

# Zur Lebensdauer-Bewertung additiv gefertigter Aluminium-Komponenten

Dem Fachbereich 13 – Bau- und Umweltingenieurwissenschaften  
der Technischen Universität Darmstadt

zur

Erlangung des akademischen Grades eines  
Doktor-Ingenieurs

genehmigte

DISSERTATION

von

**M.Sc. Andreas Kern**

Referent:	Prof. Dr.-Ing. Michael Vormwald
1. Korreferent:	Prof. Dr.-Ing. Jörg Lange
2. Korreferent:	Prof. Dr.-Ing. Udo Jung
Tag der Einreichung:	15. Mai 2024
Tag der mündlichen Prüfung:	01. Juli 2024

Darmstadt 2024

D 17

---

**Andreas Kern:**

Zur Lebensdauer-Bewertung additiv gefertigter Aluminium-Komponenten

Darmstadt, Technische Universität Darmstadt

Jahr der Veröffentlichung auf TUPrints: 2024

Tag der mündlichen Prüfung: 01.07.2024

**URN: urn:nbn:de:tuda-tuprints-281460**

**URL: <https://tuprints.ulb.tu-darmstadt.de/id/eprint/28146>**

Diese Arbeit erscheint gleichzeitig als vom Fachbereich 13 - Bau- und Umweltingenieurwissenschaften – der Technischen Universität Darmstadt zur Erlangung des akademischen Grades eines Doktor-Ingenieurs genehmigte Dissertation (D17).



Veröffentlicht unter CC BY 4.0 International

<https://creativecommons.org/licenses/>

# Vorwort

Die vorliegende Arbeit ist während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter in der Arbeitsgruppe von Herrn Prof. Dr.-Ing. Udo Jung an der Technischen Hochschule Mittelhessen entstanden. An dieser Stelle möchte ich mich herzlich bei den zahlreichen Personen bedanken, die mich beim Verfassen dieser Arbeit unterstützt haben.

Mein ganz besonderer Dank gilt Herrn Professor Dr.-Ing. Michael Vormwald und ebenso Herrn Prof. Dr.-Ing. Udo Jung, die die Arbeit angeregt haben und ihre Durchführung im Rahmen eines gemeinsamen Forschungsvorhabens ermöglichten. Herrn Professor Dr.-Ing. Udo Jung danke ich für die Betreuung der Dissertation sowie für die stetige Unterstützung bei meiner fachlichen und persönlichen Entwicklung in den letzten Jahren. Herrn Professor Dr.-Ing. Michael Vormwald danke ich für die Übernahme des Hauptreferats, für das entgegengebrachte Vertrauen und die Unterstützung bei der Durchführung.

Dr.-Ing. Heinz Thomas Beier gebührt mein Dank nicht nur für die Unterstützung im Forschungsvorhaben Addi-grad, sondern auch für die wertvollen Diskussionen und kritischen Anmerkungen. Bei meinen Kollegen Otto Hemmelmann, Tobias Ballreich und Steven Pauly möchte ich mich für die angenehme Arbeitsatmosphäre und ihre Hilfsbereitschaft sowie für die Geselligkeit abseits der Arbeit bedanken. Nicht vergessen möchte ich alle Mitarbeiter des Fachgebiets Werkstoffmechanik der Technischen Universität Darmstadt und danke ihnen, für die gute und angenehme Atmosphäre und die Diskussionen während meine Aufenthalte am Fachgebiet.

Meiner Familie und meinen Freunden danke ich für ihr Verständnis während der besonders arbeitsintensiven Phasen.



# Kurzfassung

Hauptanforderungen an Produkte sind die Erfüllung der technischen Funktion, die wirtschaftliche Umsetzung und die Sicherheit für Mensch und Umgebung. Dies ist nur erreichbar mit geeigneten Werkstoff- und Bauteil-Eigenschaften wie ausreichende Betriebsfestigkeit, Steifigkeit und Zähigkeit. Insbesondere eine mangelnde Festigkeit führt zum vorzeitigen Versagen, und das Bauteil kann seine Aufgabe nicht mehr übernehmen. In der virtuellen Produktentwicklung stellen Methoden zur Prognose der Lebensdauer ein wichtiges Werkzeug für die Auslegung und Konstruktion dar.

Dies ist besonders für additiv gefertigte Aluminiumkomponenten wichtig, da bei der Herstellung dieser, häufig fertigungsbedingte Fehlstellen, wie z. B. Gasporen, Bindefehler, Keyhole-Defekte und Risse auftreten können. Für den Einsatz solcher Komponenten unter zyklischer Belastung, stellen die fertigungsbedingten Fehlstellen potenzielle Stellen dar, welche das Versagen auslösen können.

Vor diesem Hintergrund wird in der vorliegenden Arbeit ein Modell für Lebensdauerprognose additiv gefertigter Aluminiumkomponenten vorgestellt. Grundlage für die Lebensdauerprognose bildet die Modellierung der Fehlstellen über Punktprozesse. Für die Berechnung der Lebensdauer wird ein Kurz- und Langrissmodell verwendet, welches die Ausbreitung, Interaktion und Koaleszenz von mehreren Rissen berücksichtigt.

Die Validierung des vorgestellten Konzepts für die Lebensdauerprognose erfolgt anhand von selbst durchgeführten Versuchen an additiv gefertigten AlSi10Mg Werkstoffproben. Hierfür werden Versuchsreihen mit unterschiedlicher Porosität und Oberflächenzustände verwendet. Der Vergleich mit einer in der Literatur häufig verwendeten Methode zeigt, dass das Modell eine konservative Prognose der Lebensdauer, bei nahezu gleicher Streuspanne ermöglicht.



# Abstract

The main requirements for products are fulfillment of the technical function, economic realization and safety for people and the environment. This can only be achieved with suitable material and component properties such as sufficient fatigue strength, stiffness and toughness. A lack of strength in particular leads to premature failure, and the component can no longer perform its task. In virtual product development, methods for predicting the fatigue life are an important tool for the design process.

This is particularly important for additively manufactured aluminum components, as during the production of these, often process-related defects such as, gas pores, lack of fusion, keyhole defects and cracks can occur. For the use of such components under cyclic load, the process-related defects are potential locations which can trigger failure.

With this in mind, this thesis presents a model for predicting the fatigue life of additively manufactured aluminum components. The foundation for the fatigue life prediction is the modeling of the defects with point processes. A short and long crack model is used to calculate the fatigue life while interaction and coalescence of multiple cracks is taken into account.

The validation of the presented concept for the fatigue life prediction is carried out on the basis of self-conducted tests on additively manufactured AlSi10Mg material samples. For this purpose, test series with different porosity and surface conditions are used. The comparison with a method frequently used in the literature shows that the model enables a conservative prediction of the service life with almost the same scattering range.



# Inhaltsverzeichnis

<b>Vorwort</b>	<b>iii</b>
<b>Kurzfassung</b>	<b>v</b>
<b>Abstract</b>	<b>vii</b>
<b>Nomenklatur</b>	<b>xv</b>
<b>1 Einleitung</b>	<b>1</b>
1.1 Hintergrund und Motivation . . . . .	1
1.2 Zielstellung der Arbeit . . . . .	2
1.3 Methodik und Vorgehensweise . . . . .	3
<b>2 Stand der Forschung</b>	<b>5</b>
2.1 Additive Fertigung metallischer Komponenten . . . . .	5
2.2 Entstehung von Fehlstellen in der additiven Fertigung . . . . .	10
2.3 Einfluss von Fehlstellen auf das Ermüdungsverhalten . . . . .	15
<b>3 Experimentelle Charakterisierung von additiv gefertigtem AISi10Mg</b>	<b>23</b>
3.1 Additive Fertigung von Werkstoffproben . . . . .	23
3.2 Porosität, Fehlstellen und Oberflächenrauheit . . . . .	28
3.3 Quasi-statisches Verformungsverhalten . . . . .	40
3.4 Ermüdungsverhalten im HCF-Bereich . . . . .	43
3.5 Risswachstum unter zyklischer Beanspruchung . . . . .	51

<b>4</b>	<b>Bewertungskonzept für additiv gefertigte Komponenten mit Defekten</b>	<b>59</b>
4.1	Statistische Modellierung von Fehlstellen . . . . .	59
4.2	Ermüdungsrisssfortschritt für kurze und lange Risse . . . . .	66
4.3	Probabilistisches Bewertungskonzept für additiv gefertigte Werkstoffe . . . . .	75
4.4	Modellparameter und Materialkennwerte . . . . .	94
<b>5</b>	<b>Validierung des Bewertungskonzepts</b>	<b>97</b>
5.1	Einführung . . . . .	97
5.2	Rissvereinigungen und Bruchflächen in der Lebensdauerprognose . . . . .	99
5.3	Validierung des vorgestellten Modells an Schwingversuchen . . . . .	104
5.4	Vergleich des Modells mit einer Extremwertstatistik . . . . .	113
<b>6</b>	<b>Schlussfolgerung und Ausblick</b>	<b>121</b>
6.1	Zusammenfassung . . . . .	121
6.2	Ausblick . . . . .	124
	<b>Literatur</b>	<b>135</b>
	<b>Tabellenverzeichnis</b>	<b>137</b>
	<b>Abbildungsverzeichnis</b>	<b>142</b>
<b>A</b>	<b>Baujobs für die Herstellung der Werkstoffproben</b>	<b>143</b>
<b>B</b>	<b>Rohdaten zu den Ermüdungsversuchen unter Umlaufbiegung</b>	<b>147</b>
<b>C</b>	<b>Spannungsintensitätsfaktor für elliptische Innenrisse unter Biegung</b>	<b>153</b>

# Nomenklatur

## Abkürzungen

CT	Compact-Tension
HIP	heißisostatisches Pressen
LOF	Lack of Fusion (Bindefehler)
PBF-EB	pulverbettbasiertes Schmelzen von Metall mittels Elektronenstrahl
PBF-LB	pulverbettbasiertes Schmelzen von Metall mittels Laserstrahl
PLA	Poly lactide
SSP	Schwingspiel
TPU	Thermoplastisches Polyurethan

## Lateinische Formelzeichen

$a, a_0, a_i$	Risstiefe
$A_5$	Bruchdehnung
$A_{CS}$	Querschnittsfläche der metallografischen Schliffbilder
$A_{D,i}$	Fläche der $i$ -ten Fehlstellen im metallografischen Schliff
$A_D$	Oberfläche einer Fehlstelle
$area$	senkrecht zur Hauptnormalspannung projizierte Fläche einer Fehlstelle
$C$	Konstante im Rissfortschrittsgesetz
$c, c_0, c_i$	Rissbreite

$d$	Prüfdurchmesser der Schwingproben
$d_0$	Prüfdurchmesser der Werkstoffproben
$d_{\text{krit}}$	Kritischer Abstand zwischen zwei Punkten
$D_s$	Tiefe des Schmelzbades
$d_x$	x-% Quantil der Pulverpartikeldurchmesser
$E$	Elastizitätsmodul
$E_v$	Volumenenergiedichte
$f$	Prüffrequenz
$F_F$	Federkraft an der Umlaufbiegeprüfmaschine
$F_I$	Geometriefaktor im Spannungsintensitätsfaktor
$f_{\text{op}}$	Risschließfunktion nach Newman
$h$	kleinster Abstand eines Risses zum Rand
$h_s$	Spurabstand der Laserbahnen in der additiven Fertigung
$k$	Neigung der Wöhlerlinie
$K_f$	Kerbwirkungszahl
$K_{Ic}, K_c$	Kritischer Wert des Spannungsintensitätsfaktors
$K_{R,\sigma}$	Rauheitsfaktor
$K_t$	Kerbformzahl
$l_b$	Länge der Hebelarme an der Umlaufbiegeprüfmaschine
$L_c$	parallele Länge der Zugproben
$l_n$	Gesamtmesslänge für die Bestimmung der Oberflächenrauheit
$l_p$	Prüflänge der Schwingproben
$m$	Exponent im Rissfortschrittsgesetz

$M_b$	Biegemoment für die Umlaufbiegeprüfmaschine
$N(W_P)$	Anzahl der Punkte im Observationsfensters
$N_c$	Anzahl der Clusterpunkte bei Neyman-Scott Prozessen
$N_D$	Schwingspielzahl am Abknickpunkt der Wöhlerlinie
$N_{f,calc}$	projizierte Lebensdauer
$n_i$	Schwingspielzahl zum Zeitpunkt $i$
$P_L$	Laserleistung für die additive Fertigung
$R_a$	Mittenrauwert
$R_K$	Spannungsintensitätsverhältnis
$R_m$	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	Dehngrenze
$R_P$	Verhältnis der aufgetragenen Prüfkraft ( $P_U/P_O$ )
$r_p$	monotone plastische Zone
$r_p^*$	zyklische plastische Zone
$R_t$	maximale Rautiefe
$R_v$	Tiefe des größten Profiltals
$R_z$	gemittelte Rautiefe
$t$	Schichtdicke in der additiven Fertigung
$U(a)$	dimensionsloser Parameter für die Beschreibung der Rissschließeffekte im Bereich des Kurzrissswachstums
$V$	Gesamtvolumen einer Komponente
$v(W_P)$	Volumen des Observationsfensters
$V_D$	Volumen einer Fehlstelle

$V_H$	Hohlvolumen einer Komponente
$V_i$	Volumen eines Teilabschnitts
$v_L$	Lasergeschwindigkeit in der additiven Fertigung
$V_{P,x\mu m}$	im Computertomografen analysiertes Volumen mit einer Auflösung von $x \mu m$
$V_R$	Volumenrate für die additive Fertigung
$W$	Dicke der Compact-Tension Proben
$W_P$	Observationsfenster eines Punktprozesses
$W_s$	Breite des Schmelzbades

**Griechische Formelzeichen**

$\lambda_c$	Grenzwellenlängen für die Rauheit
$\lambda_s$	Grenzwellenlängen für den Profilfilter
$(\mu, \sigma)$	Kennwerte der Normalverteilung
$(x_0, \eta, \beta)$	Kennwerte der Weibullverteilung
$(x_0, b)$	Kennwerte der Exponentialverteilung
$(x_0, m, \sigma)$	Kennwerte der Log-Normalverteilung
$\Delta a$	Risslängenänderung
$\Delta K$	Schwingweite des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors
$\Delta K_{\text{eff}}$	effektive Schwingweite des Spannungsintensitätsfaktors
$\Delta K_{\text{th,eff}}$	intrinsischer Schwellenwert gegen Risswachstums
$\Delta K_{\text{th,lc}}$	Langrisschwellenwert
$\Delta K_{\text{th,sc}}$	Kurzrisschwellenwert
$\Delta K_{\text{th}}(a)$	Schwellenwert gegen Rissausbreitung
$\dot{\epsilon}$	Dehnrage

$\lambda$	Charakteristischer Parameter für den Punktprozess
$\lambda_{\text{P}}$	charakteristischem Parameter für Neyman-Scott Prozesse
$da/dn$	Risswachstumsrate
$\Phi$	Porosität
$\Phi_{\text{P}}$	Bezeichnung für einen Punktprozess
$\Psi$	Sphärizität einer Fehlstelle
$\sigma$	Technische Spannung
$\sigma_{\text{a}}$	Spannungsamplitude
$\sigma_{\text{D}}$	Abknickpunkt der Wöhlerlinie bei $N_{\text{D}}$ Schwingspielen
$\sigma_{\text{f}}$	Fließspannung

### Indizes

$( )_{\text{a}}$	Amplitude
$( )_{\text{eff}}$	effektiv
$( )_{\text{max}}$	Maximum
$( )_{\text{min}}$	Minimum
$( )_{\text{op}}$	Kennzeichen für den Wert beim Öffnen eines Risses
$( )_{\text{O}}$	Kennzeichen für den Wert am oberen Umkehrpunkt
$( )_{\text{th}}$	Kennzeichen für den Schwellenwert eines Risses
$( )_{\text{U}}$	Kennzeichen für den Wert am unteren Umkehrpunkt
$B(o, R)$	Kugel mit Ursprung $o$ und Radius $R$



# 1 Einleitung

## 1.1 Hintergrund und Motivation

Aluminiumlegierungen zählen zu den am weitesten verbreiteten Konstruktionswerkstoffen. Dabei werden ca. 34 % des weltweit verbrauchten Aluminiums im Verkehrswesen und im Maschinenbau eingesetzt [63]. Im Jahr 2022 wurde sogar knapp die Hälfte des in Deutschland verbrauchten Aluminiums im Fahrzeug- und Maschinenbau verwendet [143]. Einer Auswertung von Drucker [41] für das Jahr 2015 zufolge liegt der Anteil an Aluminiumkomponenten am Gesamtgewicht eines PKW bei ca. 8 %, während Strukturbauteile aus Aluminium weitere 2 % des Gesamtgewichts ausmachen.

Für die Serienfertigung von Aluminiumkomponenten wird in Deutschland vor allem der Druck- oder Kokillenguss verwendet. Der Hauptvorteil des Druckgussverfahrens liegt dabei in der kostengünstigen Herstellung in hohen Stückzahlen. Weitere Vorteile liegen in der hohen Gestaltungsfreiheit und den guten mechanischen Eigenschaften, wodurch sich das Verfahren auch für die Herstellung von Leichtbaukomponenten eignet.

Die additive Fertigung metallischer Komponenten im Pulverbett bietet durch das schichtweise und lokale Aufschmelzen des Metallpulvers im Vergleich zu konventionellen Fertigungsverfahren neue Gestaltungsfreiheiten. Durch diese Freiheit lassen sich komplexe bionische Strukturen herstellen oder mehrere Funktionen in einem Bauteil kombinieren. Im Vergleich zur Herstellung mit dem Druckgussverfahren lassen sich Hohlräume, Hinterschnitte und Überhänge weitestgehend problemlos fertigen.

Ein Vorteil gegenüber subtraktiven Fertigungsverfahren besteht in der hohen Materialausnutzung. Da bei der additiven Fertigung nur die Bereiche aufgeschmolzen werden, welche für das spätere Endprodukt benötigt werden, entstehen kaum Abfälle.

Hauptanforderungen an Produkte sind die Erfüllung der technischen Funktion, die wirtschaftliche Umsetzung und die Sicherheit für Mensch und Umgebung. Dies ist nur erreichbar mit geeigneten Werkstoff- und Bauteil-Eigenschaften wie ausreichende Betriebsfestigkeit, Steifigkeit und Zähigkeit. Insbesondere eine mangelnde Festigkeit führt zum vorzeitigen Versagen, und das Bauteil kann seine Aufgabe nicht mehr übernehmen. In der Folge fällt das Fahrzeug oder die Maschine aus, häufig mit erheblichen wirtschaftlichen Folgen.

Im Hinblick auf die mechanischen Eigenschaften additiv gefertigter Komponenten zeigen diese oftmals eine höhere statische Festigkeit und eine geringere Bruchdehnung im Zustand nach der additiven Fertigung auf [103]. Die Ermüdungseigenschaften additiv gefertigter Komponenten sind in vielen Fällen schlechter als bei konventionell hergestellten Erzeugnissen. Die Hauptursache hierfür sind häufig fertigungsbedingte Fehlstellen, welche das Versagen auslösen.

Damit es aufgrund der fertigungsbedingten Fehlstellen in additiv gefertigten Komponenten nicht zu einem vorzeitigen Bauteilversagen kommt, ist eine zuverlässige Methode zur rechnerischen Lebensdauerbewertung additiv gefertigter Komponenten nötig. In der Literatur werden zu diesem Zweck häufig bruchmechanische Bewertungsmethoden wie das Kitagawa-Takahashi-Diagramm [44] oder Rissfortschrittsberechnungen [106] in Verbindung mit einer statistischen Beschreibung der größten Fehlstelle verwendet [25].

Das Verwenden einer Extremwertstatistik zur Beschreibung der Fehlstellen ist jedoch mit einigen Einschränkungen verbunden. So können z. B. komplexe Interaktionen zwischen Fehlstellen oder statistische Abhängigkeiten wie ein möglicher Einfluss der Position auf die Form oder Größe der Fehlstellen nicht berücksichtigt werden. Weiterhin erfordern lokal auftretende Änderungen der Porosität, wie sie z. B. an Überhängen zu beobachten sind, eine separate Betrachtung.

### 1.2 Zielstellung der Arbeit

Für die Bewertung der Lebensdauer additiv gefertigter Komponenten soll auf Grundlage bruchmechanischer Ansätze ein rechnerisches Nachweisverfahren erarbeitet werden. Hierbei sind vor allem zwei Aspekte wichtig. Zum einen soll die gewählte Modellierung der Fehlstellen eine präzise Beschreibung der Fehlstellen und möglicher Abhängigkeiten zwischen einzelnen Merkmalen (z. B. Position und Größe der Fehlstellen) ermöglichen sowie einen Ansatz liefern, um Änderungen in der Porosität abbilden zu können. Zum anderen ist die Beschreibung des Wachstums physikalisch kurzer und langer Risse sowie die Berücksichtigung von Interaktionen und Koaleszenz von Rissen während der Wachstumsphase von entscheidender Bedeutung.

Eine der größten Stärken der additiven Fertigung ist die Herstellung endkonturnaher Komponenten, ohne dass eine weitere thermische oder mechanische Nachbehandlung benötigt wird. Damit verbunden entstehen oftmals Oberflächen, deren Rauheiten im Vergleich zu konventionellen Fertigungsverfahren deutlich höher sind. Im Rahmen des rechnerischen Nachweiskonzepts ist daher eine Berücksichtigung des Oberflächeneinflusses von zentraler Bedeutung.

### 1.3 Methodik und Vorgehensweise

Zur weiteren Motivation der Arbeit und zur Beschreibung des Ermüdungsverhaltens wird zunächst in Kapitel 2 der Stand der Technik und Forschung zum Ermüdungsverhalten additiv gefertigter Komponenten erläutert. Weiterhin werden die Besonderheiten additiv gefertigter Komponenten im Hinblick auf die Lebensdauerbewertung diskutiert.

Im Anschluss erfolgt die experimentelle Charakterisierung des Werkstoffs AlSi10Mg durch Versuche an Werkstoffproben. Die Versuche dienen zur Beschreibung der Fehlstellen, zur Bestimmung der quasi-statischen Materialkennwerte und zur Charakterisierung des Ermüdungsverhaltens. Weiterhin liefern die durchgeführten Versuche auch die benötigten Materialkennwerte für die rechnerische Prognose der Bauteillebensdauer.

In Kapitel 4.2 werden das Modell zur rechnerischen Prognose der Lebensdauer additiv gefertigter Komponenten sowie die theoretischen Hintergründe zur statistischen Beschreibung der Fehlstellen und zum Kurzrissmodell genauer beleuchtet. Genauso werden alle für die Berechnung nötigen Materialkennwerte zusammengefasst.

Zum Abschluss erfolgt eine Validierung des Konzepts zur rechnerischen Lebensdauerbewertung an den in Kapitel 3.4 dargestellten Ermüdungsversuchen sowie an dehnungsgeregelten Schwingversuchen aus dem LOEWE-3 Vorhaben *BionikAdditiv* [60]. Anschließend wird das vorgestellte Modell zur rechnerischen Bewertung der Lebensdauer einem in der Literatur gängigen Modell, bei Verwendung einer Extremwertstatistik, gegenüber gestellt.



# 2 Stand der Forschung

## 2.1 Additive Fertigung metallischer Komponenten

In der aktuellen Einteilung nach DIN EN ISO / ASTM 52900:2022-03 [7] werden als additive Fertigungsverfahren alle Technologien bezeichnet, bei denen ein Werkstück durch kontinuierliches Verbinden von Material, Schicht für Schicht aus einem 3D-Modell entsteht. Die einzelnen Fertigungsverfahren werden dabei in Wissenschaft und Technik häufig nach Form und Aggregatzustand des Ausgangsmaterials sowie des physikalischen Wirkprinzips unterschieden. Eine solche Einteilung ist in Abbildung 2.1 nach Kumke [71] dargestellt. Als Verfahren für die Herstellung metallischer Werkstücke stellen vor allem das pulverbettbasierte Schmelzen von Metall mittels Laserstrahl und die Direct-Energy-Deposition die wichtigsten Verfahren dar. Im Rahmen dieser Arbeit steht jedoch das pulverbettbasierte Schmelzen von Metall mittels Laserstrahl (PBF-LB) im Vordergrund, andere Fertigungsverfahren werden nicht weiter berücksichtigt.

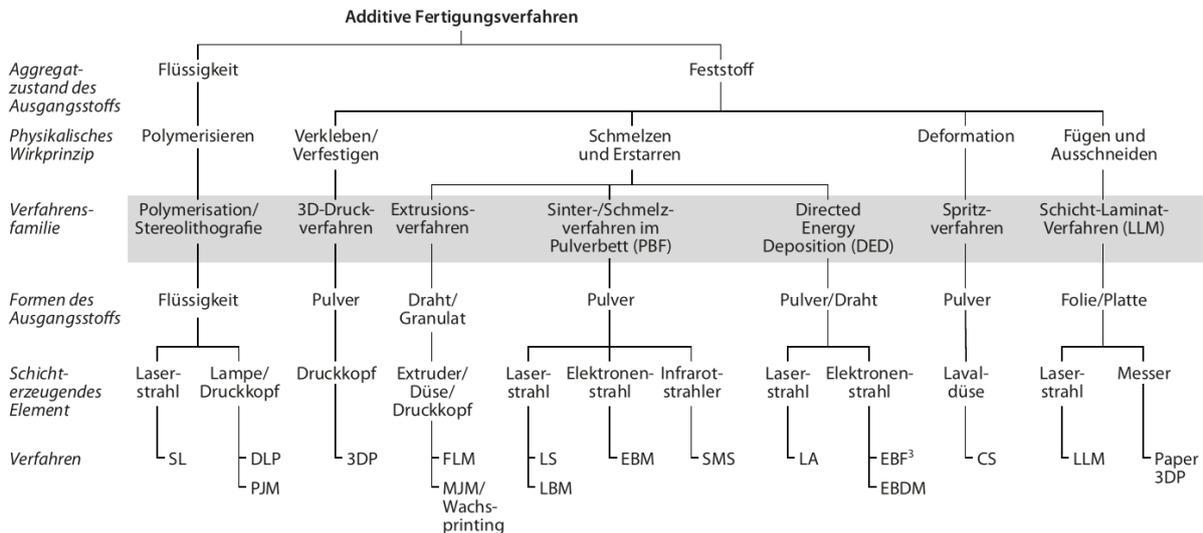


Abbildung 2.1: Einteilung der additiven Fertigungsverfahren nach Kumke [71]

Für die additive Fertigung steht eine Vielzahl verschiedenster Werkstoffe zur Verfügung. Bei den Kunststoffen werden unter anderem Polylactide (kurz PLA) und thermoplastische Polyurethane (kurz

TPU) verwendet, bei den Keramiken werden unter anderem Oxidkeramiken (z. B.  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) und Carbide (z. B. SiC, TiC) in der additiven Fertigung hergestellt. Bei der Fertigung von metallischen Bauteilen werden primär Titan (z. B. Ti-6Al-4V), Stahl (z. B. 1.4404 / X2CrNiMo17-12-2) oder Aluminium (z. B. AlSi10Mg) eingesetzt. Gerade Al-Si-Mg Legierungen werden aufgrund ihrer niedrigen Dichte, guten mechanischen Eigenschaften und ihrer hohen Wärmeleitfähigkeit als Konstruktionswerkstoff in der Luft- und Raumfahrt sowie dem Automobilbau eingesetzt. Durch den schichtweisen Aufbau des Werkstücks bieten additive Fertigungsverfahren im Vergleich zu konventionellen Verfahren einen hohen Grad an geometrischer Freiheit bei der Gestaltung der Komponenten. Durch die geometrische Freiheit eröffnen sich neue Möglichkeiten zur Herstellung bionischer Strukturen, aber auch bei der Fertigung von Leichtbaukomponenten oder zur Gestaltung individuell angepasster Teile im Medizinbereich.

### Fertigung mit dem Pulverbett-Laserstrahlschmelzen

Ausgangspunkt der additiven Fertigung ist ein 3D-Modell des zu fertigenden Bauteils, z. B. in Form einer *STEP-Datei*. Anschließend wird das 3D-Modell mithilfe einer Slicer-Software in ein Schichtmodell umgewandelt. In der Slicer-Software werden darüber hinaus die Pfade des Lasers in jeder Schicht festgelegt. Ebenso ist es möglich, Stützkonstruktionen und ähnliche Features zu definieren. Der im Slicer erzeugte Datensatz aus Schichtnummer, Schichtdicke  $t$ , Fertigungsparameter sowie die x-y Kontur der Laserpfade wird abschließend an die PBF-LB Maschine übertragen.

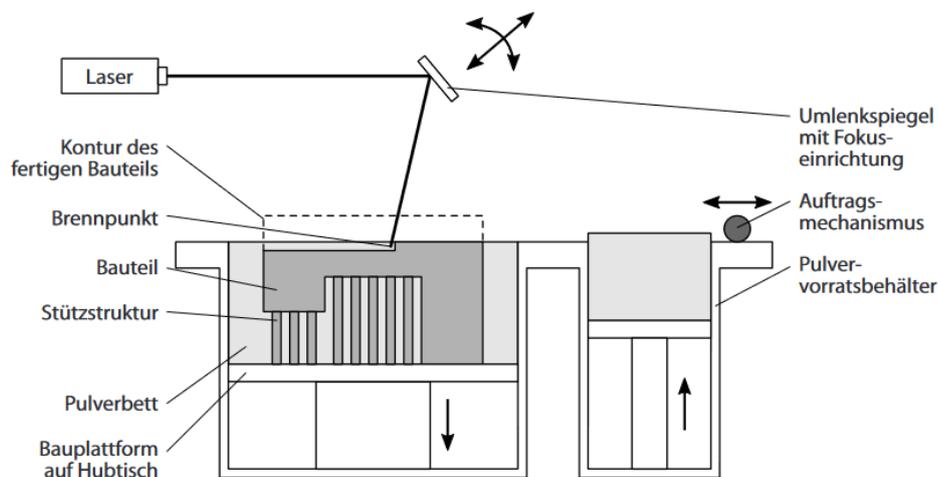


Abbildung 2.2: Übersicht zum Pulverbett-Laserstrahlschmelzen nach Kumke [71]

Der grundlegende Aufbau einer typischen PBF-LB Maschine ist in Abbildung 2.2 dargestellt. Primär besteht die Maschine aus einer verfahrbaren Bauplattform, einer Laserquelle und einem oder mehreren Pulvervorratszylindern. Beim PBF-LB Verfahren wird das Bauteil durch lokales Aufschmelzen von metallischem Pulver erzeugt. Die zum Aufschmelzen des Pulvers benötigte Energie wird durch

Umlenkspiegel im Pulverbett gesteuert. Nach dem Fortfahren des Lasers kühlt das aufgeschmolzene Material ab und erstarrt. Nachdem alle Bereiche in einer Schicht durch den Laser belichtet wurden, wird die Bauplattform um die Schichtdicke  $t$  abgesenkt. Anschließend wird neues Pulver aus dem Vorratsbehälter auf das Pulverbett aufgetragen, und der Prozess beginnt von vorne.

### Prozessparameter für die additive Fertigung

Die additive Fertigung metallischer Bauteile wird maßgeblich durch eine Vielzahl von Prozessparametern beeinflusst, welche oftmals in Wechselwirkung miteinander stehen. In Abbildung 2.3 ist eine Übersicht der wichtigsten Prozessparameter nach Aboulkhair et al. [10] dargestellt.

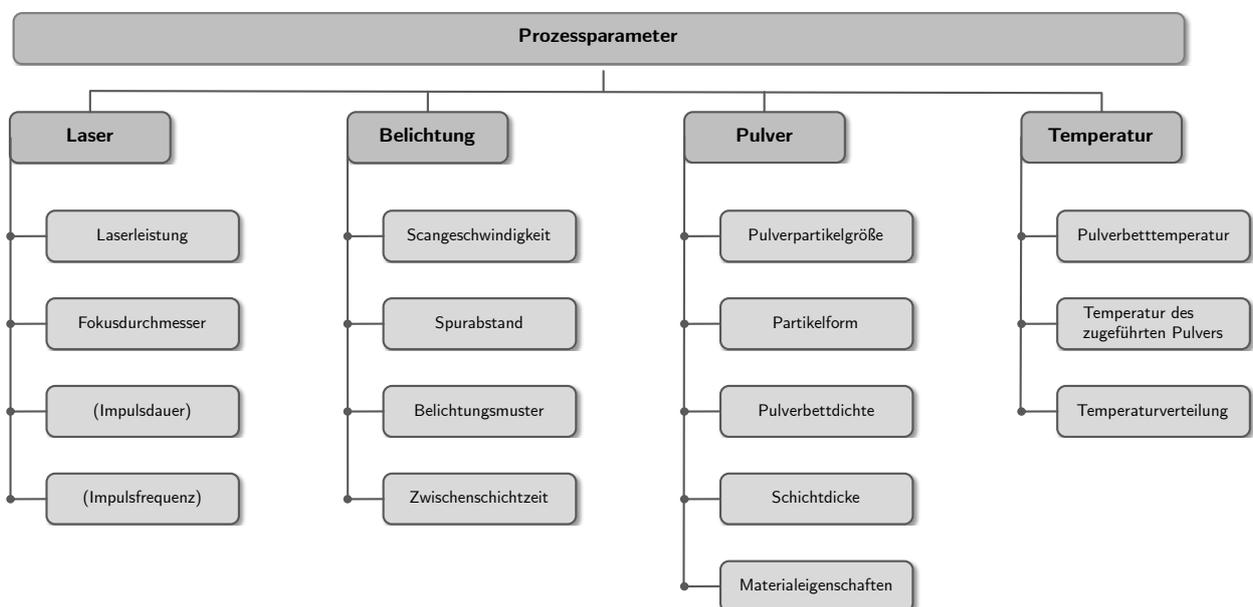


Abbildung 2.3: Übersicht der Prozessparameter nach Aboulkhair et al. [10]

Die Bahnen, auf denen der Laser das metallische Pulver aufschmilzt, werden durch die Belichtungsstrategie vorgegeben. Je nach Maschinenhersteller stehen verschiedene Belichtungsstrategien zur Verfügung, siehe Abbildung 2.4.

Untersuchungen von Malekipour et al. [78, 79] und Cheng et al. [36] zufolge stellen die Inselstrategie (oftmals als Schachbrettbelichtung bezeichnet) und die lineare Scanstrategie die vielversprechendsten Belichtungsstrategien dar. Die lineare Scanstrategie zeichnet sich durch eine höhere Baurate sowie geringere Porosität aus. Bei der Inselstrategie hingegen ergeben sich die geringsten Eigenspannungen im Bauteil, allerdings stellen die Enden der Laserbahnen mögliche Orte für die Entstehung von Defekten dar [61].

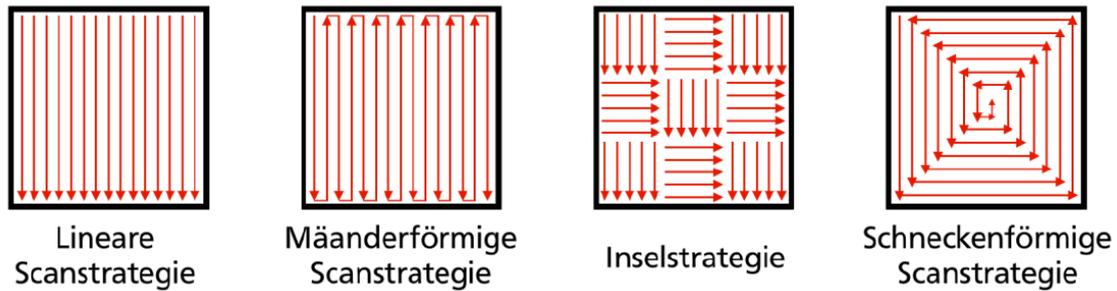


Abbildung 2.4: Übersicht verschiedener Strategien für die Belichtung von AM Bauteilen in der Darstellung nach Yadegari [145]

Neben der Belichtungsstrategie stellen die gewählten Laserparameter wichtige Größen dar, um den Prozess zu beeinflussen. Um den Energieeintrag in das Pulver zu beschreiben, werden die Laserleistung  $P_L$ , die Schichtdicke  $t$ , die Lasergeschwindigkeit  $v_L$  und der Spurbabstand  $h_s$  zur Volumenenergiedichte  $E_v$  zusammengefasst.

$$E_v = \frac{P_L}{v_L \cdot t \cdot h_s} \quad (2.1)$$

Die Laserleistung  $P_L$  für die additive Fertigung liegt typischerweise im Bereich von 300 W bis 500 W, während Schichtdicken im Bereich von 30  $\mu\text{m}$  bis 50  $\mu\text{m}$  verwendet werden, und höhere Schichtdicken aufgrund der höheren Baurate bevorzugt werden.

### Probenorientierung bei der additiven Fertigung

In Abbildung 2.5 ist das in der vorliegenden Arbeit verwendete Koordinatensystem mit den verwendeten Werkstoffproben dargestellt. In dem Koordinatensystem entspricht die x-y Ebene der Bauplattform und liegt parallel zu den aufgetragenen Pulverschichten. Die z-Achse des Koordinatensystems entspricht der Aufbaurichtung bei der additiven Fertigung.

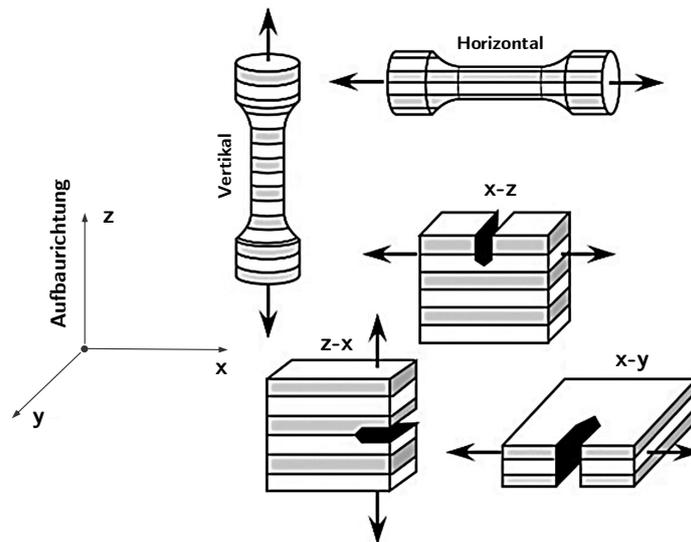


Abbildung 2.5: Koordinatensystem Bezeichnung der Proben in der additiven Fertigung (Darstellung nach Zerbst et al. [156])

In Abbildung 2.5 sind die häufigsten in der Literatur verwendeten Werkstoffproben dargestellt. Die Bezeichnung von Zug- und Schwingproben hängt neben der Orientierung im Bauraum von der Richtung der aufgetragenen äußeren Belastung ab. Proben, bei denen die Richtung der von außen aufgetragenen Belastung der Aufbaurichtung, also der z-Achse entspricht, werden als *vertikale* Zug- bzw. Schwingproben bezeichnet. Entsprechend werden Werkstoffproben, bei denen die Richtung der äußeren Belastung senkrecht zu den Pulverschichten steht als *horizontale* Werkstoffproben bezeichnet. Bei den Werkstoffproben für Rissfortschrittsuntersuchungen (z. B. Compact-Tension Proben) wird eine ähnliche Systematik verwendet. Die Proben werden durch zwei Buchstaben (z. B. i-j) gekennzeichnet. Der erste Buchstabe entspricht dabei der Richtung der aufgetragenen äußeren Belastung, während der zweite Buchstabe die Orientierung des Risses angibt, siehe Abbildung 2.5.

## 2.2 Entstehung von Fehlstellen in der additiven Fertigung

Für das folgende Kapitel und für die vorliegende Arbeit ist die Definition des Begriffs Defekt/Fehlstelle von entscheidender Bedeutung. Von Zerbst et al. [156] wird angemerkt, dass der Begriff Defekt bzw. Fehlstelle in der Schadensanalyse für „eine Imperfektion ..., für die in einer quantitativen Analyse gezeigt werden kann, dass sie Versagen verursacht hat, welches ohne die Imperfektion nicht aufgetreten wäre“ verwendet wird. Somit können fertigungsbedingte Fehlstellen, welche im Rahmen der Qualitätskontrolle entdeckt werden, nicht eindeutig als Defekt bzw. als Fehlstellen bezeichnet werden. Andererseits stellen diese Fehlstellen eine deutliche Abweichung von einem vollständig dichten Material dar. Um zu entscheiden, bei welchen der fertigungsbedingten Fehlstellen es sich tatsächlich auch um Defekte handelt, müsste eine bruchmechanische Analyse durchgeführt werden. Daher werden im Rahmen der vorliegenden Arbeit alle fertigungsbedingten Fehlstellen als potenzielle Defekte behandelt und als Defekt bzw. Fehlstelle bezeichnet, analog der Arbeit von Zerbst et al. [156].

### 2.2.1 Fehlstellen in der additiven Fertigung

Additive Fertigungsverfahren wie das Pulverbett-Laserstrahlschmelzen (PBF-LB) bieten große Vorteile in der Herstellung komplexer Bauteile. Die Qualität solcher Bauteile wird jedoch durch die gewählten Prozessparameter [46] sowie vom verwendeten Pulver [129] beeinflusst. Eine wichtige Kenngröße für die Beschreibung der Qualität ist die Porosität  $\Phi$ , diese wird als das Verhältnis des Hohlvolumens  $V_H$  zum Gesamtvolumen  $V$  des Bauteils definiert.

$$\Phi = \frac{V_H}{V} \tag{2.2}$$

In der Studie von Engelhardt et al. [46] wurde untersucht, wie verschiedene Prozessparameter die Porosität von AlSi10Mg beeinflussen. Ergebnisse zeigen, dass sowohl eine zu hohe als auch eine zu niedrige Energiedichte zu hoher Porosität führen. Eine zu niedrige Energiedichte in der Untersuchung führte zur Bildung von streifenähnlichen Defekten (siehe Abbildung 2.6) und Bindefehlern. Eine zu hohe Energiedichte hingegen führte zur Bildung von Keyhole-Defekten.

Untersuchungen von Read et al. [101] an additiv gefertigtem AlSi10Mg bestätigen diese Ergebnisse. Eine zu hohe Energiedichte führt zur Entstehung von Keyhole-Defekten, während bei zu niedriger Energiedichte vermehrt Bindefehler auftraten. Die Untersuchungen von Engelhardt et al. [46] und Read et al. [101] zeigen, dass durch die Optimierung der Prozessparameter additiv gefertigte Aluminium-Bauteile mit einer Porosität unter 0,5 % hergestellt werden können. Die bei der Fertigung entstehenden Fehlstellen werden von Zhang et al. [157] in drei Hauptgruppen eingeteilt: Gasporen, Bindefehler und Risse. Als Gasporen werden kleine, meist kreisrunde Fehlstellen mit einer Größe  $\leq 100 \mu\text{m}$  bezeichnet. Bindefehler entstehen infolge eines zu niedrigen Energieeintrages, und Risse bilden sich aufgrund

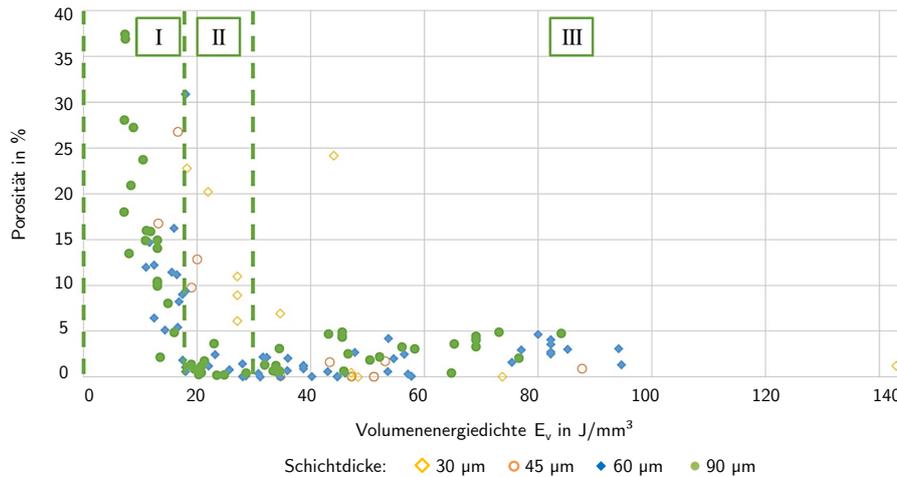


Abbildung 2.6: Einfluss der Energiedichte  $E_v$  auf die Porosität von AlSi10Mg für eine Schichtdicke von 30  $\mu\text{m}$ , 45  $\mu\text{m}$ , 60  $\mu\text{m}$  und 90  $\mu\text{m}$  nach Engelhardt et al. [46]

hoher thermischer Gradienten. Von Sola und Nuri [119] werden die Fehlstellen nicht in Hauptgruppen eingeteilt, sondern ihrer Entstehungsursache zugeordnet. Fehlstellen werden dabei in prozessbedingte (z. B. Bindefehler oder Keyhole-Defekte), pulverbedingte (z. B. im Pulver eingeschlossene Gasblasen) und ausrüstungsbedingte (z. B. ineffiziente Strömung des Inertgases durch die Baukammer) Fehlstellen eingeteilt.

### Gasporen

Als Gasporen werden kleine Fehlstellen im Material bezeichnet, welche durch im Material eingeschlossenes Gas entstehen. Eine der Hauptursachen für die Entstehung von Gasporen ist das im verwendeten Pulver eingeschlossene Gas [156]. Das Gas kann aufgrund der hohen Abkühlgeschwindigkeit ( $10^3 - 10^7$  K/s, [56]) nicht schnell genug zur Oberfläche gelangen und wird im Material eingeschlossen. Als Ergebnis bleibt eine kreisförmige Fehlstelle im Material zurück [141, 80]. Als weitere Ursache wird eine niedrige Packungsdichte des Pulvers ( $< 50\%$ ) genannt [157, 129, 133]. Da beide Ursachen, also eine niedrige Packungsdichte und Gasblasen im Pulver, auf das verwendete Pulver zurückzuführen sind, können die daraus resultierenden Gasporen über ein breites Band von Prozessparametern existieren und nicht so einfach beeinflusst werden [156]. Bei Gasporen handelt es sich typischerweise um kleine, meist nahezu kugelförmige Fehlstellen im Material, siehe Zhang et al. [157].

### Bindefehler

Als Bindefehler (eng. Lack-of-Fusion, kurz LOF-Defekt) werden Stellen im Material bezeichnet, welche aufgrund eines fehlenden Energieeintrags nicht ausreichend aufgeschmolzen wurden. Durch eine zu

niedrige Laserleistung oder eine zu hohe Scangeschwindigkeit kann das Material nicht ausreichend aufgeschmolzen werden. Dadurch kann die Bindung aufeinander folgender Schichten oder benachbarter Schmelzbänder nicht gewährleistet werden [119].

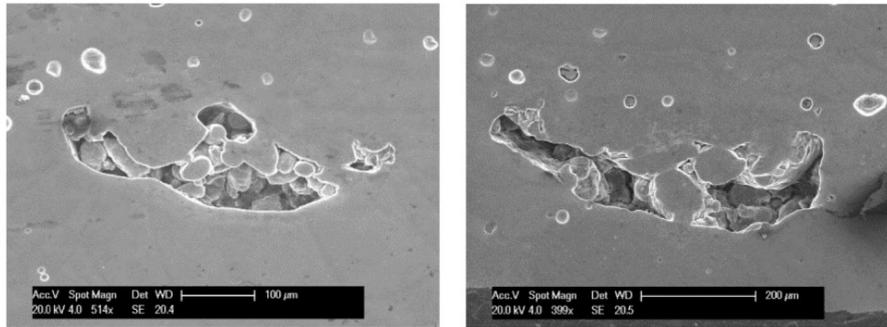


Abbildung 2.7: Bindefehler in additiv gefertigtem AlSi10Mg mit eingeschlossenen Pulverpartikel nach Aboulkhair et al. [10]

Ebenso kann eine zu hohe Schichtdicke dazu führen, dass die Bindung aufeinander folgender Schichten nicht ausreichend erfolgt [119]. Von Zerbst et al. [156] wird angegeben, dass eine zu hohe Wärmeabgabe an das Pulver, ebenso wie ein zu niedriger Energieeintrag in das Material, die Ursache für Bindefehler sein kann. Ein zu hoher Spurbstand führt, aufgrund einer fehlenden Überlappung, zur Bildung von Bindefehlern zwischen benachbarten Schmelzbändern [10]. Von Tang et al. [127] wird eine geometrische Beziehung angegeben, um eine ausreichende Überlappung benachbarter Schichten zu gewährleisten.

$$\left(\frac{h_s}{W_s}\right) + \left(\frac{t}{D_s}\right) \leq 1 \quad (2.3)$$

$h_s$  bezeichnet dabei den Spurbstand,  $t$  die Schichtdicke,  $W_s$  die Breite des Schmelzbades und  $D_s$  die Tiefe des Schmelzbades. Englert et al. [47] berichten, dass Bindefehler, die aus einem zu hohen Spurbstand entstehen, in der nächsten Schicht teilweise geschlossen werden können, da oftmals die Tiefe des Schmelzbades größer als die Schichtdicke ist. Bauereiß et al. [21] fanden, dass kleine Unregelmäßigkeiten in der Oberfläche der vorherigen Schicht sich zu langen kanalartigen Fehlstellen entwickeln können. Diese Art von Fehlstellen ließ sich durch eine höhere Laserleistung vermeiden.

Charakteristisch für Bindefehler ist eine unregelmäßige, flache Form, welche bevorzugt in der Ebene senkrecht zur Baurichtung orientiert ist [68]. Häufig finden sich auch Pulverpartikel innerhalb der Bindefehler wieder, siehe Abbildung 2.7 oder [157, 119]. Von Kasperovich et al. [68] wurden Bindefehler mit einer Länge  $> 100 \mu\text{m}$  in additiv gefertigtem Ti-6Al-4V beobachtet.

