Vol.16, No 3 (2022), p.75-84