### Keyhole-Defekte

Eine zu hohe Laserleistung oder eine niedrige Scangeschwindigkeit können zu einem hohen Energieeintrag in das Material führen [156, 119]. In Folge des Energieeintrags sinkt die Oberflächenspannung und kann durch die Rückstoßkraft des Lasers überwunden werden. Als Folge bildet sich ein tiefer Hohlraum [69]. Beim Abkühlen des Materials kommt es zum abrupten Kollaps des Hohlraums und es können Gasblasen eingeschlossen werden [69, 61]. In einer Untersuchung von Hojjatzadeh et al. [61] wurden drei verschiedene Mechanismen bei der Bildung von Keyhole-Defekten genannt:

- Keyhole-Defekte entstanden im Betrieb durch plötzliche Fluktuationen des Lasers. Als Folge bildet sich am Boden des Keyhole ein Defekt, welcher im Folgenden zu einer runden Fehlstelle komprimiert wird.
- Ebenso wurde die Entstehung von Keyhole-Defekten am Ende der Laserbahnen beobachtet. Durch das Abschalten des Lasers kollabiert das Keyhole, und es bleibt eine große Gasblase im Material zurück.
- Als Letztes wurde die Bildung von Keyhole-Defekten bei sehr hohen Energiedichten durch die Bildung von Ausbuchtungen beobachtet. Die Ausbuchtungen führen zur Ablösung von Keyhole-Defekten.

### Oberflächenrauheit

Die Oberflächen von additiv gefertigten Bauteilen weisen, im Vergleich zu den Oberflächen konventionell gefertigter Komponenten, oftmals deutlich höhere Oberflächenrauheit auf [146, 11]. In einigen Bereichen z. B. der Medizintechnik kann die hohe Oberflächenrauheit von Vorteil sein [115]. Im Hinblick auf die Herstellung von Bauteilen mit komplexer Geometrie, welche direkt in ihrem as-built Zustand eingesetzt werden sollen, stellt dies ein Problem dar [146]. Charakteristisch für die Oberflächen sind anhaftende Pulverpartikel [146, 17], kleinere Stapelfehler, und in manchen Fällen tiefe kerbeähnliche Fehlstellen [94], siehe Abbildung 2.8.

Die Rauheit der Oberflächen wird durch den verwendeten Fertigungsprozess, das Pulver, Prozessparameter [100] und die Orientierung im Bauraum beeinflusst [146]. Von Frazier [51] wurde ein direkter Zusammenhang zwischen Baurate und der Oberflächenrauheit berichtet. Von Qiu et al. [100] wurde ein Zusammenhang zwischen Mittenrauwert  $R_a$  und der Scangeschwindigkeit festgestellt. Mit steigender Scangeschwindigkeit wurde eine Zunahme des Mittenrauwerts beobachtet. Bei additiv gefertigten Bauteilen kann oftmals eine anisotrope Oberfläche beobachtet werden. Yadollahi und Shamsaei [146] fanden bei additiv gefertigtem Inconel-718 (in 45°-Orientierung) eine Oberflächenrauheit  $R_a \approx 10 \mu\text{m}$  auf der Upskin-Fläche, während die Rauheit auf der Downskin-Fläche  $R_a \approx 25 \mu\text{m}$  betrug.

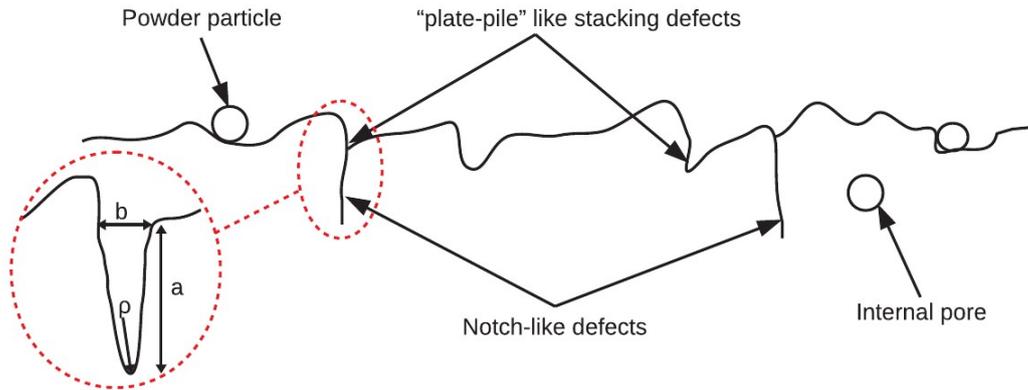


Abbildung 2.8: Schematische Darstellung einer typischen Oberfläche bei additiv gefertigten Komponenten nach Persenot et al. [94]

Eine Untersuchung von Persenot et al. [94] ergab, dass die Bauorientierung einen Einfluss auf die Oberflächenrauheit von additiv gefertigtem Ti-6Al-4V hat. Der Mittenrauwert  $R_a$  bei horizontalen Proben betrug  $30.6 \pm 2.24 \mu\text{m}$ , während der Mittenrauwert  $R_a$  bei vertikalen Proben bei  $44.0 \pm 3.6 \mu\text{m}$  lag. Hauptgrund für die Unterschiede in der Oberflächenrauheit ist der Treppenstufeneffekt, der besonders bei Proben in geneigter Orientierung zu bemerken ist [156], sowie lose Pulverpartikel, die an den nach unten geneigten Oberflächen anhaften [37]. Der Treppenstufeneffekt wird durch die geometrische Auflösung aufeinanderfolgender Schichten verursacht [37]. Die dadurch entstehende Oberflächenrauheit hängt hauptsächlich von der Schichtdicke  $t$  [100, 37, 35] und dem Winkel der Oberfläche zur Bauplattform [146, 94] ab. Als Abschätzung der mittleren Rauheit wird von Campbell et al. [35] angegeben:

$$R_a = 1000 \cdot t \cdot \sin\left(\frac{90^\circ - \phi}{4}\right) \cdot \tan(90^\circ - \phi). \quad (2.4)$$

### Risse und Eigenspannungen

In Folge der hohen Abkühlraten während der additiven Fertigung ( $10^3 - 10^7 \text{ K/s}$ , siehe [56]) entstehen große Temperaturgradienten, die dementsprechende Eigenspannungen erzeugen können [157]. Die hohen Temperaturgradienten in Kombination mit den Eigenspannungen können zu Bildung und Wachstum von Rissen während der Fertigung führen [56, 73].

Während Prozessparameter wie Laserleistung und Scangeschwindigkeit die Amplitude der Eigenspannungen beeinflussen, werden durch die Belichtungsstrategie neben der Amplitude auch die Verteilung der Eigenspannungen beeinflusst [156]. Nach DebRoy et al. [39] stellen das Vorheizen der Grundplatte, die Verwendung einer Schachbrettbelichtung und eine geringere Schichtdicke effektive Methoden dar, um Eigenspannungen zu minimieren [87, 70].

## 2.3 Einfluss von Fehlstellen auf das Ermüdungsverhalten

### 2.3.1 Einfluss von Fehlstellen

In additiv gefertigten Komponenten wird das Versagen unter zyklischer Beanspruchung häufig von fertigungsbedingten Fehlstellen kontrolliert [106, 33, 27], deren Wirkung von ihrer Größe, Lage, Form und Ausrichtung zur äußeren Belastung maßgeblich bestimmt wird [147, 72, 142]. Im Hinblick auf die Lage der Fehlstellen spielt auch das Auftreten in kleinen Ansammlungen eine wichtige Rolle für das Ermüdungsverhalten [55].

Abbildung 2.9 a) zeigt die unterschiedlichen kritischen Fehlstellen in Ermüdungsversuchen im Bereich bis  $10^9$  Schwingenspiele (VHCF-Bereich) an additiv gefertigtem AlSi10Mg laut einer Untersuchung von Tridello et al. [130].

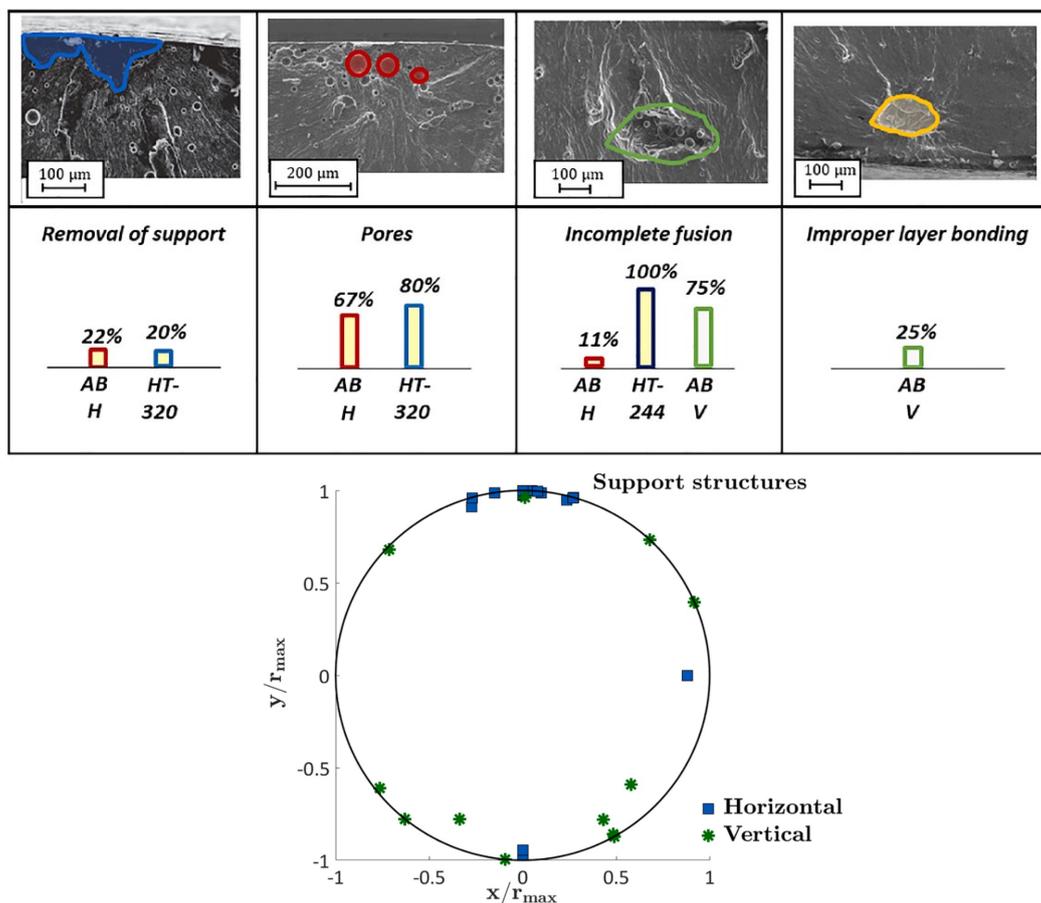


Abbildung 2.9: Versagensursachen von additiv gefertigtem AlSi10Mg im VHCF-Bereich (bis  $10^9$  Schwingenspiele) nach Tridello et al. [130]

In Abhängigkeit von der Probenorientierung im Bauraum (horizontal oder vertikal) und dem Zustand der Wärmebehandlung werden fertigungsbedingte Fehlstellen als die Hauptursache des Versagens beobachtet. In vertikal gefertigten Proben wird das Versagen am häufigsten durch Bindefehler ausgelöst, während in horizontalen Proben Gasporen und das Entfernen der Stützkonstruktion die häufigsten Ursachen für das Versagen sind. Bei den wärmebehandelten Werkstoffproben ist ebenso ein Versagen von fertigungsbedingten Fehlstellen zu beobachten. Zu den häufigsten Versagensursachen zählen auch hier Bindefehler und Gasporen. Hinsichtlich der Position tritt das Versagen in allen Versuchen an Fehlstellen nahe der Oberfläche ein, siehe Abbildung 2.9 b), Tridello et al. [130]. Versuche von Hu et al. [62] an additiv gefertigtem Ti-6Al-4V zeigten ebenfalls, dass fertigungsbedingte Fehlstellen an bzw. nahe der Oberfläche die Hauptursache für das Versagen unter zyklischer Belastung waren, obwohl die Porosität  $\Phi$  unter 0,1 % lag.

Da es sich bei Gasporen um kleine, runde Fehlstellen handelt, beträgt die Kerbformzahl  $K_t$  im unendlichen Raum  $K_t \approx 2$  [14, 118]. Durch die Nähe von Gasporen zu anderen Fehlstellen kann sich die Spannungskonzentration deutlich erhöhen. Dieser Effekt ist in Abbildung 2.10 durch zwei kreisrunde Fehlstellen verdeutlicht [122]. Sobald der Abstand  $s$  zwischen den Fehlstellen kleiner als der Durchmesser  $D_1$  der kleinsten Fehlstelle ist, kommt es zu einem deutlichen Anstieg der Spannungskonzentration. Als Folge führt die hohe Spannungskonzentration zur Vereinigung der Gasporen, und es entsteht eine größere Fehlstelle mit einer höheren Spannungskonzentration, siehe Zerbst et al. [156].

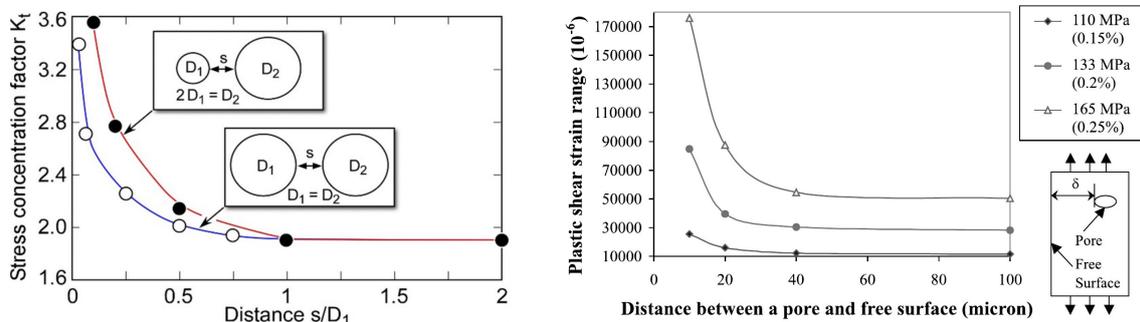


Abbildung 2.10: Links: Spannungsüberhöhung an kreisförmigen Fehlstellen unter Zugbelastung [122], Rechts: Schwingweite der plastischen Schubverzerrung an oberflächennahen Fehlstellen unter zyklischer Belastung nach [48]

Ein ähnlicher Effekt ist für Fehlstellen nahe der Oberfläche zu beobachten. In elastisch-plastischen Finite-Element-Berechnungen fanden Borbely et al. [31], dass an Fehlstellen nahe der Oberfläche plastisches Fließen in Form einer Dehnungslokalisierung in dem Steg zwischen der Fehlstelle und der Oberfläche auftritt. Die Dehnungslokalisierung nimmt mit sinkendem Abstand zur Oberfläche zu, und ist bei Fehlstellen, deren Abstand größer als der Durchmesser ist, nahezu abgeklungen. Fan et al. [48] fanden, dass der plastische Anteil der zyklischen Schubverzerrung in dem Bereich zwischen der Fehlstelle und der Oberfläche mit sinkendem Abstand zur Oberfläche zunimmt, siehe 2.10 b). Für

Fehlstellen, deren Abstand zur Oberfläche die Größenordnung des Durchmessers erreicht haben, ist der Effekt der Oberfläche auf die Fehlstelle vernachlässigbar. Infolge der mechanischen Nachbehandlung der Oberflächen von additiv gefertigten Werkstoffen besteht jedoch die Gefahr, dass im Volumen enthaltene Defekte freigelegt werden können und zum vorzeitigen Versagen der Proben führen [33].

Auch wenn die Modellierung von Fehlstellen als kugelförmige oder elliptische Fehlstellen [118, 31, 122] eine Vereinfachung darstellt, kann der grundsätzliche Trend damit gut abgebildet werden. Finite-Element Berechnungen von Fehlstellen zeigen, dass die Kerbformzahl in Abhängigkeit von der Form und dem Abstand zum Rand deutlich höher liegen kann als  $K_t \approx 2$ . An nahezu runden Gasporen liegt die Kerbformzahl  $K_t$  zwischen 2,7 und 3,9, während an Fehlstellen mit komplexer Geometrie Kerbformzahlen von bis zu  $K_t \approx 20$  gefunden werden [74].

Von Bonneric et al. [30] wird der Einfluss von heißisostatischem Pressen (HIP) auf die Größe der kritischen Fehlstellen in additiv gefertigtem AlSi7Mg0,3 untersucht. Dazu wird eine Hälfte der Werkstoffproben vor der T6-Wärmebehandlung durch HIPen behandelt, während bei der anderen Hälfte auf das HIPen verzichtet wird. In den meisten Fällen (18 von 22 Versuche) wurde das Versagen von Bindefehlern ausgelöst, während in drei Versuchen an Werkstoffproben ohne heißisostatischem Pressen das Versagen von einer Ansammlung von Gasporen ausgelöst wurde. Im Hinblick auf die Größe und Position der kritischen Fehlstellen ist kein Unterschied zwischen den beiden Probenserien zu beobachten. Die Größe der kritischen Fehlstellen variiert zwischen 20  $\mu\text{m}$  und 117  $\mu\text{m}$ , während der Abstand der Fehlstellen zur Oberfläche nie mehr als 85  $\mu\text{m}$  beträgt. Die leicht höhere Ermüdungsfestigkeit der Proben mit zusätzlichem HIPen wird von den Autoren mit einer höheren statische Festigkeit begründet. Kan et al. [67] konnten in Versuchen an AlSi10Mg ebenfalls nur einen kleinen Einfluss von HIPen nach der T6-Wärmebehandlung auf die Ermüdungsfestigkeit feststellen.

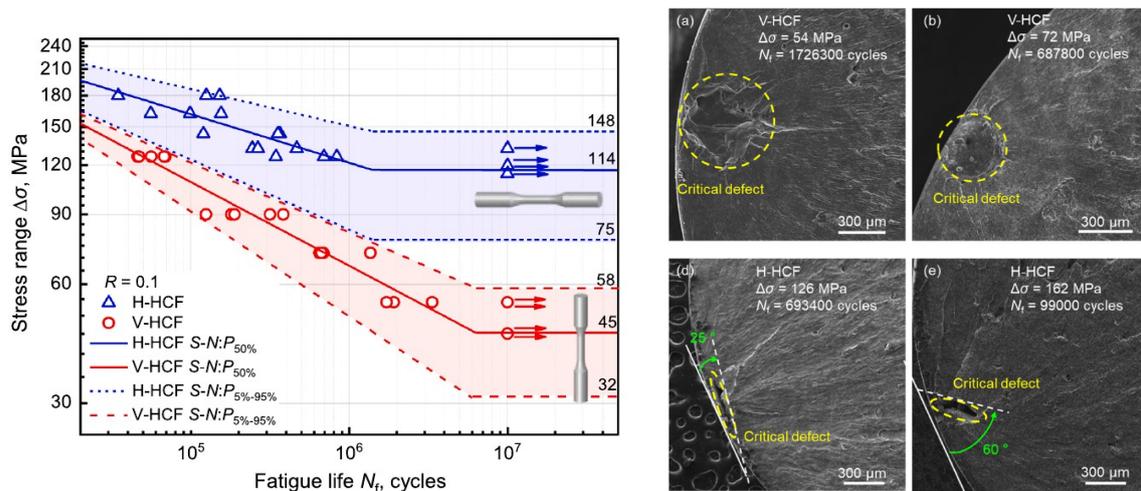


Abbildung 2.11: Einfluss der Fehlstellenorientierung auf das Ermüdungsverhalten von additiv gefertigtem AlSi10Mg nach Wu et al. [142]

Wu et al. [142] konnten ein anisotropes Ermüdungsverhalten bei additiv gefertigtem AlSi10Mg beobachten. Während die Dauerfestigkeit der Werkstoffproben mit vertikaler Orientierung bei  $45 \text{ N/mm}^2$  liegt, ist die Dauerfestigkeit der Werkstoffproben in horizontaler Orientierung mit  $114 \text{ N/mm}^2$  ca. 2,5 mal so hoch, siehe 2.11 a), [142]. In allen Versuchen trat das Versagen an Bindefehlern ein, welche bevorzugt zwischen zwei Pulverschichten auftraten, siehe Abbildung 2.11 b), [142]. Das anisotrope Ermüdungsverhalten konnte von den Autoren auf die Form der Bindefehler zurückgeführt werden. Während in den vertikalen Werkstoffproben die Pulverschichten und damit auch die Bindefehler senkrecht zur Belastungsrichtung orientiert sind, liegen die Bindefehler und Pulverschichten in den horizontalen Werkstoffproben parallel zur Belastungsrichtung. Damit ist die projizierte Fläche der Bindefehler in den vertikalen Werkstoffproben deutlich größer als in den horizontalen Proben. Den gleichen Effekt konnten Kan et al. [67] an AlSi10Mg und Le et al. [72] an Ti-6Al-4V beobachten. Bindefehler zeigen einen stärkeren Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften, wenn deren größte Ausdehnung senkrecht zur Richtung der Belastung (bzw. parallel zur Richtung des Rissfortschritts) ist. Im Gegensatz dazu zeigen Bindefehler, deren größte Ausdehnung in der Ebene parallel zur Belastung (bzw. senkrecht zur Richtung des Risswachstums) ausgerichtet ist einen geringeren Einfluss auf das Ermüdungsverhalten.

Zur Veranschaulichung des Effekts ist in Abbildung 2.12 eine elliptische Fehlstelle in einer horizontalen und einer vertikalen Werkstoffprobe zusammen mit der Spannungskonzentration für den zwei-dimensionalen Fall dargestellt, siehe Zerbst et al. [156]. Auch wenn die Spannungskonzentration an Bindefehlern deutlich höher sein kann, wird diese oftmals durch ein Ellipsoid approximiert, siehe Wu et al. [142], oder Nadot [90]. In vertikalen Werkstoffproben liegt die größte Ausdehnung der Bindefehler in der Ebene senkrecht zur Belastungsrichtung, und somit gilt  $c/b > 1$ , wodurch die Kerbformzahl bei  $K_t > 3$  liegt. In den horizontalen Werkstoffproben wird die äußere Belastung parallel zu den Pulverschichten aufgebracht, somit gilt für die Fehlstelle  $c/b < 1$ , und damit liegt die Kerbformzahl bei  $K_t < 3$ .

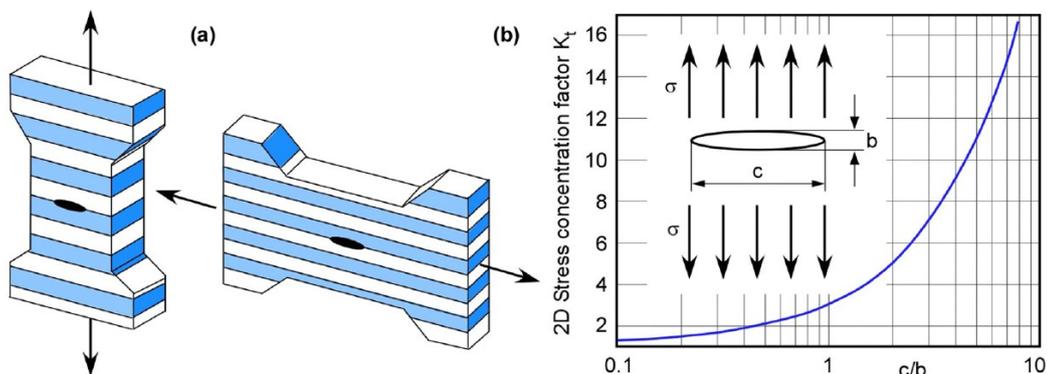


Abbildung 2.12: Spannungskonzentration an elliptischen Fehlstellen nach [156]

Soldberg et al. [120] konnten in Abhängigkeit von der Last unterschiedliche Versagensarten beobachten. Bei Versuchen mit additiv gefertigtem 316L trat das Versagen bei niedrigen Lasten an Fehlstellen an der Oberfläche ein, während bei Versuchen mit einer maximalen Spannung über  $275 \text{ N/mm}^2$  das Versagen der Werkstoffproben von Fehlstellen im Inneren der Schwingproben ausgelöst wurde.

### 2.3.2 Oberflächeneinfluss

Da die Oberflächen von additiv gefertigten Komponenten im Vergleich mit konventionell hergestellten Komponenten häufig eine höhere Oberflächenrauheit aufweisen, ist die Berücksichtigung des Oberflächeneinflusses für die Bewertung der Ermüdungseigenschaften von zentraler Bedeutung. Aboulkhair et al. [9] untersuchten den Einfluss von mechanischer und thermischer Nachbehandlung bei additiv gefertigtem AlSi10Mg durch axiale Schwingversuche unter schwellender Beanspruchung. Die Ergebnisse zeigen, dass eine mechanische Nachbehandlung nur einen geringen Einfluss auf die Ermüdungseigenschaften bei hohen Beanspruchungen ( $\approx 10^3$  SSP) aufweist, während sich die Ermüdungsfestigkeit bei geringer Beanspruchung durch die mechanische Nachbehandlung deutlich verbessert. Die T6 Wärmebehandlung hingegen zeigt unabhängig von der Höhe der Beanspruchung eine Verbesserung der Festigkeit von ca. Faktor 2.

In einer Studie von Beevers et al. [22] wird der Einfluss des Konturparameters auf das Ermüdungsverhalten nach dem Gleitschleifen von AlSi10Mg näher beleuchtet. Werkstoffproben ohne Konturparameter zeigen nach dem Gleitschleifen eine geringere Oberflächenrauheit als Werkstoffproben mit Konturparameter. Die geringere Oberflächenrauheit der Werkstoffproben ohne Konturparameter resultiert in einer Steigerung der Ermüdungsfestigkeit unter wechselnder Beanspruchung mit einer Spannungsamplitude.

Beretta et al. [25] untersuchten den Einfluss der Probenorientierung auf die Ermüdungseigenschaften von additiv gefertigten AlSi10Mg Proben im as-built Zustand. Unabhängig von der Probenorientierung im Bauraum geht das Versagen von Fehlstellen an der Oberfläche bzw. von oberflächennahen Fehlstellen aus. Ebenso zeigen die Untersuchungen, dass Eigenspannungen eine wichtige Rolle für das Ermüdungsverhalten der as-built Proben spielen. Für die Proben in vertikaler Orientierung sowie für Proben in diagonaler abwärts gerichteter Orientierung sind Eigenspannungen für die niedrigere Ermüdungsfestigkeit gegenüber den restlichen Proben verantwortlich. Weiterhin deuten die Versuche auf einen Zusammenhang zwischen den Rauheitskennwerten  $R_v$  oder  $R_t$  und gemessenen Oberflächenfehlstellen in Form des  $\sqrt{\text{area}}$ -Parameters von Murakami [89] an, wodurch eine Beschreibung in Form einer Extremwertstatistik möglich ist.

Da die Oberflächen im as-built Zustand nach der additiven Fertigung häufig durch Kerben mit engen Radii, anhaftenden Partikeln und der Präsenz von Fehlstellen gekennzeichnet sind, kommt es in den

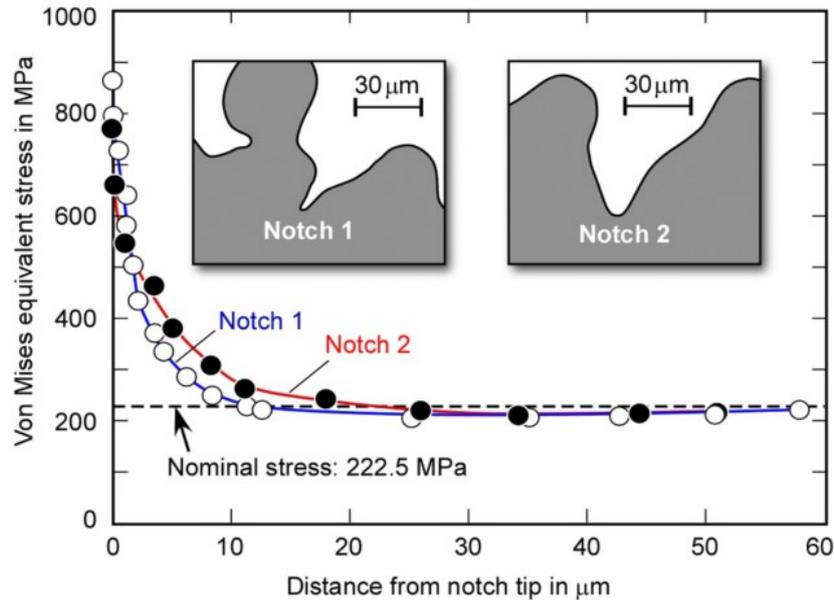


Abbildung 2.13: Spannungskonzentration an Kerben in der Oberfläche additiv gefertigter Ti-6Al-4V nach [156]

tiefsten Stellen zu einer hohen Spannungskonzentration, siehe Presnot et al. [94]. Finite-Element Berechnungen von Vayssette et al. [132] der Oberflächen zeigen als Folge der engen, tiefen Kerben hohe Spannungsgradienten. Das Ergebnis für zwei Kerben in additiv gefertigtem Ti-6Al-4V ist in Abbildung 2.13, [132] dargestellt.

Ähnliche Ergebnisse konnten Nasab et al. [58] bei additiv gefertigtem AlSi10Mg erhalten. Die Untersuchung (siehe Abbildung 2.14) ergab, dass an der Oberfläche anhaftende Partikel keinen Beitrag zu der Spannungskonzentration liefern. An den tiefen, zur Oberfläche geöffneten, Fehlstellen ergeben sich entsprechend hohe Kerbspannungen.

Kahlin et al. [66] beleuchten den Unterschied verschiedener additiver Fertigungsverfahren (PBF-LB und PBF-EB) an gekerbten und ungekerbten Ti-6Al-4V. Die Fertigungsverfahren zeigen einen deutlichen Einfluss auf die Oberflächenrauheit der Proben im as-built Zustand. Für das PBF-LB Verfahren liegt die Oberflächenrauheit bei  $R_v \approx 35 \mu\text{m}$ , während die Rauheit im PBF-EB Verfahren  $R_v \approx 96 \mu\text{m}$  beträgt. Die Versuche an ungekerbten Proben liefern eine Kerbwirkungszahl  $K_f = 2,77$  für das PBF-LB Verfahren und eine Kerbwirkungszahl  $K_f = 4,66$  für das PBF-EB Verfahren. Im Gegensatz dazu ist der Unterschied der Kerbwirkungszahl in den Versuchen an gekerbten Proben  $K_t = 2,5$  deutlich geringer ( $K_f = 6,15$  für PBF-LB und  $K_f = 6,64$  für PBF-EB). Als Grund hierfür wird von den Autoren angeführt, dass das Versagen an ungekerbten Proben an der höchsten Spannungskonzentration an der Oberfläche eintritt. Durch die geometrische Kerbe tritt das Versagen an gekerbten Proben im Grund der Kerbe ein.

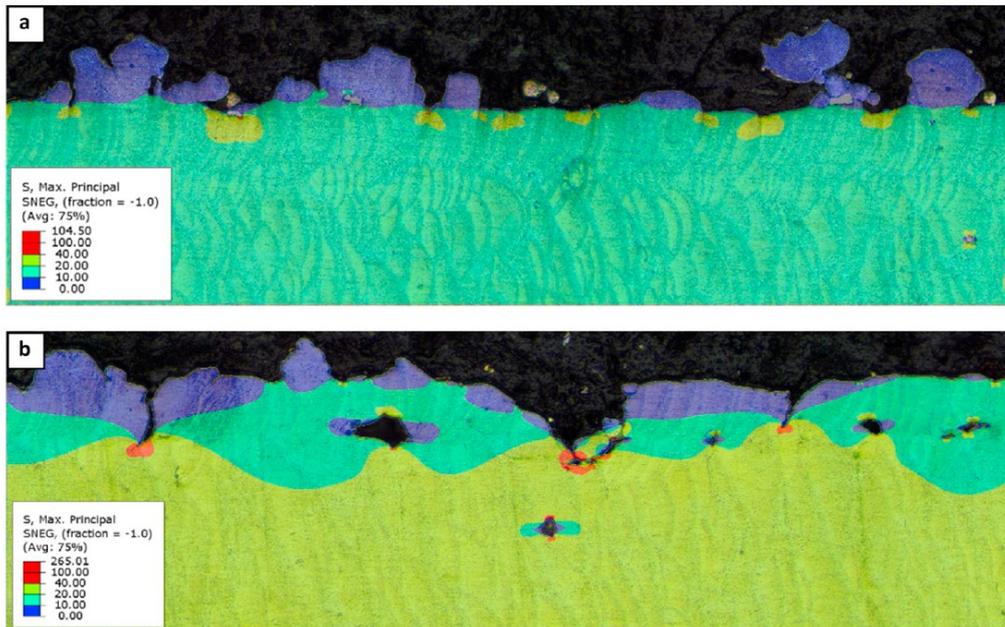


Abbildung 2.14: Finite-Element-Berechnung additiv gefertigter Komponenten anhand von Schlibbildern, [58]

Für die Beschreibung des Oberflächeneinflusses ist die richtige Definition und Auswahl des Rauheitskennwerts von zentraler Bedeutung. Die Bestimmung der Oberflächenrauheit ist hierfür in DIN EN ISO 21920-1:2022-12 [1] und der DIN EN ISO 3274:1998-04 [2] geregelt. Für die Bestimmung der Oberflächenrauheit mit dem Tastschnittverfahren wird das gemessene Primärprofil (P-Profil) durch einen Gauß-Filter in ein Welligkeits- (W-Profil) und ein Rauheitsprofil (R-Profil) aufgeteilt. Die Rauheitskennwerte (z. B.  $R_a$ ,  $R_z$  oder  $R_t$ ) werden im Anschluss für das Rauheitsprofil bestimmt.

Für die Beschreibung der Oberflächenrauheit additiv gefertigter Komponenten wird häufig der Arithmetische Mittenrauwert  $R_a$  verwendet. Gockel et al. [54] fanden in ihrer Untersuchung keinen Zusammenhang zwischen dem Mittenrauwert  $R_a$  und der Ermüdungsfestigkeit. Die Größe des tiefsten Profiltals  $R_v$  zeigte hingegen eine inverse Korrelation mit der Ermüdungsfestigkeit, je größer  $R_v$  ist, desto niedriger ist die Ermüdungsfestigkeit. In der FKM-Richtlinie „Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile“ [104] und in der Arbeit von Vormwald [134] wird für die Beschreibung die gemittelten Rautiefe  $R_z$  verwendet.



## 3 Experimentelle Charakterisierung von additiv gefertigtem AlSi10Mg

Die Inhalte dieses Kapitels sind im Rahmen des BMBF-Forschungsprojekts *Addi-grad*, in Zusammenarbeit mit der Firma *Continental Engineering Services & Products GmbH* sowie dem Fachgebiet *Werkstoffmechanik* der *Technischen Universität Darmstadt* entstanden. Die bei den Partnern durchgeführten Arbeiten sind in den entsprechenden Passagen gekennzeichnet.

### 3.1 Additive Fertigung von Werkstoffproben

Die additive Fertigung der verwendeten Werkstoffproben wurde bei der Firma *Continental Engineering Services & Products GmbH* auf einer Anlage vom Typ *Trumpf TruPrint 3000* mit einer maximalen Laserleistung  $P_L$  von 500 W durchgeführt. Die Herstellung erfolgte unter Argon-Atmosphäre, mit einem Sauerstoffgehalt von weniger als 1000 ppm. Im Rahmen der Prozessüberwachung wurde der Sauerstoffgehalt während der additiven Fertigung durch die Anlage überwacht. Für die Vorbereitung der Baujobs sowie die Übertragung der Daten an die Anlage wurde die Software *Magics* der Firma *Materialise* verwendet.

Als Bauplattform für die additive Fertigung wurde eine kreisrunde Aluminiumplatte mit einem Durchmesser von 300 mm genutzt. Nach der additiven Fertigung wurden alle Proben mittels Drahterodieren von der Bauplattform entfernt. Die verbleibenden Reste der hergestellten Werkstoffproben wurden im Anschluss durch Plandrehen von der Bauplattform entfernt.

#### Pulver

Für die Herstellung der Werkstoffproben wurde gasverdüstes Aluminiumpulver verwendet. Die chemische Zusammensetzung des verwendeten Pulvers entsprechend den Herstellerangaben ist in Tabelle 3.1 aufgeführt.

In Abbildung 3.1 ist die Verteilung der Pulverpartikeldurchmesser dargestellt, der mittlere Pulverpartikeldurchmesser  $d_{50}$  des verwendeten Pulvers beträgt etwa  $36 \mu\text{m}$ . Das 10-% Quantil  $d_{10}$  der Pulverpartikeldurchmesser beträgt  $21 \mu\text{m}$ , während das 90-% Quantil  $d_{90}$  bei  $53 \mu\text{m}$  liegt. Das überschüssige

Tabelle 3.1: Chemische Zusammensetzung des verwendeten Pulvers

	Si Gew.-%	Mg Gew.-%	Fe Gew.-%	Cu Gew.-%	Al Gew.-%
Pulver	9,73	0,40	0,06	$\leq 0,01$	Rest

Pulver des Baujobs wird wiederaufbereitet und für die weitere Fertigung wiederverwendet. Hierzu wird das überschüssige Pulver aus dem Bauraum entfernt und durch Trockensiebung mit einem immer feineren Sieb gereinigt. Anschließend wird das gesiebte Pulver mit frischem Pulver gemischt und in einen neuen Bauzylinder gefüllt.

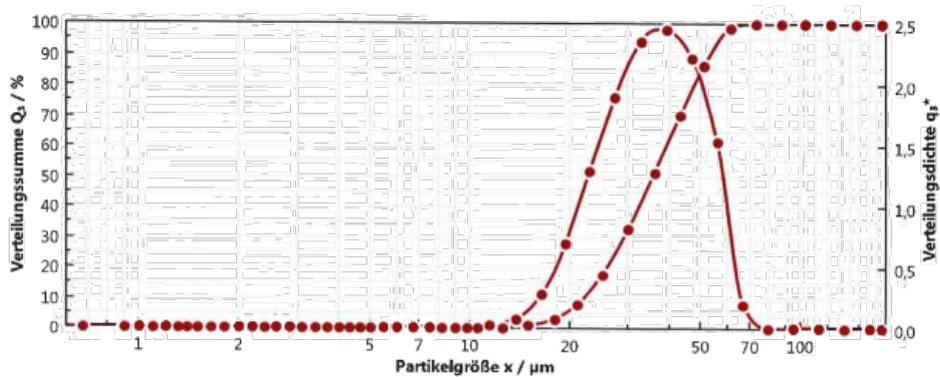


Abbildung 3.1: Partikelgrößenverteilung des verwendeten AlSi10Mg-Pulvers lt. Herstellerangaben

### Prozessparameter und Belichtungsstrategie

Bei der Herstellung von Komponenten mit dem PBF-LB Verfahren kann die Werkstoffqualität durch die gewählten Prozessparameter stark beeinflusst werden. Zu den wichtigsten Prozessparametern zählen unter anderem die Laserleistung  $P_L$ , die Lasergeschwindigkeit  $v_L$  und der Spurbabstand  $h_s$ . Der Einfluss der verschiedenen Prozessparameter auf die Porosität von additiv gefertigtem AlSi10Mg wurde in den Arbeiten von Yang et al. [148], Aboulkhair et al. [10], Bai et al. [18] oder Englert et al. [47] weitgehend untersucht. Im Rahmen dieser Arbeit wird jedoch nicht der Einfluss einzelner Prozessparameter auf die Porosität  $\Phi$  und damit auf das Ermüdungsverhalten untersucht. Es werden drei feste Sätze von Prozessparametern gewählt und untersucht. Im Folgenden werden diese zur Abkürzung als „Prozessparameter“ bezeichnet, darunter sind alle für die additive Fertigung benötigten Parameterwerte gemeint.

Die im Rahmen der vorliegenden Arbeit gewählten Prozessparameter (a, b und c) basieren auf einer Voruntersuchung von Schreiter [112] beim Projektpartner *Continental Engineering Services & Products GmbH*. Schreiter [112] untersuchte den Einfluss von Laserleistung  $P_L$ , Lasergeschwindigkeit  $v_L$

und Spurbabstand  $h_s$  auf die Porosität  $\Phi$  von additiv gefertigtem AlSi10Mg. Durch die Optimierung des Prozessparameters konnte Schreiter [112] die Porosität auf unter 0,4 % reduzieren, die Energiedichte  $E_V$  lag bei 36,5 J/mm<sup>3</sup>. Dieser Prozessparametersatz wird für die Arbeit als Prozessparameter a gewählt. Die beiden weiteren Prozessparameter (b und c) werden mit höherer Porosität und Volumenrate gewählt. Für Prozessparameter b beträgt die Porosität  $\Phi$  ca. 5 % bei einer 180 % höheren Volumenrate ( $V_R = 21$  mm<sup>3</sup>/s) und 54 % niedrigerer Energiedichte  $E_V \approx 20.0$  J/mm<sup>3</sup>. Prozessparameter c stellt mit einer Volumenrate  $V_R = 31,5$  mm<sup>3</sup>/s den schnellsten Prozessparameter dar. Die Energiedichte im Vergleich zu Prozessparameter a ist um 64 % geringer, während die Porosität  $\Phi = 15$  % beträgt. Eine detaillierte Auflistung der wichtigsten Prozessparameter ist in Tabelle 3.2 zu finden.

Tabelle 3.2: Parameter für die additive Fertigung der Werkstoffproben

Parametersätze	Leistung	Geschwindigkeit	Schichtdicke	Spurbabstand
	$P_L$ (W)	$v_s$ (mm/s)	$t$ ( $\mu\text{m}$ )	$h_s$ (mm)
Parameter a	420	1200	60	160
Parameter b	420	1400	60	250
Parameter c	420	1500	60	350

Alle weiteren Prozessparameter wurden nach den Empfehlungen des Maschinenherstellers gewählt. Auf die Verwendung eines zusätzlichen Konturparameters für die additive Fertigung wird verzichtet. An dieser Stelle sei darauf hingewiesen, dass sich durch die Verwendung eines Konturparameters die Oberflächenrauheit deutlich reduzieren lässt, siehe Boschetto et al. [32] oder Yang et al. [149]. Hemmelmann et al. [60] konnten die Oberflächenrauheit durch die Optimierung der Laserleistung und Scan-Geschwindigkeit des Konturparameters die Oberflächenrauheit von  $R_z \approx 100$   $\mu\text{m}$  auf  $R_z \approx 20$   $\mu\text{m}$  reduzieren.

Für die Belichtung wird bei allen Fertigungsparametern eine Schachbrettbelichtung mit einer Einzel­feldgröße von  $5 \times 5$  mm verwendet. Außerdem wird bei allen Prozessparametern auf die Verwendung eines Konturparameters verzichtet. Durch die Verwendung der Schachbrettbelichtung lassen sich die Eigenspannungen in den additiv gefertigten Komponenten reduzieren, siehe Malekipour et al. [78].

Für die Herstellung von Werkstoffproben mit niedriger Porosität ( $\leq 0,1$  %) wird in einer Untersuchung von Engelhardt et al. [46] bei einer Schichtdicke von 60  $\mu\text{m}$  eine Volumenenergiedichte  $E_V$  zwischen 28 J/mm<sup>3</sup> und 45 J/mm<sup>3</sup> empfohlen. Hastie et al. [59] konnten mit einer Volumenenergiedichte  $E_V$  von 37 J/mm<sup>3</sup> auf einer Anlage des Typs Concept Laser M2 Cusing eine Porosität von  $\leq 0,1$  % erzielen. Bei Ramono et al. [106] resultierte eine Volumenenergiedichte  $E_V$  von ca. 50 J/mm<sup>3</sup> auf einer EOS M400 PBF-LB Anlage in einer Porosität von  $\leq 0,1$  %.

## Geometrie der Werkstoffproben

Zur experimentellen Charakterisierung des Werkstoffs werden Zugversuche nach DIN EN ISO 6892-1:2020-06 [8] (siehe Kapitel 3.3), Schwingversuche nach DIN 50100:2022-12 [4] (siehe Kapitel 3.3) und Rissfortschrittsuntersuchungen nach ASTM E647-23a [43] (siehe Kapitel 3.5) durchgeführt. In Abbildung 3.2 sind die für die einzelnen Untersuchungen verwendeten Werkstoffproben in ihrer Orientierung auf der Bauplattform dargestellt. Details zu den jeweiligen Probengeometrien sind den Kapiteln 3.3 - 3.5 zu entnehmen.

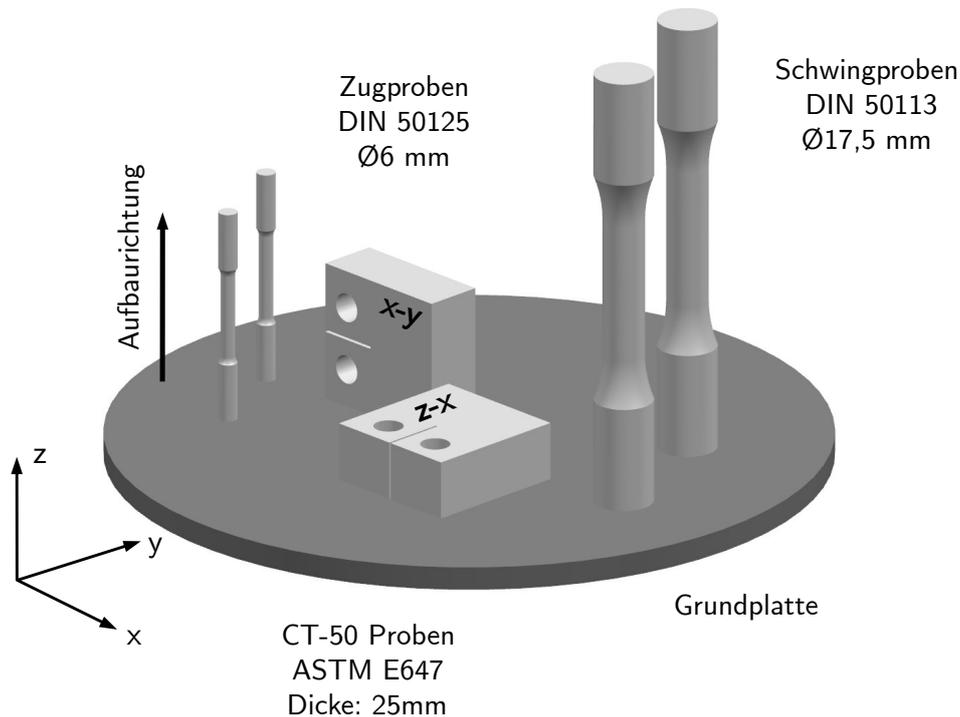


Abbildung 3.2: Probengeometrie auf der Bauplattform der SLM-Anlage

Insgesamt wurden 160 Werkstoffproben im Zeitraum von 2020 bis 2022 in fünf verschiedenen Baujobs hergestellt. Die Fertigung der Werkstoffproben erfolgte dabei nach Bedarf, im Anhang A finden sich die Aufteilung der einzelnen Werkstoffproben auf die Baujobs, sowie das Datum der Fertigung. Die Schwingproben werden in zwei verschiedenen Zuständen hergestellt. Der Zustand as-built bezeichnet im Folgenden eine Fertigung der Schwingproben in ihrer Endkontur ohne zusätzliche thermische oder mechanische Nachbehandlung. Hier sei darauf hingewiesen, dass die Verwendung des Begriffs as-built in der Literatur nicht eindeutig festgelegt ist. Der Zustand poliert bezeichnet Schwingproben, welche nach der Fertigung durch eine mechanische Nachbehandlung und anschließendem händischen Polieren mit Nassschleifpapier hergestellt wurden. Bei der Zusammenstellung der einzelnen Baujobs wurde darauf geachtet, die PBF-LB Anlage möglichst optimal auszulasten, damit lag die durchschnitt-

liche Bauzeit der einzelnen Baujobs zwischen 55 und 116 Stunden. Je Prozessparameter wurden die folgenden Werkstoffproben hergestellt und geprüft:

- Zugproben: 3x („as-built“)
- Schwingproben: 15x („as-built“) & 15x (mit Aufmaß)
- CT-50 Proben: 10x (x-y) & 10x (z-x)

## 3.2 Porosität, Fehlstellen und Oberflächenrauheit

### 3.2.1 Versuchstechnik

#### Metallografische Schliffe

Zur Bestimmung der Porosität  $\Phi$  der verschiedenen Werkstoffproben werden metallografische Schliffbildaufnahmen angefertigt. Dazu wird je Prozessparameter ein Würfel mit Kantenlänge 5 mm hergestellt. Anschließend folgt ein Reinigen mit Wasser und Alkohol sowie Einbetten in Tecnovit SE4006. Das Aushärten des Polymers erfolgt in einem Druckbehälter bei 3 bar.

Nach dem Aushärten des Polymers werden die Proben in sieben Schritten mit Schleifpapier der Körnung 180 - 2500  $\mu\text{m}$  geschliffen. Nach jeder Stufe erfolgt eine Reinigung mit Wasser und Alkohol. Abschließend werden die Proben in drei Stufen mit 3  $\mu\text{m}$ , 1  $\mu\text{m}$  und 0.5  $\mu\text{m}$  Suspension poliert. Je Suspension werden die Proben mindestens 3 Minuten poliert.

Die metallografischen Schliffbildaufnahmen werden an einem Mikroskop der Firma *Leica* vom Typ *DM6000 M* angefertigt. Anschließend werden die Schliffbilder mit der Software *LAS-X* der Firma *Leica* ausgewertet. Für die Auswertung der Fehlstellen wird ein Farbgrenzwert gesetzt und die Querschnittsfläche  $A_{CS}$  vermessen. Die Größe jeder einzelnen Fehlstelle  $A_{D,i}$  wird automatisiert in der Software bestimmt. Die Porosität kann als Verhältnis der Fläche aller Fehlstellen  $\sum_i A_{D,i}$  zur gesamten Querschnittsfläche berechnet werden (siehe Gl. 3.1).

$$\Phi = \frac{\sum_i A_{D,i}}{A_{CS}} \quad (3.1)$$

#### Computertomografie

Zur Charakterisierung der im Material enthaltenen Fehlstellen werden in den letzten Jahren vermehrt Computertomografieaufnahmen (kurz  $\mu$ -CT Aufnahmen) verwendet [107, 22, 34, 52]. Im Vergleich zu metallografischen Schliffbildaufnahmen ermöglicht dieses Verfahren drei-dimensionale Aufnahmen der Fehlstellen, wodurch sich diese besser charakterisieren lassen, und es kann die räumliche Verteilung der Fehlstellen näher untersucht werden, siehe Romano et al. [107, 108]. Ein weiterer Vorteil von  $\mu$ -CT Aufnahmen liegt in der zerstörungsfreien Werkstoffprüfung, dadurch können Schwingproben vor der Prüfung untersucht, und die versagensmaßgeblichen Fehlstellen aufgenommen werden, siehe [59, 99].

Die  $\mu$ -CT Aufnahmen der Werkstoffproben werden auf einem Gerät des Typs Phoenix V|tome|x der Firma *Baker Hughes / Waygate*, mit einer Röhrenspannung von 148 kV und -stromstärke von 100  $\mu\text{A}$  angefertigt. Je Prozessparameter werden fünf Schwingproben im as-built und fünf Schwingproben im

polierten Zustand durch  $\mu$ -CT Aufnahmen untersucht. Die Aufnahmen werden bei allen Schwingproben vom 60 mm langen Prüfbereich der Proben mit  $\varnothing 17,5$  mm angefertigt. Aufgrund des hohen Prüfvolumens können die Aufnahmen vom gesamten Prüfbereich lediglich mit einer Auflösung von  $22 \mu\text{m}$  angefertigt werden. Zur Kontrolle wird daher von einer Schwingprobe je Prozessparameter ein Drittel des Prüfbereichs, also ein 20 mm hoher Abschnitt, mit einer feineren Auflösung von  $9 \mu\text{m}$  angefertigt. Das untersuchte Volumen der Schwingproben liegt damit bei  $V_{P,22\mu\text{m}} = 14.431 \text{ mm}^3$  während das analysierte Volumen in den Kontrollaufnahmen  $V_{P,9\mu\text{m}} = 4.810 \text{ mm}^3$  beträgt.

Die  $\mu$ -CT Aufnahmen werden als *vgl*-Datei bereitgestellt und mit der Software *myVGL* der Firma *VolumeGraphics* aufbereitet. Die anschließende Analyse der Fehlstellen erfolgt mithilfe der Open-Source-Software *ImageJ2* [110]. Alle statistischen Analysen der Fehlstellenverteilung werden in *Python* unter Verwendung der Bibliothek *Scipy* durchgeführt. Zur Vermeidung von Unregelmäßigkeiten in den  $\mu$ -CT Aufnahmen werden die ersten und letzten 10 mm der Aufnahmen nicht berücksichtigt. Für die Auswertung der  $\mu$ -CT Aufnahmen wurde folgende Vorgehensweise gewählt:

1. Aufbereitung und Export der Rohdaten  $\mu$ -CT Aufnahmen in *myVGL* als .ttf-Dateien.
2. Segmentierung der gesamten Aufnahme in 10 mm hohe Teilabschnitte.
3. Import der Schichtbilder als Bildstapel in *ImageJ2* und Konvertierung in 8-Bit Grauwertbilder.
4. Manuelles Setzen eines Grenzwerts zur Unterscheidung von Fehlstellen und Material.
5. Analyse der Fehlstellen in *ImageJ2* mithilfe des *3D-ObjectCounter* [29].
6. Export der berechneten Fehlstellen und Voxel-Koordinaten durch die *3D-Suite*.
7. Berechnung der benötigten Kennwerte aller Fehlstellen in *Python*, Volumen  $V_D$ , Oberfläche  $A_D$ , Mittelpunkt  $\boldsymbol{x}$  und projizierte Fläche  $\sqrt{\text{area}}$ .
8. Statistische Auswertung der Größenverteilung.
9. Bestimmung der Defektform durch die Sphärizität (siehe Gl 3.2). Die Sphärizität  $\Psi$  einer Fehlstelle ist dabei als das Verhältnis der Oberfläche einer Kugel gleichen Volumens zur Oberfläche der Fehlstelle definiert,

$$\Psi = \frac{\pi^{1/6} \cdot (6V_D)^{2/3}}{A_D} \quad (3.2)$$

wobei  $V_D$  das Volumen und  $A_D$  die Oberfläche der Fehlstelle bezeichnen. Für eine ideal kugelförmige Fehlstelle gilt  $\Psi = 1.0$ .

#### Rauheitsmessung

Für die Bestimmung der Oberflächenrauheit wird ein taktiler Messgerät der Firma *MITUTOYO* des Typs *SJ-200* mit einer  $2\ \mu\text{m}$  Diamanttastspitze und einem Messbereich von  $360\ \mu\text{m}$  verwendet. Die Rauheitsmessung wurde nach DIN EN ISO 21920-3:2022-12 [1] durchgeführt. Die Messung wird an allen Schwingproben im as-built Zustand vor der Schwingprüfung durchgeführt und je Probe an drei verschiedenen Stellen wiederholt. Nach erster Sichtprüfung wird die gemittelte Rautiefe der Schwingproben auf Rauheit  $R_z \geq 100\ \mu\text{m}$  geschätzt. Entsprechend DIN EN ISO 3274:1998 [2] ergeben sich die folgenden Grenzwellenlängen  $\lambda_s = 25\ \mu\text{m}$  und  $\lambda_c = 8\ \text{mm}$  für die Bestimmung der Oberflächenrauheit im Messbereich  $50\ \mu\text{m} \leq R_z \leq 200\ \mu\text{m}$ . Die erforderliche Gesamtlänge für den  $50\ \mu\text{m} \leq R_z \leq 200\ \mu\text{m}$  liegt bei  $l_n = 48\ \text{mm}$ .

An dieser Stelle sei darauf hingewiesen, dass die gemittelte Rautiefe  $R_z$  als Parameter in der DIN EN ISO 21920-3:2022-12 [1] zurückgezogen wurde, dennoch wird dieser Parameter in vielen Regelwerken wie der FKM-Richtlinie „Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile unter expliziter Erfassung nichtlinearen Werkstoffverformungsverhaltens“ [49] verwendet. Weiterhin zeigt der arithmetische Mittenrauwert  $R_a$  nur eine schwache bzw. keine Korrelation zum Ermüdungsverhalten, siehe Kapitel 2.3.2.

### 3.2.2 Ergebnisse

Zur statistischen Auswertung wird die Größenverteilung der Fehlstellen für jede untersuchte Schwingprobe ermittelt. Zusätzlich wird der Einfluss der Probenhöhe auf die Größenverteilung durch eine Aufteilung der Schwingprobe in vier, 10 mm hohe Teilabschnitte mit dem Volumen  $V_i$  untersucht. Die Wahrscheinlichkeitsverteilungen für die Größen der Fehlstellen werden entsprechend der FKM-Richtlinie „Bruchmechanischer Festigkeitsnachweis“ [26] gewählt:

- Normalverteilung für  $-\infty < x < \infty$  mit Mittelwert  $\mu$  (Lageparameter) und Standardabweichung  $\sigma > 0$  (Formparameter):

$$f(x) = \frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{(x-\mu)^2}{2\sigma^2}\right) \quad (3.3)$$

- Log-Normalverteilung für  $x_0 < x < \infty$  mit Lageparameter  $x_0$ , Maßstabparameter  $m > 0$  und Formparameter  $\sigma > 0$ :

$$f(x) = \frac{1}{\sigma(x-x_0)\sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{1}{2\sigma^2} \ln\left(\frac{x-x_0}{m}\right)^2\right) \quad (3.4)$$

- Weibullverteilung für  $x_0 < x < \infty$  mit Lageparameter  $x_0$ , Maßstabparameter  $\eta > 0$  und Formparameter  $\beta > 0$ :

$$f(x) = \frac{\beta}{\eta} \left(\frac{x-x_0}{\eta}\right)^{\beta-1} \exp\left[-\left(\frac{x-x_0}{\eta}\right)^\beta\right] \quad (3.5)$$

- Exponentialverteilung für  $x_0 < x < \infty$  mit Lageparameter  $x_0$  und Maßstabparameter  $b$ :

$$f(x) = \frac{1}{b} \exp\left(-\frac{x-x_0}{\eta}\right) \quad (3.6)$$

Die Ermittlung der Verteilungsparameter erfolgt für alle Verteilungen durch die Maximum-Likelihood Methode. Nachdem die Parameter für jede Verteilung bestimmt wurden, wird die Verteilung gewählt, die die gegebenen Daten am besten abbildet. Zur grafischen Veranschaulichung der Verteilung werden Boxplots wie in Abbildung 3.3 dargestellt verwendet. Durch Boxplots können die wichtigsten Lage- und Streuungsmaße der Verteilungen veranschaulicht werden.

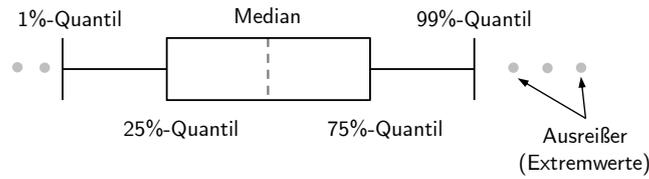


Abbildung 3.3: Charakteristische Werte der Boxplots

### Metallografische Schriffe

In Abbildung 3.4 sind die Schriffbildaufnahmen für Prozessparameter a bis c dargestellt. Entsprechend der Voruntersuchungen von Schreiter [112] wird aus den Aufnahmen deutlich, dass die Porosität von Prozessparameter a zu Prozessparameter c zunimmt.

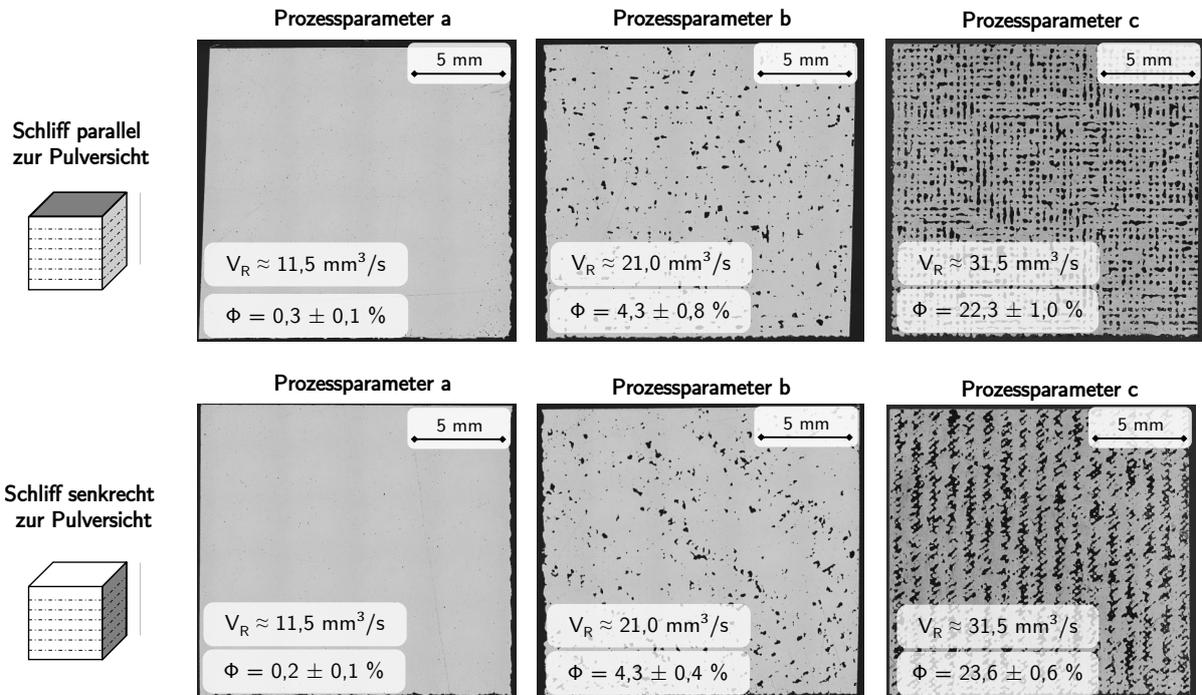


Abbildung 3.4: Schriffbilder der Prozessparameter a – c, oben: Schriffe parallel zu den Pulverschichten, unten: Schriffe senkrecht zu den Pulverschichten

Prozessparameter a zeigt sowohl bei den Schriffbildaufnahmen parallel zu den Pulverschichten, als auch senkrecht zu den Pulverschichten die niedrigste Porosität mit  $\Phi \leq 0,3 \%$ . In den Schriffbildaufnahmen von Prozessparameter a sind zudem nur wenige Fehlstellen zu finden. Die größte Fehlstelle lag bei ca.  $\sqrt{\text{area}} \approx 80 \mu\text{m}$ . Zwischen den Schriffbildern parallel und senkrecht zu den Pulverschichten sind keine nennenswerten Unterschiede feststellbar.

Ähnliches lässt sich für Prozessparameter b feststellen, durch die höhere Volumenrate und damit niedrigere Energiedichte ist die Porosität auf  $\Phi \approx 4,6 \%$  gestiegen. Die größte Fehlstelle lag bei  $\sqrt{\text{area}} \approx 425 \mu\text{m}$  und ist damit deutlich größer als bei Prozessparameter a.

Infolge der sehr niedrigen Energiedichte liegt die Porosität bei Prozessparameter c bei  $\Phi \approx 23 \%$ . Zwischen den Orientierungen sind deutliche Unterschiede erkennbar, obwohl die Porosität vergleichbar ist. Die Schlibfbilder parallel zu den Pulverschichten zeigen ein deutliches Muster mit Fehlstellen, welche bevorzugt an den Rändern des Schachbrettmusters liegen.

Im Gegensatz dazu sind in den Aufnahmen senkrecht zu den Pulverschichten längliche, streifenartige Fehlstellen sichtbar. Bauereiß et al. [21] fanden, dass sich bei niedriger Energiedichte kleine Fehler in der aufgeschmolzenen Schicht zu großen streifenartige Fehlstellen entwickeln können, welche sich als Folge über mehrere Schichten erstrecken. Dies könnte auch die Ursache der für Prozessparameter c beobachteten Fehlstellen sein. Die ermittelte Porosität der Prozessparameter a bis c ist in Tabelle 3.3 aufgelistet.

Tabelle 3.3: Porosität der Parametersätze a bis c

	<b>Orientierung</b>	<b>Porosität</b>	<b>relative Dichte</b>	<b>Energiedichte</b>	<b>Volumenrate</b>
	relativ zur Pulverschicht	$\Phi$ (%)	$\rho$ (%)	$E_V$ (J/mm <sup>3</sup> )	$V_R$ (mm <sup>3</sup> /s)
a	parallel	$0,3 \pm 0,1$	$99,7 \pm 0,1$	36,5	11,5
b	parallel	$4,3 \pm 0,8$	$95,7 \pm 0,8$	19,2	21,8
c	parallel	$22,3 \pm 1,0$	$77,7 \pm 1,0$	13,3	31,5
a	senkrecht	$0,2 \pm 0,1$	$99,8 \pm 0,1$	36,5	11,5
b	senkrecht	$4,6 \pm 0,4$	$95,6 \pm 0,4$	19,2	21,8
c	senkrecht	$23,6 \pm 0,6$	$76,4 \pm 0,6$	13,3	31,5

## Computertomografie

Für die Verteilung der Fehlstellengröße wird bei allen Prozessparametern eine Log-Normalverteilung verwendet. Um Unsicherheiten in der Bewertung kleiner Fehlstellen zu vermeiden, wurde ein Mindestvolumen für Fehlstellen  $V_{D,\min} = 45 \mu\text{m}^3$  gewählt. Lageparameter  $x_0$ , Maßstabparameter  $m > 0$  und Formparameter  $\sigma > 0$  der Log-Normalverteilung wurden mit der Maximum-Likelihood Methode bestimmt.

### Prozessparameter a

Die folgende Auswertung zeigt die Ergebnisse für eine der untersuchten Schwingproben mit as-built Oberfläche. In Abbildung 3.5 ist die Größenverteilung der Fehlstellen innerhalb eines 10 mm hohen Abschnitts dargestellt, während in Abbildung 3.6 die Verteilung in allen vier Teilabschnitten, sowie die Verteilung aller Fehlstellen, in einem Box-Plot aufgetragen ist. Anzumerken ist, dass durch die geringe Porosität, in der Schwingprobe nur wenige Fehlstellen zu beobachten sind. Die Dichte der Fehlstellen liegt bei 0,3 Fehlstellen pro  $\text{mm}^3$ .

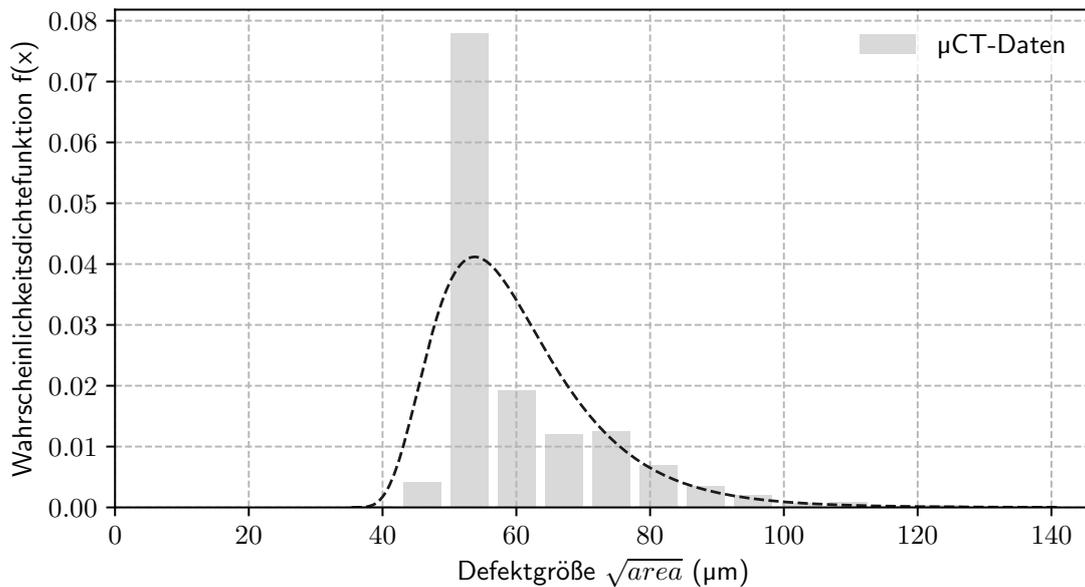


Abbildung 3.5: Verteilung der Fehlstellengröße für Prozessparameter a am Beispiel einer einzelnen Werkstoffprobe

Die größten Fehlstellen der Schwingproben liegen im Bereich von 130 – 190  $\mu\text{m}$ . Weiterhin zeigt Abbildung 3.6, dass der Median der Fehlstellengröße für alle Teilvolumen bei ca. 50  $\mu\text{m}$  liegt. Zwischen den 75 % und 99 % Quantilen ist ein kleiner, zu vernachlässigender Unterschied feststellbar, sodass ein Einfluss der Probenhöhe auf die Größe der Fehlstellen nicht festgestellt werden kann.

In Abbildung 3.7 ist die Form der Fehlstellen (hier durch die Sphärizität  $\Psi$  ausgedrückt) als Funktion der Größe der Fehlstellen dargestellt. Erkennbar ist, dass es sich bei den Fehlstellen überwiegend um kleine ( $\sqrt{\text{areal}} \leq 100 \mu\text{m}$ ), nahezu kugelförmige Fehlstellen ( $\Psi > 0.5$ ) handelt. Die hohe Sphärizität der Fehlstellen, verbunden mit ihrer Größe, deutet auf Gasporen hin, siehe Zhang et al. [157]. Größere Fehlstellen,  $\sqrt{\text{areal}} > 100 \mu\text{m}$ , zeigen ebenfalls ein nahezu kugelförmiges Aussehen ( $\Psi > 0.5$ ). Vereinzelt sind unregelmäßige Fehlstellen  $\Psi < 0.5$  zu beobachten, was auf Bindefehler hindeutet.

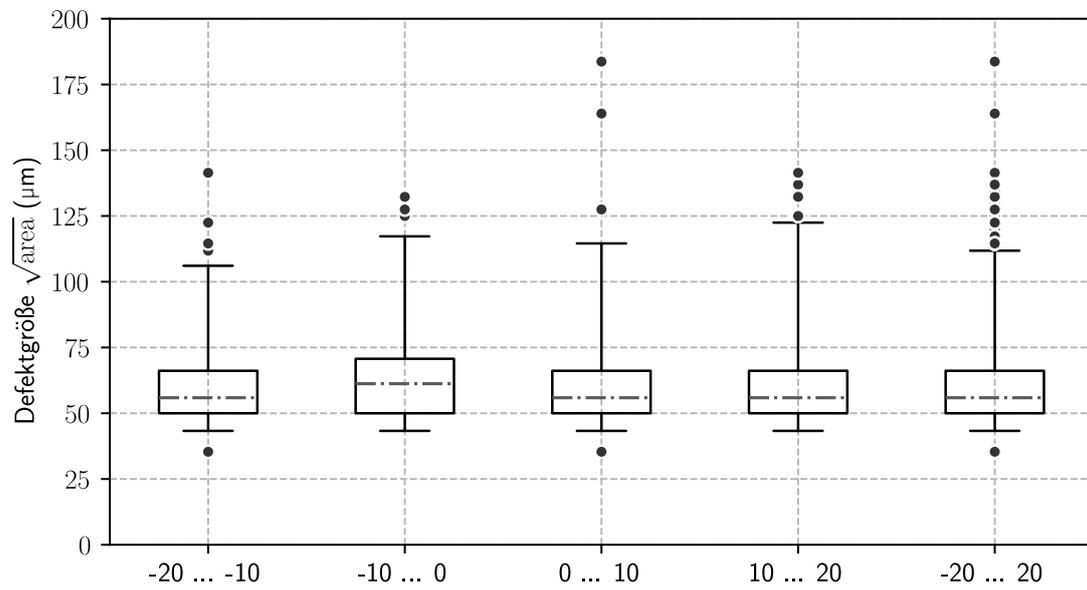


Abbildung 3.6: Verteilung der Fehlstellen in verschiedenen Abschnitten für Prozessparameter a am Beispiel einer einzelnen Werkstoffprobe

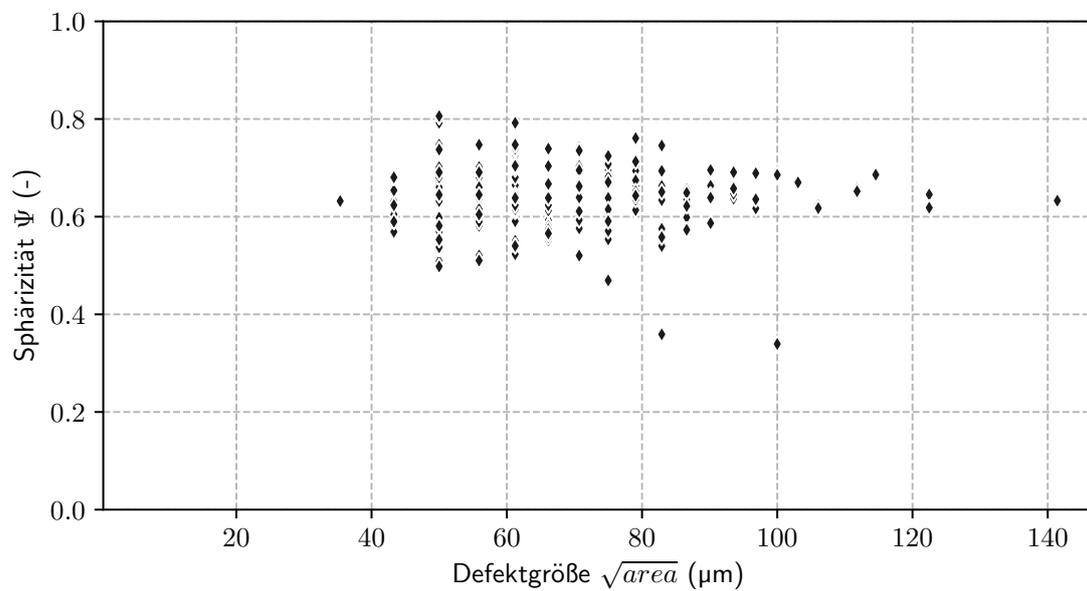


Abbildung 3.7: Fehlstellengeometrie für Prozessparameter a am Beispiel einer Werkstoffprobe

## Prozessparameter b

In Abbildung 3.8 ist die Verteilung der Fehlstellengröße für Prozessparameter b dargestellt. Die Aufnahmen von Prozessparameter b zeigen im Vergleich mit Prozessparameter a deutlich mehr und deutlich größere Fehlstellen. Diese Beobachtung entspricht den Ergebnissen der metallografischen Schliffe und deckt sich mit den Ergebnissen der Voruntersuchung von Schreiter [112]. Für Prozessparameter b sind mehr als 8,0 Fehlstellen pro  $\text{mm}^3$  im Material zu finden. Dabei ist anzumerken, dass die Anzahl der Fehlstellen pro  $\text{mm}^3$  im Bereich von 8,0 – 18,0 Fehlstellen pro  $\text{mm}^3$  variiert. Die größten Fehlstellen für Prozessparameter b liegen im Bereich von 320 – 480  $\mu\text{m}$  und sind damit um 250 % größer als in Prozessparameter a.

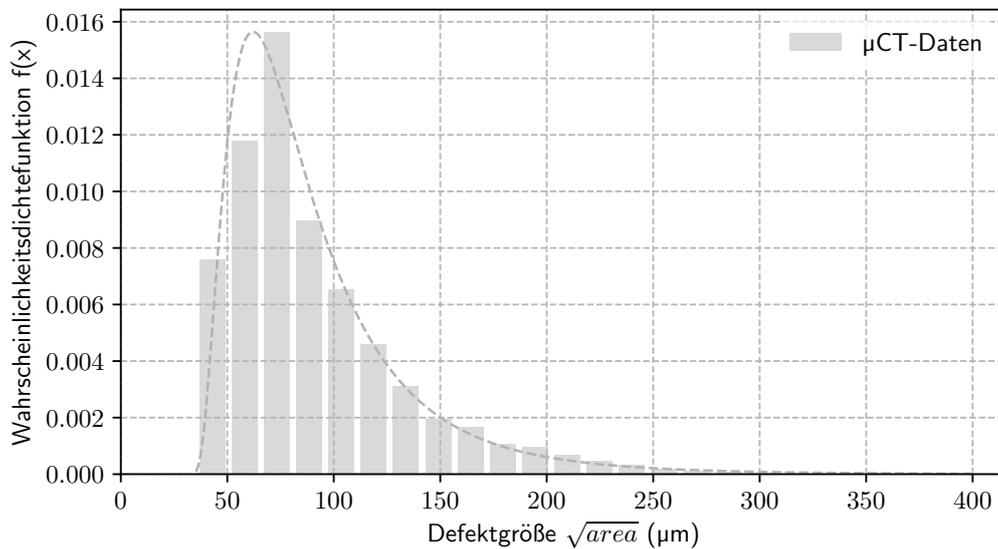


Abbildung 3.8: Verteilung der Fehlstellengröße für Prozessparameter b am Beispiel einer Werkstoffprobe

Abbildung 3.9 zeigt die Größenverteilung der Fehlstellen in den 10 mm hohen Teilbereichen der Schwingprobe sowie für die komplette Schwingprobe b4. Für alle Verteilungen liegt der Median der Größenverteilung bei ca. 80  $\mu\text{m}$ . Für das 75 % und 99 % Quantil ist ein kleiner Einfluss der Bauhöhe zu erkennen. In der unteren Hälfte des untersuchten Prüfbereichs sind die Fehlstellen um ca. 17 % größer als in der oberen Hälfte. Hierbei ist jedoch anzumerken, dass die Orientierung der Proben in den Computertomografieaufnahmen nicht mit der Orientierung der Schwingproben während der Fertigung übereinstimmt. Dieser Trend deutet auf einen möglichen Einfluss der Probenhöhe auf die Verteilung und Größe der Fehlstellen hin, wird im Rahmen dieser Arbeit vernachlässigt.

Die Geometrie der Fehlstellen ist in Abbildung 3.10 dargestellt. Ähnlich zu Prozessparameter a weisen die kleinen Fehlstellen ( $\sqrt{\text{areal}} \leq 100\mu\text{m}$ ) eine nahezu kugelförmige Fehlstellengeometrie auf. Mit

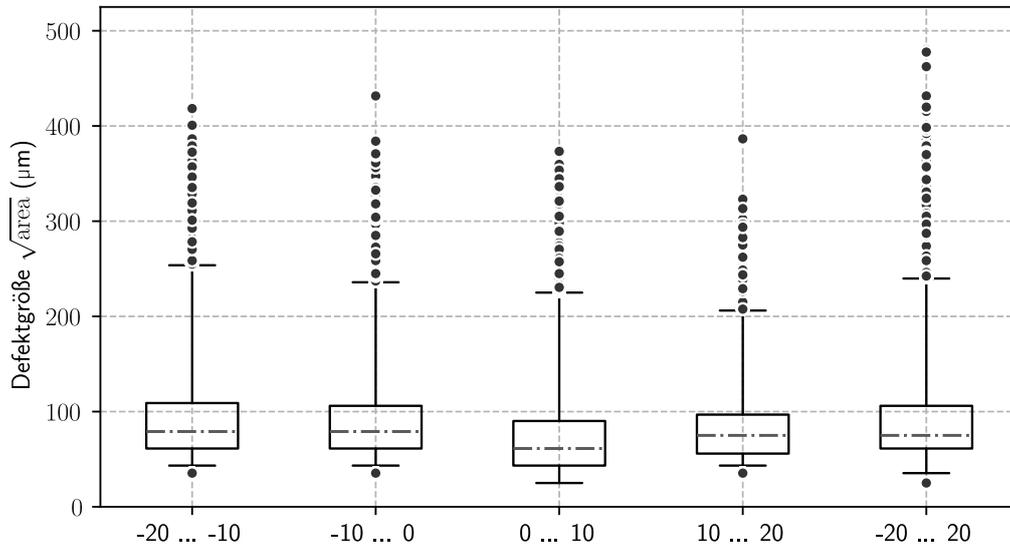


Abbildung 3.9: Verteilung der Fehlstellen in verschiedenen Abschnitten für Prozessparameter b am Beispiel einer einzelnen Werkstoffprobe

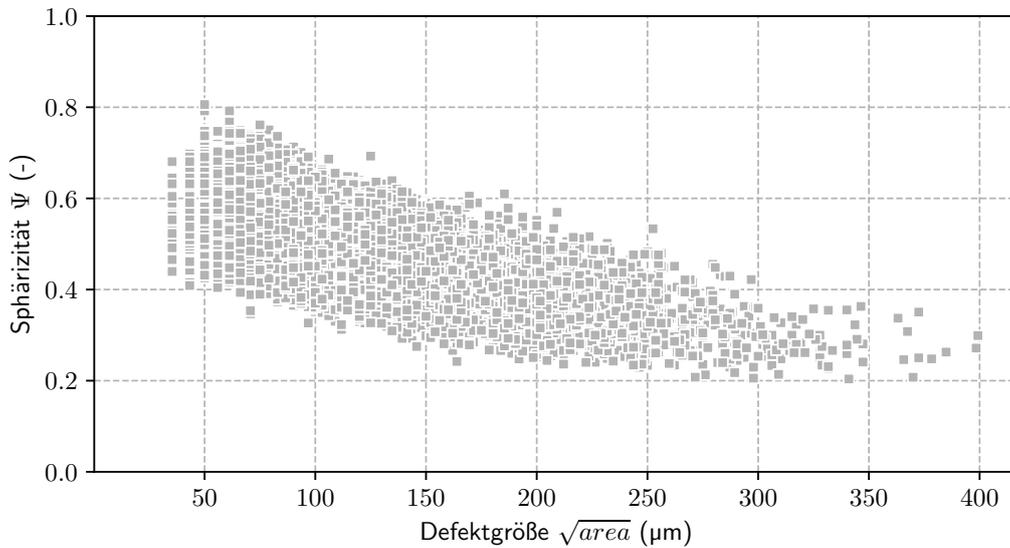


Abbildung 3.10: Fehlstellengeometrie für Prozessparameter b am Beispiel einer Werkstoffprobe

zunehmender Fehlstellengröße sind immer unregelmäßigere Fehlstellen ( $\Psi < 0.4$ ) zu beobachten. Dies deutet vermehrt auf die Bildung von Bindefehlern hin. In Anbetracht des höheren Spurbabstands ( $h_s + 56\%$ ) und erhöhter Lasergeschwindigkeit ( $v_L + 16\%$ ) und der damit niedrigeren Energiedichte  $E_V$  ist dies zu erwarten und deckt sich mit den Analysen von Bai et al. [18] und Wang et al. [135].

## Rauheitsmessung

In Abbildung 3.11 ist die Oberfläche der Schwingproben im as-built Zustand, sowie im polierten Zustand für die Prozessparameter a bis c dargestellt. Wie in den Abbildungen deutlich zu beobachten ist, wurden durch die mechanische Bearbeitung der Schwingproben, Fehlstellen aus dem Inneren der Proben freigelegt und sind zur Oberfläche geöffnet.

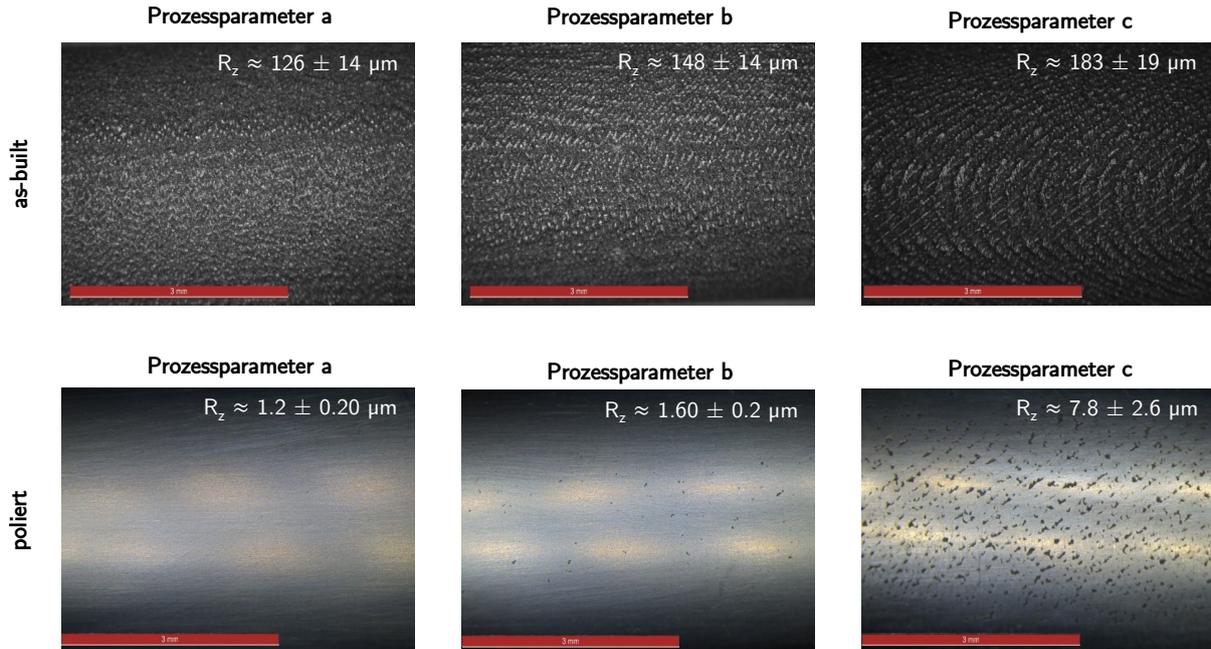


Abbildung 3.11: Oberflächenzustand für Prozessparameter a bis c, oben: Zustand nach der additiven Fertigung, unten: Zustand nach händischem Polieren

Abbildung 3.12 zeigt die gemittelte Rautiefe  $R_z$  für die drei verschiedenen Prozessparameter. Für Prozessparameter a beträgt die gemittelte Rautiefe  $R_z = 127,7 \pm 13,5 \mu\text{m}$ . Für Prozessparameter b ist eine um ca. 16 % höhere Rautiefe  $R_z$  zu beobachten ( $R_z = 148,4 \mu\text{m}$ ). Bei Prozessparameter c ist die gemessene gemittelte Rautiefe  $R_z$  gegenüber Prozessparameter a um 41 % höher ( $R_z = 180,9 \mu\text{m}$ ).

Im Hinblick auf die Rauheitsmessungen sei gesagt, dass eine Untersuchung von Beretta et al. [25] eine leichte Korrelation zwischen der gemessenen maximalen Rautiefe  $R_t$  bzw. der Tiefe des größten Profiltales  $R_v$  und den versagensauslösenden Fehlstellen an der Oberfläche feststellen konnte. Nasab et al. [58] und Persenot et al. [94] konnten in Untersuchungen aber feststellen, dass taktile und optische Messverfahren ungeeignet sind, um die Oberflächenrauheit additiv gefertigter Komponenten vermessen zu können. Besonders schmale, tiefe kerbähnliche Fehlstellen (siehe Abbildung 2.8) können die genannten Verfahren nicht korrekt erfassen und bergen das Risiko, den Oberflächeneinfluss zu unterschätzen [132, 58].

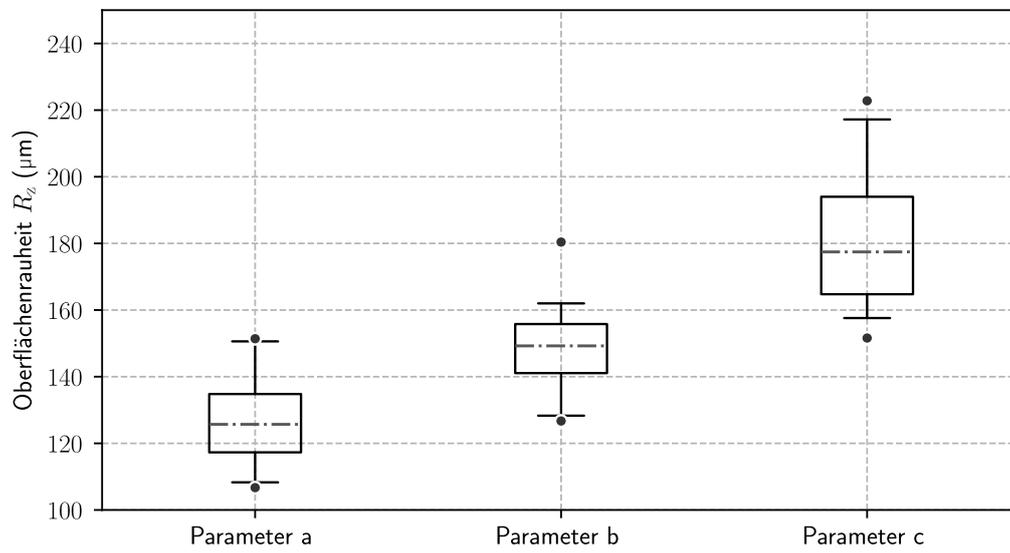


Abbildung 3.12: Boxplots der gemittelten Rautiefe  $R_z$  für die Werkstoffproben im as-built Zustand

### 3.3 Quasi-statisches Verformungsverhalten

#### 3.3.1 Probenform und -herstellung

Zur Bestimmung des quasi-statischen Verformungsverhaltens werden Zugversuche nach DIN EN ISO 6892-1:2020 [8] durchgeführt. Als Proben werden Rundproben der Form A nach DIN 50125:2016 [6] mit einem Prüfdurchmesser  $d_0 = 6$  mm und einer parallelen Länge  $L_c = 36$  mm verwendet. Die technische Zeichnung der verwendeten Proben ist in Abbildung 3.13 dargestellt.

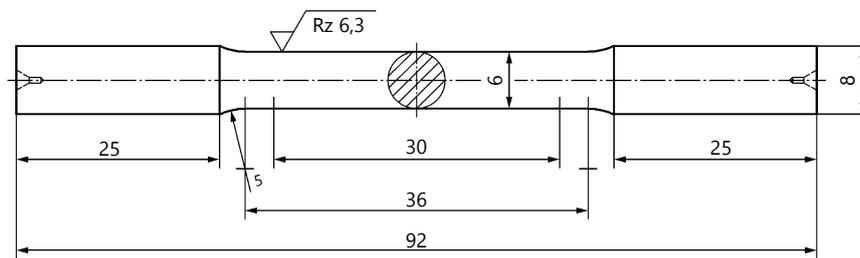


Abbildung 3.13: Geometrie der verwendeten Zugproben nach DIN 50125:2016 [6]

Die Herstellung von drei Zugproben je Prozessparameter (siehe Kapitel 3.1) erfolgt in ihrer Endkontur nach Abbildung 3.13 mit as-built Oberfläche. Eine zusätzliche thermische oder mechanische Nachbehandlung der Zugproben ist nicht erfolgt. Weiterhin wurde je Charge eine zusätzliche Rundprobe mit 8 mm Durchmesser zur Qualitätskontrolle hergestellt. Diese wurde auf einer CNC-Drehbank durch Feindreihen auf die in Abbildung 3.13 dargestellte Endkontur und anschließend durch händisches Polieren auf die nach DIN EN ISO 6892-1:2020 [8] geforderte Oberflächenqualität gebracht.

#### 3.3.2 Versuchstechnik

Die Versuche wurden auf einer *ZMART.Pro* der Firma *Zwick/Roell* mit einer Nennkraft von 100 kN durchgeführt. Zur Messung der aufgebrachten Kräfte wurde eine Kraftmessdose der Firma *HBM*, Typenreihe Z12 der Genauigkeitsklasse 0,03 nach DIN EN ISO 376:2011 [3] verwendet. Die Genauigkeit des verwendeten Messaufnehmers betrug  $\pm 1$  % des jeweiligen Messwerts. Die Längenänderungen im Prüfquerschnitt der Proben wurden durch einen Clip-On Aufnehmer der Firma *Zwick/Roell* aufgezeichnet. Bei dem Clip-On Aufnehmer betrug die Genauigkeit  $\pm 1$  % des jeweiligen Messwerts. Die Durchführung der Zugversuche erfolgte nach DIN EN ISO 6892-1:2020 [8] unter Wegregelung mit einer Dehnrates von  $\dot{\epsilon} = 0,025$  %/s.

### 3.3.3 Ergebnisse

In Abbildung 3.14 sind die experimentell bestimmten Spannungs-Dehnungs-Kurven im as-built Zustand dargestellt. Die Bestimmung der Materialkennwerte Elastizitätsmodul  $E$ , die Zugfestigkeit  $R_m$ , die Dehngrenze  $R_{p0,2}$  sowie die Bruchdehnung  $A_5$  erfolgte nach DIN EN ISO 6892-1:2020 [8] automatisiert durch einen am Prüfstand angeschlossenen Rechner. Das Versagen trat bei allen Versuchen am Punkt der maximalen Last ein.

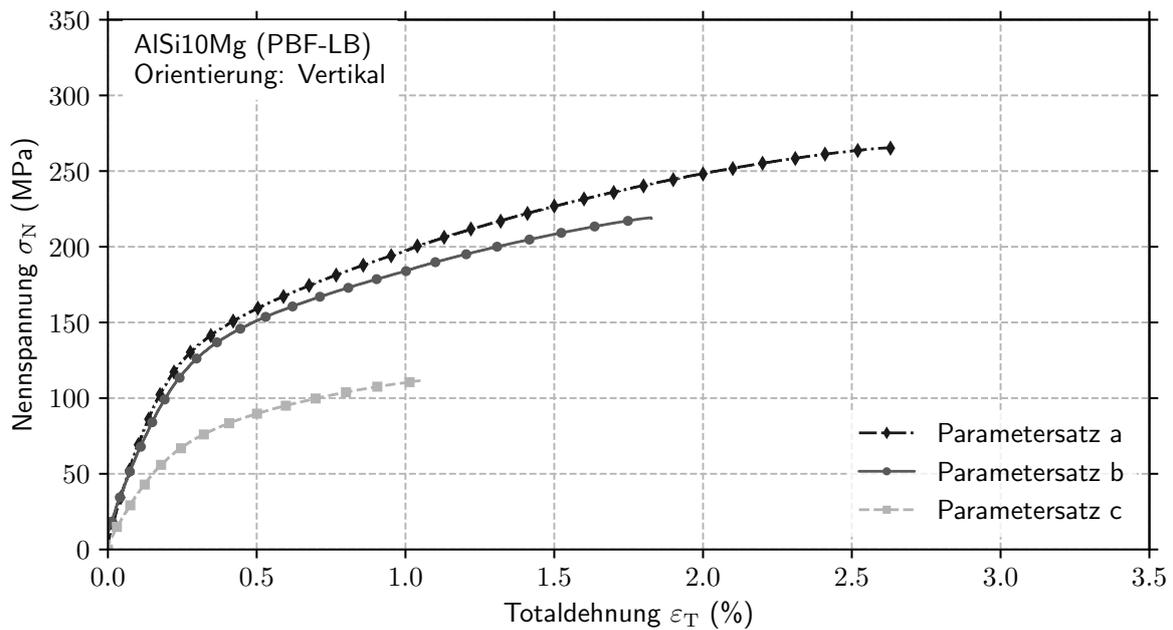


Abbildung 3.14: Spannungs-Dehnungs-Kurven für Prozessparameter a bis c

Für Prozessparameter a beträgt die Zugfestigkeit im Mittel  $R_m = 267,9 \text{ N/mm}^2$  bei einer Bruchdehnung  $A_5 = 2,36 \%$ . Bei den anderen Prozessparametern b und c ist die Zugfestigkeit geringer. Prozessparameter b zeigt eine 15 % geringere Zugfestigkeit  $R_m$  als Prozessparameter a. Für Prozessparameter c ist die Zugfestigkeit um den Faktor 2 geringer als für Prozessparameter a. Der Einfluss der Porosität ist am deutlichsten bei der Bruchdehnung. Prozessparameter b weist eine um 24 % und Prozessparameter c eine um 68 % niedrigere Bruchdehnung auf. Alle ermittelten Materialkennwerte sind in 3.4 aufgelistet.

Einer Literaturstudie von Kan et al. [67] zufolge reagiert die Bruchdehnung deutlich empfindlicher auf eine höhere Porosität als die Zugfestigkeit. Als Hauptgrund für den großen Einfluss der Porosität auf das quasi-statische Verformungsverhalten werden von Kan et al. [67] fünf Faktoren genannt: (i) Die Reduktion des tragenden Querschnitts, (ii) erleichtern die Koaleszenz von Fehlstellen was zu

Tabelle 3.4: Mechanische Eigenschaften der Werkstoffproben im as-built Zustand

	<b>Zugfestigkeit</b>	<b>Dehngrenze</b>	<b>Bruchdehnung</b>	<b>Elastizitätsmodul</b>
	$R_m$ ( $N/mm^2$ )	$R_{p,0.2}$ ( $N/mm^2$ )	$A_5$ (%)	$E$ ( $N/mm^2$ )
a	267,9	156,8	2,36	63100
b	226,6	146,8	1,79	55459
c	124,2	98,5	0,74	32051

vorzeitigem Versagen führt, (iii) zeigen eine erhöhte Spannungskonzentration, (iv) dienen als Auslöser für Mikrorisse und (v) können einen Pfad für das Risswachstum zeigen.

Dies lässt sich auch im Vergleich der drei Prozessparameter beobachten. Prozessparameter a zeigt hier die niedrigste Porosität und die besten mechanischen Eigenschaften. Für Prozessparameter b und c sind deutlich schlechtere quasi-statische Eigenschaften zu beobachten. Zugfestigkeit  $R_m$  und Dehngrenze  $R_{p0,2}$  weisen geringere Werte als bei Prozessparameter a auf. Am deutlichsten fällt der Unterschied zu Prozessparameter a bei der Bruchdehnung  $A_5$  aus. Hier sinken die Werte bei Prozessparameter b um 24 % und bei Prozessparameter c sogar um 68 %. Ebenso ist eine deutliche Reduktion des Elastizitätsmoduls für Prozessparameter b und c zu beobachten.

## 3.4 Ermüdungsverhalten im HCF-Bereich

### 3.4.1 Probenform und -herstellung

Für die Untersuchung des Ermüdungsverhaltens im HCF-Bereich werden taillierte Rundproben nach DIN 50113:2011 [5] mit einer Prüflänge von  $l_p = 60$  mm und einem Prüfdurchmesser  $d = 17,5$  mm verwendet. Entsprechend DIN 50113:2011 [5] ( $r/d > 3$ ) wird für den Übergang ein Radius  $r = 55$  mm gewählt. Die technische Zeichnung der Schwingproben ist in Abbildung 3.15 dargestellt.

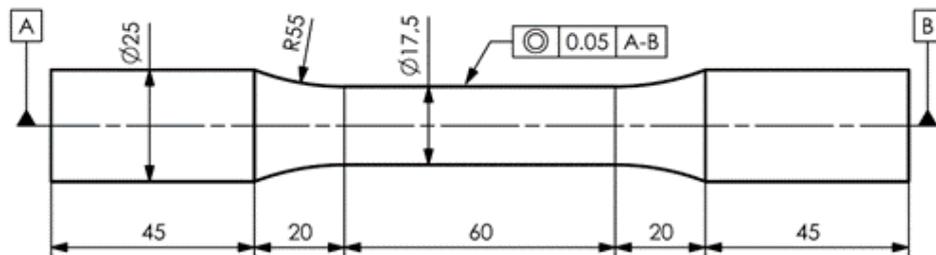


Abbildung 3.15: Geometrie der verwendeten Schwingproben

Zur Bewertung des Oberflächeneinflusses auf das Ermüdungsverhalten der additiv gefertigten Werkstoffproben werden die Schwingproben in zwei verschiedenen Zuständen hergestellt. Zum einen werden 45 Schwingproben (15 je Prozessparameter) im as-built Zustand, also in dem Zustand direkt nach der additiven Fertigung hergestellt. Zum anderen werden 45 Schwingproben (15 je Prozessparameter) als zylindrische Rohlinge mit Durchmesser  $\text{Ø}25$  mm und einer Länge von 210 mm gefertigt. Alle 90 Schwingproben werden auf zwei Baujobs (siehe Anhang A) aufgeteilt. Bei den Schwingproben im as-built Zustand ist keine mechanische oder thermische Nachbearbeitung erfolgt. Aus den zylindrischen Rohlingen wird die Endkontur durch Feindreihen auf einer CNC-Drehbank hergestellt, anschließend wird die Oberfläche durch händisches Polieren in Längsrichtung auf  $R_z \approx 1$  gebracht.

### 3.4.2 Versuchstechnik

Die Schwingversuche wurden auf einer Umlaufbiegeprüfmaschine der Firma *SincoTec* vom Typ *Rotabend 200 Nm* durchgeführt. Der Versuchsaufbau ermöglicht die Realisierung querkraftfreier 4-Punkt Biegung im Prüfquerschnitt der Schwingproben. Dazu wird ein statisches Biegemoment  $M_b$  über zwei drehbar gelagerte Hebelarme der Länge  $l_b = 400$  mm auf die Schwingproben aufgebracht. Das Biegemoment wird am Prüfstand durch eine Spindel mit Feder in die Werkstoffprobe eingeleitet. Dadurch kann ein maximales Biegemoment von bis zu  $M_b = 200$  Nm aufgebracht werden. Die Schwingproben

werden durch Spannzangen des Typs *OZ 467E* fixiert. Die Federkraft  $F_F$  wird durch eine Kraftmessdose des Typs *1500ASK-0,5KN* mit einer Genauigkeit von  $\pm 0,5\%$  der Prüfkraft gemessen. Zum Zählen der Schwingspiele werden die Umdrehungen des Elektromotors durch einen Induktivgeber erfasst.

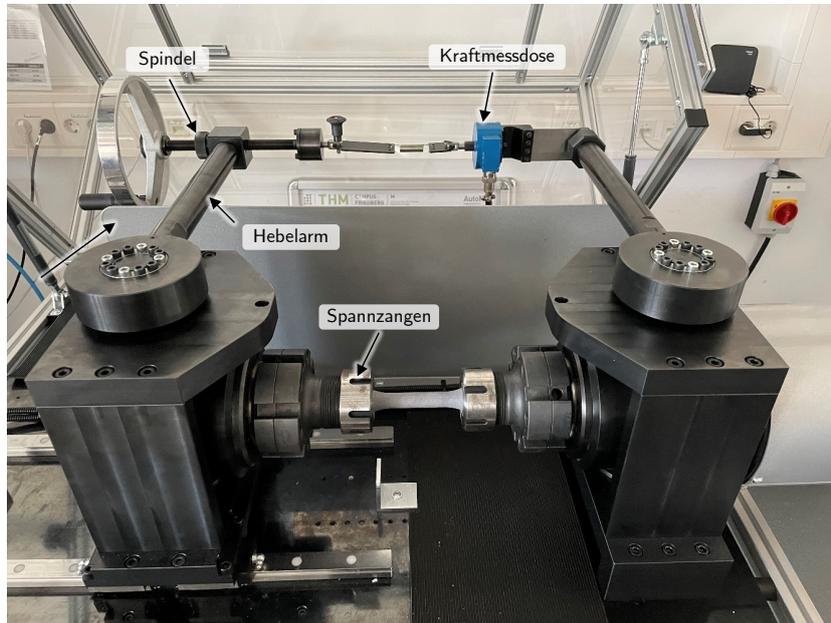


Abbildung 3.16: Versuchsaufbau für die Durchführung der Schwingversuche unter Umlaufbiegung

Durchgeführt werden die Versuche mit einer Prüffrequenz  $f = 20 \text{ Hz}$  ( $= 1200 \text{ 1/min}$ ) bei Raumtemperatur (ca.  $\approx 20 \text{ }^\circ\text{C}$ ) und einer maximalen relativen Luftfeuchtigkeit von  $50\%$ . Die Prüfung aller Schwingproben wird durchgeführt bis ein Bruch der Werkstoffproben eintritt oder die Schwingspielzahl  $10^7$  erreicht. Proben mit mehr als  $10^7$  Schwingspielen wurden als Durchläufer gewertet. Die aufgebrachten Prüfmomente lagen zwischen  $M_b = 150 \text{ Nm}$  und  $M_b = 20 \text{ Nm}$ , was je nach Prozessparameter und Zustand einer Schwingspielzahl zwischen  $10^3$  und  $10^7$  entspricht.

## Ergebnisse

Die Abbildungen 3.17 und 3.18 zeigen die Wöhlerlinien für Prozessparameter a im Zustand nach der additiven Fertigung (as-built) und im Zustand mit polierter Oberfläche. Für die Beschreibung der Wöhlerlinie wird der Ansatz nach Basquin [20] (Gl. 3.7) verwendet.

$$\sigma_a = \sigma_D \left( \frac{N_D}{N} \right)^{(1/k)} \quad (3.7)$$

Die Neigung der Wöhlerlinie wird durch den Parameter  $k$  und die Lage der Wöhlerlinie durch das Wertepaar  $(\sigma_D, N_D)$  beschrieben. Für die Bestimmung der Parameter wurde eine lineare Regressi-

on nach DIN 50100:2020 [4] verwendet. Der Abknickpunkt wird entsprechend der FKM-Richtlinie „Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile“ [104] bei  $2 \cdot 10^6$  Schwingspielen gewählt. Die statistische Auswertung der Wöhlerlinien erfolgt ebenfalls nach DIN 50100:2020 [4] mit dem Perlschnurverfahren. Als Maß für die Streuung der Versuche wird die Streuspanne  $T_N$  als Verhältnis der Lebensdauer mit 10- % und 90 % -iger Ausfallwahrscheinlichkeit verwendet.

$$T_N = \frac{N_{90 \%}}{N_{10 \%}} \quad (3.8)$$

### Prozessparameter a

Die ertragbare Spannungsamplitude bei  $2 \cdot 10^6$  Schwingspielen beträgt bei Prozessparameter a im Zustand mit polierter Oberfläche  $\sigma_a = 83,5 \text{ N/mm}^2$ . Mit einer Neigung von  $k = 8.66$  verläuft die Wöhlerlinie für den Zustand mit polierter Oberfläche sehr flach.

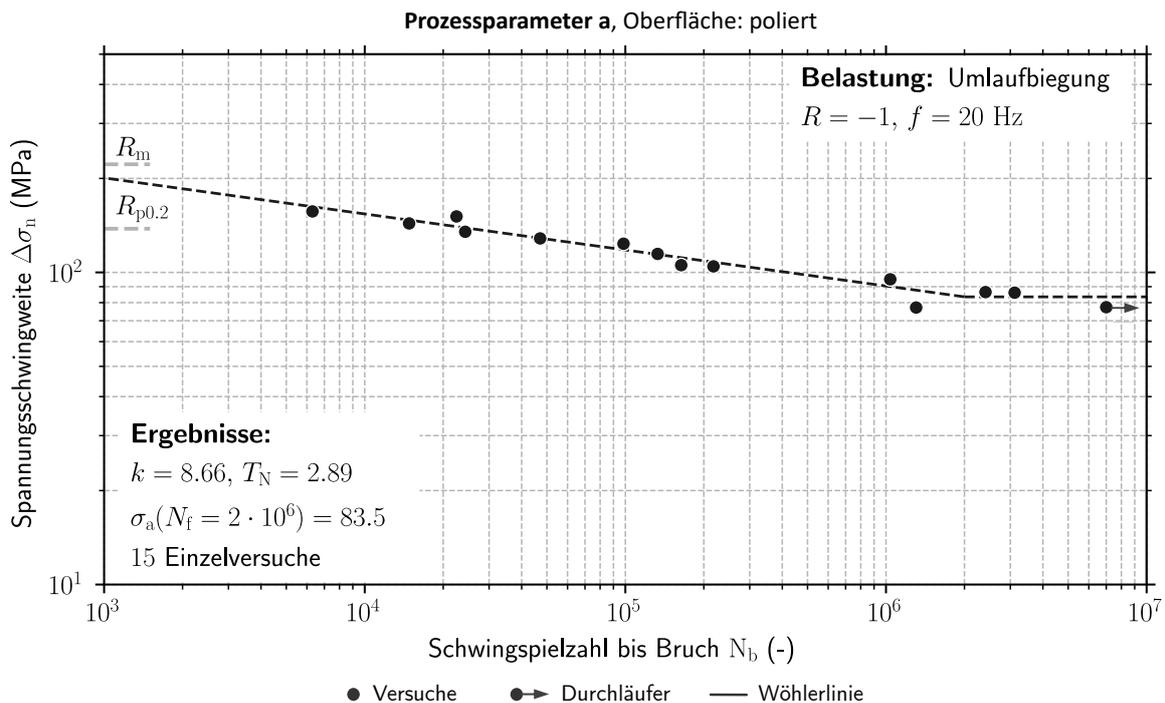


Abbildung 3.17: Wöhlerlinie für Prozessparameter a im polierten Zustand

Für eine Einordnung der ermittelten Festigkeit werden die Ergebnisse für Prozessparameter a mit polierter Oberfläche Untersuchungen aus der Literatur gegenübergestellt. In einer Untersuchung von Uzan et al. [131] lag die ertragbare Spannungsamplitude  $\sigma_a$  unter Umlaufbiegung bei  $2 \cdot 10^6$  Schwingspielen mit  $\sigma_a = 125 \text{ N/mm}^2$  ca. 50 % höher als in den hier gezeigten Versuchen. Hierbei ist zu

erwähnen, dass das hochbeanspruchte Volumen der von Uzan et al. [131] verwendeten Proben deutlich geringer ist. Verwendet wurden Proben ASTM E466-96 [42] mit einem Prüfdurchmesser von 5 mm und einer Prüflänge von 50 mm. In den Versuchen von Xu et al. [144] liegt die dauerhaft ertragbare Spannungsamplitude  $\sigma_a$  in Umlaufbiegeversuchen an polierten Proben bei  $\sigma_a = 87\text{N/mm}^2$  und ist mit den hier gezeigten Ergebnissen vergleichbar.

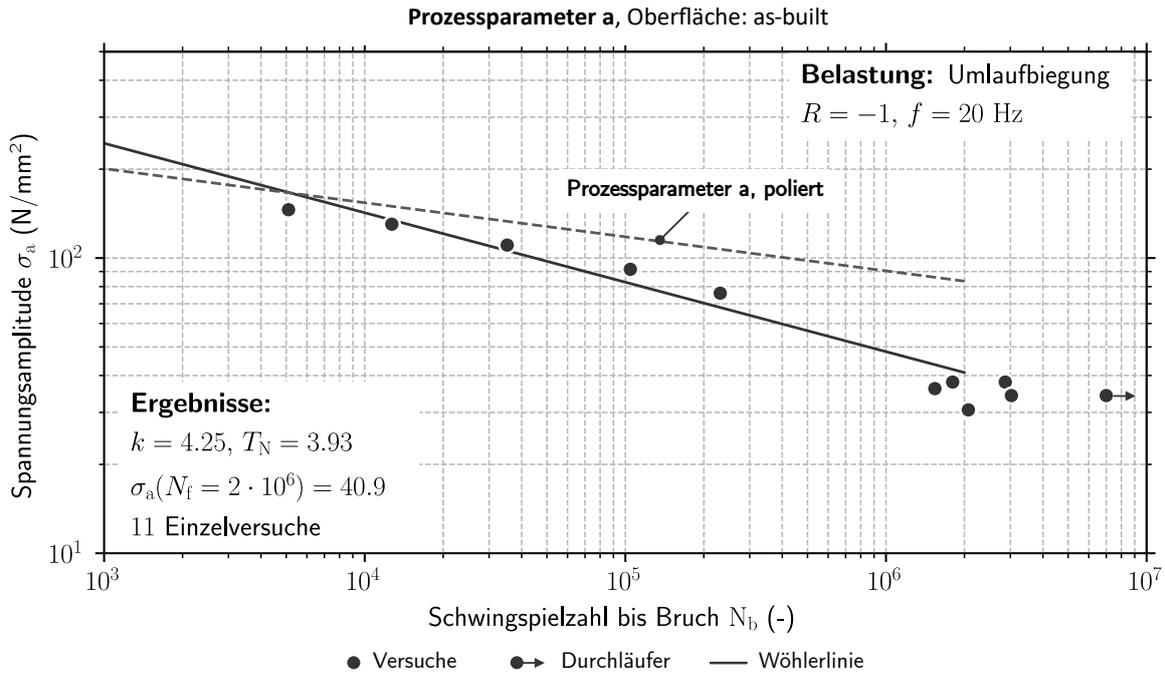


Abbildung 3.18: Wöhlerlinie für Prozessparameter a im as-built Zustand

Der Zustand nach der additiven Fertigung (as-built) zeigt eine deutlich geringere Festigkeit, hier beträgt die ertragbare Spannungsamplitude  $\sigma_a = 40,9\text{ N/mm}^2$  und ist um ca. 51 % geringer. Ebenso ist die Neigung der Wöhlerlinie im as-built Zustand mit  $k = 4.25$  deutlich steiler als im Zustand mit polierter Oberfläche. Die beiden Wöhlerlinien zeigen aber bei  $10^3$  Schwingspielen einen gemeinsamen Schnittpunkt.

In Abbildung 3.19 ist der Einfluss der Oberfläche nach McKelvey und Fatemi [84] dargestellt. Der Schnittpunkt bei  $10^3$  Schwingspielen liegt für Prozessparameter a ebenfalls in der Nähe von  $\sigma_a \approx 0.9 \cdot R_m$ . Als Reduzierungsfaktor  $K_{R,\sigma}$  ergibt sich für den Zustand mit as-built Oberfläche  $K_{R,\sigma} = 0.48$ , sodass für die ertragbare Spannungsamplitude bei  $2 \cdot 10^6$  Schwingspielen gilt:

$$\sigma_{a,\text{as-built}}(N_f = 2 \cdot 10^6) = 0.48 \cdot \sigma_{a,\text{poliert}}(N_f = 2 \cdot 10^6). \quad (3.9)$$

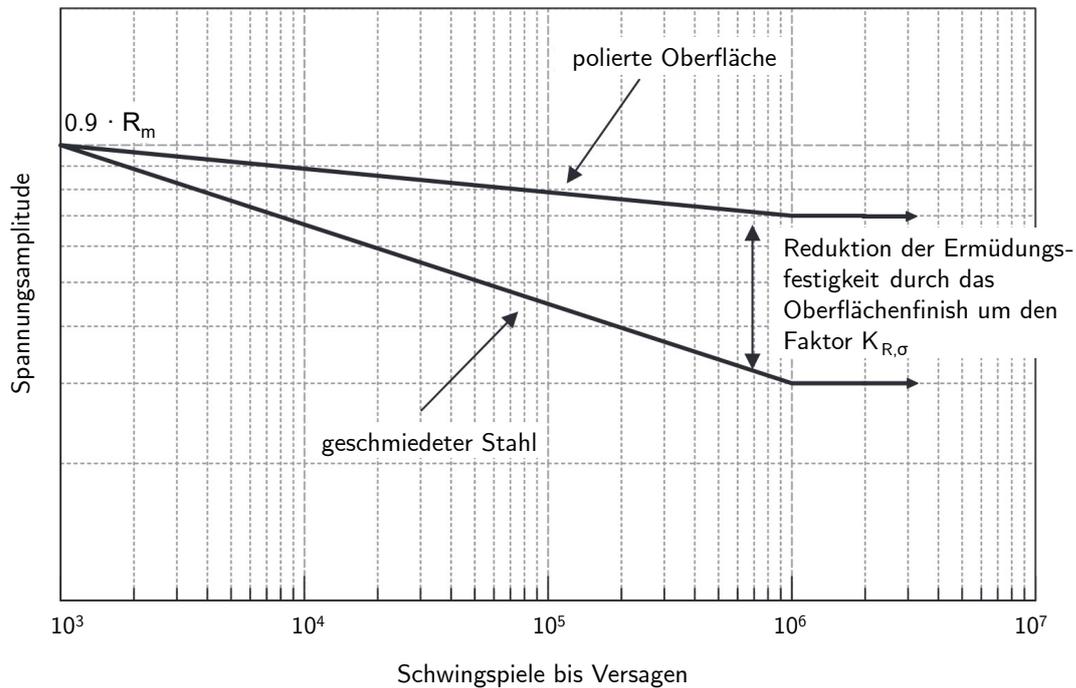


Abbildung 3.19: Einfluss der Oberflächenrauheit auf das Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe in Anlehnung an McKelvey und Fatemi [84]

### Prozessparameter b

Die Ergebnisse der Versuche unter Umlaufbiegung für Prozessparameter b mit polierter und as-built Oberfläche sind in den Abbildungen 3.20 und 3.21 dargestellt. Für den polierten Zustand ist die ertragbare Spannungsamplitude  $\sigma_a = 62,4 \text{ N/mm}^2$  bei  $2 \cdot 10^6$  Schwingspielen um ca. 25 % geringer als für Prozessparameter a. Die Neigung der Wöhlerlinie ist mit  $k = 6,11$  auch steiler als bei Prozessparameter a, was auf einen Einfluss der Porosität auf die Ermüdungsfestigkeit hindeutet.

Für den as-built Zustand ist die ertragbare Spannungsamplitude  $\sigma_a = 39,8 \text{ N/mm}^2$  um knapp 36 % geringer als im Zustand mit polierter Oberfläche für Prozessparameter b und mit Prozessparameter a im as-built Zustand vergleichbar. Die Neigung im as-built Zustand liegt bei  $k = 4,33$  und im polierten Zustand bei  $k = 6,11$ . Ähnlich wie bei Prozessparameter a ist bei  $2 \cdot 10^6$  Schwingspielen ein deutlicher Einfluss des Oberflächenzustands auf die Versuchsergebnisse zu erkennen. Bei ca.  $10^3$  Schwingspielen ist ein Schnittpunkt der beiden Wöhlerlinien zu beobachten. Der Reduzierungsfaktor für den as-built Zustand für Prozessparameter b beträgt  $K_{R,\sigma} = 0,63$ .

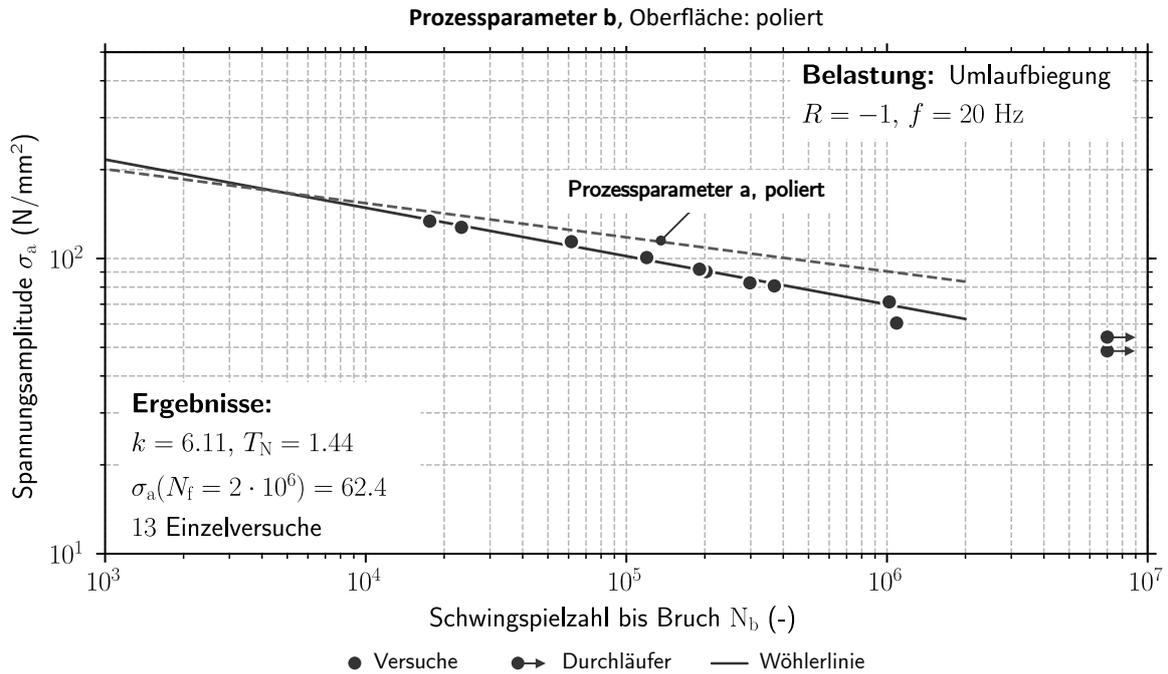


Abbildung 3.20: Wöhlerlinie für Prozessparameter b im polierten Zustand

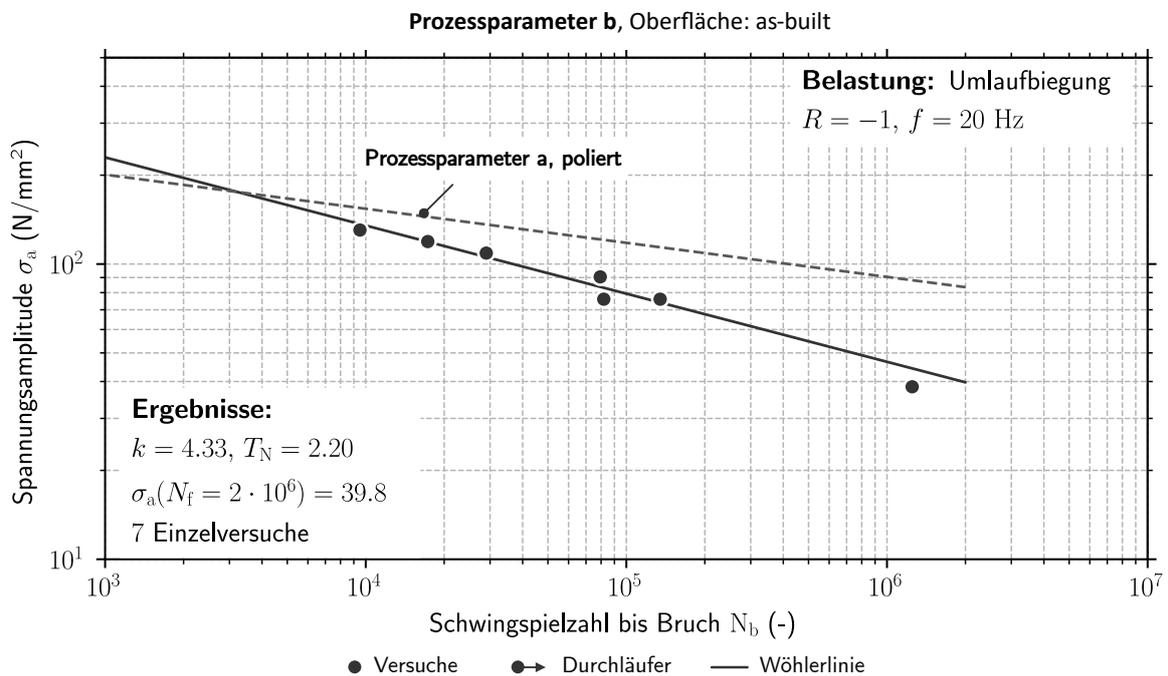


Abbildung 3.21: Wöhlerlinie für Prozessparameter b für den as-built Zustand

### Prozessparameter c

In Abbildung 3.22 und 3.23 sind die Ergebnisse der Versuche unter Umlaufbiegung für Prozessparameter c im Zustand mit polierter Oberfläche und im as-built Zustand dargestellt. Die in den beiden vorherigen Abschnitten getroffenen Aussagen lassen sich auch auf die Ergebnisse für Prozessparameter c übertragen. Aufgrund der hohen Porosität  $\Phi$  ist die Ermüdungsfestigkeit jedoch deutlich geringer als für die beiden anderen Prozessparameter.

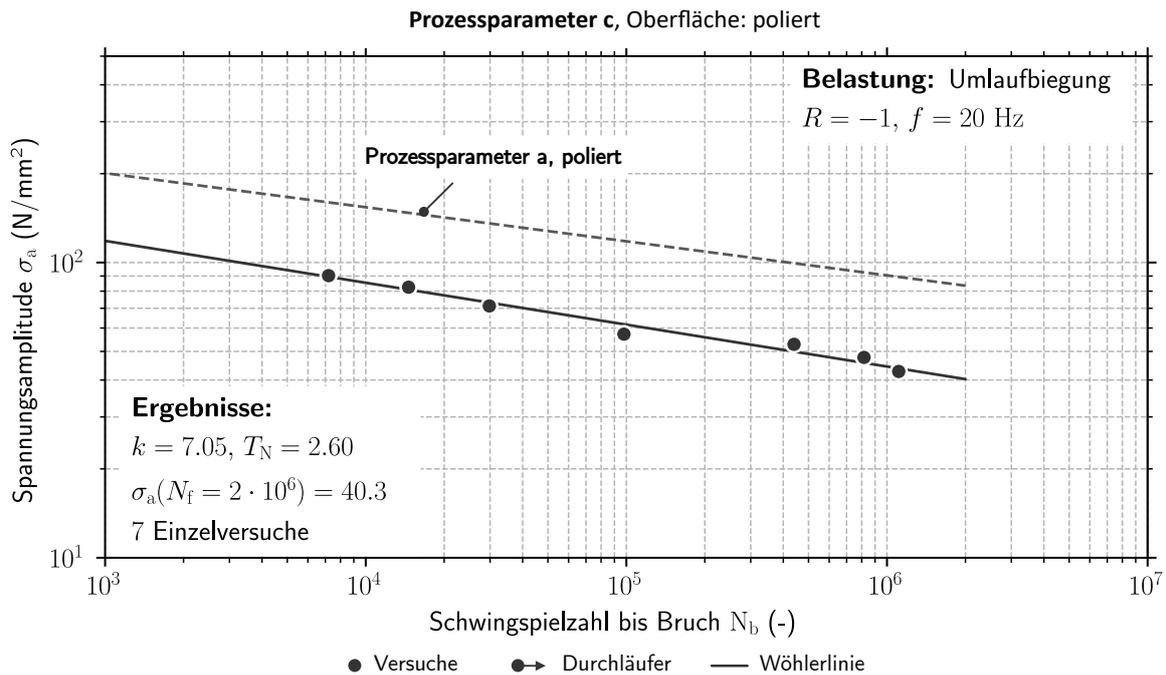


Abbildung 3.22: Wöhlerlinie für Prozessparameter c im polierten Zustand

Die bei  $2 \cdot 10^6$  Schwingspielen ertragbare Spannungsamplitude im polierten Zustand ist im Vergleich zu Prozessparameter a um ca. 50 % geringer ( $c: \sigma_a = 40,3 \text{ N/mm}^2$ ,  $a: \sigma_a = 83,5 \text{ N/mm}^2$ ) und mit der Ermüdungsfestigkeit für Prozessparameter a und b im as-built Zustand vergleichbar. Auffallend ist, dass die Neigung der Wöhlerlinie ( $k = 7,05$ ) mit Prozessparameter a im polierten Zustand vergleichbar ist. Im as-built Zustand ist die ertragbare Spannungsamplitude bei  $2 \cdot 10^6$  um ca. 45 % geringer ( $c: \sigma_a = 22,4 \text{ N/mm}^2$ ,  $a: \sigma_a = 40,9 \text{ N/mm}^2$ ).

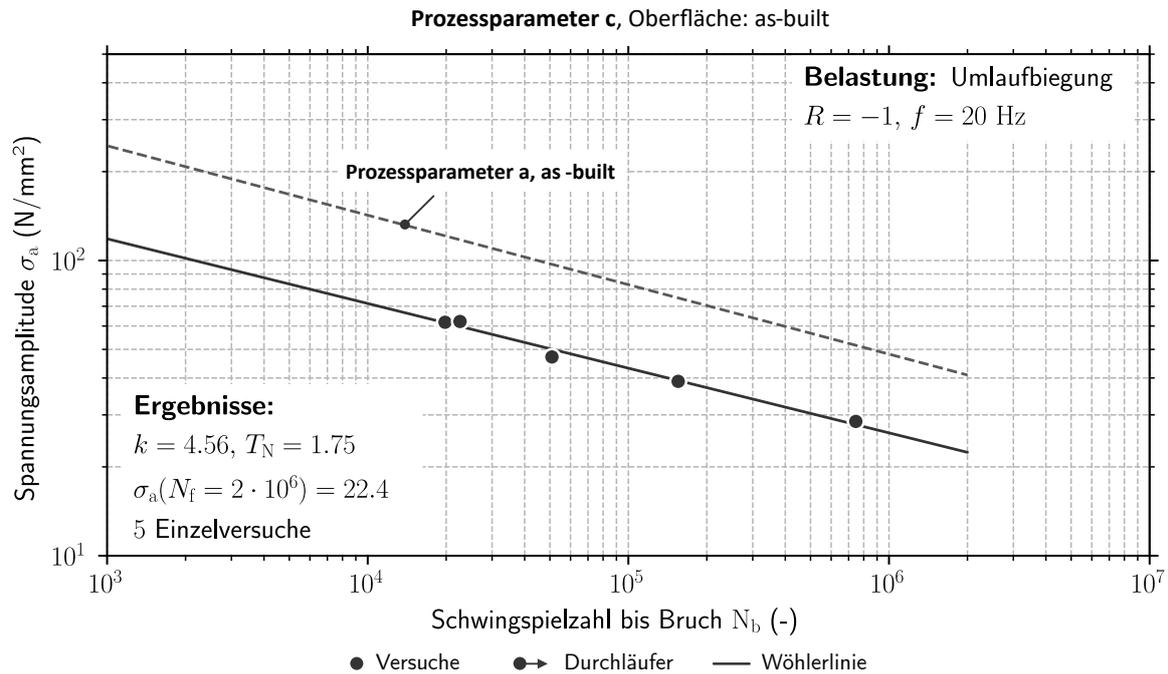


Abbildung 3.23: Wöhlerlinie für Prozessparameter c für den as-built Zustand

Die Wöhlerlinie für Prozessparameter c im as-built Zustand verläuft hier ebenfalls nahezu parallel zur Wöhlerlinie für Prozessparameter a im gleichen Zustand. Der Reduzierungsfaktor für die Oberflächenrauheit liegt bei  $K_{R,\sigma} = 0.54$ . Eine mögliche Erklärung für den Verlauf der Wöhlerlinien könnte die niedrige statische Festigkeit bei Prozessparameter c liefern. Diese liegt nach den Zugversuchen bei  $R_m = 112 \text{ Nmm}^2$ .

### 3.5 Risswachstum unter zyklischer Beanspruchung

#### 3.5.1 Probenform und -herstellung

Für die experimentelle Charakterisierung des Risswachstums unter zyklischer Beanspruchung werden Compact-Tension-Proben (kurz CT-Proben) nach ASTM E647-23a [43] mit einer Dicke  $W = 25$  mm verwendet. Als Anfangskerbe wird bei den Proben eine 0,2 mm dicke Chevron-Kerbe verwendet. Die Geometrie der Compact-Tension-Proben ist in Abbildung 3.24 dargestellt.

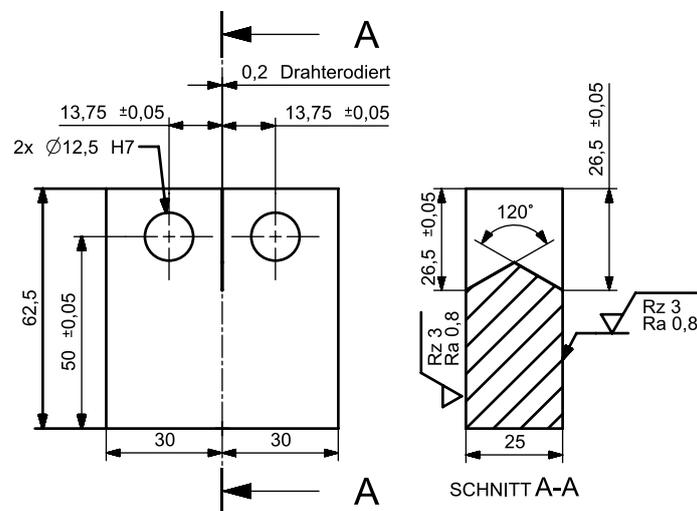


Abbildung 3.24: Geometrie der verwendeten Compact-Tension Proben

Die Charakterisierung des Risswachstums erfolgt an Proben in zwei verschiedenen Orientierungen. Bei den x-y Proben wird die äußere Belastung entlang der z-Achse aufgebracht. Das Risswachstum findet somit in der x-y Ebene, also parallel zu den Pulverschichten statt. Bei den z-x Proben wird die äußere Belastung entlang der y-Achse aufgebracht, das Risswachstum findet in einer Ebene senkrecht zu den Pulverschichten statt. Zur Veranschaulichung sind die beiden Probentypen in Abbildung 3.25 dargestellt.

Für die Rissfortschrittsuntersuchungen werden insgesamt 36 CT-Proben (6 je Prozessparameter und Probenorientierung) als Rohlinge mit den Abmessungen  $65 \times 65 \times 26$  mm entsprechend der in Kapitel 3.1 beschriebenen Prozessparameter hergestellt. Die Endkontur wird auf einer Fräsmaschine sowie durch Schleifen hergestellt. Im letzten Bearbeitungsschritt wird die Chevron-Kerbe durch Drahterodieren in die Proben eingebracht. Die gemittelte Rautiefe  $R_a$  entspricht den in der ASTM E647-05 [43] geforderten Vorgaben und überschreitet  $R_a \leq 0,8 \mu\text{m}$  nicht.

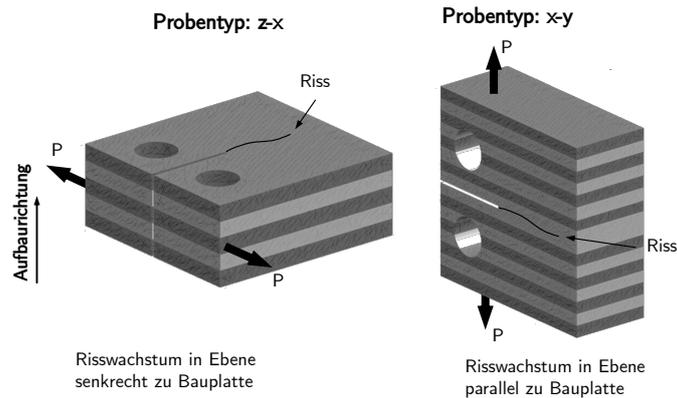


Abbildung 3.25: Probenorientierung der Compact-Tension Proben relativ zur Bauplattform und Belastung

### 3.5.2 Versuchstechnik

Alle Rissfortschrittsuntersuchungen wurden am Fachgebiet Werkstoffmechanik der *TU-Darmstadt* auf einem Resonanzpulsler der Firma *Schenck* mit einer maximalen Kraft von 200 kN durchgeführt. Die Proben werden durch ein kardanisches Gelenk in der Prüfmaschine eingespannt. Die Messung der Risslängen erfolgt durch ein optisches Kamerasystem. Der Versuchsaufbau für die Rissfortschrittsuntersuchungen ist in Abbildung 3.26 dargestellt.

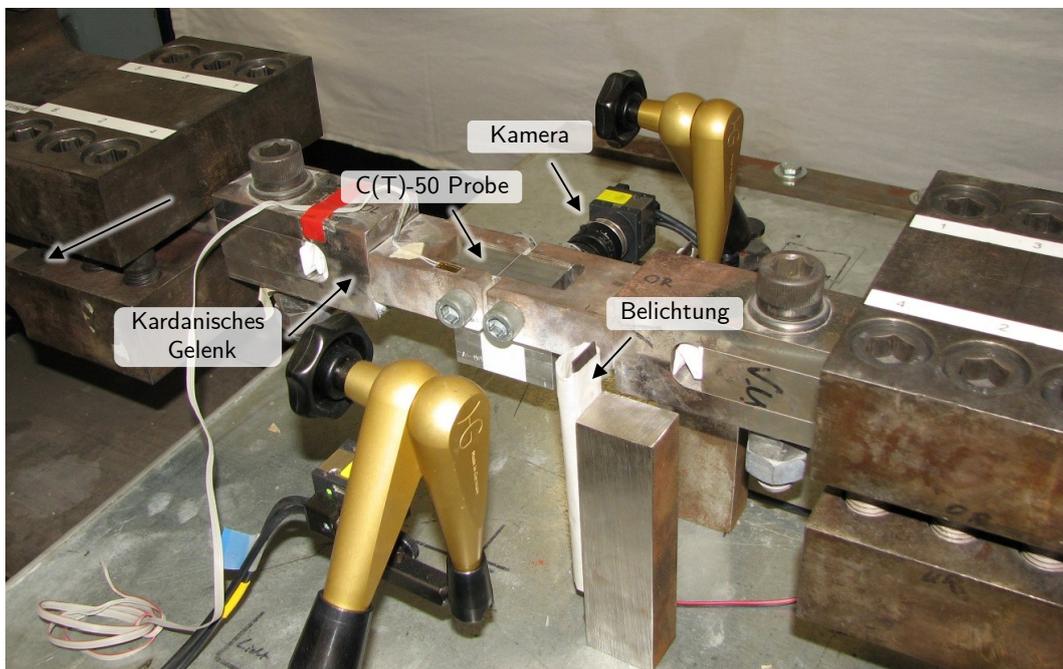


Abbildung 3.26: Versuchsaufbau für die Rissfortschrittsversuche am IFSW der TU-Darmstadt

Um den Kontrast zwischen dem wachsenden Riss und den CT-Proben in den Kamerabildern zu verbessern, wird zusätzlich ein Zinkoxidspray der Firma *Leovet* auf die Oberflächen aufgetragen. Zur Verbesserung der Kamerabilder wird der ganze Versuchsaufbau abgedunkelt und durch LEDs beleuchtet. Insgesamt werden drei Kameras in dem Versuchsaufbau platziert, zwei zur Messung der Risslängen auf Vorder- und Rückseite der Proben, sowie eine zum Auslesen der Schwingspielzahlen. Um die Dateigröße der Aufnahmen zu reduzieren, werden die Kameras alle drei Sekunden ausgelöst.

Die Versuche werden unter sinusförmiger Belastung mit einer Prüffrequenz von  $f = 22$  Hz, bei einem R-Verhältnis  $R_P = P_U/P_O = 0,14$  und  $R_P = 0,50$  durchgeführt.  $P_U$  bezeichnet dabei die Unterlast und  $P_O$  die Oberlast. Bei den Proben ergeben sich folgende Lasten:

- für  $R_P = 0,14$  ergibt sich  $P_U = 0,709$  kN und  $P_O = 5,024$  kN
- für  $R_P = 0,50$  ergibt sich  $P_U = 4,32$  kN und  $P_O = 8,66$  kN

Die Risslänge wird nach dem Versuch durch die Aufnahmen der Kameras bestimmt, dazu wird die Software *VLC Media Player* zur Wiedergabe der Aufnahmen sowie das Bildschirmlineal *PMeter* verwendet. Zur Bestimmung der Risslängen und der Schwingspielzahl wird die folgende Vorgehensweise verwendet. Für die Bestimmung der  $a$ - $n$  Kurve wird zuerst das Bildschirmlineal durch Eindrücke im Abstand von 12,4 mm kalibriert und der Zeitpunkt mit Auftreten des ersten sichtbaren Risses ermittelt. Danach wird die Risslänge  $a_{i,1}$  und  $a_{i,2}$  auf Vorder- und Rückseite der CT-Probe sowie der Schwingspielzahl  $n_i$  bestimmt. Dies wird in Inkrementen von zehn Pixeln wiederholt bis der Versuch endet. Im Bereich höherer Risswachstumsraten,  $da/dn \geq 10^{-3}$  mm/SSP wird das maximale Risswachstum stetig reduziert auf ein Risswachstum von ca. drei Pixel.

### 3.5.3 Ergebnisse

Aus den Risslängen  $a_{i,1}$  auf der Vorderseite und  $a_{i,2}$  auf der Rückseite der CT-50 Probe wird eine gemittelte Risslänge  $a_i$  bestimmt. Der Spannungsintensitätsfaktor  $\Delta K$  kann in Abhängigkeit von der Risslänge nach Strawley [121] bestimmt werden (Gl. 3.12).

$$\Delta K_I = \frac{\Delta F}{t\sqrt{w}} Y(\alpha) \quad (3.10)$$

$$\text{mit } \alpha = \frac{a}{w} \geq 0.2 \quad (3.11)$$

$$Y(\alpha) = \frac{2 + \alpha}{(1 - \alpha)^{3/2}} (0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4) \quad (3.12)$$

Die Beschreibung des Risswachstumsgesetzes erfolgt mit einer modifizierten Version der Gleichung von Forman und Mettu [50]:

$$\frac{da}{dn} = C \cdot \left[ \left( \frac{1-f}{1-R} \right) \Delta K \right]^m \quad (3.13)$$

mit den beiden Materialparametern  $C$  und  $m$ . Zur Berücksichtigung des Risschließeffekts wird unterstellt, dass dieser durch die Risschließfunktion  $f_{\text{op}}$  nach Newman [91] beschrieben werden kann. Dies ist durch die folgende Gleichung gegeben:

$$f_{\text{op}} = \frac{\sigma_{\text{op}}}{\sigma_{\text{max}}} = \begin{cases} A_0 + A_1 R + A_2 R^2 + A_3 R^3 & \text{bei } R \geq 0 \\ A_0 + A_1 R & \text{bei } -2 < R < 0 \end{cases} \quad (3.14)$$

und die Koeffizienten  $A_i$  durch die folgenden Beziehungen gegeben sind:

$$A_0 = (0,825 - 0,34\alpha_g + 0,05\alpha_g^2) \cdot \left[ \cos \left( \frac{\pi\sigma_{\text{max}}}{2\sigma_F} \right) \right]^{1/\alpha_g} \quad (3.15)$$

$$A_1 = (0,415 - 0,071\alpha_g) \cdot \left( \frac{\sigma_{\text{max}}}{\sigma_F} \right) \quad (3.16)$$

$$A_2 = 1 - A_0 - A_1 - A_3 \text{ und } A_3 = 2A_0 + A_1 - 1 \quad (3.17)$$

Die Rissfortschrittsrate  $(da/dn)_i$  wird entsprechend ASTM E647-23a [43] durch Polynomapproximation mit sieben Stützstellen [43] aus der gemittelten Risslänge  $a_i$  und der Schwingspielzahl  $n_i$  berechnet. Die Materialkennwerte  $C$  und  $m$  werden durch lineare Regression im Bereich von  $10^{-6}$  mm/SSP bis  $10^{-2}$  mm/SSP berechnet.

### Prozessparameter a

Die Ergebnisse der Rissfortschrittsuntersuchungen für Prozessparameter a sind in Abbildung 3.27 dargestellt. Helle Punkte entsprechen den Versuchen mit R-Verhältnis von  $R_p = 0,14$ , während die dunklen Rechtecke die Versuche mit einem R-Verhältnis  $R_p = 0,50$  darstellen. Die Rissfortschrittsuntersuchungen an den x-y Proben sind im linken Teilbild, Abbildung 3.27 (a) dargestellt, während die Versuche an den z-x Proben im rechten Teilbild, Abbildung 3.27 (b), abgebildet sind. Das Rissfortschrittsgesetz in der Form einer Paris-Gleichung (Gl. 3.13) wurde entsprechend der beschriebenen Vorgehensweise (Gl. 3.12 - Gl. 3.17) durch lineare Regression bestimmt.

Im Hinblick auf den Paris-Exponenten  $m$  ist ein Unterschied von ca. 7 % zwischen den x-y Proben und z-x Proben zu beobachten. In den x-y Proben liegt der Paris-Exponent bei  $m = 3,65$ , während

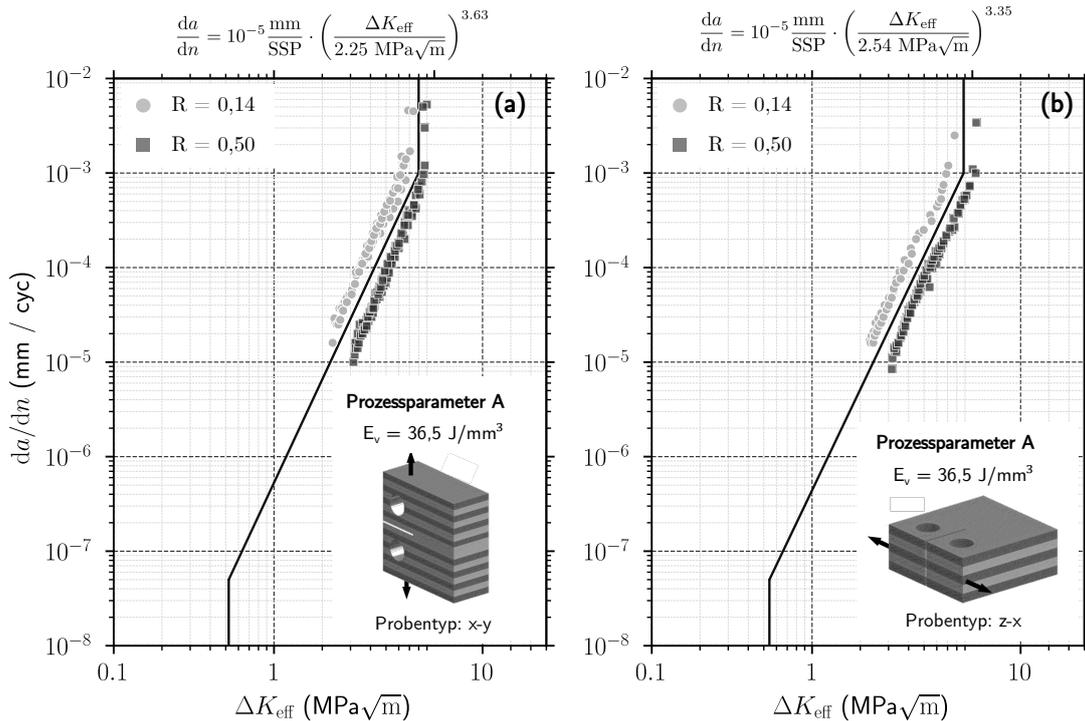


Abbildung 3.27: Risswachstumsgesetz für Prozessparameter a, links: Risswachstum parallel zu Pulverschichten, rechts: Risswachstum senkrecht zu den Pulverschichten

er bei den z-x Proben  $m = 3,35$  beträgt. Ebenso ist ein geringer Unterschied im Lageparameter des Rissfortschrittsgesetzes zu beobachten. In den x-y Proben beträgt die effektive Schwingweite des Spannungsintensitätsfaktors  $\Delta K_{\text{eff}}$  bei einer Rissfortschrittsrate von  $10^{-5} \text{ mm/SSP}$   $2,25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , während  $\Delta K_{\text{eff}}$  bei  $2,54 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  in den z-x Proben liegt. Zwischen den Versuchen mit einem R-Verhältnis von  $R_p = 0,14$  und  $R_p = 0,50$  ist ein systematischer Unterschied sichtbar. Unabhängig vom Prozessparameter und der Probenorientierung zeigen die Versuche mit dem niedrigeren R-Verhältnis, also die Versuche mit  $R_p = 0,14$  nach Berücksichtigung des plastizitäts-induzierten Riss-schließeffekts eine höhere Rissfortschrittsrate als die Versuche mit dem höheren R-Verhältnis ( $R_p = 0,50$ ). Die Ursache für diesen systematischen Unterschied konnte zum aktuellen Zeitpunkt noch nicht bestimmt werden.

### Prozessparameter b

In Abbildung 3.28 sind die Ergebnisse der Untersuchung für Prozessparameter b dargestellt, analog zu Abbildung 3.27 entsprechen die hellen Punkte einem R-Verhältnis von  $R_p = 0,14$  während die dunklen Rechtecke die Versuche mit einem R-Verhältnis  $R_p = 0,50$  darstellen. Das Rissfortschrittsgesetz (Gl. 4.11) wurde ebenfalls durch lineare Regression bestimmt.

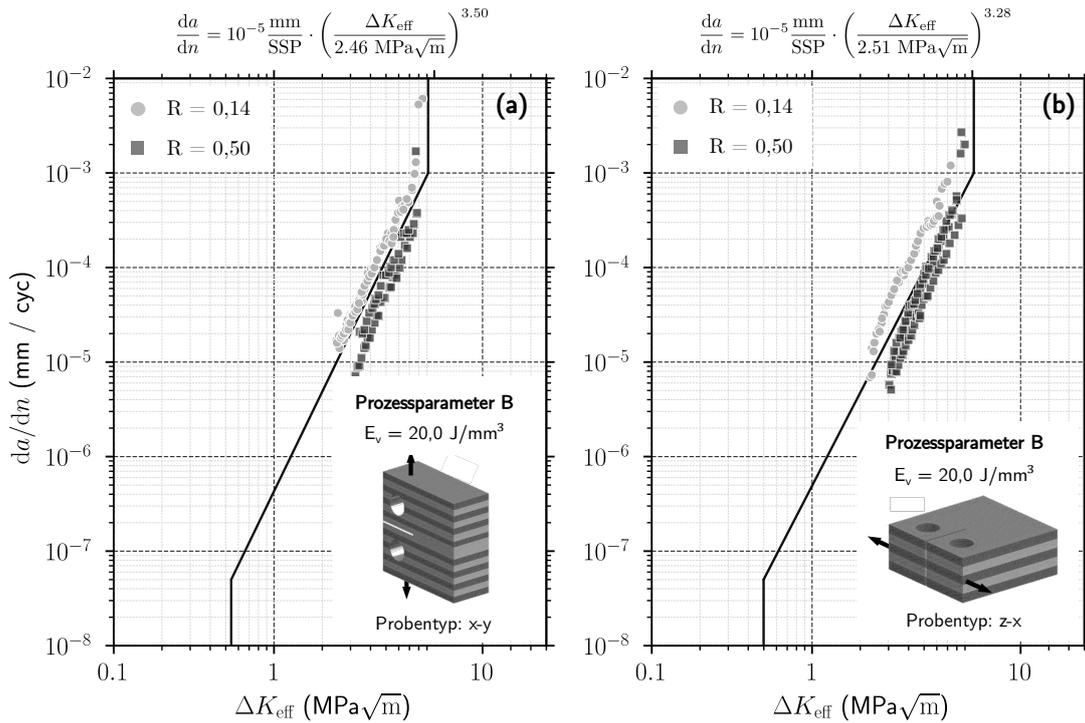


Abbildung 3.28: Risswachstumsgesetz für Prozessparameter b, links: Risswachstum parallel zu den Pulverschichten, rechts: Risswachstum senkrecht zu den Pulverschichten

Im Hinblick auf den Paris-Exponenten  $m$  ist für Prozessparameter b kein nennenswerter Unterschied zu beobachten. Für die Versuche an x-y Proben beträgt der Paris-Exponent  $m = 3,82$ , und für die Versuche an z-x Proben  $m = 3,77$ . Die effektive Schwingweite des Spannungsintensitätsfaktors  $\Delta K_{\text{eff}}$  bei einer Rissfortschrittsrate von  $10^{-5} \text{ mm/SSP}$  ist zwischen den Versuchen an x-y Proben und z-x Proben vergleichbar, dennoch sind kleinere Unterschiede zu beobachten. Für die x-y Proben beträgt die effektive Schwingweite des Spannungsintensitätsfaktors  $\Delta K_{\text{eff}} 3,96 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , während diese für die Versuche an z-x Proben ca. 15 % geringer ist und  $\Delta K_{\text{eff}} = 3,39 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  beträgt. Die systematischen Unterschiede zwischen den Versuchen  $R_p = 0,14$  und  $R_p = 0,50$  sind in den x-y Proben und den z-x Proben ebenfalls zu beobachten. Die Versuche mit dem geringeren R-Verhältnis, also die Versuche mit  $R_p = 0,14$  zeigen ebenfalls nach Berücksichtigung des plastizitäts-induzierten Risschließeffekts eine höhere Rissfortschrittsrate im Vergleich mit den Versuchen bei einem R-Verhältnis  $R_p = 0,50$ .

### Vergleich mit Literaturwerten

Im Vergleich der Rissfortschrittsuntersuchungen von den Werkstoffproben mit Prozessparameter a und b lassen sich keine nennenswerten Unterschiede im Bereich des stabilen Risswachstums feststellen. Daher werden im Folgenden alle Versuche, also die Versuche an den x-y Proben und den z-x Proben

für Prozessparameter a und b in einer Auswertung zusammengefasst. Das Ergebnis dieser Auswertung ist in Abbildung 3.29 (a) dargestellt.

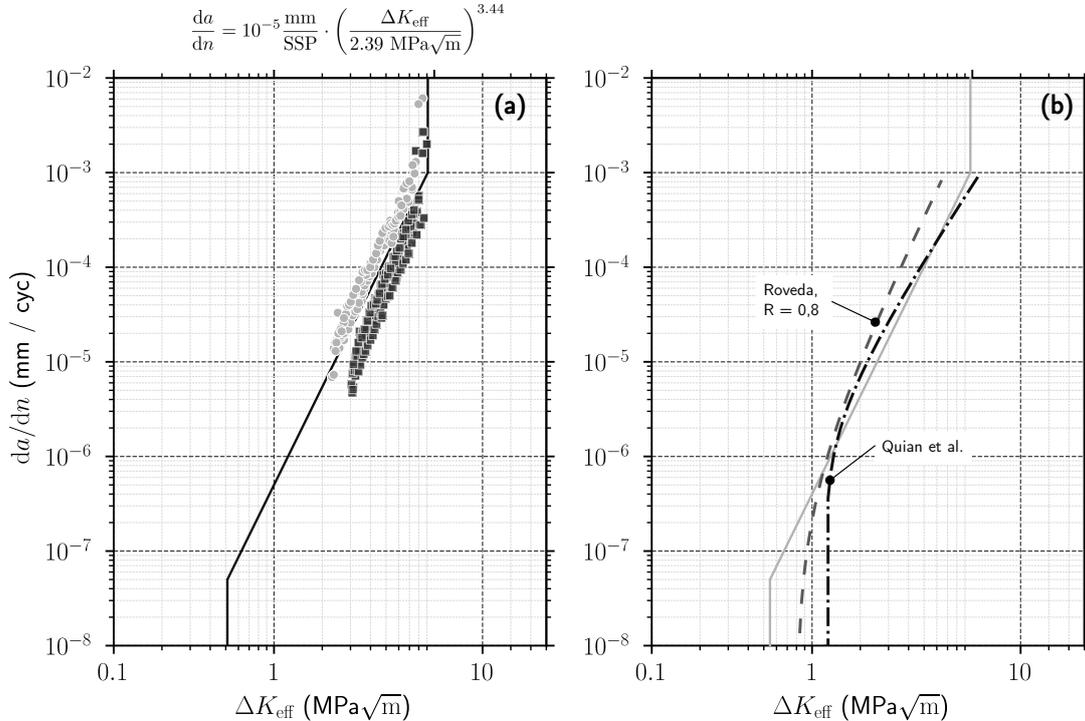


Abbildung 3.29: Risswachstumsgesetz für Prozessparameter b, links: Risswachstum parallel zu Pulverschichten, rechts: Risswachstum senkrecht zu den Pulverschichten

Weiterhin wird in Abbildung 3.29 (b) die ermittelte Rissfortschrittsgleichung Versuchen aus der Literatur gegenübergestellt. Dazu wird eine Untersuchung von Roveda [109] an additiv gefertigtem AlSi10Mg bei einem R-Verhältnis  $R = 0,8$  sowie eine Untersuchung von Quian et al. [99] verwendet. Im Unterschied zu den in der vorliegenden Arbeit gezeigten Untersuchungen wurden in den Arbeiten von Roveda [109] und Quian et al. [99] die NASGRO-Gleichung (Gl. 4.13) für die Beschreibung des Rissfortschrittsgesetzes verwendet.

Der Vergleich der drei verschiedenen Untersuchungen zeigt, dass die Unterschiede der ermittelten Rissfortschrittsgleichungen im Paris-Bereich also zwischen  $10^{-6}$  und  $10^{-3}$  mm/SSP nur kleine Unterschiede aufweisen. Im Schwellenwertbereich sind aber Unterschiede bei dem ermittelten  $\Delta K_{\text{th,eff}}$  zu sehen. In der Untersuchung von Roveda [109] beträgt der Schwellenwert  $\Delta K_{\text{th,eff}} = 0,8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , während der Schwellenwert in der Untersuchung von Quian et al. [99] bei  $\Delta K_{\text{th,eff}} = 1,2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  liegt.



## 4 Bewertungskonzept für additiv gefertigte Komponenten mit Defekten

Im Rahmen des folgenden Kapitels soll eine zuverlässige und robuste Methode zur Bewertung der Lebensdauer additiv gefertigter Aluminiumkomponenten unter zyklischer Belastung mit konstanter Amplitude vorgestellt werden. Das im Folgenden vorgestellte Bewertungskonzept setzt sich dabei aus zwei Hauptkomponenten zusammen. Grundlage bildet die statistische Modellierung der fertigungsbedingten Fehlstellen. Hierzu werden die theoretischen Hintergründe in Abschnitt 4.1 vorgestellt. Die Lebensdauerprognose erfolgt durch die Verwendung eines Kurzrissmodells, für welches in Abschnitt 4.2 die Grundlagen erläutert werden. Der Berechnungsablauf und Details zur Implementierung werden in Abschnitt 4.3 dargelegt. Abschließend werden alle für die Simulation verwendeten Materialkennwerte in Abschnitt 4.4 aufgelistet.

### 4.1 Statistische Modellierung von Fehlstellen

#### 4.1.1 Punktprozesse

Als Punktprozesse werden statistische Modelle zur Beschreibung von Punktmustern im zwei- oder drei-dimensionalen Raum oder in der Zeit (ein-dimensional) bezeichnet. Häufig werden Punktprozesse verwendet, um geometrische Punktmuster von zufällig im Raum verteilten Objekten zu untersuchen. Dabei werden die im Raum verteilten *Objekte* durch Punkte und Markierungen beschrieben. *Punkte* beschreiben dabei die Position der Objekte, während durch *Markierungen* zusätzliche Eigenschaften abgebildet werden können (z. B. die Größe der Objekte). Im Allgemeinen lassen sich Punktmuster in eine von drei Kategorien einteilen. Bei zufälligen Punktmustern sind die Punkte zufällig im Raum verteilt, d. h. eine Interaktion zwischen den einzelnen Punkten findet nicht statt. Punktmuster mit einem hohen Grad an Clusterbildung zeichnen sich durch das Auftreten von Punkten in Gruppen aus. Regelmäßige Punktmuster stellen dabei das Gegenteil von Clustern dar, hierbei ist der Abstand zwischen zwei Punkten immer größer als eine kritische Distanz. Eine Übersicht der drei verschiedenen Punktmuster ist in Abbildung 4.1 dargestellt.

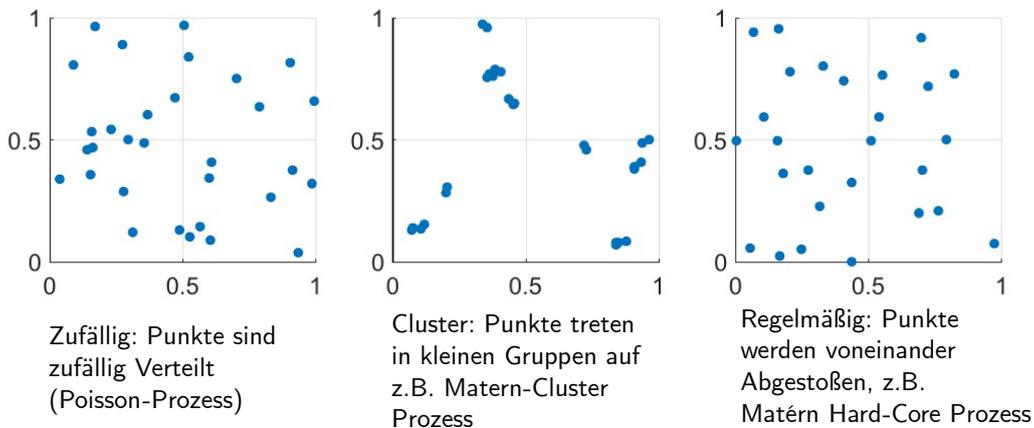


Abbildung 4.1: Einteilung von Punktmustern nach Wilson [139]

Markierungen können dabei nicht nur quantitative Merkmale, wie das Volumen oder die projizierte Fläche, sondern auch qualitative Merkmale, wie die Art der Markierung, z. B. der Typ der Fehlstelle (z. B. Gasporen oder Bindefehler) sein. Von Wilson [139] wurde das Volumen von Fehlstellen in Aluminiumguss als Markierung für verschiedene Punktprozesse verwendet.

Punktprozesse werden dabei in unterschiedlichen Disziplinen zur Untersuchung räumlicher Muster verwendet. Anwendungen umfassen z. B. die Modellierung der Anzahl von Blutpartikeln pro Volumeneinheit in Blutproben [81] oder die Beschreibung von Pflanzenkolonien [64]. In der Materialwissenschaft werden Punktprozesse zur Beschreibung der Position von Fehlstellen, Partikeln oder Körnern verwendet [19, 139, 45]. Als Markierungen werden häufig die Form oder Größe der modellierten Fehlstellen genutzt. Abbildung 4.2 zeigt die Anwendung von Punktprozessen zur Beschreibung der räumlichen Verteilung von Korundkörnern (in weiß dargestellt) im Beton [19].

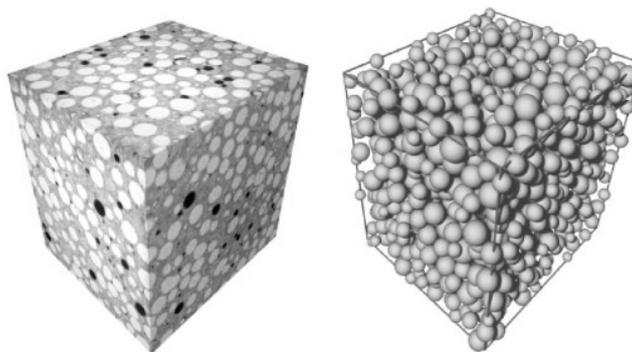


Abbildung 4.2: Modellierung von Korundkörnern in Beton durch einen Punktprozess [19]

Für die Modellierung der Fehlstellenverteilung in Aluminiumguss wurde von El Khoukhi et al. [45] ein

homogener Poisson-Prozess verwendet. Von Wilson et al. [140] wurde zur Modellierung ein Neyman-Scott Prozess verwendet. Untersuchungen von El Khoukhi et al. [45] zeigen, dass die Theorie von Punktprozessen eine effektive Methode zur Bewertung und Simulation der räumlichen Verteilung von Fehlstellen in Aluminiumguss und additiv gefertigten Werkstoffen darstellt. Auf der Grundlage von Computertomografieaufnahmen konnte durch die Verwendung von Punktprozessen ein Modell zur Simulation der räumlichen Verteilung der Fehlstellen in zwei Aluminiumgusslegierungen abgeleitet werden. Die durchgeführte statistische Analyse der Fehlstellen ergab für die beiden Legierungen keine signifikante Bildung von Fehlstellenclustern, sodass als Punktprozess ein homogener Poisson-Prozess gewählt wurde. In einer weiteren Arbeit von El Khoukhi et al [45] wurde der gleiche Punktprozess für die Bewertung der Lebensdauer der beiden Legierungen verwendet.

Wilson et al. [140] kamen zu ähnlichen Ergebnissen. Im Unterschied zu der Untersuchung von El Khoukhi et al. [45] konnte eine Bildung von Fehlstellenclustern nachgewiesen werden, welche durch die Verwendung von Neyman-Scott-Prozessen modelliert werden konnte. Ebenso zeigt die statistische Auswertung, dass im vorliegenden Fall kein Zusammenhang zwischen der Position der Fehlstellen und der Größe gefunden wurde.

Für die weitere Arbeit wird als Punktmuster  $\Phi_{\mathbb{P}}$  eine Menge von  $n$  Punkten bezeichnet:

$$\Phi_{\mathbb{P}} = \left\{ \mathbf{x}_i \in \mathbb{R}^d, i = 1 \dots n \right\}. \quad (4.1)$$

Häufig werden die Punkte nicht in einem unendlichen Raum, sondern in einem Observationsfenster  $W$  aufgezeichnet, sodass für den Punktprozess gilt:

$$\Phi_{\mathbb{P}} = \left\{ \mathbf{x}_i \in W \subset \mathbb{R}^d, i = 1 \dots n \right\} \quad (4.2)$$

Das Observationsfenster  $W_{\mathbb{P}}$  ist in vielen praktischen Anwendungen durch die gewählte Analysemethode vorgegeben. Für Computertomografieaufnahmen von Werkstoffproben entspricht das Observationsfenster  $W_{\mathbb{P}}$  dem analysierten Volumen (3D). Für die Analyse von metallografischen Schliffen entspricht das Observationsfenster  $W_{\mathbb{P}}$  der unter dem Mikroskop betrachteten Fläche (2D), so dass gilt:

$$\begin{aligned} W_{\mathbb{P}} &= [x_{\min}, x_{\max}] \times [y_{\min}, y_{\max}] && \text{im 2D Fall} \\ W_{\mathbb{P}} &= [x_{\min}, x_{\max}] \times [y_{\min}, y_{\max}] \times [z_{\min}, z_{\max}] && \text{im 3D Fall} \end{aligned} \quad (4.3)$$

Punktprozesse sind dabei stochastische Modelle zur Beschreibung unregelmäßiger, räumlich verteilter Punktmuster. Formal stellen Punktprozesse  $\Phi_{\mathbb{P}}$  zufällige Mengen von  $n_{\Phi}$  Punkten dar, wobei die

Anzahl der Punkte  $n_\Phi$  selbst einer Zufallsvariablen entspricht.

$$\Phi_P = \left\{ \mathbf{x}_i \in W_P \subset \mathbb{R}^d, i = 1 \dots n_\Phi \right\} \quad (4.4)$$

Zur Vereinfachung wird für alle folgenden Punktprozesse vorausgesetzt, dass es sich um einfache, homogene Punktprozesse handelt. Als einfach wird ein Punktprozess dabei bezeichnet, wenn der Punktprozess keine doppelten Punkte enthält, also wenn gilt:

$$\mathbf{x}_i \neq \mathbf{x}_j \text{ für } i \neq j. \quad (4.5)$$

Als homogen (oder stationär) wird ein Punktprozess bezeichnet, wenn der Punktprozess  $\Phi_P$  und der verschobene Punktprozess  $\Phi_x$  für alle Verschiebungen  $\mathbf{x}$  dieselbe Verteilung besitzen.

#### 4.1.2 Poisson-Prozess

Der einfachste Punktprozess ist dabei ein homogener Poisson-Prozess  $\Phi_{PP}$ . Der homogene Poisson-Prozess ist dabei durch zwei Eigenschaften charakterisiert:

1. Poisson-Verteilung der Punktzahlen
2. Unabhängigkeit von Teilmengen.

Die Poisson-Verteilung der Punktzahlen bedeutet, dass die Anzahl der Punkte in einer Teilmenge  $B \in W$  des Observationsfensters einer Poisson-Verteilung mit dem Mittelwert  $\lambda \cdot v(B)$  und charakteristischem Parameter  $\lambda$  folgt. Mit  $v(B)$  wird das Volumen von  $B$  bezeichnet und  $\lambda$  beschreibt die durchschnittliche Anzahl von Punkten im Volumen  $v(B)$ .

Die Unabhängigkeit der Teilmengen bedeutet dabei, dass die Anzahl der Punkte  $n$  aus den unabhängigen Volumina  $B_1, \dots, B_n$   $n$  unabhängige Zufallsvariablen bilden, die einer Poisson-Verteilung folgen. Aus der ersten Eigenschaft folgt direkt, dass für die Anzahl der Punkte  $N(B)$  gilt:

$$\mathcal{P}(N(B) = k) = \frac{[\lambda \cdot v(B)]^k}{k!} e^{-\lambda \cdot v(B)}. \quad (4.6)$$

Weiterhin gilt für die Wahrscheinlichkeit  $\mathcal{P}$ , dass in einer Testmenge  $K$  kein einziger Punkt enthalten ist:

$$\mathcal{P}(N(K) = 0) = v_K = e^{-\lambda \cdot v(B)}. \quad (4.7)$$

Die einzelnen Punkte eines homogenen Poisson-Prozesses sind dabei gleichmäßig im Volumen verteilt. Der Begriff gleichmäßig bedeutet hierbei, dass diese einer stetigen Gleichverteilung folgen, und nicht einheitlich im untersuchten Volumen verteilt werden.

Zur Schätzung des charakteristischen Parameters  $\lambda$  im Observationsfenster  $W_P$  wird die beobachtete Menge der Punkte  $N(W_P)$  durch das Volumen des Observationsfensters  $v(W_P)$  geteilt:

$$\hat{\lambda} = \frac{N(W_P)}{v(W_P)} \tag{4.8}$$

### 4.1.3 Neyman-Scott Prozesse

Eine Klasse der Cluster-Prozesse bilden die Neyman-Scott Prozesse. Hierbei werden die Cluster-Punkte durch einen homogenen Poisson-Prozess mit charakteristischem Parameter  $\lambda_p$  beschrieben. Jedem der  $N_c$  Cluster-Punkte wird im Anschluss eine zufällige Anzahl an Tochterpunkten zugeordnet. Die zufällige Anzahl der Punkte bedeutet in diesem Kontext, dass die Anzahl der Punkte einer Wahrscheinlichkeitsverteilung folgen. Die einzelnen Tochterpunkte sind dabei unabhängig voneinander um den Ursprung verteilt. Für die beiden folgenden Beispiele, wird die Annahme getroffen, dass die im Cluster-Prozess erzeugten Punkte immer einer Poisson-Verteilung mit Mittelwert  $c$  folgen. In Abbildung 4.3 sind zwei verschiedene Realisierungen eines Neyman-Scott Prozesses dargestellt, links ein *Matérn-Cluster-Prozess* und rechts ein *modifizierter Thomas-Prozess*.

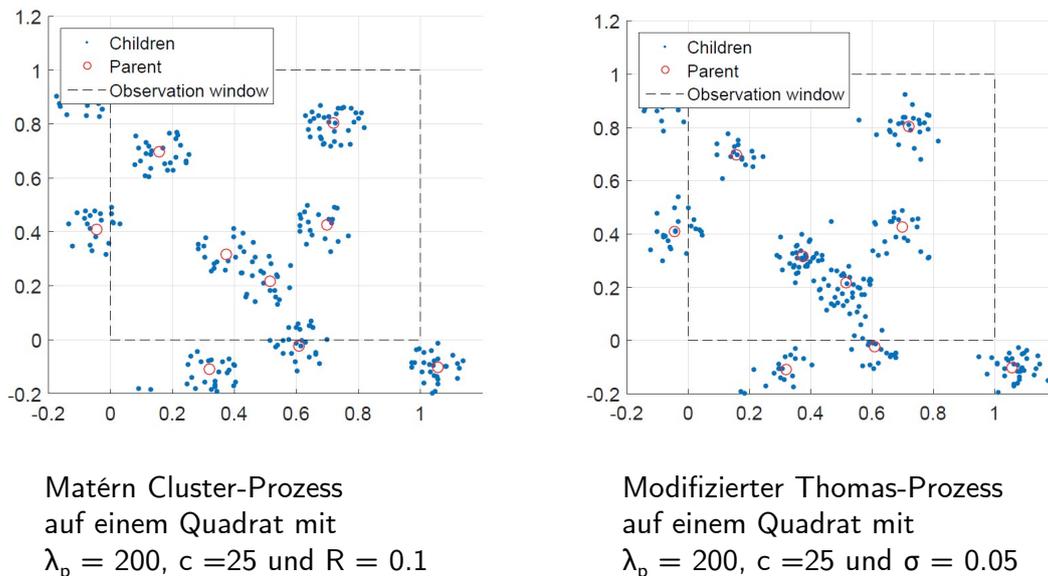


Abbildung 4.3: Modellierung von Korundkörnern in Beton durch einen Punktprozess [139]

### Matérn-Cluster-Prozess

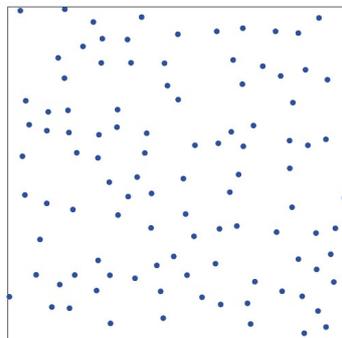
Ein Beispiel für einen Neyman-Scott Prozess ist der Matérn-Cluster-Prozess. Hierbei werden die Cluster-Punkte durch einen homogenen Poisson-Prozess mit charakteristischem Parameter  $\lambda_p$  beschrieben. Die Tochterpunkte beim Matérn-Cluster-Prozess werden in einer Kugel  $B(o, R)$  gleichmäßig verteilt. Der Radius  $R$  der Kugel ist beim Matérn-Cluster-Prozess ein Modellparameter.

### Modifizierter Thomas-Prozess

Der modifizierte Thomas-Prozess ist eine andere Umsetzung eines Neyman-Scott-Prozesses. Im Unterschied zu dem Matérn-Cluster-Prozess wird eine andere Annahme über die räumliche Verteilung der Tochterpunkte getroffen. Für den modifizierten Thomas-Prozess folgen die Tochterpunkte einer Normalverteilung um den Mittelpunkt des Clusters mit der Kovarianzmatrix  $\sigma^2 \mathbf{I}$ .

#### 4.1.4 Hard-Core Prozesse

In den meisten Anwendungen ist die Größe der modellierten Objekte vernachlässigbar, da der Abstand zwischen zwei Punkten deutlich größer ist als die Größe der Objekte. Kann die Größe der Objekte nicht vernachlässigt werden, können Hard-Core-Punktprozesse verwendet werden. Als Hard-Core-Punktprozess werden Punktprozesse bezeichnet, bei denen der Abstand zwischen zwei Punkten einen kritischen Abstand  $d_{\text{krit}}$  nicht unterschreiten kann.



Simulierter Matérn Hard-Core Prozess auf einem Quadrat mit  $D = 0.05$  und  $\lambda_b = 200$

Abbildung 4.4: Darstellung eines Hard-Core-Prozesses [139]

Hard-Core Prozesse können dabei durch zwei Operationen erzeugt werden:

- Ausdünnen: Aus einem Punktmuster oder einer Gruppe von Punkten werden durch eine Regel alle Punkte eliminiert, die einen kritischen Abstand unterschreiten. Beispiel für einen solchen Prozess ist die Simulation von Pflanzengemeinschaften, hier setzen sich aus vielen Setzlingen nur wenige Pflanzen durch [64].

- Interaktionen: Objekte können aufgrund physikalischer Eigenschaften einander nicht durchdringen, sodass bei zufälliger Anordnung der Punkte im Raum diese nicht näher beieinander liegen können als es ihre Größe zulässt.

Ein Beispiel für einen solchen Prozess ist in Abbildung 4.4 dargestellt. Für die Simulation wurde hier ein Matérn-2-Prozess verwendet.

Der Matérn-2-Prozess entsteht durch Ausdünnen eines homogenen Poisson-Prozesses mit Mittelwert  $N_b$  und charakteristischem Parameter  $\lambda_b$ . Alle  $N_b$ -Punkte werden dabei zusätzlich mit zufällig auf dem Intervall  $[0, 1]$  gleichmäßig verteilten Markierungen  $m(x)$  versehen. Ein Punkt wird dann erhalten, wenn die Kugel  $B(x, D)$  keine Punkte mit einer Marke kleiner als  $m(x)$  enthält:

$$\Phi = \{x \in \Phi_b : m(x) < m(y) \text{ für alle } y \in \Phi_b \cap B(x, D) \setminus \{x\}\}. \quad (4.9)$$

## 4.2 Ermüdungsrissfortschritt für kurze und lange Risse

Das Versagen von metallischen Werkstoffen unter zyklischer Beanspruchung lässt sich in mehrere verschiedene Phasen einteilen. In der ersten Phase, der Risskeimbildung treten infolge zyklischer Beanspruchung Versetzungsbewegungen in den Gleitebenen auf. Diese Versetzungsbewegungen akkumulieren sich und führen schließlich zur Bildung einer rissartigen Fehlstelle. Von Polak [97] wird angegeben, dass die Phase der Risskeimbildung in vielen technisch relevanten Materialien nur zwischen 5 % und 20 % der gesamten Lebensdauer in Anspruch nimmt. In vielen metallischen Komponenten kann die Phase der Risskeimbildung aufgrund von fertigungsbedingten Fehlstellen nahezu vollständig entfallen. Fertigungsbedingte Fehlstellen umfassen dabei nichtmetallische Einschlüsse [151] oder Poren und Bindefehler in Schweißnähten sowie in additiv gefertigten Komponenten [13, 111, 28].

Nach der Risskeimbildung folgt die Phase des Kurzrisswachstums, welche nach Zerbst et al. [152] in drei verschiedene Stadien unterteilt werden kann. Im Stadium des mikrostrukturell kurzen Risses ist das Wachstum des Risses durch die Wechselwirkung des Spannungs-Dehnungs-Feldes mit der lokalen Mikrostruktur geprägt. Dadurch wechseln sich Phasen von beschleunigtem und verlangsamtem Risswachstum ab. An Korngrenzen von Körnern mit signifikant unterschiedlicher Kristallorientierung kann es dabei auch zum Rissarrest kommen. Erreicht der Riss schließlich die Größe der plastischen Zone vor der Risspitze, so wird von einem mechanisch kurzem Riss gesprochen. In diesem Stadium des Wachstums kann die Belastung an der Risspitze nicht mit dem linear elastischen Spannungsintensitätsfaktor-Konzept beschrieben werden.

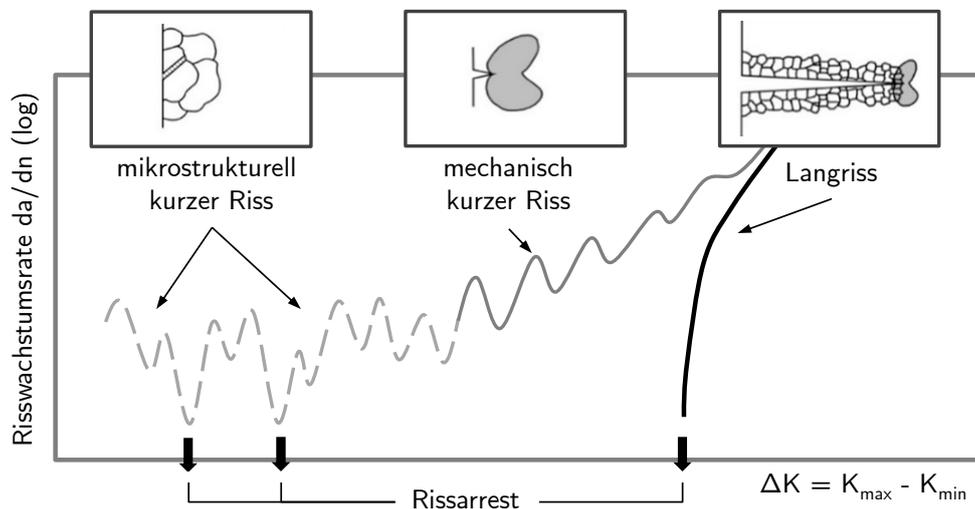


Abbildung 4.5: Stadien des Kurzrisswachstums nach Zerbst et al. [152]

Da alle Risschließeffekte eine gewisse Anzahl von Inkrementen benötigen, um sich aufzubauen, heißt das, dass sie in der Phase der Risskeimbildung und während des Wachstums als mikrostrukturell

kurzer Riss noch nicht vorhanden sind. In der Phase des physikalischen kurzen Risses bauen sich die Risschließeffekte graduell auf. Der Schwellenwert gegen Rissausbreitung  $\Delta K_{th}(a)$  nimmt in dieser Phase langsam zu, während die effektive Beanspruchung der Rissspitze  $\Delta K_{eff}$  langsam abnimmt.

### 4.2.1 Langrisswachstum

Für die Darstellung des Risswachstumsgesetzes wird üblicherweise die Risswachstumsrate  $da/dn$  über dem Spannungsintensitätsfaktor  $\Delta K$  in einer doppelt logarithmischen Darstellung aufgetragen. Die Risswachstumsrate  $da/dn$  wird üblicherweise in mm/spp oder m/spp angegeben, während für den Spannungsintensitätsfaktor  $\Delta K$  MPa $\sqrt{m}$  oder MPa $\sqrt{mm}$  gewählt werden. In Abbildung 4.6 ist der typische Verlauf der Risswachstumsrate über dem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor für metallische Werkstoffe dargestellt.

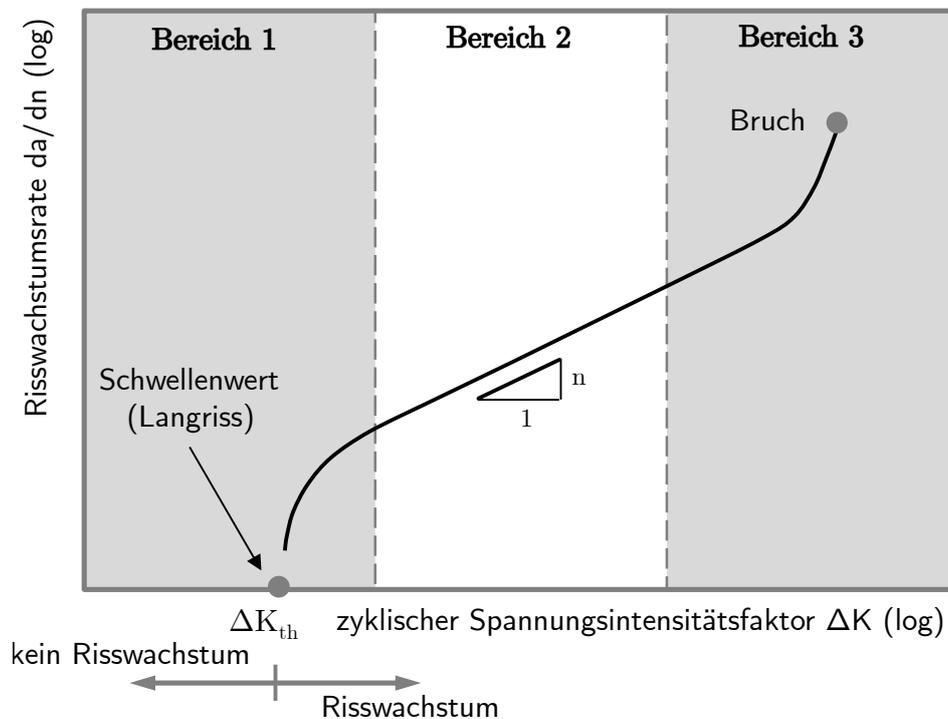


Abbildung 4.6: Risswachstumsgesetz für lange Risse

Die in Abbildung 4.6 dargestellte Kurve lässt sich in drei verschiedene Bereiche unterteilen. Im Bereich I, bei niedriger zyklischer Rissspitzenbelastung  $\Delta K$ , wenn  $\Delta K \leq \Delta K_{th,lc}$  gilt, findet kein Risswachstum statt, sodass gilt:

$$\frac{da}{dn} \approx 0 \text{ für } \Delta K \leq \Delta K_{th,lc}. \quad (4.10)$$

Der Wert, unterhalb dessen kein Risswachstum stattfindet, wird als Langrisschwellenwert  $\Delta K_{\text{th,lc}}$  bezeichnet, der Index „lc“ (engl. long crack) wird hierbei zur Unterscheidung zum Kurzrisschwellenwert  $\Delta K_{\text{th,sc}}$  verwendet. Der Schwellenwert  $\Delta K_{\text{th,lc}}$  ist dabei, anders als der Kurzrisschwellenwert  $\Delta K_{\text{th,sc}}$ , unabhängig von der Risslänge  $a$ .

Im Bereich 2 nimmt die Risswachstumsrate  $da/dn$  mit steigender Belastung  $\Delta K$  zu. Zur Beschreibung dieses Bereichs wird häufig die Paris-Gleichung [93] verwendet:

$$\frac{da}{dn} = C(\Delta K)^m. \quad (4.11)$$

Beschrieben wird die Paris-Gleichung (Gl. 4.11) durch den Lageparameter  $C$  und die Neigung  $m$ . Für Aluminiumknetlegierungen werden in der FKM-Richtlinie „Bruchmechanischer Festigkeitsnachweis“ [26] für die Neigung  $m$  der Paris-Geraden Werte zwischen 1,7 und 3,2 angegeben, für den Lageparameter  $C$  liegen die Werte im Bereich zwischen  $2,2 \cdot 10^{-4}$  und  $7,8 \cdot 10^{-6} \text{ mm}/(\text{ssp} \cdot (\text{MPa}\sqrt{\text{m}})^m)$ .

Die obere Grenze  $\Delta K_c$  im Bereich 3 gibt die Grenze an, ab der die Rissausbreitung instabil wird. Überschreitet die maximale Spannungsintensität  $K_{\text{max}}$  innerhalb eines Zyklus eine kritische Risszähigkeit, tritt zunächst stabiles Reißen und letztlich der instabile Restbruch ein. Als Bedingung in diesem Bereich gilt:

$$K_{\text{max}} \geq K_{\text{Ic}} \text{ und } K_{\text{Ic}} = \frac{\Delta K_{\text{Ic}}}{1 - R_k}. \quad (4.12)$$

Der kritische Wert, ab dem das Versagen der Proben eintritt, wird als  $K_{\text{Ic}}$  bezeichnet, und ist von der Probendicke abhängig. Typische Werte für Aluminiumlegierungen liegen im Bereich zwischen  $45 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  bis  $80 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  [26].

Zur Beschreibung des Risswachstumsgesetzes in allen drei Bereichen wird häufig die Gleichung von Forman und Mettu [50] verwendet. Die zusätzlichen Parameter  $p$  und  $q$ , sowie die beiden Grenzwerte  $\Delta K_{\text{th}}$  und  $K_{\text{Ic}}$  ermöglichen eine Anpassung für die Bereiche 1 und 3 des Risswachstums.

$$\frac{da}{dn} = C \cdot \left( \frac{1-f}{1-R} \Delta K \right)^m \cdot \frac{\left( 1 - \frac{\Delta K_{\text{th}}}{\Delta K} \right)^p}{\left( 1 - \frac{K_{\text{max}}}{K_{\text{Ic}}} \right)^q} \quad (4.13)$$

Rissschließeffekte werden hier über die Funktion  $f$  von Newman [91] ebenfalls mit berücksichtigt.

### 4.2.2 Rissschließen unter zyklischer Belastung

Rissschließen bezeichnet einen Mechanismus, bei dem ein Rissuferkontakt auftritt. Als Folge des Rissuferkontaktes werden Druckkräfte übertragen, und die Beanspruchungsanteile können nicht zum Risswachstum beitragen. Für die Beschreibung des Rissschließeffekts wird anstelle der Schwingweite des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors  $\Delta K$  eine effektive Schwingweite  $\Delta K_{\text{eff}}$  verwendet. In Abbildung 4.7 sind die wichtigsten Ursachen des Rissschließphänomens nach Zerbst [155] dargestellt. Diese umfassen den plastizitäts-induzierten Rissschließeffekt, den rauheits-induzierten Rissschließeffekt sowie den oxid-induzierten Rissschließeffekt.

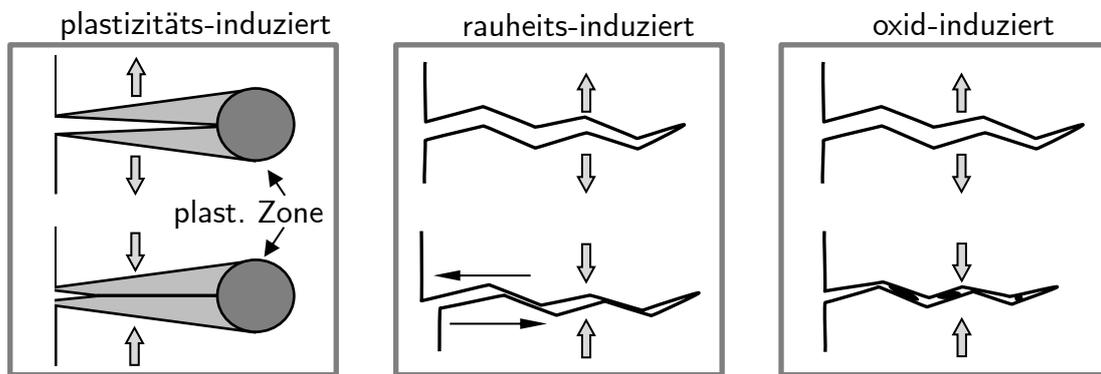


Abbildung 4.7: Darstellung der unterschiedlichen Rissschließeffekte

Bei dem *rauheits-induzierten* Rissschließeffekt führt die Rauheit der Rissoberfläche unter Mixed-Mode Beanspruchung zu einem vorzeitigen Schließen des Risses. Dieser Effekt wird durch ein Verzweigen oder ein Abknicken des Risspfads verstärkt. Weiterführende experimentelle und numerische Untersuchungen sind in den Arbeiten [38, 53, 113, 138] zu finden.

Der *oxid-induzierte* Rissschließeffekt tritt bei oxidationsfähigen Werkstoffen nahe dem Schwellenwertbereich auf. Hierbei kann es zur Bildung von Oxidpartikeln oder einer Oxidschicht auf der Rissoberfläche kommen. Dieser Effekt kann vor allem im Schwellenwert eine große Rolle spielen. Eine weitere experimentelle und numerische Beschreibung des Effekts wird in den Arbeiten von Maierhofer et al. [76] gegeben.

Der *plastizitäts-induzierte* Rissschließeffekt tritt infolge plastischer Verformung vor der Risspitze auf. Der geöffnete Riss wächst in diese Zone hinein, und es bleibt eine lokale „Aufdickung“ der Probe zurück. Dieser Effekt ist besonders im ebenen Spannungszustand ausgeprägt, wie er an der Proben- oder Bauteiloberfläche vorkommt.

Unter normalspannungskontrolliertem Risswachstum ist der plastizitäts-induzierte Rissschließeffekt die Hauptursache für die Abhängigkeit des Risswachstums von der Mittellast sowie für auftretende Reihenfolgeeffekte [102, 98]. Mit steigender Mittellast ( $R_K > 0$ ) sind schneller wachsende Risse

zu erwarten, bei hohem  $R_K$ -Verhältnis ( $R_K \geq 0,8$ ) ist der Effekt praktisch nicht mehr existent. In Abbildung 4.8 ist der Einfluss der Mittelspannung auf die Risswachstumsrate qualitativ dargestellt. Durch die Verwendung einer effektiven Schwingweite  $\Delta K_{\text{eff}} = K_{\text{max}} - K_{\text{op}}$  fallen die verschiedenen Kurven zu einer Hüllkurve zusammen, welche der  $da/dn - \Delta K$  Kurve bei einem hohen  $R_K$ -Verhältnis ( $R_K \geq 0,8$ ) entspricht.

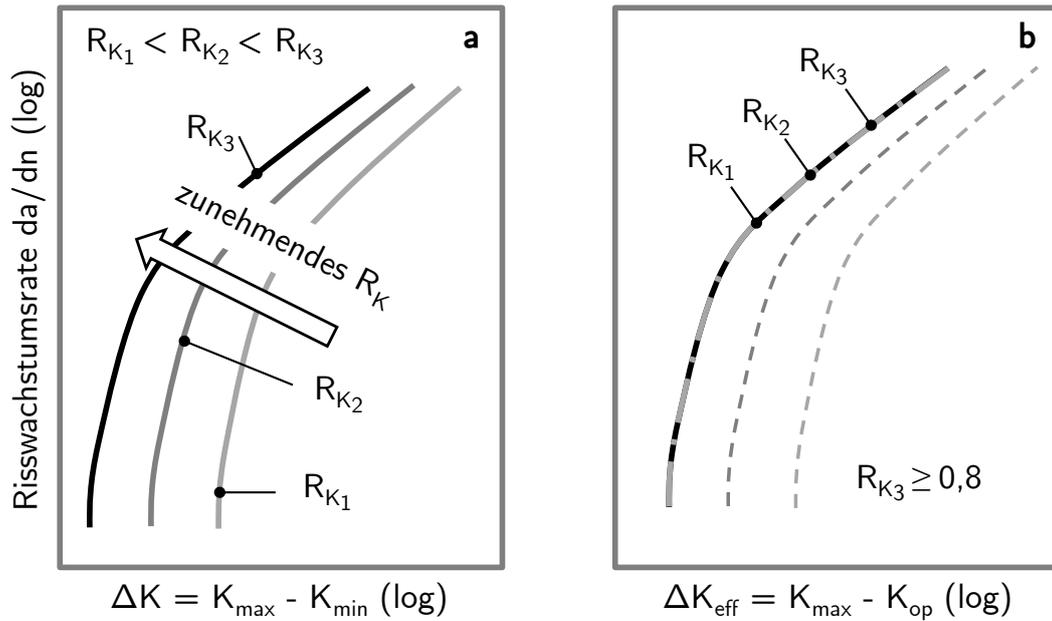


Abbildung 4.8: Risswachstumsgesetz in Abhängigkeit des Spannungsintensitätsverhältnisses  $R_K$  in Anlehnung an Zerbst [154], **a**: Aufgetragen über  $\Delta K$ , **b**: bei Verwendung von  $\Delta K_{\text{eff}}$

Zur Beschreibung des plastizitäts-induzierten Riss-schließeffekts für lange Risse wird am häufigsten die Formulierung von Newman [91] verwendet. Basierend auf einem modifizierten Fließstreifenmodell, einer Zugplatte mit innenliegendem Riss unter elastisch ideal-plastischem Materialverhalten wurde von Newman [91] eine empirische Riss-schließfunktion  $f_{\text{op}}$  abgeleitet. Die abgeleitete Funktion  $f_{\text{op}}$  beschreibt dabei das Verhältnis der Rissöffnungsspannung  $\sigma_{\text{op}}$  zur maximalen Spannung innerhalb eines Zyklus  $\sigma_{\text{max}}$ .

$$f_{\text{op}} = \frac{\sigma_{\text{op}}}{\sigma_{\text{max}}} = \begin{cases} A_0 + A_1 R + A_2 R^2 + A_3 R^3 & \text{bei } R \geq 0 \\ A_0 + A_1 R & \text{bei } -2 < R < 0 \end{cases} \quad (4.14)$$

wobei die Koeffizienten  $A_i$  durch die Gleichungen 4.15 - 4.17 gegeben sind.

$$A_0 = (0,825 - 0,34\alpha_g + 0,05\alpha_g^2) \cdot \left[ \cos\left(\frac{\pi\sigma_{\max}}{2\sigma_F}\right) \right]^{1/\alpha_g} \quad (4.15)$$

$$A_1 = (0,415 - 0,071\alpha_g) \cdot \left(\frac{\sigma_{\max}}{\sigma_F}\right) \quad (4.16)$$

$$A_2 = 1 - A_0 - A_1 - A_3 \text{ und } A_3 = 2A_0 + A_1 - 1 \quad (4.17)$$

Die Korrektur des Rissschließeffekts im Bereich langer Risse wird durch den Rissschließparameter  $U_{lc} = \Delta K_{\text{eff}}/\Delta K$  beschrieben. Für die effektive Schwingweite des Spannungsintensitätsfaktors  $\Delta K_{\text{th}}$  folgt unter Verwendung der Rissschließfunktion  $f_{\text{op}}$  von Newman [91]:

$$\Delta K_{\text{eff}} = K_{\max} - K_{\text{op}} = U_{lc} \cdot \Delta K \quad \text{mit} \quad U_{lc} = \frac{1 - f_{\text{op}}}{1 - R_K} \quad (4.18)$$

Zur Anpassung des Modells bei verfestigendem Materialverhalten wird in der FKM-Richtlinie „Bruchmechanischer Festigkeitsnachweis“ [26] anstelle der Fließspannung  $\sigma_y$  der Mittelwert aus Dehngrenze  $R_{p0,2}$  und Zugfestigkeit  $R_m$  verwendet.

$$\sigma_f = \frac{R_{p0,2} + R_m}{2} \quad (4.19)$$

Zur Übertragung des Modells von einer ebenen Zugplatte mit innenliegendem Riss auf beliebige Rissgeometrien wird von McClung [83], der Term  $\sigma_{\max}/\sigma_f$  in Gleichung 4.15 und 4.16 durch einen K-Faktor äquivalent ersetzt:

$$\frac{\sigma_{\max}}{\sigma_f} \rightarrow \frac{K_{\max}}{K(\sigma_f)} = \frac{K_{\max}}{\sigma_f \sqrt{\pi a}}. \quad (4.20)$$

### 4.2.3 Kurzrischwachstum

Aufgrund der elastisch-plastischen Rissspitzenbelastung, und des sich graduell aufbauenden Riss-schließeffekts bei kurzen Rissen, wachsen diese bei Lasten, bei denen lange Risse nicht wachstumsfähig sind. Durch den graduellen Aufbau des Riss-schließeffekts im Bereich des Kurzrischwachstums ist der Schwellenwert  $\Delta K_{th}$  von der Risslänge abhängig. Tanaka et al. [126, 125] und Zerbst et al. [155, 152] bezeichnen die daraus entstehende  $\Delta K_{th} - a$  Kurve als zyklische R-Kurve.

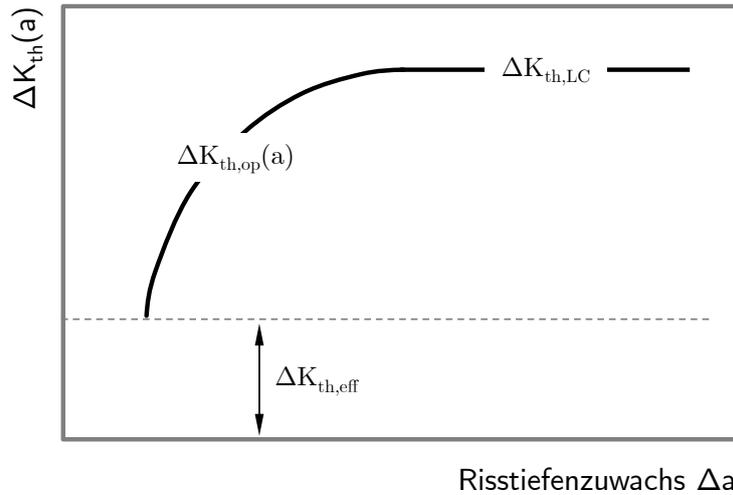


Abbildung 4.9: Schematische Darstellung der zyklischen R-Kurve nach Zerbst [155] mit dem intrinsischen und dem riss-schließbedingten Anteil  $\Delta K_{th,eff}$  und  $\Delta K_{th,op}$

Für die Beschreibung der zyklischen R-Kurve wird eine additive Zerlegung des Schwellenwerts  $\Delta K_{th}$  in einen intrinsischen Anteil  $\Delta K_{th,eff}$  und einen riss-schließbedingten Anteil  $\Delta K_{th,op}$  vorausgesetzt. Der intrinsische Schwellenwert  $\Delta K_{th,eff}$  stellt einen Materialparameter dar, der von der Risslänge  $a$  und dem  $R$ -Verhältnis unabhängig ist. Von Maierhofer et al. [77] und Pippin et al. [95] wird angegeben, dass der intrinsische Schwellenwert  $\Delta K_{th,eff}$  vom Kristallgitter und elastischen Eigenschaften des metallischen Werkstoffs abhängt. Von Prokuda et al. [96] wurde eine Näherungslösung des intrinsischen Schwellenwerts in Abhängigkeit des Burgers Vektor  $\|b\|$  und des Elastizitätsmoduls  $E$  angegeben. Für das in der Arbeit verwendete AlSi10Mg ergibt sich mit einem Elastizitätsmodul  $E = 63.100 \text{ N/mm}^2$  und einem Burgers-Vektor  $\|b\| = 0,286 \text{ nm}$  [136] ein intrinsischer Schwellenwert  $\Delta K_{th,eff} = 0,80 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

$$\Delta K_{th,eff} = \frac{3}{4} E \sqrt{\|b\|} \quad (4.21)$$

Der riss-schließbedingte Anteil  $\Delta K_{th,op}$  beschreibt den graduellen Aufbau des Riss-schließphänomens. Für eine kleine, rissartige Fehlstelle gilt zu Beginn der Wachstumsphase  $\Delta K_{th,op} = 0$ . Bei weiterem

Risswachstum nimmt der risschließbedingte Anteil  $\Delta K_{th,op}$  weiter zu, bis er bei der Risslänge  $a_{lc}$  einen von der Risslänge unabhängigen Wert erreicht. Von Roveda [109] wird die zyklische R-Kurve durch einen Ansatz mit drei Parametern beschrieben:

$$\Delta K_{th}(\Delta a) = \begin{cases} \Delta K_{th,eff} + A \cdot \left( \frac{\Delta a}{a_{LC}} \right)^b & \text{für } \Delta a \leq a_{lc} \\ \Delta K_{th,lc} & \text{für } \Delta a > a_{lc} \end{cases}$$

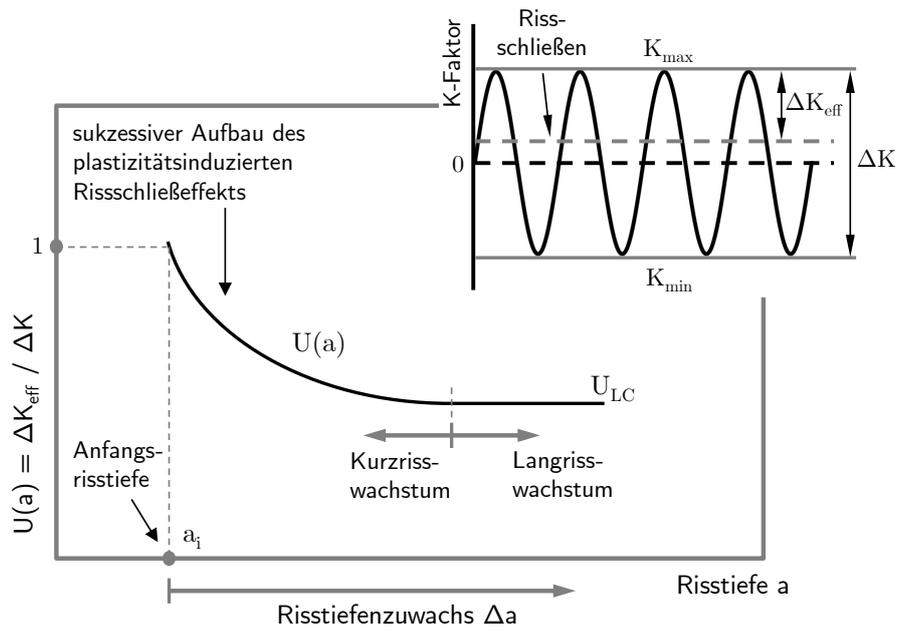


Abbildung 4.10: Abhängigkeit des dimensionslosen Parameters  $U(a)$  im Kurz- und Langrisbereich von der Risslänge  $a$  bzw. dem Risslängenzuwachs  $\Delta a$

Für die Beschreibung der Risschließeffekte im Bereich des Kurzrissschließeffekts wird ein dimensionsloser Parameter  $U(a) = \Delta K_{eff} / \Delta K$  verwendet. Ein typischer Verlauf des dimensionslosen Parameters  $U$  mit der Risslänge  $a$  bzw. dem Zuwachs  $\Delta a$  ist in Abbildung 4.10 dargestellt. Nach der Bildung eines neuen, kurzen Risses (gekennzeichnet durch die Anfangsrisslänge  $a_i$ ) sind Risschließeffekte nicht existent und es gilt  $U = 1$ . Durch zunehmendes Risswachstum ( $\Delta a > 0$ ) nimmt der dimensionslose Parameter  $U(a)$  weiter ab, bis ein konstanter, von der Risslänge unabhängiger Wert  $U_{lc}$  erreicht wird. Mit dem Übergang zu einem konstanten Wert  $U_{lc}$  wird der Übergang vom Kurzrissschließeffekt zum Langrissschließeffekt markiert. Die Berechnung von  $U_{lc}$  kann mit der Funktion von Newman (Gl 4.15 - 4.17) berechnet werden.

Von Madia et al. [75] und Zerbst et al. [152] wurde die Beschreibung des dimensionslosen Parameters

$U(a)$  an die zyklische R-Kurve gebunden, da sowohl die zyklische R-Kurve als auch der dimensionslose Parameter  $U(a)$  das gleiche Phänomen aus zwei verschiedenen Betrachtungen beschreibt. Formal gilt die in Gleichung 4.22 dargestellte Beziehung zwischen zyklischer R-Kurve  $\Delta K_{th}(a)$  und dem dimensionslosen Parameter  $U(a)$ .

$$\frac{U(a) - 1}{U_{LC} - 1} = \frac{\Delta K_{th}(a) - \Delta K_{th,eff}}{\Delta K_{th,LC} - \Delta K_{th,eff}} \quad (4.22)$$

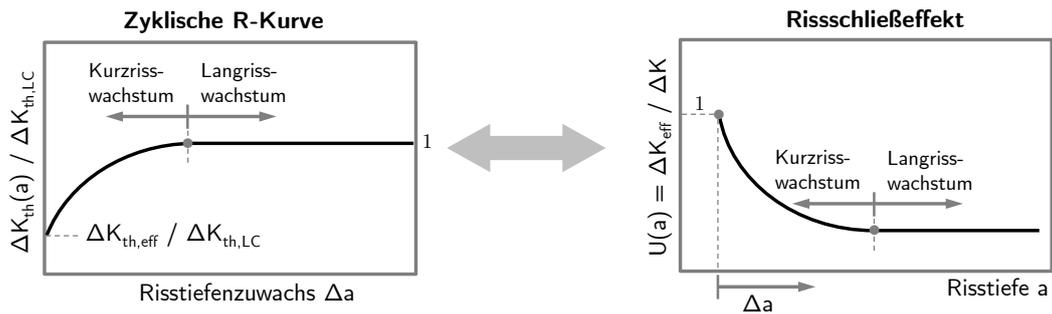


Abbildung 4.11: Zusammenhang der zyklischen R-Kurve  $\Delta K_{th}(a)$  und der Rissschließfunktion  $U(a)$  nach Zerbst et al. [153]

## 4.3 Probabilistisches Bewertungskonzept für additiv gefertigte Werkstoffe

Da das Versagen in additiv gefertigten Komponenten häufig von den fertigungsbedingten Fehlstellen in Nähe der Oberfläche ausgeht, sind diese für die Modellierung des Ermüdungsverhaltens von besonderer Bedeutung [117]. Für die Bewertung der Fehlstellen spielt neben der Größe der Fehlstellen ebenfalls deren Lage eine wichtige Rolle. Romano et al. [106] oder Meneghetti et al. [85] konnten zeigen, dass nicht immer die größte Fehlstelle für das Ermüdungsverhalten maßgeblich ist, sondern die Position der Fehlstellen mit berücksichtigt werden muss, um die kritische Fehlstelle bestimmen zu können. Ebenfalls wurde in einigen Fällen ein Versagen von mehreren Fehlstellen gleichzeitig beobachtet, als Folge kommt es dadurch zur Vereinigung mehrerer Risse, was zu einem früheren Versagen der Werkstoffproben führt. Qian et al. [99] konnten an Versuchen mit AlSi10Mg den Versagensausgang von mehreren Fehlstellen mit  $\mu$ -CT Aufnahmen beobachten. Basierend auf den Computertomografieaufnahmen konnten die Autoren eine konservative Abschätzung der Lebensdauer erreichen, wenn die Interaktionen und Koaleszenz der Risse mit berücksichtigt wurden. Das Wachstum und die Vereinigung mehrerer Risse konnte bei Schweißnähten ebenfalls beobachtet werden [75].

Ein weiterer Effekt, der in Verbindung mit den im Material enthaltenen Fehlstellen beobachtet wird, ist eine größere Streuung in Ermüdungsversuchen an additiv gefertigten Komponenten, [117, 85]. Um dieses Phänomen abbilden zu können, ist es nötig, statistische Ansätze zur Beschreibung der Fehlstellen zu verwenden, siehe Romano et al. [107, 106]. Am häufigsten wird für die Beschreibung der Fehlstellen die Extremwert-Theorie verwendet, siehe [24, 62, 30, 89, 88]. Diese ermöglicht die Beschreibung des oberen Endes der Verteilung der Fehlstellengröße, wodurch es möglich ist, die Größe der größten Fehlstelle in einem beliebigen Teil der betrachteten Komponente abzuschätzen. Zerbst et al. [156] geben an, dass dieses Verfahren eine konservativere Prognose der Lebensdauer liefert, sofern die Größe der Fehlstellen korrekt beschrieben wird. Der Nachteil dieses Ansatzes liegt darin, dass lediglich die größte enthaltene Fehlstelle für die Bewertung betrachtet wird. Einen alternativen Zugang für die stochastische Modellierung der Fehlstellen bieten Punktprozesse. Diese ermöglichen eine Beschreibung der räumlichen Verteilung aller Fehlstellen. Zusätzlich können auch verschiedene Abhängigkeiten zwischen einzelnen Eigenschaften (z. B. eine Abhängigkeit der Größe von der Position der Fehlstellen) abgebildet werden. Solche stochastischen Verfahren wurden bereits erfolgreich für die Beschreibung der Fehlstellenverteilung in Aluminiumguss in den Arbeiten von El Khoukhi et al. [45] und Wilson et al. [139] verwendet. Für das hier vorgestellte Konzept zur Bewertung der Lebensdauer additiv gefertigter Aluminiumkomponenten bilden Punktprozesse die Grundlage für die Modellierung der Fehlstellen.

Daraus lassen sich folgende Anforderungen an das Bewertungskonzept für additiv gefertigte Aluminiumkomponenten ableiten:

- Die statistische Modellierung der Fehlstellen muss deren Größe, Position und Form abbilden, um den Einfluss der Fehlstellen auf das Ermüdungsverhalten korrekt darstellen zu können.
- Die Modellierung der Fehlstellen sollte es ermöglichen, die Verteilung der Fehlstellen an die lokalen Gegebenheiten anpassen zu können. Beispiele hierfür sind in der Arbeit von Englert et al. [47] zu finden.
- Im Hinblick auf die in Versuchen beobachteten Mehrfachrisse ist es nötig, dass die Modellierung der Fehlstellen nicht nur die größte in den Komponenten enthaltene Fehlstelle abbildet, sondern eine Modellierung mehrerer Fehlstellen zulässt.
- Infolge der Mehrfachrisse wird beobachtet, dass es zur Vereinigung der Risse kommt. Im Bewertungskonzept sollte das Wachstum sowie die Interaktion und Koaleszenz mehrerer Risse und Fehlstellen berücksichtigt werden.
- Aufgrund der Größe der Fehlstellen ist es nötig, dass der verwendete bruchmechanische Ansatz eine genaue Beschreibung des Risswachstums im Kurz- und Langrissbereich liefert. Das entscheidende Merkmal hierbei ist der graduelle Aufbau der Risschließeffekte während der Rissausbreitung kurzer Risse.
- Für die Bewertung der Ermüdungsfestigkeit additiv gefertigter Komponenten sollte das Bewertungskonzept die Berechnung der Dauerfestigkeit sowie der Wöhlerlinie im Zeitfestigkeitsbereich (HCF) ermöglichen.

Für das Bewertungskonzept werden einige Vereinfachungen zur Modellierung der Fehlstellen und des Ermüdungsverhaltens getroffen:

- Versagen der Werkstoffproben und additiv gefertigten Komponenten geht von Fehlstellen aus, d. h. die Mikrostruktur des Werkstoffs spielt im Vergleich zu den Fehlstellen keine wichtige Rolle. In Fällen, in denen das Versagen von der Mikrostruktur ausgeht, muss die Anfangsrissgröße über eine andere Methode bestimmt werden. Für diesen Fall ist in den Arbeiten von Zerbst et al. [150] und Madia et al. [75] eine Beschreibung der Anfangsrissgröße über die zyklische R-Kurve dargestellt.
- Alle in den additiv gefertigten Komponenten enthaltenen Fehlstellen können im Rahmen eines bruchmechanischen Bewertungskonzepts (siehe Abschnitt 2) als Risse modelliert und dargestellt werden. Konkret bedeutet dies, dass die Kerbwirkung der Fehlstelle vernachlässigbar ist.
- Die Interaktion und Koaleszenz von Rissen während der Berechnung wird nur vereinfacht dargestellt, d. h. auf die Modellierung einer gegenseitigen Interaktion zweier Risse wird verzichtet.

- Eigenspannungen spielen in additiv gefertigten Komponenten eine wichtige Rolle. In einigen Fällen konnten Untersuchungen zeigen, dass der Einfluss von Eigenspannungen mit dem Einfluss der Fehlstellen vergleichbar ist, siehe Beretta et al. [22]. Im Rahmen des Bewertungskonzepts werden die Eigenspannungen aber nicht berücksichtigt.

Nachfolgend sind die einzelnen Schritte des Berechnungsablaufs des vorgestellten Modells dargestellt. Dieses ist hierbei in zwei Hauptschritte aufgeteilt. Schritt eins ist die Simulation der Fehlstellenverteilung und der Anfangsrissgeometrie, während im zweiten Schritt die Lebensdauer, basierend auf dem in Abschnitt 4.2 vorgestellten Kurzrissmodell, berechnet wird. Eine grafische Veranschaulichung des Berechnungsablaufs ist in Abbildung 4.12 zu finden.

#### **Fehlstellenverteilung und Anfangsrissgeometrie**

1. Simulation einer Fehlstellenverteilung, in der vorliegenden Arbeit. Hierfür wird ein markierter Poisson-Prozess verwendet (siehe Kapitel 4.1)
2. Berechnung der Geometrie der Anfangsrisse und ggf. Berücksichtigung der Oberflächenrauheit nach Vormwald [134].
  - (a) Für Werkstoffproben mit polierter Oberfläche, ohne Berücksichtigung eines zusätzlichen flächeneinflusses.
  - (b) Bei Werkstoffproben mit as-built Oberflächen wird die Oberflächenrauheit zur Anfangsrisslänge addiert, Vormwald [134].

#### **Rissfortschritt mit Kurz- und Langrissmodell**

3. Schrittweise Berechnung der Lebensdauer durch Lösung des AWP mittels Runge-Kutta Verfahren: Zur Berechnung werden die Teilschritte 3.1 - 3.4 ausgeführt, bis in einem Schritt Versagen auftritt.
  - 3.1 Berechnung des Risswachstums  $\Delta a$  durch Lösen des AWP.
  - 3.2 Berechnung der Rissgrößen nach dem inkrementellen Wachstum  $\Delta a$ .
  - 3.3 Berücksichtigung von Interaktion und Verschmelzen mehrerer Risse, hier in Anlehnung an das IBESS-Modell [75] nur bei Berührung zweier oder mehrerer Risse.
  - 3.4 Abprüfen des Versagenskriteriums, hier wird  $K_{\max} \geq K_{IC}$  gewählt, da alle Versuche bis zum Bruch geprüft wurden.

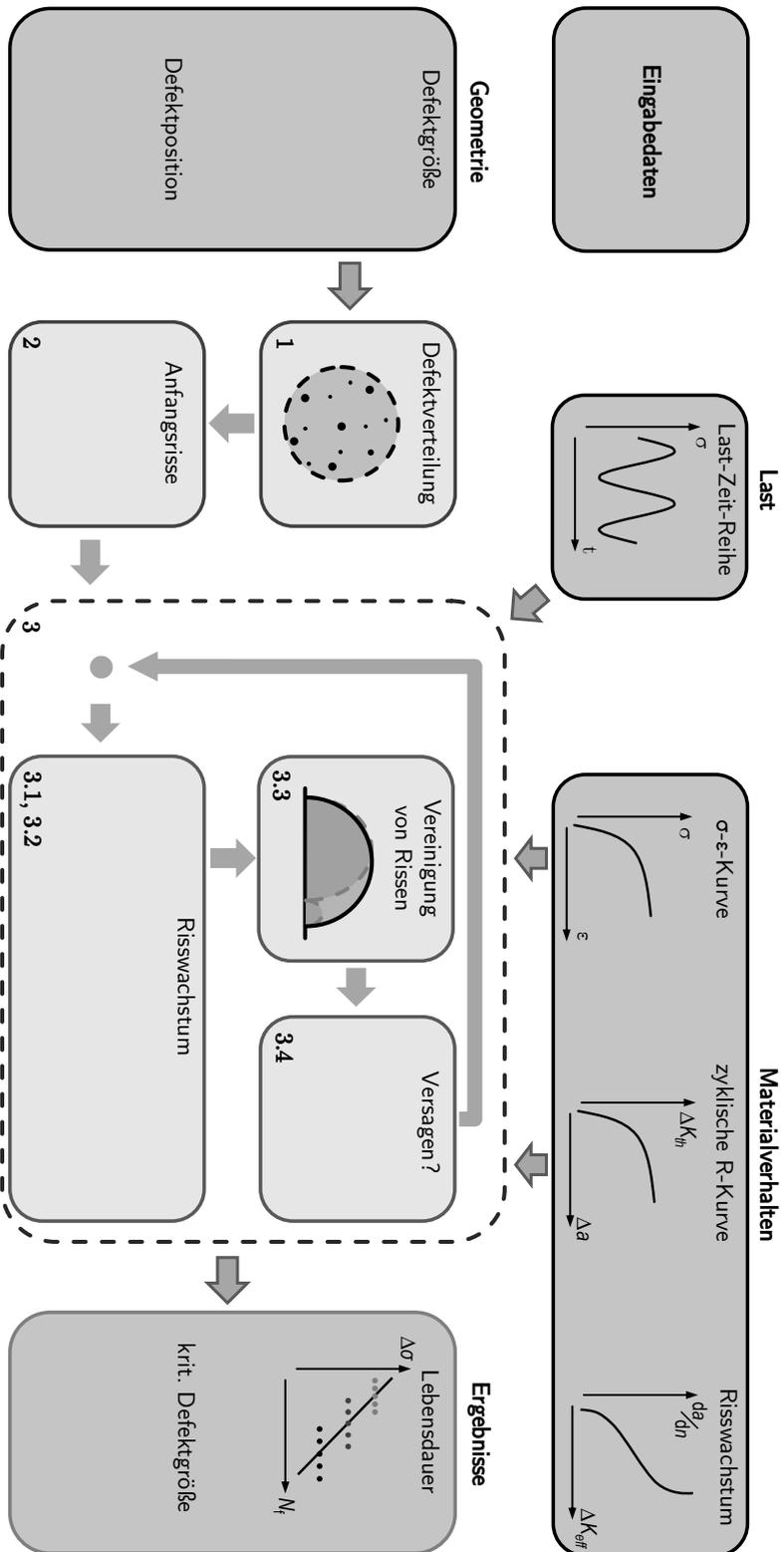


Abbildung 4.12: Berechnungsablauf des Modells zur Lebensdauerprognose additiv gefertigter Aluminiumkomponenten

### 4.3.1 Simulation einer Fehlstellenverteilung

Für die Simulation einer Fehlstellenverteilung müssen sowohl die Positionen als auch Größe der Fehlstellen durch ein stochastisches Modell beschrieben werden. In dem vorliegenden Bewertungskonzept wird hierfür ein homogener Poisson-Prozess verwendet, dessen Punkte mit Markierungen versehen werden. Für die Markierung wird die senkrecht zur Hauptnormalspannung projizierte Fläche der Fehlstelle nach Murakami [89]  $\sqrt{\text{area}}$  verwendet. Für die Zuordnung der Markierungen (= Größe der Fehlstellen) zu den Positionen der Fehlstellen wird eine zufällige Zuordnung gewählt. Dies stellt die einfachste Form dar, mit der die Markierungen den Positionen zugeordnet werden können. Gleichzeitig zeigen die Analysen der Computertomografieaufnahmen aber auch keine Abhängigkeit der Fehlstellengröße von der Position der Fehlstellen. Für die Größe der Fehlstellen wird die in Kapitel 3 experimentell ermittelte Fehlstellenverteilung verwendet.

An dieser Stelle sei auch darauf hingewiesen, dass ein homogener Poisson Prozess nicht für alle additiv gefertigten Komponenten eine geeignete Modellierung darstellen muss. Untersuchungen von Roveda [109] und Tammis-Williams et al. [123] zeigen, dass die Entstehung von Fehlstellen stark mit den Prozessparametern und der Belichtungsstrategie zusammenhängen kann. Ebenso können Fehlstellen in Clustern auftreten. Für die Modellierung solcher Phänomene können dann andere Punktprozesse wie z. B. die Neyman-Scott-Prozesse oder Hard-Core Prozesse verwendet werden.

### Modellierung der Probengeometrie

Für die Lebensdauerprognose der in Kapitel 3.4 dargestellten Schwingversuche unter Umlaufbiegung wird die räumliche Verteilung der Fehlstellen im Prüfquerschnitt der Schwingproben (Abbildung 3.15) benötigt. Zur Vereinfachung der Berechnung wird allerdings nicht das gesamte Volumen des Prüfquerschnitts betrachtet, sondern die Berechnung auf einen 20 mm hohen Abschnitt der Schwingprobe beschränkt. Dies entspricht damit einem Drittel des gesamten Prüfbereichs der Schwingprobe. Im weiteren Verlauf wird der 20 mm hohe Abschnitt der Schwingprobe in kleinere, 1 mm hohe Teilsegmente unterteilt. Die Simulation der räumlichen Fehlstellenverteilung und damit die Lebensdauerprognose wird in jedem der 1 mm hohen Teilsegmente separat durchgeführt. Hier sei auch darauf hingewiesen, dass die Höhe der Teilsegmente, aufgrund der getroffenen Vereinfachungen, einen Modellparameter darstellen. Im Rahmen der Arbeit wird die Höhe der Teilsegmente entsprechend dem maximalen Höhenunterschied auf den Bruchflächen der Schwingproben gewählt. In Abbildung 4.13 sind dazu zwei Aufnahmen des Prozessparameters  $b$  dargestellt. Wie in beiden Fällen ersichtlich entspricht der maximale Höhenunterschied auf der Bruchfläche ca. 1 mm.

Als letzter Schritt wird die Verteilung der Fehlstellen in den 1 mm hohen Teilsegmenten von einem drei-dimensionalen in ein zwei-dimensionales Modell überführt. Hierzu werden alle Fehlstellen in die Mittelebene des 1 mm hohen Teilsegments projiziert. Die Lebensdauer der Schwingprobe ergibt sich

schließlich aus dem Minimum der Lebensdauer aller 20 Teilsegmente. Eine grafische Darstellung des Prozesses ist in Abbildung 4.14 dargestellt.

$$N_{f,calc} = \min(N_{f,i}) \text{ mit } i = 1, \dots, 20 \quad (4.23)$$

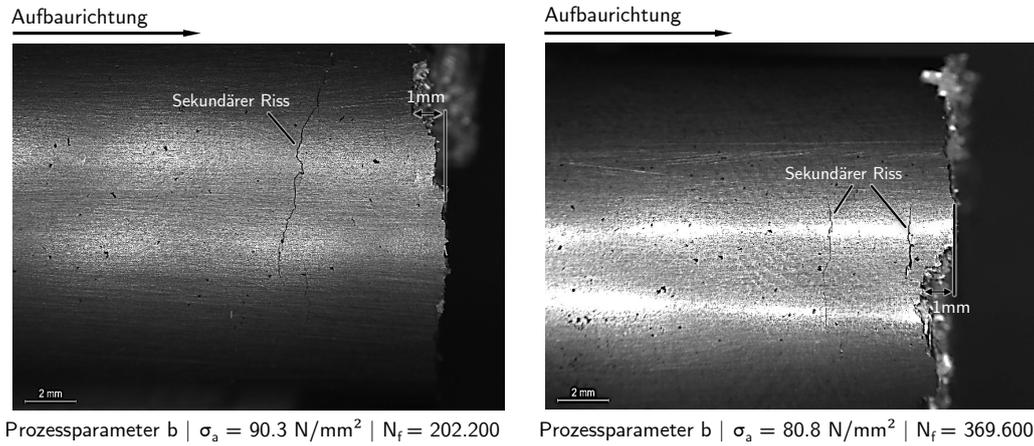


Abbildung 4.13: Höhenunterschied der Bruchflächen nach der Schwingprüfung für Prozessparameter b

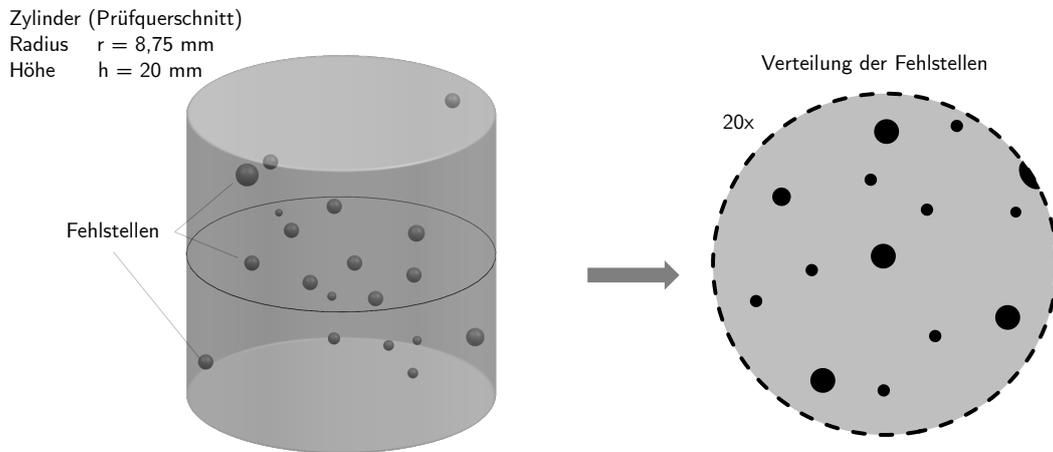


Abbildung 4.14: Überführung des Prüfvolumens in 20 zwei-dimensionale Teilsegmente für die Lebensdauerprognose

### Simulation der Fehlstellenverteilung

Startpunkt für die Simulation einer Fehlstellenverteilung ist die Simulation einer Poisson-verteilten Zufallsvariable  $n_d$  durch Gleichung 4.6, mit charakteristischem Parameter  $\lambda$ . Dieser entspricht dabei der erwarteten Anzahl von Fehlstellen im Volumen  $V$ . Im zweiten Schritt werden  $n_d$  Fehlstellen zufällig

innerhalb des betrachteten Volumens  $V$  verteilt. Für komplexe Geometrien ist für die Simulation der Fehlstellenverteilung ein iteratives Vorgehen nötig. Details sind in der Arbeit von Illian [64] zu finden. Für simple Geometrien ist jedoch eine direkte Simulation möglich. Für einen Zylinder mit Radius  $R$  und Höhe  $H$  werden  $n_d$  unabhängige, gleichmäßig verteilte Zufallsvariablen  $X_1, X_2$  und  $X_3$  auf dem Intervall  $[0, 1]$  simuliert. Im Anschluss kann die Position der Fehlstellen in Zylinderkoordinaten  $(r, \phi, z)$  über eine Koordinatentransformation bestimmt werden.

$$r = R \cdot \sqrt{X_1}, \quad \phi = 2\pi X_2, \quad z = X_3 \quad (4.24)$$

Für die Markierungen wird die Größe der Fehlstellen (hier:  $\sqrt{\text{area}}$ ) entsprechend der in Kapitel 3 gezeigten logarithmischen Normalverteilung durch Ziehung von Zufallszahlen bestimmt. Die anschließende Zuordnung der Größe zur jeweiligen Position erfolgt vollkommen zufällig, eine mögliche Abhängigkeit der Größe der Fehlstellen von ihrer Position bleibt in dieser Arbeit unberücksichtigt.

### 4.3.2 Berechnung der Geometrie der Anfangsrisse

Alle durch den Poisson-Prozess simulierten Fehlstellen werden als elliptische bzw. halb-elliptische Risse idealisiert. Für das Folgende wird der kleinste Abstand einer Fehlstelle zum Rand der Schwingprobe mit  $h$  bezeichnet und für die elliptischen und halb-elliptischen Risse ein konstantes Achsenverhältnis  $a/c = 0.9$  festgelegt.

Die Abmessungen der elliptischen Innenrisse werden durch die Flächengleichheit der projizierten Fläche der Fehlstelle  $(\sqrt{\text{area}})^2$  und des elliptischen Risses  $A_{\text{Riss}}$  bestimmt.

$$(\sqrt{\text{area}})^2 = A_{\text{Riss}} = \pi \cdot a_{0,i} \cdot c_{0,i} \quad (4.25)$$

Das Auflösen der Gleichung liefert für die Risstiefe  $a_{0,i}$  und die Rissbreite  $c_{0,i}$  des Innenrisses:

$$a_{0,i} = \sqrt{\frac{k}{\pi}} \cdot (\sqrt{\text{area}}), \quad \frac{a_{0,i}}{c_{0,i}} = k \quad (4.26)$$

Fehlstellen für welche  $\sqrt{\text{area}}/(\sqrt{\text{area}} + h) \geq 0.95$  gilt, werden als oberflächennah betrachtet [26]. Diese werden nicht durch elliptische Innenrisse, sondern als halb-elliptische Oberflächenrisse mit einem Achsenverhältnis  $a/c = 0.9$  angenommen. Zur Bestimmung der Rissgeometrie wird die projizierte Fläche der Fehlstelle  $(\sqrt{\text{area}})^2$  gleich der Fläche des halb-elliptischen Oberflächenrisses gesetzt.

$$(\sqrt{\text{area}})^2 = A_{\text{Riss}} = \frac{\pi}{2} \cdot a_{0,i} \cdot c_{0,i} \quad (4.27)$$

Für die halb-elliptischen Oberflächenrisse folgt für die Risstiefe  $a_{0,s}$  und Rissbreite  $2c_{0,s}$

$$a_{0,i} = \sqrt{\frac{2k}{\pi}} \cdot (\sqrt{\text{area}}), \quad \frac{a_{0,i}}{c_{0,i}} = k \quad (4.28)$$

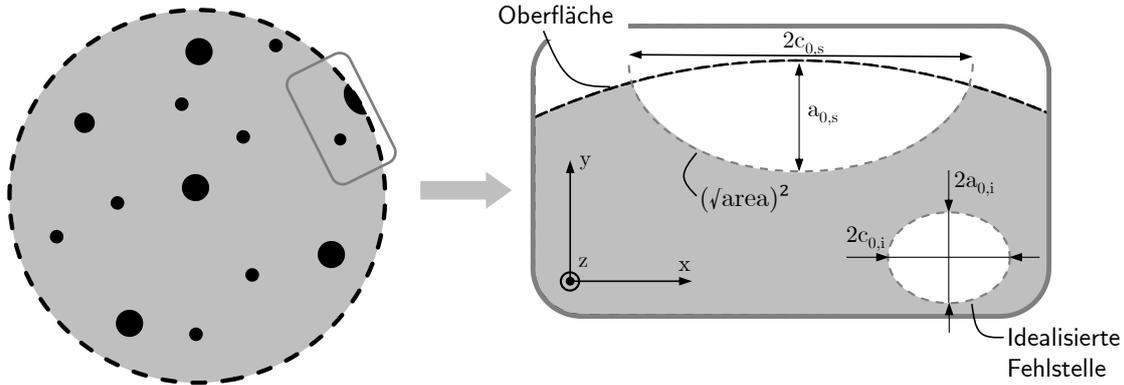


Abbildung 4.15: Überführung der Fehlstellen in elliptische und halb-elliptische Anfangsrisse

### Berücksichtigung des Oberflächeneinflusses

Zur Berücksichtigung des Oberflächeneinflusses wird die Modellierung nach Vormwald [134] verwendet. Hierbei wird die gemittelte Rautiefe  $R_z$  zur Risstiefe im polierten Zustand  $a_{0,\text{poliert}}$  addiert, sodass gilt:

$$a_{0,\text{rau}} = a_{0,\text{poliert}} + R_z \quad (4.29)$$

Zur Umsetzung im Modell wird zunächst wie beschrieben eine Fehlstellenverteilung durch einen markierten, homogenen Poisson-Prozess simuliert und im Anschluss mit Gleichung 4.28 die Geometrie der Anfangsrisse berechnet. Zusätzlich wird nun aber die gemittelte Rautiefe  $R_z$  zur Risstiefe im polierten Zustand addiert. Für die Rautiefe  $R_z$  wird dabei eine Normalverteilung unterstellt, aus welcher für jeden Oberflächenriss durch Ziehung einer Zufallszahl die gemittelte Rautiefe  $R_z$  bestimmt wird. Grafisch ist das Vorgehen in Abbildung 4.16 dargestellt.

### 4.3.3 Berechnung der Lebensdauer

Die Berechnung der Lebensdauer wird für alle im Material simulierten Fehlstellen  $\mathbf{a}_{i,0}$ ,  $i = 1, \dots, n_d$  in mehreren Teilschritten durchgeführt. Das Risswachstum der einzelnen Risse wird dabei unabhängig

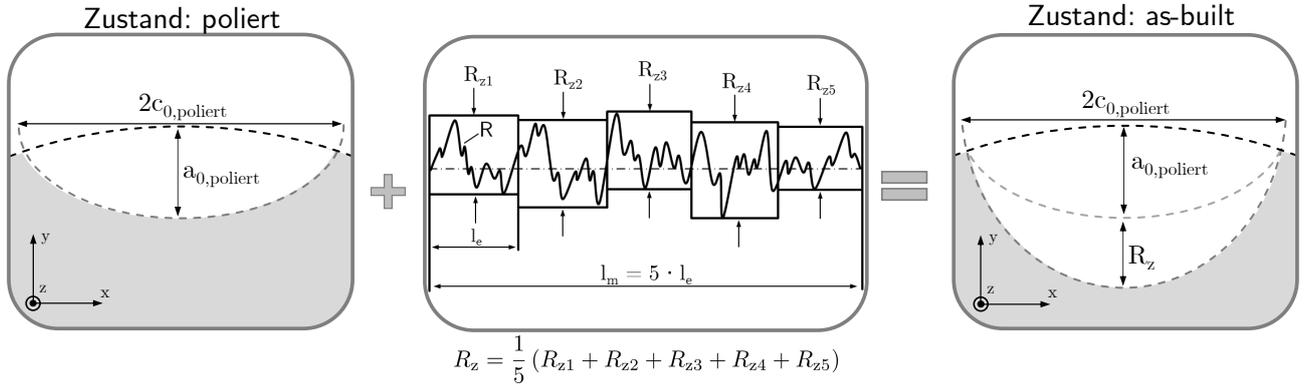


Abbildung 4.16: Berücksichtigung der Oberflächenrauheit bei der Anfangsrissgeometrie

für jede der  $n_d$  Fehlstellen durchgeführt. Alle Fehlstellen im Material sind dabei durch eine Risstiefe  $a_i$  sowie eine -breite  $c_i$  charakterisiert, für alles Weitere gilt  $\mathbf{a}_i = (a_i, c_i)$ . Die Berechnung des Risswachstums erfolgt durch Lösen des Anfangswertproblems (AWP):

$$\frac{d\mathbf{a}_i}{dn} = C \cdot (U(\mathbf{a}) \cdot \Delta K_p)^m \quad (4.30)$$

mit  $\mathbf{a}_i(n=0) = \mathbf{a}_{i,0}$  für  $i = 1, \dots, n_d$

Die Konstanten  $C$  und  $m$  sind dabei die Materialkennwerte der Paris-Gleichung, siehe Kapitel 3,  $U(\mathbf{a})$  ist dabei die Rissschließfunktion zur Berücksichtigung von plastizitäts-induziertem Risssschließen und wird nach Zerbst et al. [152] gewählt. Als Parameter für die Risspitzenbeanspruchung  $\Delta K_p$  wird ein plastischer Zonen-korrigierter K-Faktor nach *Irwin* verwendet.

Für die Berechnung von Spannungsintensitätsfaktoren existiert eine Vielzahl von Methoden. Im Rahmen des Bewertungskonzepts ist eine Berechnung von Spannungsintensitätsfaktoren durch die Finite-Element-Methode aufgrund der komplexen Berechnung nicht umsetzbar. Diese sind in folgender Form gegeben:

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{\pi a} \cdot F_I(a, \dots) \quad (4.31)$$

wobei  $F_I(a, \dots)$  die Geometriefunktion darstellt. Für halb-elliptische Oberflächenrisse wird die Näherungslösung von Shin et al. [116] unter Zug-Druck und Biegung gewählt. In Abbildung 4.17 ist die Näherungslösung für den Geometriefaktor  $F_I$  von Shin et al. [116] unter Biegung dargestellt. Gegeben ist der Geometriefaktor  $F_I$  in Abhängigkeit der Risstiefe  $a$ , der Rissbreite  $c$  und der Position auf dem Riss  $x$ :

$$F_I = \sum_i \sum_j \sum_k N_{ijk} \left(\frac{a}{c}\right)^i \left(\frac{a}{D}\right)^j \left(\frac{x}{h}\right)^k \quad (4.32)$$

Die Konstanten  $N_{ijk}$  sind in Tabelle 4.1 zu finden, mit  $D$  wird der Durchmesser der Schwingprobe bezeichnet und die dimensionslose Kennzahl  $x/h$  kann nur Werte zwischen  $-1, \dots, 1$  annehmen.  $x/h = 0$  entspricht dabei dem tiefsten Punkt, während  $x/h = 1$  bzw.  $x/h = -1$  den Durchstoßpunkten mit der Oberfläche entspricht.

Tabelle 4.1: Konstanten  $N_{ijk}$  für die Berechnung des Geometriefaktors  $F_I$  eines halb-elliptischen Oberflächenrisses in einem kreisrunden Stab unter 4-Punkt Biegung

j	k = 0			k = 1			k = 2		
	i = 0	i = 1	i = 2	i = 0	i = 1	i = 2	i = 0	i = 1	i = 2
0	1.346	-0.640	-0.022	0.190	-0.347	0.175	-0.926	1.399	-0.454
1	-9.627	6.435	0.207	-1.323	2.839	-1.635	6.767	-10.348	2.400
2	82.244	-36.062	-22.436	8.317	-18.649	9.091	-42.734	71.260	-4.388
3	-360.650	102.765	148.962	-31.454	70.186	-32.253	162.595	-263.786	-18.246
4	841.678	-151.830	-426.773	66.389	-142.227	60.188	-345.435	531.560	110.187
5	-973.482	107.831	554.803	-71.557	144.956	-55.293	375.935	-544.306	-186.619
6	449.146	-27.262	-276.533	31.022	-58.870	19.041	-165.151	225.705	108.877

Für die elliptischen Innenrisse unter Zug-Druck wird die Näherungslösung von Alegre et al. [12] verwendet. Unter Biegung wird die Lösung von Wang und Glinka [137] für einen elliptischen Innenriss im halb-unendlichen Raum zurückgegriffen. Für beide Fälle sind die Berechnung der Spannungsfaktoren in Anhang C aufgelistet. Eine Alternative für die Berechnung des Spannungsfaktors wäre die Berechnung nach Shah und Kobayashi [114] oder Atroschenko et al. [16] für einen elliptischen Innenriss und beliebiger Beanspruchung im unendlichen Raum. In Abbildung 4.18 ist entsprechend die Geometriefunktion für den elliptischen Innenriss nach Alegre et al. [12] dargestellt. Diese ist in Form einer Tabelle mit Werten für drei verschiedenen Punkte  $A_1$ ,  $A_2$  und  $C$  in Abhängigkeit von der Risstiefe  $a$ , der Rissbreite  $c$  sowie dem Abstand der Fehlstelle zum Rand  $h$  und dem Durchmesser der Schwingprobe  $D$  gegeben. Die Werte zwischen den Einträgen der Tabelle werden durch lineare Interpolation bestimmt.

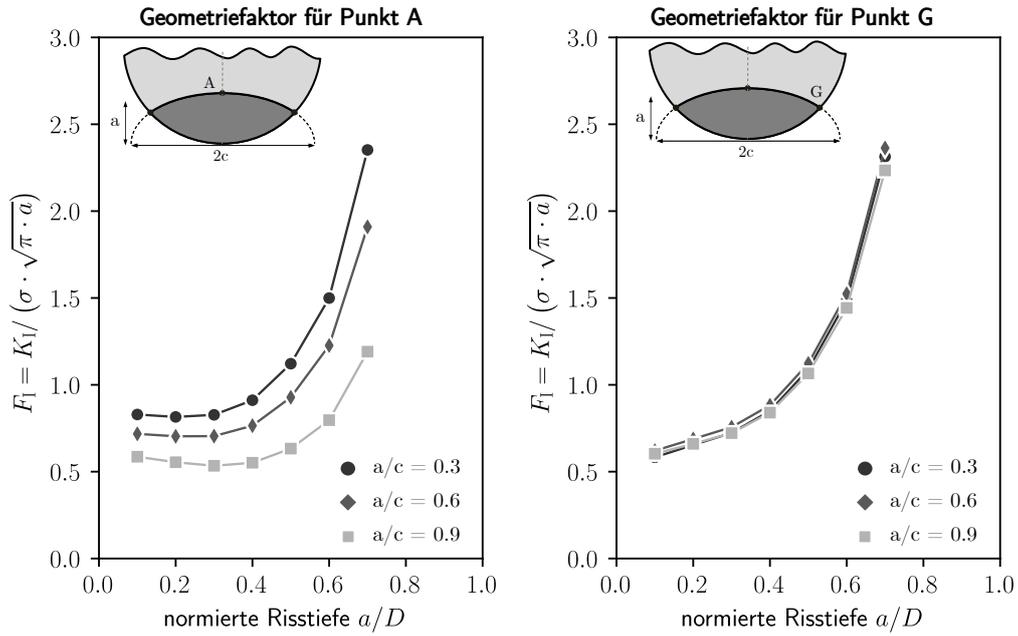


Abbildung 4.17: Geometriefunktion  $F_I$  für halb-elliptische Oberflächenrisse am Punkt A und am Punkt G nach Shin et al. [116]

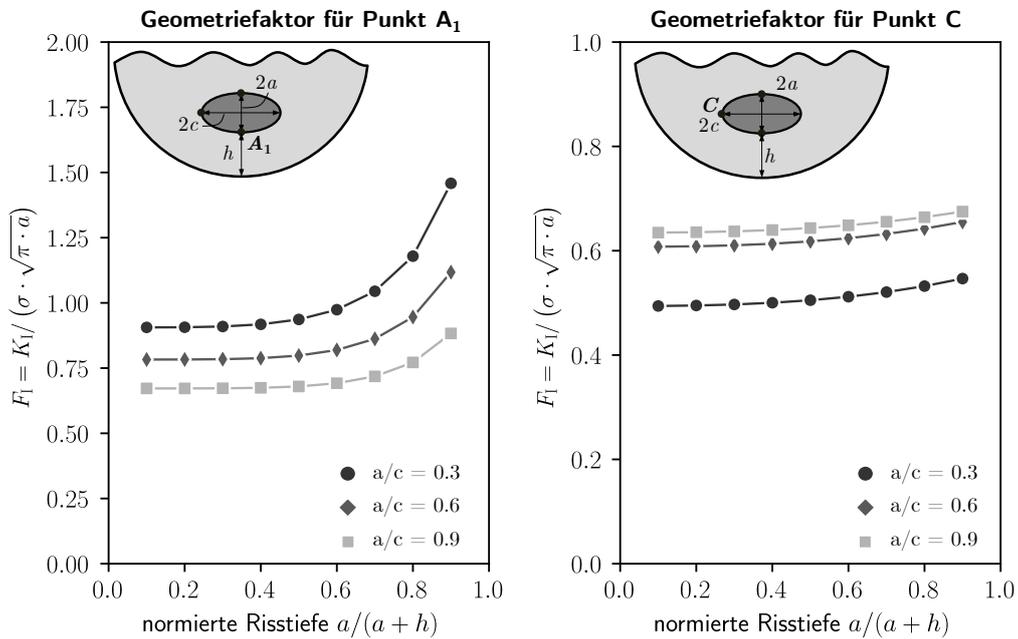


Abbildung 4.18: Geometriefunktion  $F_I$  für elliptische Innenrisse nach Alegro et al. [12]

Infolge der äußeren Belastung entsteht vor der Rissspitze eine plastische Verformung  $r_p$ . Hierfür wird im Folgenden angenommen, dass die Größe der plastischen Zone  $r_p$  im Vergleich zur Risslänge  $a$  klein ist. Von Rice [105] wird als Größe für die monotone plastische Zone die folgende Abschätzung angegeben:

$$r_p = \frac{1}{\pi} \left( \frac{K_{\max}}{\sigma_y} \right)^2 \quad (4.33)$$

Bei der Berechnung der Spannungsintensitätsfaktoren wird die Risslänge  $a$  durch die effektive Risslänge  $a_{\text{eff}}$  (Gleichung 4.34) ersetzt.

$$a_{\text{eff}} = a + r_p \quad (4.34)$$

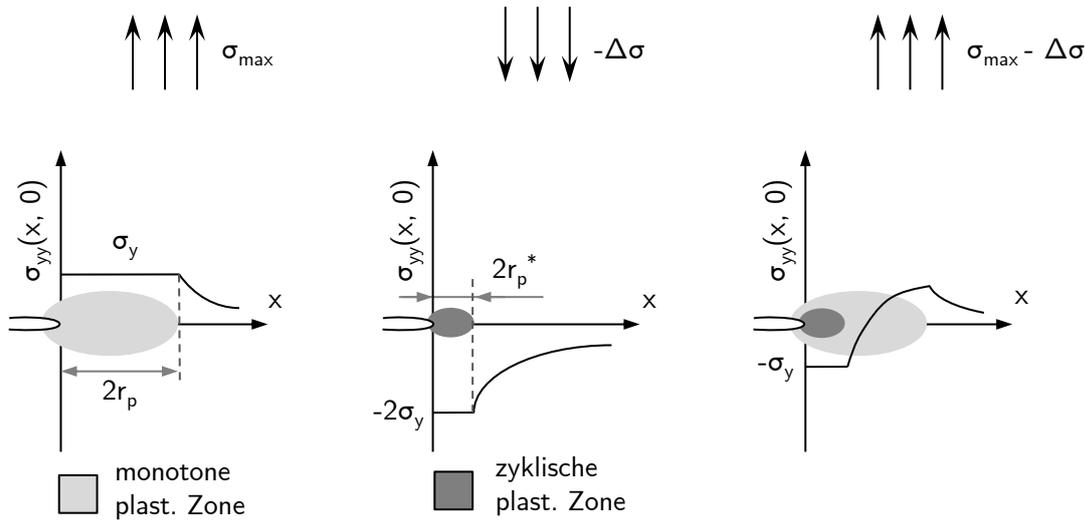


Abbildung 4.19: Bildung der zyklischen plastischen Zone nach Tanaka [124]

Unter zyklischer Belastung entsteht neben der monotonen plastischen Zone eine zyklische plastische Zone  $r_p^*$  vor der Rissspitze. Die Lösung von Rice [105] für die zyklische plastische Zone ist der Lösung für die monotone plastische Zone nachempfunden. Für die Berücksichtigung der zyklischen Belastung wird der Spannungsintensitätsfaktor  $K$  durch die Schwingweite des Spannungsintensitätsfaktors  $\Delta K$  ersetzt und anstelle der Fließspannung  $\sigma_y$  die doppelte Fließspannung  $2\sigma_y$  verwendet.

$$r_p^* = \frac{1}{\pi} \left( \frac{\Delta K}{2\sigma_y} \right)^2 \quad (4.35)$$

Die Abschätzung von Rice [105] (Gleichung 4.35) basiert auf der Annahme eines ebenen Spannungszustandes, sowie auf der Annahme von ideal elastisch-plastischem Materialverhalten. Zur Verbesserung der Abschätzung in Folge von Riss-schließeffekten wird von McClung [82] mit der Riss-schließfunktion  $U$  die folgende Abschätzung angegeben:

$$\Delta r_p = \frac{1}{\pi} \left( \frac{U \cdot \Delta K}{2\sigma_y + (1-U)\Delta S} \right)^2 \quad (4.36)$$

### Berechnung des Risswachstums

Für die Berechnung des Risswachstums wird das Anfangswertproblem (siehe Gleichung 4.30) durch ein kombiniertes Verfahren von Heun und Euler mit adaptiver Schrittweitensteuerung verwendet. Bei dem Euler-Verfahren gilt für die Lösung des Anfangswertproblems die folgende Iterationsvorschrift:

$$\begin{aligned} \Delta \mathbf{a}_{\text{euler}} &= h \cdot k_1 \text{ mit } k_1 = f(n^j; \mathbf{a}^j) \\ \mathbf{a}_{\text{euler}}^{(j+1)} &= \mathbf{a}^j + \Delta \mathbf{a}_{\text{euler}}, \quad n^{j+1} = n^j + h \end{aligned} \quad (4.37)$$

Um den Fehler für das Euler-Verfahren abschätzen zu können, wird als Verfahren 2. Ordnung das Heun-Verfahren verwendet. Als Iterationsvorschrift ergibt sich für das Verfahren:

$$\begin{aligned} \Delta \mathbf{a}_{\text{heun}} &= \frac{1}{2} h \cdot (k_1 + k_2) \text{ mit } k_1 = f(n^j; \mathbf{a}^j), \quad k_2 = f(n^j + h; \mathbf{a}_{\text{euler}}^{(j+1)}) \\ \mathbf{a}_{\text{heun}}^{(j+1)} &= \mathbf{a}^j + \Delta \mathbf{a}_{\text{heun}} \end{aligned} \quad (4.38)$$

Der Fehler  $e^{(j+1)}$  zur Schrittweitensteuerung ergibt sich als Differenz zwischen der Lösung aus dem Euler-Verfahren  $\mathbf{a}_{\text{euler}}^{(j+1)}$  und dem Heun-Verfahren  $\mathbf{a}_{\text{heun}}^{(j+1)}$ .

$$e^{(j+1)} = \max \left( \mathbf{a}_{i,\text{heun}}^{(j+1)} - \mathbf{a}_{i,\text{euler}}^{(j+1)} \right) \text{ für } i = 1, \dots, n_d \quad (4.39)$$

Fordert man, dass der Fehler  $e^{(n+1)} \leq \text{TOL}$  gilt, ergibt sich als neue Schrittweite  $h^*$

$$h^* = h \sqrt{\frac{\text{TOL}}{e^{(j+1)}}} \quad (4.40)$$

Um numerische Probleme zu vermeiden, wird ein Sicherheitsfaktor  $\alpha < 1$  gewählt, sowie gefordert, dass die Reduktion bzw. Erhöhung der Schrittweite nicht zu groß ausfällt, da gilt:

$$h_{\text{neu}} = \alpha h^* \in [\beta h_{\text{alt}}, \gamma h_{\text{alt}}]; \quad \text{mit } \beta < 1 < \gamma \quad (4.41)$$

Für die vorliegende Arbeit werden  $\alpha = 0.9$ ;  $\beta = 0.5$  und  $\gamma = 1.5$  gewählt. Die Forderung  $\alpha h^* \in [\beta h_{\text{alt}}, \gamma h_{\text{alt}}]$  führt dazu, dass die Zunahme bzw. Reduktion der Schrittweite nicht zu groß ausfällt.

### Berechnung der Rissgrößen

Nachdem im ersten Schritt der Berechnung ein Inkrement  $\Delta \mathbf{a}_i$  ( $i = 1, \dots, n_d$ ) mit dem Euler-Verfahren bestimmt wurde, wird im zweiten Schritt die neue Geometrie der Risse bestimmt. Für die Oberflächenrisse wird das Wachstumsinkrement  $\Delta \mathbf{a}$  am tiefsten Punkt des Risses A, sowie an der Oberfläche (Punkt C) bestimmt. Für das Wachstum gilt bei gegebenem Inkrement  $\Delta \mathbf{a}_i = (\Delta a, \Delta c)$ :

$$\begin{aligned} a_{\text{new}} &= 2a + \Delta a \\ 2c_{\text{new}} &= 2c + 2\Delta c \end{aligned} \tag{4.42}$$

Analog dazu wird das Wachstum der Innenrisse an drei verschiedenen Stellen der Geometrie, siehe Alegre et al. [12], berechnet. Das Inkrement für das Wachstum wird an Punkt A<sub>1</sub> Nahe der Oberfläche, dem Punkt A<sub>2</sub> gegenüberliegend von A<sub>1</sub> sowie Punkt C bestimmt. Für das Inkrement  $\Delta \mathbf{a} = (\Delta a_1, \Delta a_2, \Delta c)$  folgt die neue Rissgeometrie:

$$\begin{aligned} 2a_{\text{new}} &= 2a + (\Delta a_1 + \Delta a_2) \\ 2c_{\text{new}} &= 2c + 2\Delta c \\ h_{\text{new}} &= h - \Delta a_1 \end{aligned}$$

Nachdem die neue Rissgeometrie berechnet wurde, findet analog zur Modellierung der Rissgeometrien eine Überprüfung aller oberflächennaher Innenrisse statt. Erfüllen Innenrisse die Bedingung  $a/(a+h) \geq 0.95$  gelten diese als oberflächennah, und es erfolgt eine Umwandlung von Innenriss zum Oberflächenriss [26]. Die Vorgehensweise ist in Abbildung 4.20 grafisch veranschaulicht, formal gilt für die Geometrie des neuen Oberflächenrisses mit Risstiefe  $a_s$  und der Rissbreite  $2_s$ :

$$a_s = 2a + h, \quad 2c_s = 2c + 2a + h \tag{4.43}$$

### Interaktion und Koaleszenz von Rissen

Ein wichtiger Aspekt in der Modellierung zum Risswachstum ist die Interaktion und Koaleszenz von einem oder mehreren Rissen. Für die Lebensdauer-Bewertung additiv gefertigter Aluminiumkomponenten wird die Vereinigung von Rissen an die Modellierung im IBESS-Modell [75] angelehnt.

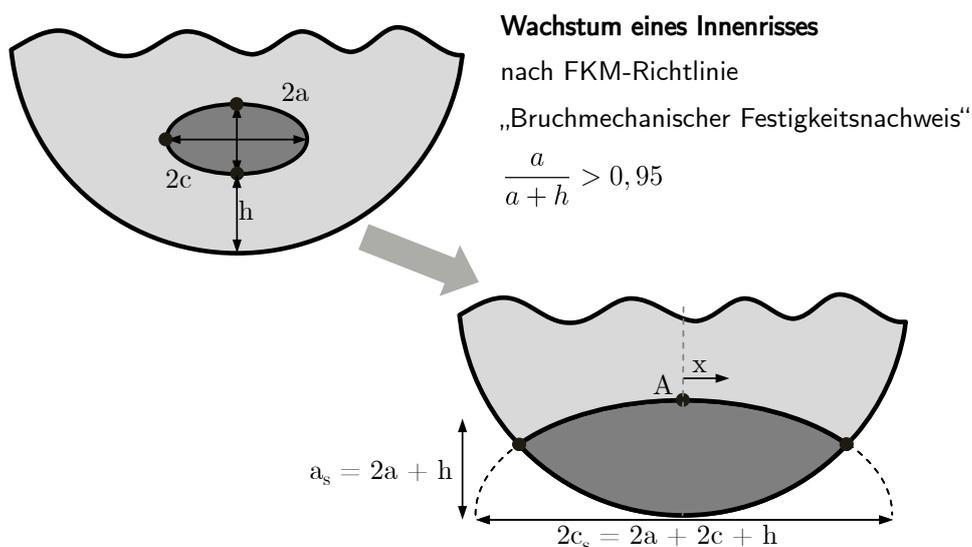


Abbildung 4.20: Wachstum eines oberflächennahen Innenrisses

Im IBESS-Modell wird die Vereinigung von zwei oder mehreren Rissen aktiviert, wenn sich die Punkte an der Oberfläche der Risse berühren [75]. Die Risstiefe nach der Vereinigung ist gleich der Risstiefe des größten Einzelrisses  $a_i$ , die Rissbreite  $2c$  des neuen Risses ergibt sich aus der Summe der Einzelrissbreiten  $2c_i$ . Formal ausgedrückt gilt für die neue Geometrie des Oberflächenrisses:

$$a = \max(a_i); \quad 2c = \sum_i 2c_i$$

Madia et al. [75] argumentieren, dass das Kriterium zur Interaktion von Rissen aus zwei Hauptgründen nicht vollständig den realen Bedingungen entspricht. Risse interagieren bereits miteinander, bevor sie physisch in Kontakt kommen, was zu einem höheren Risswachstum an den Oberflächenpunkten führt. Nach dem eigentlichen Kontakt entsteht ein neuer halb-elliptischer Oberflächenriss nicht sofort, sondern es benötigt eine gewisse Zeit bis dieser sich bildet. Als Konsequenz führt dies dazu, dass sich die Lebensdauer aufgrund des beschleunigten Risswachstums aus dem ersten Effekt verringert, während sich die Lebensdauer durch das verlangsamte Wachstum infolge des zweiten Effekts erhöht. Pang et al. [92] konnten herausfinden, dass diese Effekte sich näherungsweise kompensieren bzw. das verwendete Kriterium in numerischen Berechnungen zu einer kürzeren Lebensdauer führt. Weiterhin wird von Madia et al. [75] die Anwendbarkeit von konventionellen Kriterien für die Risskoaleszenz, wie sie z. B. in der FKM-Richtlinie „Bruchmechanischer Festigkeitsnachweis“ [26] vorgeschlagen sind, im Bereich des Kurzrischwachstums infrage gestellt.

Der Ansatz aus dem IBESS-Modell [75] beschreibt die Interaktion bzw. die Verschmelzung von zwei oder mehreren Oberflächenrissen. Weiterhin treten während der Berechnung noch die Interaktion

eines oder mehrerer Innenrisse mit einem Oberflächenriss und die Interaktion von Innenrisse auf. Dazu muss die Regel zur Vereinigung von Oberflächenrisse auf die beiden weiteren Fälle übertragen werden.

### Kollisionserkennung von Rissen

Der erste Schritt bei der Vereinigung von Rissen besteht darin, die Risse zu identifizieren, welche zusammengeführt werden sollen. Zu diesem Zweck wird ein Algorithmus zur Kollisionserkennung zwischen Polygonen verwendet [86, 65, 128]. Vereinfacht ausgedrückt sagt das Separating-Axis-Theorem [65, 128], dass sich zwei Polygone nicht berühren, wenn man zwischen den Polygonen eine Linie ziehen kann. Existiert keine Linie zwischen zwei Polygonen, so berühren bzw. überschneiden sich die beiden Polygone. Das Vorgehen zum Finden einer Trennlinie ist in Abbildung 4.21 dargestellt.

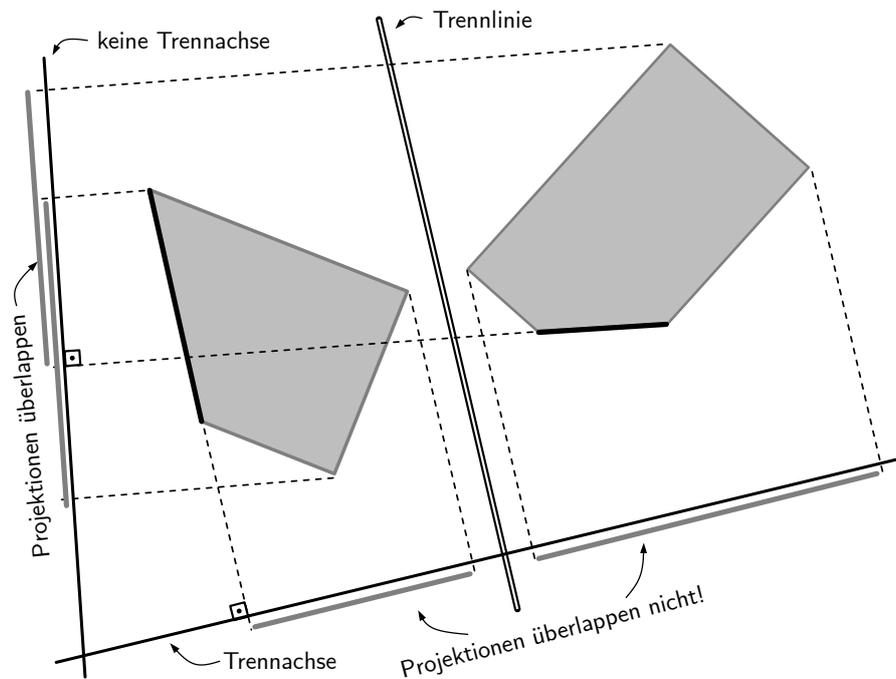


Abbildung 4.21: Veranschaulichung des Separating-Axis-Theorems für zwei Polygone

Um überprüfen zu können, ob es sich bei einer Linie um eine Trennlinie handelt, wird die Projektion der Polygone auf einer senkrecht zur Trennlinie stehenden Achse (Trennachse) betrachtet. Überschneiden sich die Projektionen der Polygone auf der Trennachse nicht, so überschneiden sich die Polygone nicht. In der Umsetzung werden als Trennlinie die Kanten der beiden Polygone gewählt. Als Trennachsen werden entsprechend die Normalenvektoren  $\mathbf{n}_i$ , mit  $\|\mathbf{n}_i\| = 1$  zu den Kanten gewählt. Als Projektion der Polygone wird jede Ecke der Polygone in die Richtung von  $\mathbf{n}_i$  projiziert. Damit gilt für die

Projektion des Vektors  $\vec{p}$  in Richtung des Normalenvektors  $\vec{n}_i$ :

$$\vec{p} \cdot \vec{e}_i = p_e \quad (4.44)$$

Im Diagramm 4.22 wird das Verfahren für zwei Polygone veranschaulicht. Die maximale Projektion des Polygons A wird als  $a_{\max}$  bezeichnet während die kleinste Projektion als  $a_{\min}$  bezeichnet wird. Entsprechend werden die Projektionen für Polygon B als  $b_{\max}$  und  $b_{\min}$  bezeichnet. Wenn die Polygone sich überschneiden, dann gilt die Bedingung, dass die maximale Projektion von A größer ist als die kleinste Projektion von B ( $a_{\max} > b_{\min}$ ) und gleichzeitig die maximale Projektion von B größer ist als die kleinste Projektion von A ( $b_{\max} > a_{\min}$ ).

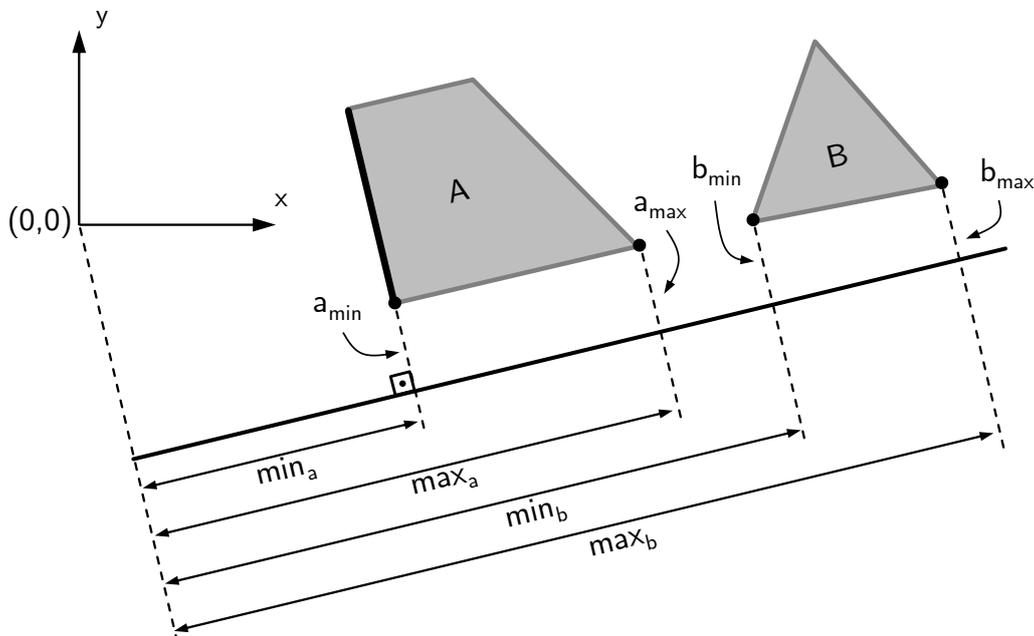


Abbildung 4.22: Kollisionserkennung für zwei Polygone

Hierbei wichtig ist, dass die genannte Vorgehensweise lediglich für konvexe Geometrien gültig ist. Für beliebige nicht konvexe Geometrien wird eine andere Vorgehensweise benötigt.

### Vereinigung von Rissgrößen

Die Vereinigung der einzelnen Risse wird weiterhin erst berücksichtigt, wenn sich zwei Risse an einem beliebigen Punkt berühren. Nachdem ermittelt wurde, welche Risse sich berühren und damit vereinigt werden, wird jedem der Risse ein eigenes lokales Koordinatensystem  $(\eta, \zeta)$  zugewiesen.

#### Fall 1: Interaktion zweier Oberflächenrisse

Die Analyse und Bestimmung der Rissgeometrie nach der Vereinigung erfolgt im lokalen Koordinatensystem des größten Oberflächenrisses. Die Rissbreite  $2c$  des neuen Oberflächenrisses ergibt sich aus dem größten Abstand zweier Punkte in  $\eta$ -Richtung, und die neue Risstiefe  $a$  entspricht dem tiefsten Einzelriss. Grafisch ist die Vereinigung in Abbildung 4.23 dargestellt und entspricht der Regel im IBESS-Modell [75].

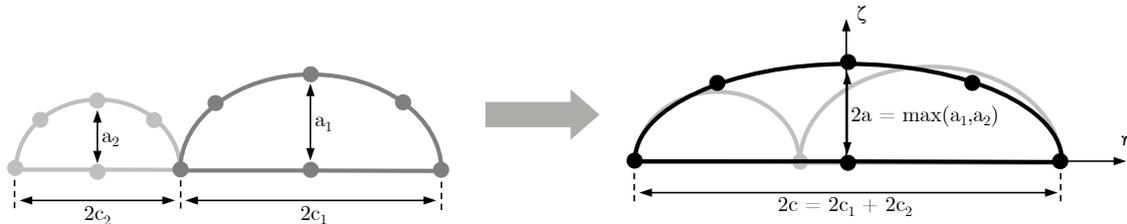


Abbildung 4.23: Interaktion und Koaleszenz zweier Oberflächenrisse im Modell

#### Fall 2: Interaktion eines Innenrisses mit einem Oberflächenriss

In dem Fall der Vereinigung eines Innenrisses mit einem Oberflächenriss wird die Analyse im lokalen Koordinatensystem des Oberflächenrisses durchgeführt. Die Breite  $2c$  und die Tiefe  $a$  wird analog zur Vorgehensweise im ersten Fall bestimmt.

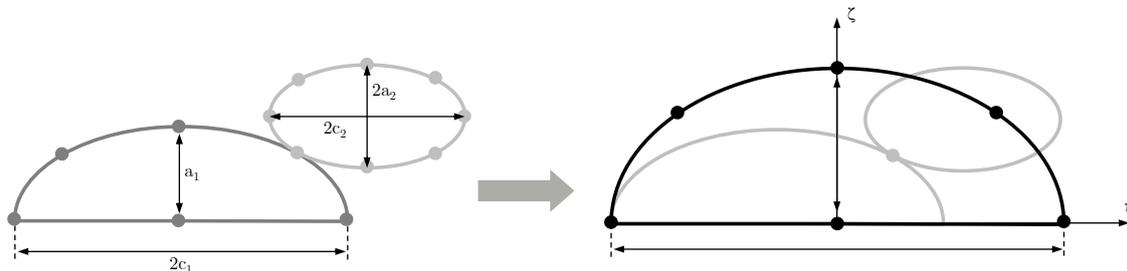


Abbildung 4.24: Interaktion und Koaleszenz eines Oberflächen- und Innenrisses

**Fall 3: Interaktion zweier Innenrisse**

Analog dazu wird die Vereinigung für zwei Innenrisse ausgeführt. Als Koordinatensystem wird das lokale Koordinatensystem des größeren Risses gewählt. Anschließend ergibt sich die Breite  $2c$  des Risses aus  $\eta_{\max} - \eta_{\min}$ , sowie die Tiefe  $2a$  als  $\zeta_{\max} - \zeta_{\min}$ .

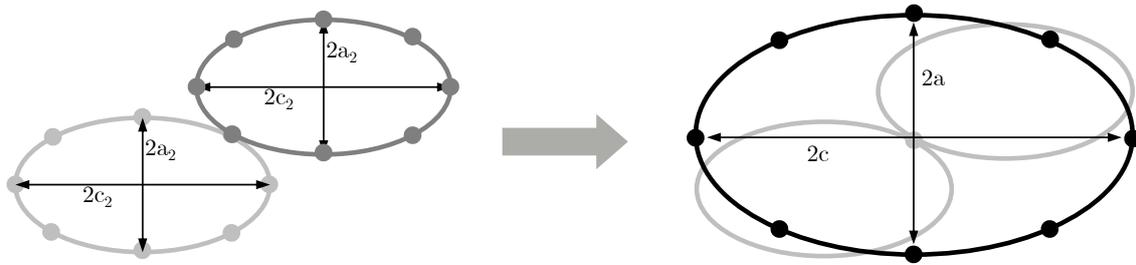


Abbildung 4.25: Interaktion und Koaleszenz zweier Innenrisse im Modell

## 4.4 Modellparameter und Materialkennwerte

### Räumliche Verteilung der Fehlstellen

Für die Anwendung des im aktuellen Kapitel vorgestellten Modells werden verschiedene Materialkennwerte und Informationen über die Fehlstellen und deren Verteilung als Eingangsdaten benötigt. Für die Modellierung der Fehlstellen und deren Verteilung werden bei Verwendung eines homogenen Poisson-Prozesses zur Beschreibung der Fehlstellenposition (siehe 4.1.2) die folgenden Kennwerte benötigt:

- die Dichte der Fehlstellen  $\lambda$ , also die Anzahl der Fehlstellen je Volumen,
- die Geometrie des modellierten Volumens,
- der Verteilungstyp der Fehlstellengrößen sowie die Parameter der Verteilung,
- die mittlere Rautiefe  $R_z$  der Oberfläche,

Die Größenverteilung der Fehlstellen kann für die Prozessparameter a und b aus den in Kapitel 3.4 beschriebenen Versuchen entnommen werden. Für die Versuche aus dem Vorhaben BionikAdditiv, können diese der Literatur [60] entnommen werden. Zusammenfassend sind in Tabelle 4.2 die verwendeten Parameter für die Beschreibung der Fehlstellen aufgelistet.

Tabelle 4.2: Kennwerte für die Modellierung von Fehlstellen

	Fehlstellendichte	Verteilung d. Fehlstellengröße	gemittelte Rautiefe
	$\lambda$ (mm <sup>-3</sup> )	-	$R_z$ (µm)
a	0,3	Log-Normalverteilung	127 ± 14
b	9,2	Log-Normalverteilung	148 ± 14
Bionik	7,9	Exponentialverteilung	35 ± 8

### Materialkennwerte

Zusätzlich werden für die Beschreibung des Risswachstums im Bereich physikalisch kurzer und langer Risse weitere Materialkennwerte benötigt. Konkret werden die folgenden Kennwerte benötigt:

- die Dehngrenze  $R_{p0,2}$  und die Zugfestigkeit des Materials  $R_m$ ,
- ein Rissfortschrittsgesetz in der Form  $da/dn - \Delta K_{\text{eff}}$  für das Wachstum langer Risse,

- die Bruchzähigkeit  $K_{IC}$ , wenn das Versagenkriterium Bruch ist,
- der intrinsische Schwellenwert  $\Delta K_{th,eff}$ ,
- der Langrisschwellenwert  $\Delta K_{th,lc}$  für das angesetzte Spannungsverhältnis  $R_\sigma$ ,
- die zyklische R-Kurve  $\Delta K_{th}(a)$

### Dehngrenze und Zugfestigkeit

Die im Rahmen des BMBF-Forschungsvorhaben *Addi-grad* ermittelten quasi-statischen Spannungs-Dehnungs-Kurven sind in Abbildung 3.14 dargestellt. Für das Vorhaben BionikAdditiv ist die Spannungs-Dehnungskurve im Anhang A abgebildet. Zusammenfassend werden für die Berechnung die folgenden Materialkennwerte als Eingangsdaten verwendet:

Tabelle 4.3: Quasi-statische Materialkennwerte für die Berechnung

	Porosität	Zugfestigkeit	Dehngrenze
	$\Phi$ (%)	$R_m$ (N/mm <sup>2</sup> )	$R_{p0,2}$ (N/mm <sup>2</sup> )
a	0,3	267,9	156,8
b	4,3	226,6	146,8
c	22,3	124,2	98,5
Bionik	0,8	405,5	245,0

### Rissfortschrittsgesetz

Aufgrund der geringen Unterschiede zwischen den einzelnen Prozessparametern werden diese für die Berechnung des Rissfortschrittsgesetzes zusammengefasst, siehe Abbildung 3.29. Damit ergibt sich für das Rissfortschrittsgesetz:

$$\frac{da}{dn} = 10^{-5} \cdot \left( \frac{\Delta K_{eff}}{2.39 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}} \right)^{3.44} \quad (4.45)$$

Für die Bruchzähigkeit  $K_{IC}$  kann aus den Rissfortschrittsuntersuchungen  $K_{IC} = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  abgeschätzt werden.

### Schwellenwerte und zyklische R-Kurve

Für die Beschreibung der zyklischen R-Kurve wird die von Madia und Zerbst [152, 153] vorgestellte Abschätzung über das Kitagawa-Takahashi Diagramm verwendet. Damit ergibt sich für die zyklische R-Kurve

$$\Delta K_{\text{th}}(\Delta a) = \Delta K_{\text{th,lc}} \cdot \sqrt{\frac{\Delta a + a^*}{\Delta a + a_0 + a^*}}. \quad (4.46)$$

Wobei  $a_0$  der Parameter nach El Haddad ist und über die Dauerfestigkeit  $\Delta\sigma_w$  berechnet werden kann:

$$a_0 = \frac{1}{\pi} \left( \frac{\Delta K_{\text{th,lc}}}{Y \cdot \Delta\sigma_w} \right)^2 \quad (4.47)$$

Der zusätzliche Parameter  $a^*$  ergibt sich aus der Bedingung  $\Delta K_{\text{th}}(\Delta a = 0) = \Delta K_{\text{th,eff}}$ . Aufgelöst folgt damit für den Parameter  $a^*$ :

$$a^* = a_0 \cdot \frac{(\Delta K_{\text{th,eff}}/\Delta K_{\text{th,lc}})^2}{1 - (\Delta K_{\text{th,eff}}/\Delta K_{\text{th,lc}})^2} \quad (4.48)$$

In der vorliegenden Arbeit wurde die zyklische R-Kurve entsprechend der Werte von Roveda [109] gewählt. Damit gilt für alle Prozessparameter der intrinsische Schwellenwert  $\Delta K_{\text{th,eff}} = 0.70 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  und für den Langrisschwellenwert unter wechselnder Beanspruchung, also  $R = -1$  im Zustand ohne Wärmebehandlung  $\Delta K_{\text{th,lc}} = 1.70 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Die Wechselfestigkeit  $\Delta\sigma_w$  bei  $R = -1$  wird aus den Wöhlerlinien bei  $2 \cdot 10^6$  Schwingspielen bestimmt.

# 5 Validierung des Bewertungskonzepts

## 5.1 Einführung

Nachdem im vorigen Kapitel ein Modell zur Bewertung der Lebensdauer vorgestellt wurde, ist es das Ziel des vorliegenden Kapitels, das Modell auf der Grundlage der Versuche zu validieren. Dazu werden die in Kapitel 3.4 vorgestellten Versuche unter Umlaufbiegung sowie dehnungsgeregelte Schwingversuche an additiv gefertigten Aluminiumproben aus dem LOEWE-3-Vorhaben *BionikAdditiv* [60] verwendet. Zur Validierung des Modells ist anzumerken, dass der Oberflächeneinfluss separat betrachtet werden soll. Daher werden die Schwingversuche in zwei Gruppen eingeteilt. Die erste Gruppe bilden die Versuche an mechanisch nachbearbeiteten Werkstoffproben mit polierter Oberfläche. Werkstoffproben im Zustand nach der additiven Fertigung, also mit as-built Oberfläche werden für die Validierung separat behandelt. Alle für das Modell verwendeten Parameter für die Berechnung können dem Abschnitt 4.4 entnommen werden.

Im Hinblick auf das vorgestellte Modell und die Bestimmung einiger für das Modell notwendiger Parameter sind an dieser Stelle noch einige Dinge anzumerken.

- Besonders die Bestimmung einer zyklischen R-Kurve ist mit einem erheblichen Aufwand verbunden. Für die experimentelle Bestimmung der zyklischen R-Kurve sei an dieser Stelle auf die Arbeiten von Zerbst et al. [153, 152] und Maierhofer et al. [77] verwiesen. Im Rahmen dieser Arbeit wurde die von Roveda [109] ermittelte zyklische R-Kurve für additiv gefertigtes AlSi10Mg verwendet.
- Gleiches gilt für die Bestimmung der Fehlstellenverteilung. In der Literatur hat sich vor allem die Computertomografie als Verfahren zur Bestimmung der Fehlstellenverteilung etabliert [107, 109, 99]. Für die Verwendung von Punktprozessen und die Unterscheidung zwischen Poisson-, Cluster- oder Hard-Core-Prozess, sind ebenfalls Computertomografieaufnahmen der entsprechenden Komponenten notwendig, da die Position der Fehlstellen benötigt wird. Im Hinblick auf größere Komponenten, wie z. B. additiv gefertigte Bremsättel, ist das Anfertigen von Computertomografieaufnahmen jedoch mit einem erheblichen Aufwand verbunden.

- Das in Kapitel 4.2 vorgestellte Modell zur Bewertung der Schwingfestigkeit additiv gefertigter Komponenten wurde zur Validierung in Python implementiert. Den zeitintensivsten Schritt der Berechnung stellt die Berücksichtigung der Interaktion und Koaleszenz der Risse dar, da diese durch den verwendeten stochastischen Prozess nicht vorab bestimmt werden können und in jedem Schritt der Berechnung separat ermittelt werden. Vor diesem Hintergrund wurde der durch die Python-Bibliothek *Numba* bereitgestellte JIT-Compiler verwendet. Die Berechnung der Kollision von Defekten mit dem im Abschnitt 4.3.3 vorgestellten Algorithmus wurde zudem an ein räumliches Gitter gebunden. Details hierzu können bei Zhao et al. [158] gefunden werden.

Die Berechnungen wurden alle mit einem Intel® Core™ i9-10850K Prozess bei einer Grundfrequenz von 3,60 GHz und 64 GB Arbeitsspeicher in einer Linux-Umgebung (Arch-Linux) durchgeführt. In Abhängigkeit des Lasthorizonts ergibt sich eine unterschiedliche Berechnungsdauer. Die Prognose der in Abbildung 5.9 dargestellten Wöhlerlinie bei Parallelisierung der Berechnungen nahm insgesamt 13:23 h in Anspruch, während die Prognose der in Abbildung 5.8 dargestellten Wöhlerlinie in 9:49 h abgeschlossen war. Alle Ergebnisse wurden für die Auswertung in einer csv-Datei gespeichert.

## 5.2 Rissvereinigungen und Bruchflächen in der Lebensdauerprognose

### Mehrfachrisse und Rissvereinigung

In Abbildung 5.1 ist ein Beispiel für die Vereinigung zweier Oberflächenrisse dargestellt. Das Beispiel entspricht einer Berechnung mit dem vorgestellten Modell für Prozessparameter  $a$  bei einer Spannungsschwingweite  $\Delta\sigma = 313.6 \text{ N/mm}^2$ . Die im Versuch ermittelte Versagensschwingspielzahl beträgt 6.300 Schwingspiele.

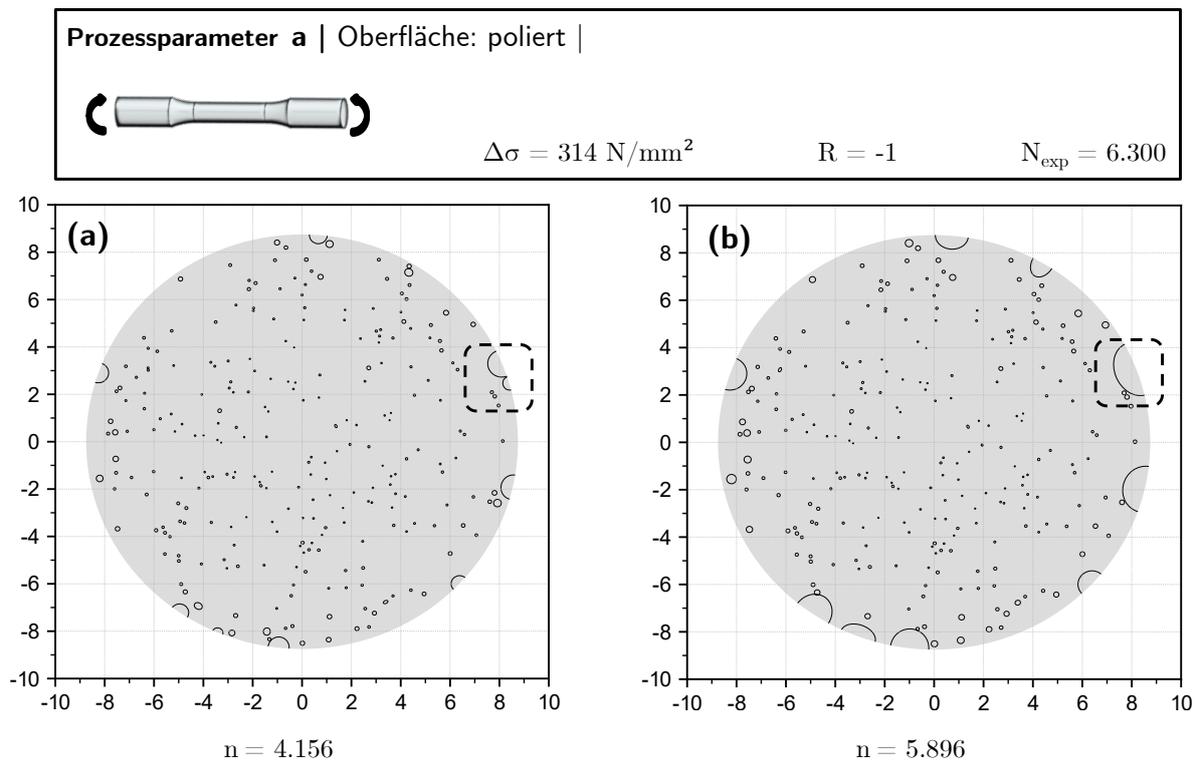


Abbildung 5.1: Wachstum und Vereinigung von Rissen im vorgestellten Modell

Im linken Teil des Diagramms sind bei 4.156 Schwingspielen am rechten oberen Rand der Schwingproben (im schwarzen Viereck) zwei halb-elliptische Oberflächenrisse dargestellt, welche sich gerade berühren. Der rechte Teil des Diagramms 5.1 stellt den Zustand im nächsten Schritt der Berechnung, also bei 5.896 Schwingspielen dar. Durch die Vereinigung der beiden halb-elliptischen Oberflächenrisse ist ein größerer Riss entstanden und gewachsen. Abbildung 5.2 zeigt die mit dem Modell errechnete Entwicklung der Risstiefe  $a$  und der Rissbreite  $c$  sowie das Achsenverhältnis  $a/c$  für den größeren der beiden Risse. Die Stufen in Abbildung 5.2 a) und b) zeigen die Stellen im Wachstum an, bei denen eine

Vereinigung des Risses mit einem anderen Riss stattgefunden hat. Ab einer Risstiefe  $a > 1$  mm ist zu erkennen, dass die Rissvereinigungen nur noch eine untergeordnete Rolle spielen und das Wachstum des Risses durch den Rissfortschritt dominiert wird. In Abbildung 5.2 (c) ist die Entwicklung der Rissgeometrie ( $a/c$ , mit Risstiefe  $a$  und Rissbreite  $c$ ) dargestellt. Der zu Beginn halb-elliptische Oberflächenriss wächst zunächst zu einem nahezu halbkreisförmigen Riss ( $a/c \approx 1$ ) heran. In der zweiten Phase ab ca. 5.000 Schwingspielen ist zu erkennen, dass die Rissbreite  $c$  schneller als die Risstiefe  $a$  zunimmt.

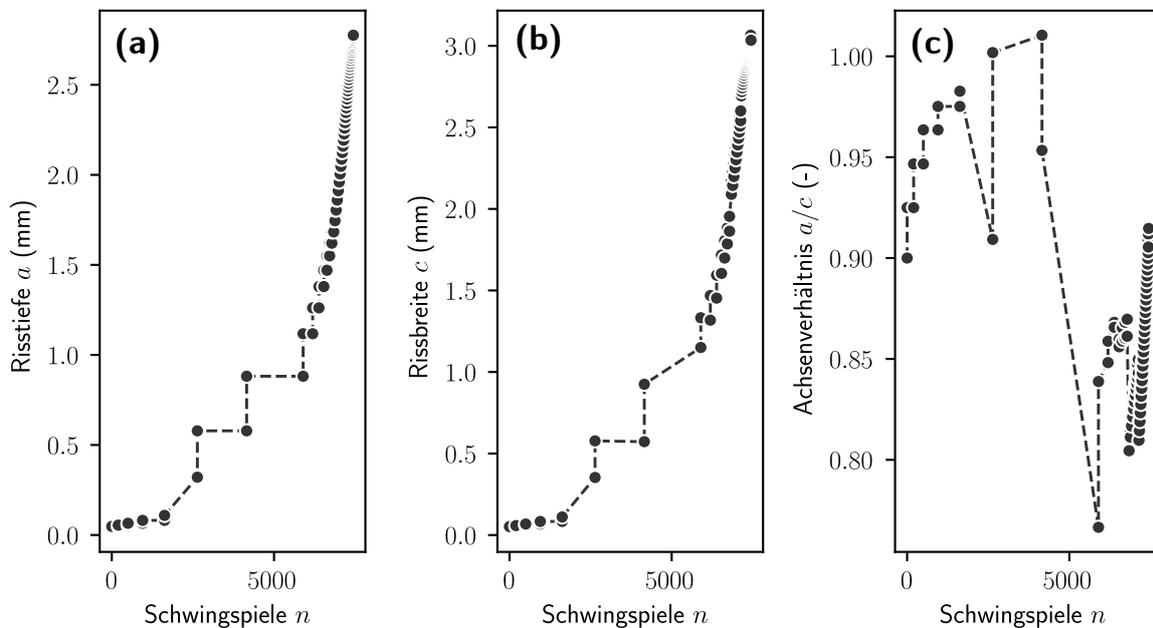
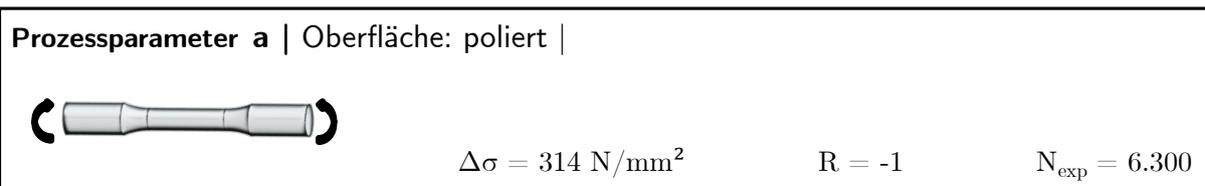


Abbildung 5.2: Entwicklung der Risstiefe  $a$ , der Rissbreite  $c$  und des Achsenverhältnisses  $a/c$

## Vergleich der Simulation mit Bruchflächen

In den Abbildungen 5.3 - 5.5 ist ein Vergleich der Bruchflächen aus den Umlaufbiegeversuchen mit einer Simulationen auf dem gleichen Lasthorizont dargestellt. Hierbei ist anzumerken, dass die Simulation mit dem in Kapitel 4.2 vorgestellten Modell durchgeführt wurde, also die gezeigte Simulation nur einen möglichen Zustand für das Versagen zeigt.

In Abbildung 5.3 ist der Vergleich zwischen der Bruchfläche und dem durch das Modell prognostizierten Zustand beim Versagen für Prozessparameter a bei einer Spannungsschwingweite  $\Delta\sigma = 210 \text{ N/mm}^2$  dargestellt. Mit dem vorgestellten Modell wurde eine Schwingspielzahl  $N_{f,calc} = 182.507$  berechnet, und ist damit um 35.293 Schwingspiele bzw. 16 % geringer als im Versuch.

Die in Abbildung 5.3 a) dargestellte Bruchfläche zeigt neben einem großen Riss zwei weitere kleinere Risse. Ein ähnliches Verhalten kann in der Simulation beobachtet werden. In Abbildung 5.3 b) ist ebenfalls ein großer, primärer Riss für das Versagen maßgeblich. Im Unterschied zur Bruchfläche sind noch zwei weitere Risse auf ca. 8 Uhr und 11 Uhr zu erkennen, die ebenfalls ein größeres Wachstum erfahren haben. Da alle Fehlstellen innerhalb des 1 mm hohen Teilsegments auf eine gemeinsame Fläche projiziert werden, sind auf der gezeigten Querschnittsfläche mehr Fehlstellen vorhanden, als in der Schwingprobe zu beobachten sind.

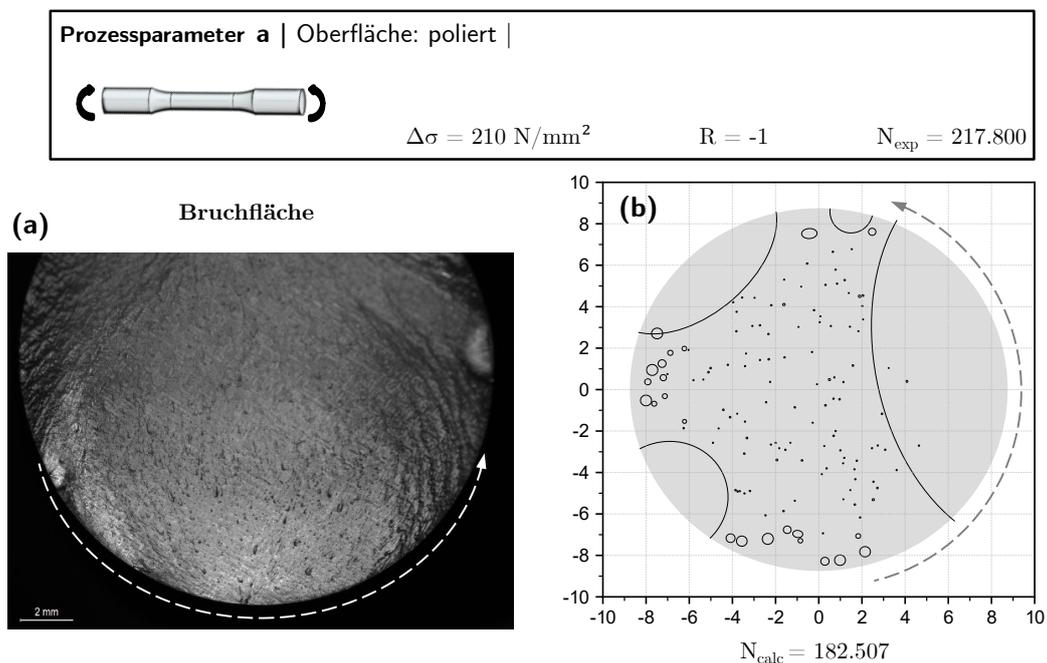


Abbildung 5.3: Gegenüberstellung der Bruchfläche und einer Berechnung des vorgestellten Modells für Prozessparameter a

In den Abbildungen 5.4 und 5.5 ist der Vergleich zwischen den Bruchflächen und dem durch das Modell prognostizierten Zustand beim Versagen für Prozessparameter b bei einer Spannungsamplitude von  $\Delta\sigma = 268 \text{ N/mm}^2$  und  $\Delta\sigma = 162 \text{ N/mm}^2$  dargestellt.

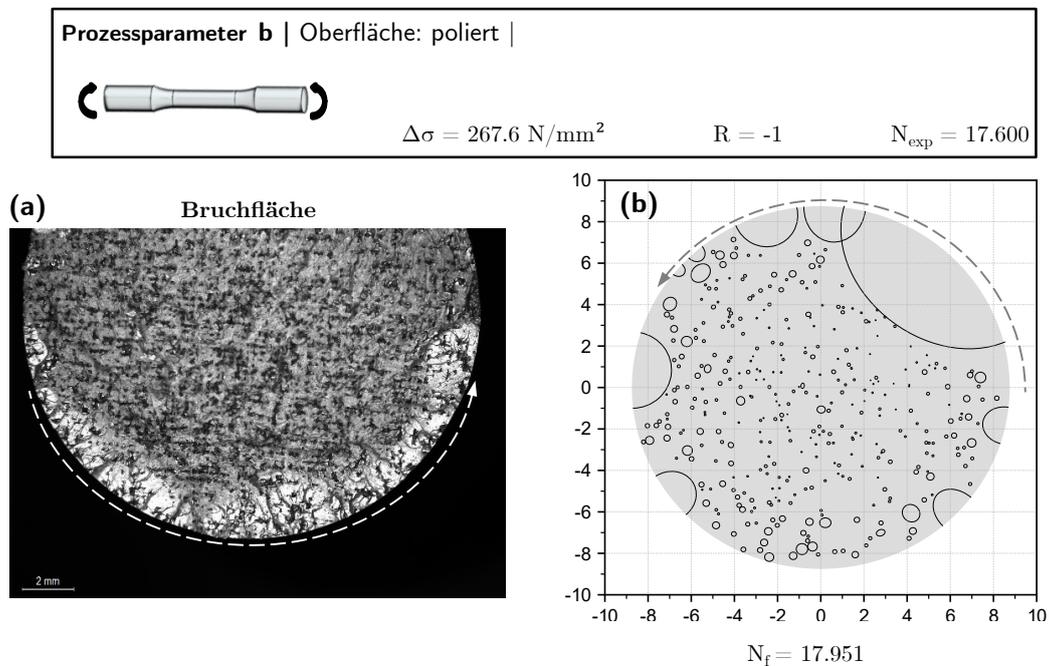


Abbildung 5.4: Gegenüberstellung der Bruchfläche und einer Berechnung des vorgestellten Modells für Prozessparameter b

Die in Abbildung 5.4 dargestellte Bruchfläche zeigt einen sichelförmigen Ermüdungsriß, welcher durch mehrere Anrisse entstanden ist. Ein ähnliches Verhalten kann bei dem Modell beobachtet werden. Dieses kann auch das Wachstum mehrerer, über den Umfang verteilter Risse abbilden. Der auf der Bruchfläche sichtbare sichelförmige Riß kann dennoch in der Rechnung nicht beobachtet werden, da durch die gewählte Modellierung der Risskoaleszenz die neue Rissgeometrie auf elliptische bzw. halb-elliptische Risse beschränkt ist.

Der in Abbildung 5.5 gezeigte Vergleich bei Prozessparameter b zeigt einen primären Ermüdungsriß. Dieses Verhalten wird vom Modell ebenfalls gut abgebildet. Neben dem primären Ermüdungsriß sind weitere kleinere Risse zu erkennen. Die kleineren Risse auf der Bruchfläche zeigen, dass im Modell nicht nur an einer Fehlstelle ein Risswachstum zu beobachten ist. Dies deckt sich auch mit der Untersuchung der Werkstoffproben nach der Schwingprüfung. Hierbei sind abseits der Bruchfläche noch weitere kleinere oder auch größere Risse zu finden, von denen auch ein Versagen der Schwingproben ausgehen kann, siehe Abbildung 5.6. Die Auflösung solcher Phänomene ist im Modell durch die Breite der Teilabschnitte (hier 1 mm) allerdings beschränkt. Alle Risse innerhalb des 1 mm hohen Abschnitts

werden für die Simulation als Risse in der gleichen Ebene betrachtet. Dadurch können häufig mehr Risse in der Simulation beobachtet werden, als auf der Bruchfläche tatsächlich zu sehen sind.

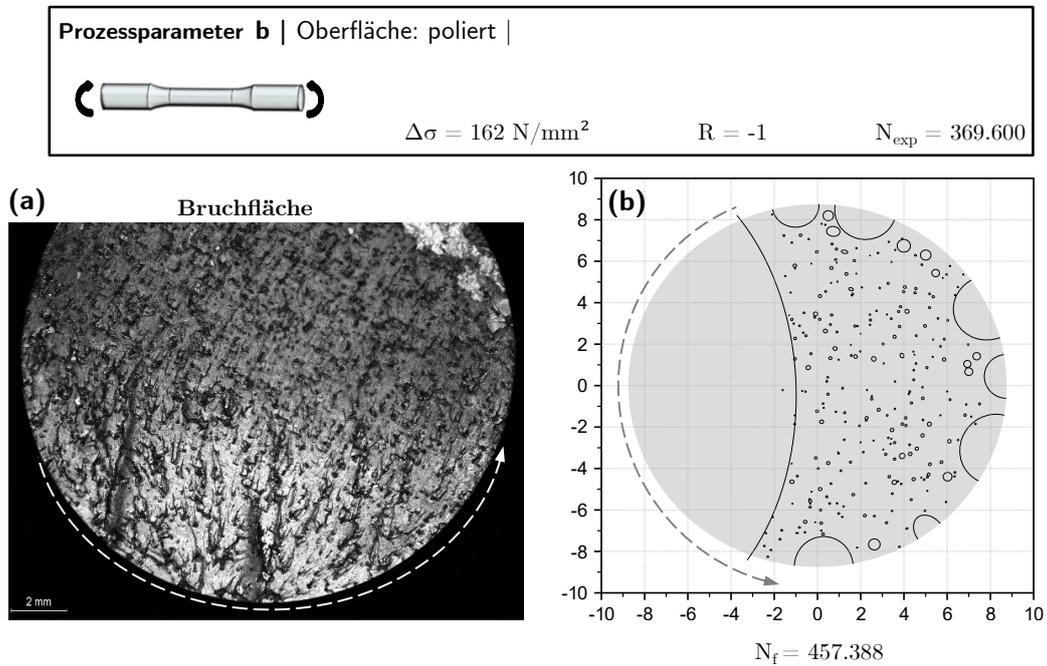


Abbildung 5.5: Gegenüberstellung der Bruchfläche und einer Berechnung des vorgestellten Modells für Prozessparameter b

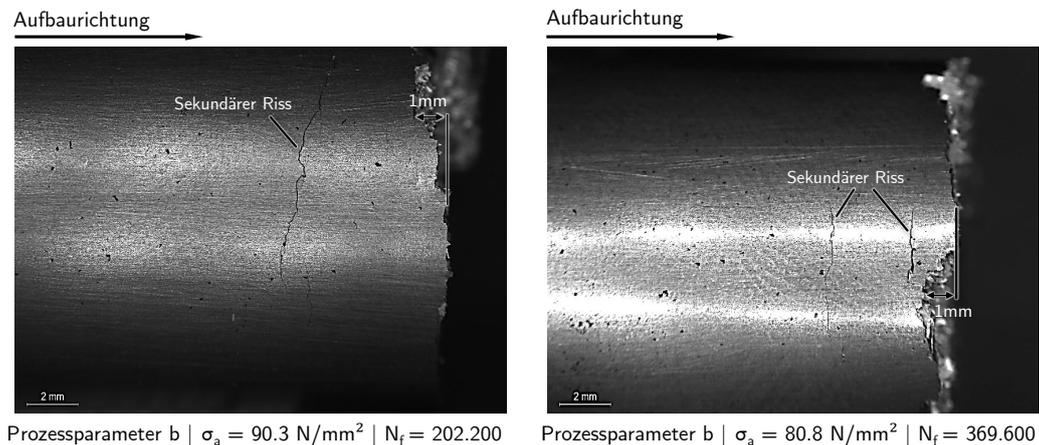


Abbildung 5.6: Seitliche Aufnahme der Bruchfläche von Werkstoffproben nach der Umlaufbiegeprüfung

### 5.3 Validierung des vorgestellten Modells an Schwingversuchen

Für die Validierung des in Kapitel 4.2 vorgestellten Modells werden in diesem Abschnitt die mit dem Modell prognostizierten Lebensdauern den experimentell ermittelten Lebensdauern gegenübergestellt. Dazu werden je Lasthorizont 10.000 Berechnungen mit dem Modell durchgeführt und anschließend ausgewertet.

Die Auswertung der prognostizierten Wöhlerlinien erfolgt im Anschluss anhand der Quantile der berechneten Lebensdauer. Für die Wöhlerlinie mit einer Ausfallwahrscheinlichkeit  $P_A = 50\%$  wird das 50 %-Quantil der prognostizierten Lebensdauern verwendet. Analog erfolgt die Berechnung der Wöhlerlinien mit einer Ausfallwahrscheinlichkeit  $P_A = 10\%$  bzw.  $P_A = 90\%$  über das 10 %-Quantil bzw. 90 %-Quantil der prognostizierten Lebensdauern.

Als Maß für die Streuung der berechneten Lebensdauer wird die Streuspanne  $T_{90/10}$  nach DIN 50100 [4] herangezogen. Diese ergibt sich aus dem Verhältnis des 90 %-Quantils zum 10 %-Quantil der berechneten Lebensdauern. Abbildung 5.7 zeigt den Median  $\tilde{n}_f$  der prognostizierten Lebensdauer sowie die Streuspanne für Prozessparameter  $a$  bei einer Spannungsschwingweite  $\Delta\sigma = 313.6\text{ N/mm}^2$  in Abhängigkeit der Anzahl der durchgeführten Berechnungen.

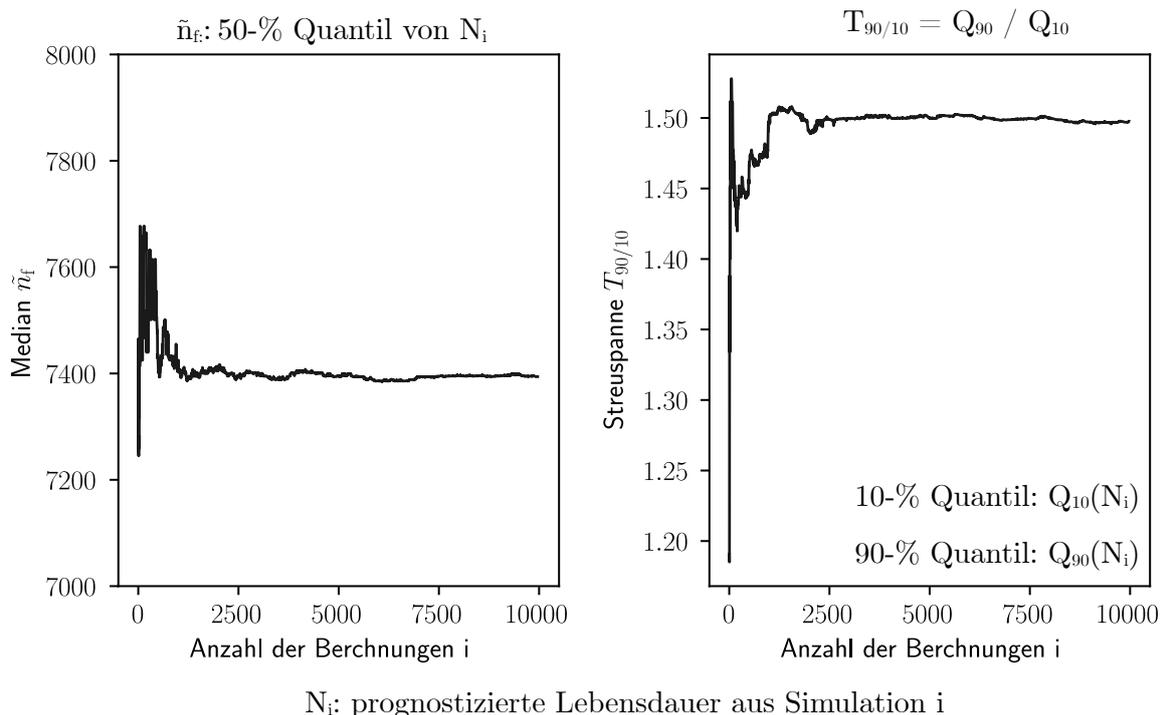


Abbildung 5.7: Konvergenzuntersuchung für die Berechnung mit dem vorgestellten Modell, **a**: Median  $\tilde{n}_f$  der prognostizierten Lebensdauer, **b**: Streuspanne  $T_{90/10}$  der prognostizierten Lebensdauer

Wie in Abbildung 5.7 deutlich wird, ist innerhalb der ersten 1.000 Berechnungen keine zuverlässige

Bestimmung der Ermüdungsschwingspielzahl möglich. Das 50 %-Quantil der prognostizierten Lebensdauern schwankt für die Berechnungen zwischen 10.000 und 11.500 Schwingspielen, während die prognostizierte Streuspanne zwischen  $T_{90/10} = 1,35$  und  $1,60$  liegt. Ab 5.000 Berechnungen stabilisieren sich die Ergebnisse und konvergieren zu einem nahezu konstanten Wert. Die prognostizierte Lebensdauer für eine Ausfallwahrscheinlichkeit  $P_A = 50\%$  liegt bei ca. 11.200 Schwingspielen, während die Streuspanne bei ca.  $T_{90/10} = 1,50$  liegt.

### 5.3.1 Validierung an polierten Schwingproben

Abbildungen 5.8 und 5.9 zeigen eine Gegenüberstellung der mit dem Modell prognostizierten Wöhlerlinien und der Versuchsergebnisse für Prozessparameter a und Prozessparameter b mit polierter Oberfläche. Die in den beiden Abbildungen eingezeichnete Wöhlerlinie entspricht einer Ausfallwahrscheinlichkeit von  $P_A = 50\%$ .

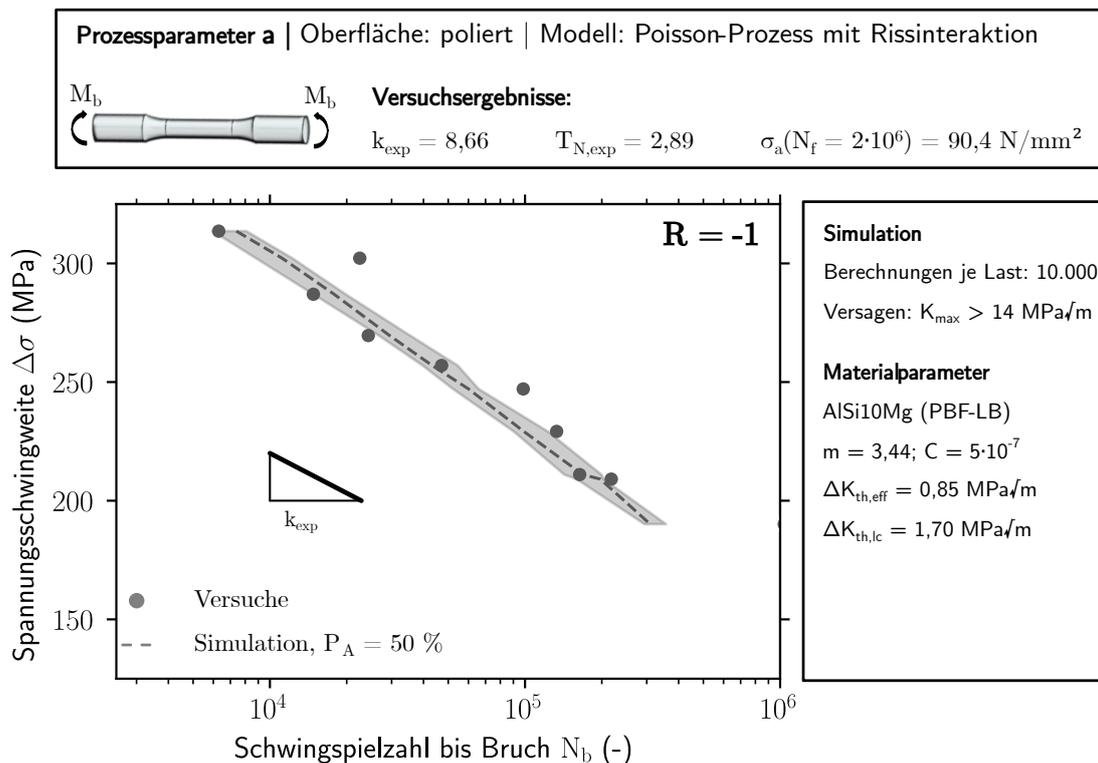


Abbildung 5.8: Gegenüberstellung der mit dem vorgestellten Modell prognostizierten Wöhlerlinie und den Versuchsergebnissen für Prozessparameter a mit polierter Oberfläche

Für die in Abbildung 5.8 und 5.9 dargestellte Prognose werden die Versuchsergebnisse von den prognostizierten Wöhlerlinien gut getroffen. Sowohl die Lage, als auch die Neigung der prognostizierten

Wöhlerlinie ist mit den Versuchsergebnissen vergleichbar. Für Prozessparameter a überschätzt das Modell die Lebensdauer am oberen Ende des Zeitfestigkeitsastes bei einer Spannungsschwingweite  $\Delta\sigma = 313.6 \text{ N/mm}^2$  um ca. 1.100 Schwingspiele oder 17 %. Am unteren Ende des Zeitfestigkeitsastes, bei einer Spannungsschwingweite von  $\Delta\sigma = 209 \text{ N/mm}^2$ , wird die Lebensdauer vom Modell um ca. 10 % bzw. 20.000 Schwingspiele unterschätzt. Um die prognostizierte Neigung der Wöhlerlinie mit den Versuchsergebnissen vergleichen zu können, wird eine mittlere Neigung  $k_m$  (Gl. 5.1) definiert.

$$k_m = \Delta(\log N) / \Delta(\log \sigma_a) \tag{5.1}$$

Für Prozessparameter a liegt die mittlere Neigung  $k_m$  der prognostizierten Wöhlerlinie bei  $k_m = 7,45$ , während die Neigung in den Versuchen bei  $k_{\text{exp}} = 8.66$  liegt, und damit um ca. 14 % von den Versuchsergebnissen entfernt ist. Bei der prognostizierten Streuspanne  $T_{90/10,\text{calc}}$  sind größere Abweichungen zu den Versuchsergebnissen zu beobachten. Die Streuspanne im Versuch beträgt  $T_{90/10,\text{exp}} = 2,89$  und ist um den Faktor 2 höher als diese vom Modell prognostiziert wird.

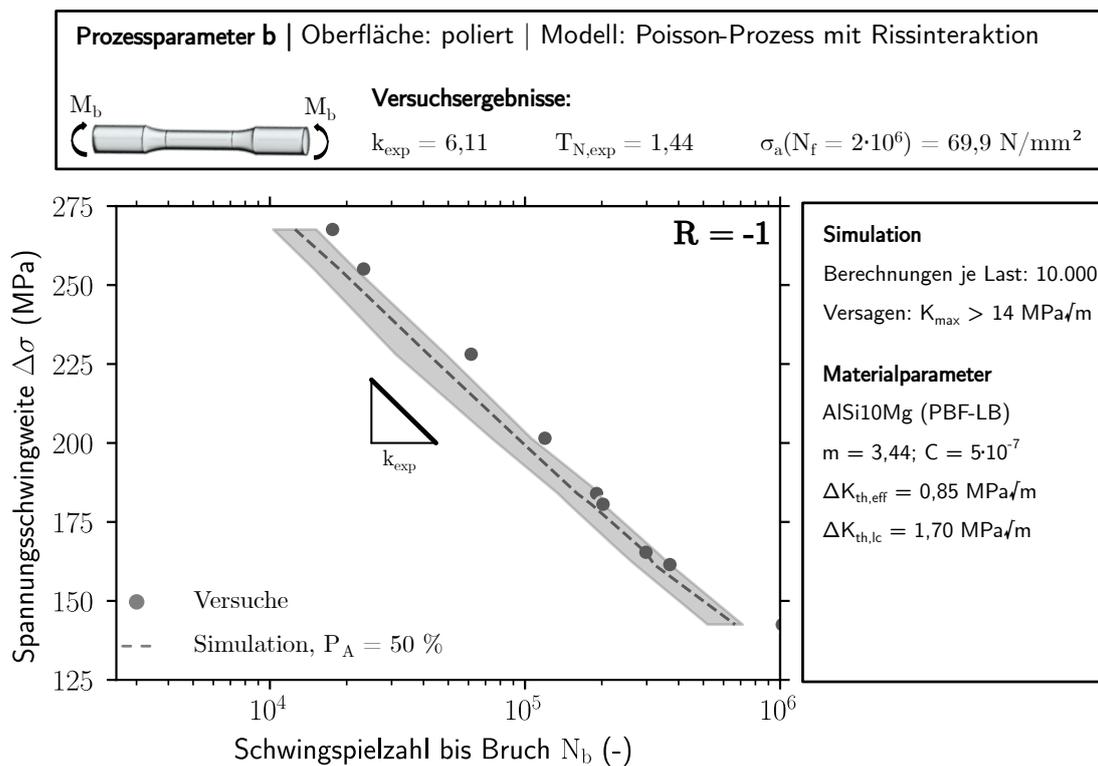


Abbildung 5.9: Gegenüberstellung der mit dem vorgestellten Modell prognostizierten Wöhlerlinie und den Versuchsergebnissen für Prozessparameter b mit polierter Oberfläche

Für Prozessparameter b liefert das Modell ebenfalls eine sehr gute Prognose der Wöhlerlinie. Im Unterschied zu Prozessparameter a wird die Lebensdauer vom Modell unabhängig vom Lasthorizont

unterschätzt. Am oberen Ende des Zeitfestigkeitsbereichs, bei  $\Delta\sigma = 268 \text{ N/mm}^2$  wird eine Lebensdauer von 12.550 Schwingspielen prognostiziert. Damit ist die Lebensdauer ca. 5.100 Schwingspiele bzw. 28 % niedriger als im Versuch. Im Bereich höherer Lebensdauer ( $\Delta\sigma = 162 \text{ N/mm}^2$ ) beträgt der Unterschied zwischen der prognostizierten Wöhlerlinie ( $N_f = 321.015$ ) und den Versuchsergebnissen ( $N_f = 369.600$ ) lediglich 13 %. Dieser Unterschied wird auch durch die prognostizierte Neigung  $k_m = 6,31$  der Wöhlerlinie wiedergespiegelt. Diese liegt damit um ca. 3 % höher als in den Schwingversuchen unter Umlaufbiegung. Ähnlich zur Prognose bei Prozessparameter a wird die Streuspanne  $T_{90/10,calc}$  unterschätzt und ist um den Faktor 2 geringer. Damit lassen sich im Hinblick auf das Modell die folgenden Schlüsse ziehen:

- In vielen additiv gefertigten Komponenten geht das Versagen von fertigungsbedingten Fehlstellen aus. Dies ist ebenso in den Versuchen für Prozessparameter a und Prozessparameter b zu beobachten. Durch die Berücksichtigung dieser Fehlstellen lassen sich die Wöhlerlinien der beiden Prozessparameter mit guter Übereinstimmung vorhersagen.
- Die Unterschiede im Hinblick auf die Ermüdungsfestigkeit für Prozessparameter a und Prozessparameter b lassen sich durch den verwendeten markierten Poisson-Prozess in Kombination mit einem Kurzrissmodell, sowie die Berücksichtigung von Risskoaleszenz abbilden.
- Der Vergleich zwischen den Bruchflächen und dem Modell zeigt, dass die Anzahl der wachsenden Risse sowie die Schwingbruchfläche vom Modell tendenziell korrekt abgebildet werden. Im Detail sind dennoch Unterschiede zu erwarten, da das Modell eine statistische Modellierung der Fehlstellen voraussetzt, und hierbei einige Vereinfachungen getroffen werden müssen.

#### 5.3.2 Berücksichtigung des Oberflächeneinflusses

Für die Umlaufbiegeversuche mit as-built Oberfläche sind die mit dem vorgestellten Modell prognostizierten Wöhlerlinien in den Abbildungen 5.10 und 5.11 zusammen mit den experimentell ermittelten Lebensdauern dargestellt. Die dargestellten Wöhlerlinien entsprechen dabei einer Ausfallwahrscheinlichkeit von  $P_A = 50 \%$ . In Abbildung 5.12 ist der Vergleich für die dehnungsgeregelten Versuche aus dem Vorhaben BionikAdditiv [60] dargestellt.

Für Prozessparameter a (Abbildung 5.10) trifft die prognostizierte Wöhlerlinie die Versuchsdaten gut, dennoch wird deutlich, dass die Lebensdauern vom Modell unterschätzt werden. Am oberen Ende des Zeitfestigkeitsbereichs bei einer Spannungsamplitude von  $\Delta\sigma = 300 \text{ N/mm}^2$  liegt die prognostizierte Lebensdauer um 2.860 Schwingspiele bzw. 56 % unterhalb der Versuchsergebnisse. Im Bereich niedrigerer Lasten bei einer Spannungsamplitude von  $\Delta\sigma = 156 \text{ N/mm}^2$  liegt der Unterschied lediglich bei 28.700 Schwingspielen bzw. 12 %. Dieses Ergebnis spiegelt sich auch in der prognostizierten Neigung

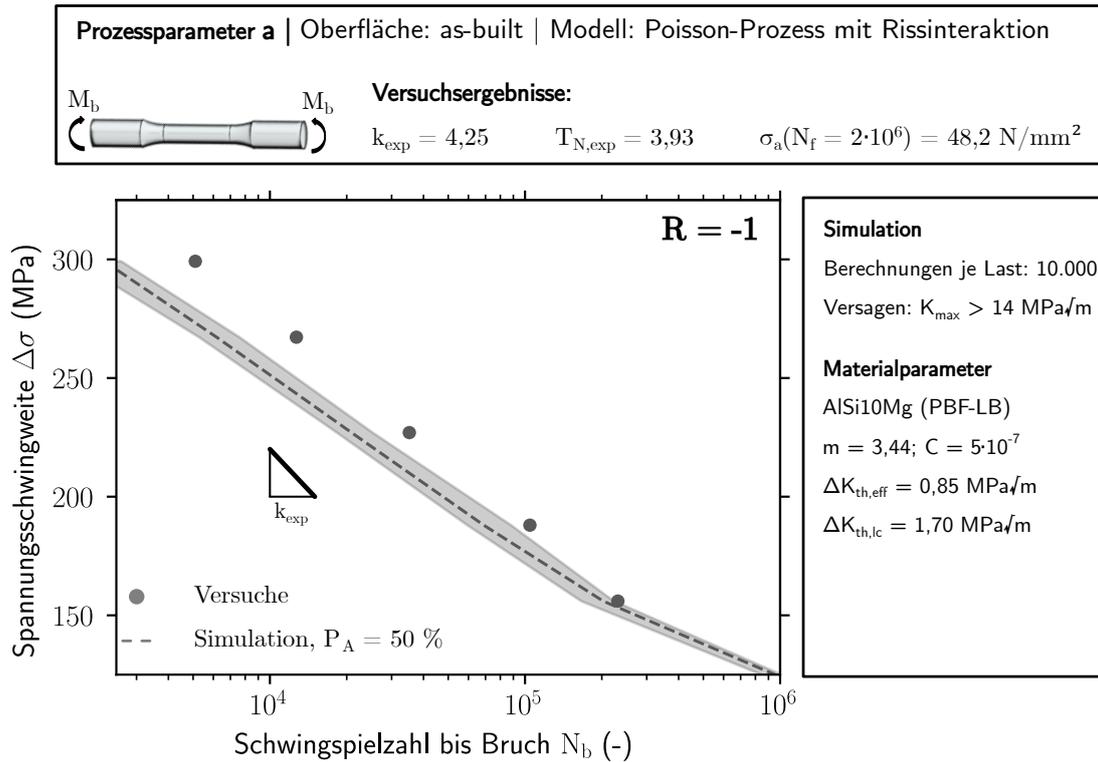


Abbildung 5.10: Gegenüberstellung von Lebensdauerprognose und experimentellen Ergebnissen für Prozessparameter a mit as-built Oberfläche

$k_m$  der Wöhlerlinie wider. Die prognostizierte Wöhlerlinie verläuft mit einer Neigung  $k_m = 6.9$  um ca. 60 % flacher als es die Versuche erwarten lassen.

Die für Prozessparameter a getroffenen Aussagen treffen ebenso auf die Ergebnisse der Prognose für Prozessparameter b zu. Vom Modell wird die Lebensdauer unabhängig vom Lasthorizonts immer unterschätzt. Bei einer Spannungsschwingweite  $\Delta\sigma = 267 \text{ N/mm}^2$  beträgt die prognostizierte Lebensdauer 3.994 Schwingspiele und liegt damit 5.506 Schwingspiele bzw. 57 % unterhalb der Versuchsergebnisse. Im Bereich niedrigerer Lasten bei einer Spannungsschwingweite von  $\Delta\sigma = 156 \text{ N/mm}^2$  wird vom Modell eine Lebensdauer von 111.098 Schwingspielen prognostiziert. Damit wird die experimentell ermittelte Schwingspielzahl um 17 % unterschätzt.

Die Streuspanne  $T_{90/10,calc}$  wird für beide Prozessparameter zu niedrig geschätzt. Für Prozessparameter a ist die berechnete Streuspanne um ca. 60 % geringer, für Prozessparameter b um ca. 52 % geringer als in den Versuchen ermittelt. An dieser Stelle sei aber auch darauf hingewiesen, dass in beiden Fällen weniger als zehn Versuche je Wöhlerlinie durchgeführt wurden. Die in den Versuchen berechnete Streuspanne  $T_{90/10,exp}$  kann daher noch nicht als zuverlässig betrachtet werden.

Für die Versuche aus dem Vorhaben BionikAdditiv [60] ist in Abbildung 5.12 die prognostizierte

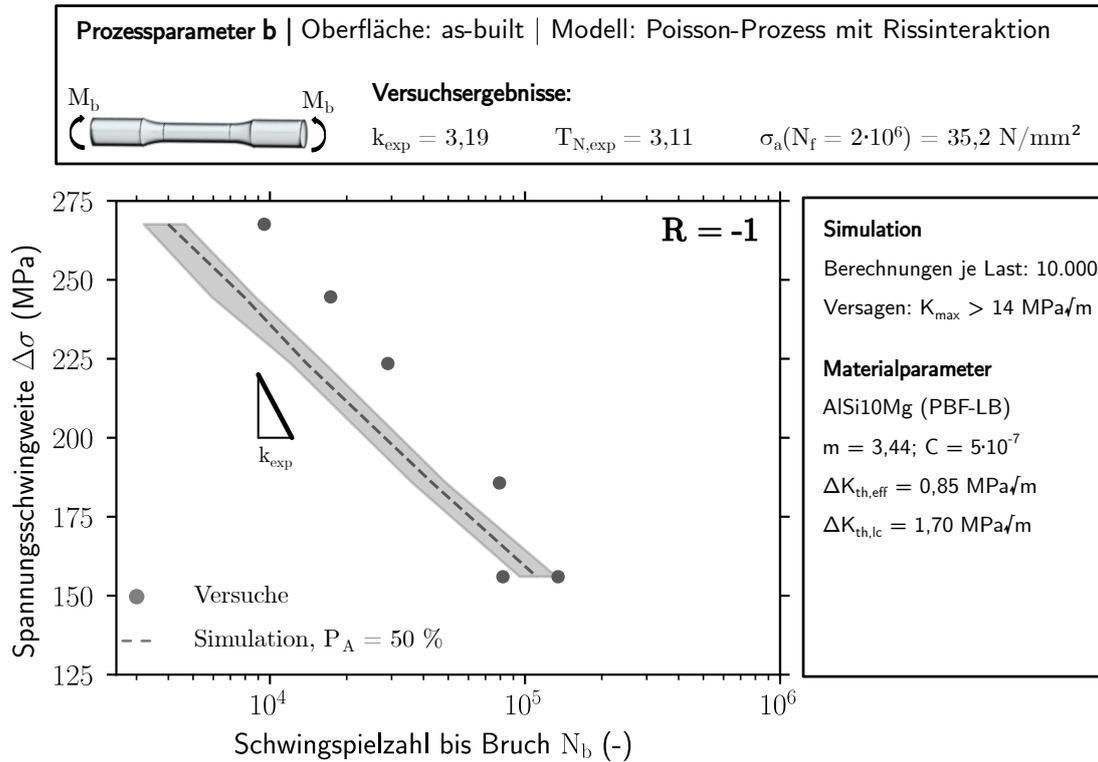


Abbildung 5.11: Gegenüberstellung der prognostizierten Wöhlerlinie und der Schwingversuche für Prozessparameter b mit as-built Oberfläche

Wöhlerlinie den Versuchsergebnissen gegenübergestellt. Der Vergleich zeigt, dass die Lebensdauer durch das Modell im Bereich höherer Lasten unterschätzt wird. Bei einer Spannungsschwingweite  $\Delta\sigma = 380 \text{ N/mm}^2$  liegt die vom Modell prognostizierte Lebensdauer um -1.264 bzw. 54 % unterhalb des Versuchsergebnisses. Im Bereich niedriger Beanspruchungen, bei einer Spannungsschwingweite  $\Delta\sigma = 129 \text{ N/mm}^2$ , wird die Lebensdauer vom Modell um den Faktor 2 überschätzt. Die Ermüdungsversuche an Werkstoffproben mit as-built Oberfläche lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- Im Hinblick auf die Modellierung des Oberflächeneinflusses liefert die von Vormwald [134] vorgeschlagene Addition der Risstiefe  $a_0$  und der mittleren Rautiefe  $R_z$  in Verbindung mit dem verwendeten Poisson-Prozess eine konservative Prognose der Lebensdauer für die Versuche an as-built Proben.
- Die Unterschiede in der Prognose zwischen Prozessparameter a und Prozessparameter b lassen sich auf den verwendeten Poisson-Prozess zurückführen. Als Folge der höheren Anzahl von Fehlstellen nimmt auch die Anzahl der oberflächennahen Fehlstellen zu. Damit wird der Effekt der Oberflächenrauheit ebenfalls bei mehreren Rissen berücksichtigt. Durch die größeren Risse treten in der Berechnung mehr Rissvereinigungen auf, was für Prozessparameter b zu konservativeren Ergebnissen als bei Prozessparameter a führt.

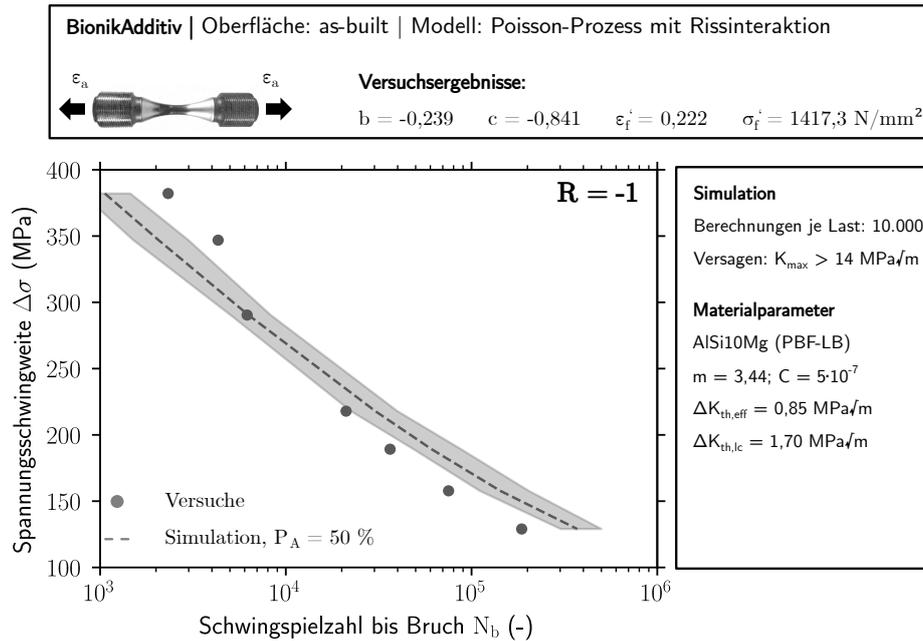


Abbildung 5.12: Gegenüberstellung der mit dem vorgestellten Modell prognostizierten Wöhlerlinie und den Versuchsergebnissen aus dem Vorhaben BionikAdditiv

### 5.3.3 Treffsicherheit

Für die Bewertung der Treffsicherheit des vorgestellten Modells wird die berechnete Lebensdauer  $N_{\text{calc}}$  über der experimentell ermittelten Lebensdauer  $N_{\text{exp}}$  aufgetragen. An dieser Stelle sei angemerkt, dass einige Versuchsreihen eine große Streuung enthalten, die sich in der Darstellung ebenso bemerkbar macht. Nach Döring [40] lässt sich dies verbessern, indem mehrere Versuche auf einem Lasthorizont durchgeführt werden, und der geometrische Mittelwert der Versuche über dem Berechnungsergebnis aufgetragen wird. Zur qualitativen Bewertung der Punktwolke im N-N-Diagramm kann der Mittelwert  $m$  und die Streuspanne  $T_{90/10}$  des Quotienten aus experimentell ermittelter und prognostizierter Lebensdauer  $N_{\text{exp},i}/N_{\text{calc},i}$  verwendet werden. Unterstellt man dem Quotienten aus experimentell ermittelter und prognostizierter Lebensdauer  $N_{\text{exp},i}/N_{\text{calc},i}$  eine logarithmische Normalverteilung, so ergibt sich der Mittelwert aus

$$m = 10^{\frac{1}{n} \cdot \sum_{i=1}^n \lg(x_i)}. \quad (5.2)$$

Anhand des Mittelwerts kann direkt die Treffsicherheit der Lebensdauerprognose bewertet werden. Ist der Mittelwert  $m < 1$ , so liegen die Ergebnisse auf der unsicheren Seite (im N-N-Diagramm oberhalb der Winkelhalbierenden). Ein Mittelwert  $m > 1$  gibt an, dass die prognostizierten Lebensdauern kleiner als die berechneten Lebensdauern sind. Diese Punkte liegen im N-N-Diagramm unterhalb der

Winkelhalbierenden. Für die logarithmische Normalverteilung kann die Streuspanne  $T_{90/10}$  aus der Standardabweichung der Stichprobe  $s_{\log}$  berechnet werden,

$$T_{90/10} = \frac{10^{\lg(m)+1,282 \cdot s_{\log}}}{10^{\lg(m)-1,282 \cdot s_{\log}}} = 10^{2,564 \cdot s_{\log}} \quad (5.3)$$

wobei die Standardabweichung der Stichprobe über Gleichung 5.3 nach DIN 50100:2022 [4] berechnet wird.

$$s_{\log} = \sqrt{\frac{1}{n-2} \cdot \sum_{i=1}^n \left( \lg \left( \frac{N_{\text{exp},i}}{N_{\text{calc},i}} \right) - \lg(m) \right)^2} \quad (5.4)$$

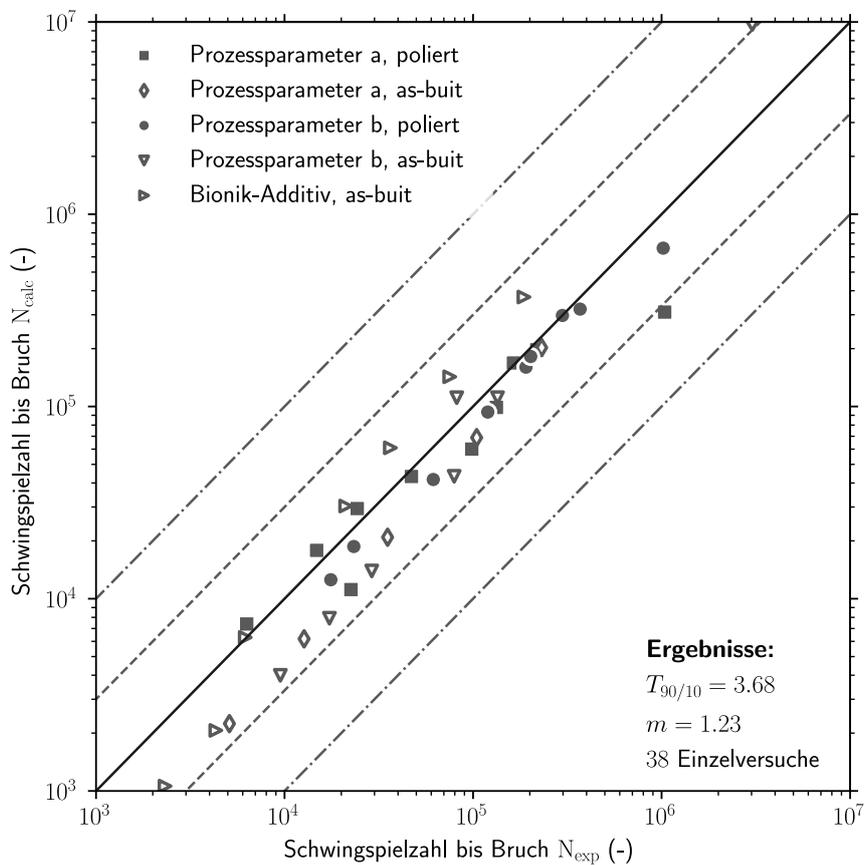


Abbildung 5.13: Treffsicherheitsbewertung des vorgestellten Modells unter Berücksichtigung von Risskoaleszenz

Die prognostizierten Lebensdauern sind in Abbildung 5.13 den experimentell ermittelten Lebensdauern gegenübergestellt. Neben den prognostizierten Lebensdauern sind Streubänder mit Faktor drei

und zehn eingezeichnet. Aus dem Diagramm wird ersichtlich, dass die prognostizierten Lebensdauern meist unterschätzt werden, das Modell also konservative Ergebnisse liefert. Unabhängig vom Oberflächenzustand fallen die meisten berechneten Lebensdauern in das eingezeichnete Streuband mit Faktor drei. Der mit Gleichung 5.2 berechnete Mittelwert liegt mit  $m = 1.23$  ebenfalls auf der sicheren Seite. Die Streuspanne der berechneten Ergebnisse liegt bei  $T_{90/10} = 3.68$  und damit ca. 10 % höher als die Streuspanne der einzelnen Versuchsreihen.

## 5.4 Vergleich des Modells mit einer Extremwertstatistik

Das in Kapitel 4.2 vorgestellte Modell zur Lebensdauerprognose zeigt eine gute Übereinstimmung mit den Versuchsergebnissen und liefert in der Anwendung eine konservative Prognose mit geringer Streuung. Die Berechnung der Lebensdauer mit dem vorgestellten Modell berücksichtigt die Interaktionen der Risse, führt aber zu einer zeitintensiven Berechnung. Da das Versagen in additiv gefertigten Werkstoffproben in vielen Fällen von der größten Fehlstelle an der Oberfläche bzw. in der Nähe der Oberfläche bestimmt wird [130, 142, 23], wurden in der Literatur Modelle vorgestellt, bei denen lediglich die größte Fehlstelle im Material für die Bewertung herangezogen wird, siehe Romano et al. [106] oder Hu et al. [62].

Die statistische Beschreibung der Fehlstellen erfolgt hierbei durch eine Extremwertstatistik [15, 24], wobei die Beschreibung der größten Fehlstellen durch zwei verschiedene Methoden erfolgen kann, der Block-Maxima Methode und dem Peaks-Over-Threshold Verfahren (kurz POT) [108]. Für die Modellierung der größten Fehlstelle im Volumen wird von Romano et al. [107] das POT-Verfahren für die Analyse von  $\mu$ -CT Aufnahmen empfohlen.

### Peaks-Over-Threshold Ansatz

Für das Folgende wird mit  $x_i$ ,  $i = 1 \dots n$  eine Stichprobe mit dem Maximum  $X_n = \max(x_i)$  bezeichnet. Für die Analyse der Fehlstellen entspricht die Stichprobe  $x_i$  der Größe der Fehlstellen  $\sqrt{\text{area}_i}$  mit der Verteilungsfunktion  $F(x)$ . Bei der POT-Methode werden aus der Stichprobe alle Werte oberhalb eines Grenzwerts  $u$  betrachtet, also die Menge  $\{x : x \geq u\}$ . Durch die Wahl eines hohen Grenzwerts  $u$  wird damit das obere Ende der Verteilung  $F(x)$  betrachtet. Für die Verteilung der Fehlstellen  $x \geq u$  kann gezeigt werden, dass diese einer Pareto-Verteilung folgen [57].

$$\begin{cases} W_{\gamma, u, \sigma} = 1 - \left(1 + \gamma \cdot \frac{x - u}{\sigma}\right)^{-1/\gamma} & \text{für } \gamma \neq 0 \\ W_{0, u, \sigma} = 1 - \exp\left(-\frac{x - u}{\sigma}\right) & \text{für } \gamma \rightarrow 0 \end{cases} \quad (5.5)$$

Die Parameter der Pareto-Verteilung  $\gamma$  und  $\sigma$  können bei gegebenem Grenzwert  $u$  durch die Maximum-Likelihood Methode ermittelt werden. Zur Wahl des richtigen Grenzwerts  $u$  sei an dieser Stelle auf die Literatur verwiesen, siehe Romano et al. [107]. Für die Beschreibung von Fehlstellen kann in vielen Fällen  $\gamma \rightarrow 0$  gewählt werden (siehe Romano et al. [107], Anderson et al. [15]), wodurch sich die Pareto-Verteilung zu einer Exponentialverteilung vereinfacht.

Bei bekannten Parametern  $\gamma$ ,  $\sigma$  und  $u$  kann unter Annahme einer konstanten Dichte der Fehlstellen

$\rho_s$  die Verteilung der größten Fehlstellen im Volumen  $V_c$  berechnet werden.

$$F_{\max, V_c} = [W_{\gamma, u, \sigma}]^T \quad (5.6)$$

$T$  bezeichnet dabei das Wiederholintervall für welches gilt:

$$T = \frac{N_s}{V_s} \cdot V_c = \rho_s \cdot V_c \quad (5.7)$$

$N_s$  entspricht dabei der Anzahl der Fehlstellen, für die  $x \geq u$  gilt. Aus Gleichung 5.6 folgt für  $\gamma \rightarrow 0$  das  $p$ -Quantil der größten Fehlstellen  $x_{p, V_c}$  im Volumen  $V_c$

$$x_{p, V_c} = u - \sigma \cdot \ln(1 - p^{1/T}) \quad (5.8)$$

### Rissfortschrittsberechnung

Im Unterschied zu dem in Kapitel 4.2 vorgestellten Modell zur Lebensdauerprognose wird hier lediglich die größte Fehlstelle im oberflächennahen Volumen  $V_0$  betrachtet. Als Anfangsriss wird ein halb-elliptischer Oberflächenriss mit einem Achsenverhältnis  $a/c = k = 0.9$  gewählt. Damit folgt für die Risstiefe  $a_0$  und die Rissbreite  $2c_0$ :

$$a_0 = \sqrt{\frac{2k}{\pi}} \cdot (\sqrt{\text{area}}), \quad \frac{a_0}{c_0} = k \quad (5.9)$$

Aus dem  $p$ -Quantil der Verteilung der größten Fehlstelle ergeben sich die folgenden Rissgrößen für die Lebensdauerberechnung

- $a_{0, \min}$ : aus dem 10-% Quantil der Extremwertverteilung
- $a_{0, \text{mean}}$ : aus dem Median der Extremwertverteilung
- $a_{0, \max}$ : aus dem 90-% Quantil der Extremwertverteilung

Als Rissfortschrittsgesetz wird die Paris-Gleichung analog zu Kapitel 4.2 mit dem plastischen Zonenkorrigierten K-Faktor  $\Delta K_p$  verwendet.

$$\left( \frac{da}{dn} \right)_i = C \cdot (U(\mathbf{a}) \cdot \Delta K_p)^m \quad (5.10)$$

mit  $\mathbf{a}_i(n=0) = \mathbf{a}_{0,i}$  für  $i = \{\min, \text{mean}, \max\}$

Die Berechnung der Lebensdauer für die Risse  $a_{0,\min}$ ,  $a_{0,\text{mean}}$  und  $a_{0,\max}$  erfolgt durch numerische Integration der Rissfortschrittsgleichung. Der plastizitäts-induzierte Risschließeffekt für kurze und lange Risse wird durch die Funktion  $U(\mathbf{a})$  berücksichtigt und wird durch Gleichung 4.22 beschrieben. Der Oberflächeneinfluss wird analog zum vorgestellten Modell (Kapitel 4.2) durch die von Vormwald [134] vorgeschlagene Addition der Risttiefe  $a_0$  und der mittleren Rautiefe  $R_z$  berücksichtigt.

### Ergebnisse für polierte Schwingproben

Die Ergebnisse der Lebensdauerprognose, basierend auf der größten, oberflächennahen Fehlstelle, sind für Prozessparameter a und b mit polierter Oberfläche in den Abbildungen 5.14 und 5.15 dargestellt. In beiden Fällen zeigt das Modell eine gute Übereinstimmung mit den experimentell ermittelten Lebensdauern.

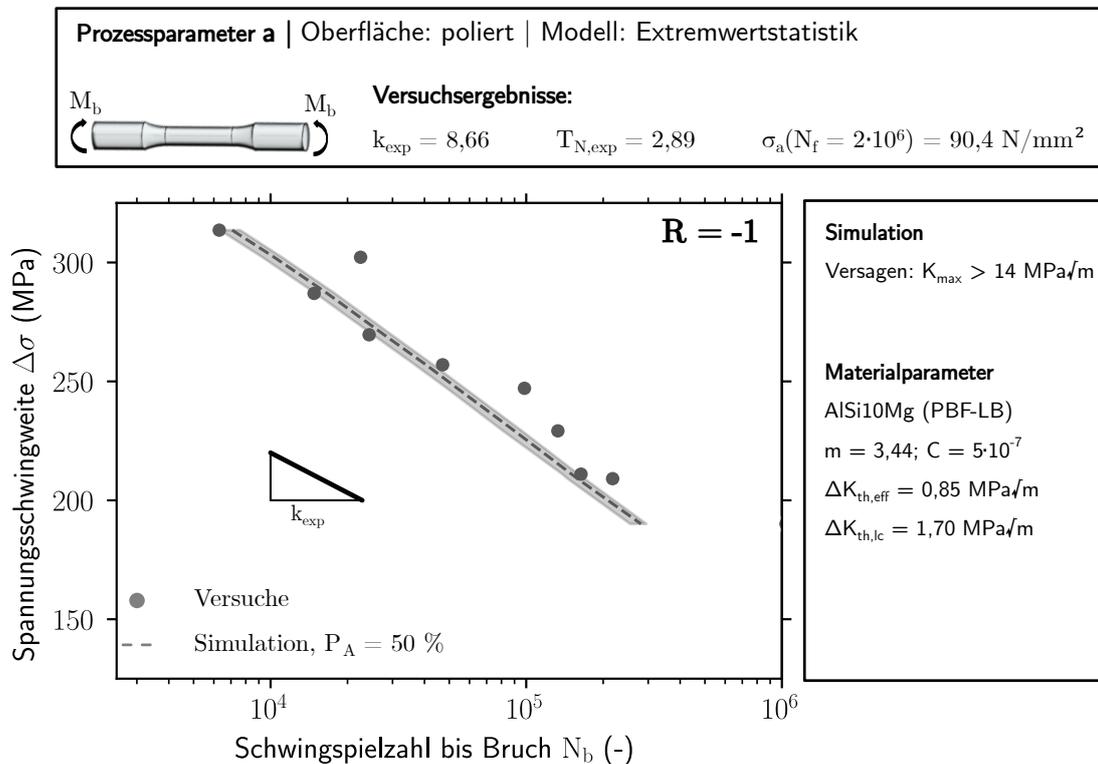


Abbildung 5.14: Gegenüberstellung der prognostizierten Wöhlerlinie und der Schwingversuche für Prozessparameter a mit polierter Oberfläche für das vereinfachte Modell

Für Prozessparameter a wird die Lebensdauer bei einer Spannungsschwingweite  $\Delta\sigma = 313.6 \text{ N/mm}^2$  um 728 Schwingspiele bzw. 12 % überschätzt, während die Lebensdauer am unteren Ende der Wöhlerlinie, bei  $\Delta\sigma = 209.1 \text{ N/mm}^2$  um 59.063 Schwingspiele bzw. 27 % unterschätzt wird. Die mittlere

Neigung der prognostizierten Wöhlerlinie beträgt  $k_m = 7,7$  und ist damit um 11 % steiler als in den Wöhler-Versuchen.

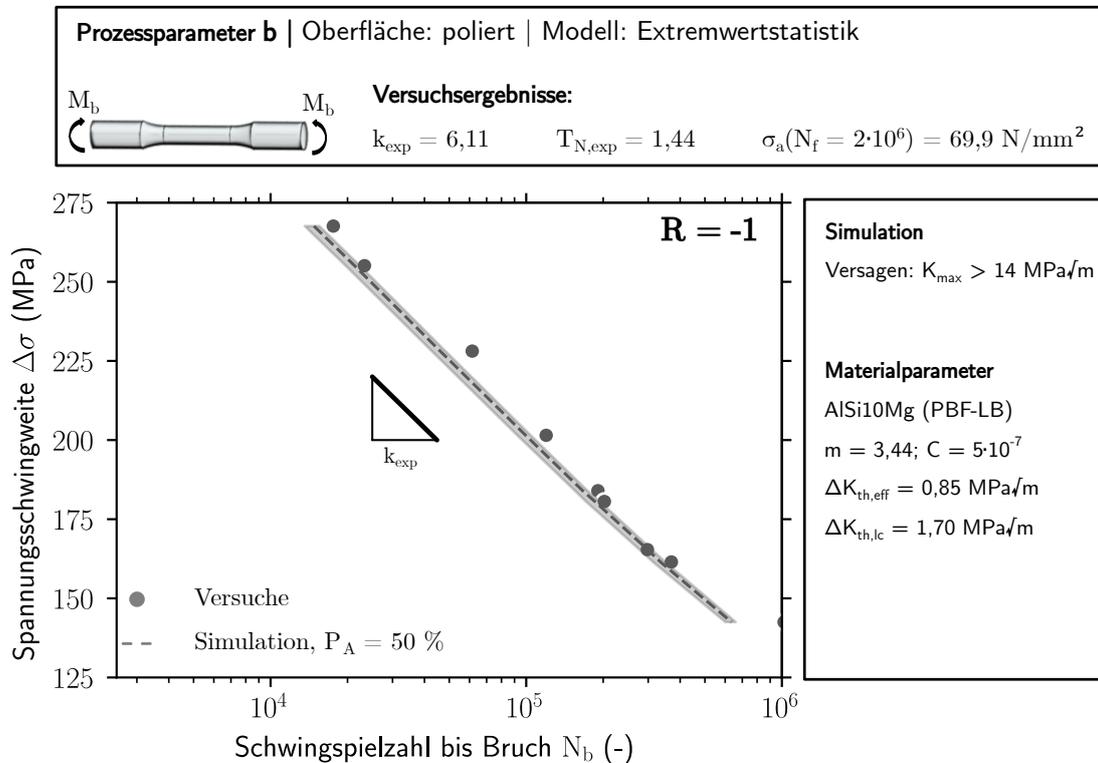


Abbildung 5.15: Gegenüberstellung der prognostizierten Wöhlerlinie und der Schwingversuche für Prozessparameter b mit polierter Oberfläche für das vereinfachte Modell

Für Prozessparameter b werden die experimentell ermittelten Lebensdauern vom Modell ebenfalls leicht unterschätzt, am oberen Ende des Zeitfestigkeitsbereichs, bei  $\Delta\sigma = 267,6 \text{ N/mm}^2$  beträgt der Unterschied ca. 16 %, die prognostizierte Lebensdauer liegt damit bei 14.788 Schwingspielen, während das Versagen in den Schwingversuchen bei 17.600 Schwingspielen eintrat. Am unteren Ende der Wöhlerlinie bei einer Spannungsschwingweite  $\Delta\sigma = 162 \text{ N/mm}^2$  werden die Versuchsergebnisse um ca. 9 % unterschätzt, die prognostizierte Lebensdauer liegt bei 335.000 Schwingspielen. Die mittlere Neigung der prognostizierten Wöhlerlinie liegt damit bei  $k_m = 5,95$  und ist damit lediglich 2 % geringer als in den Versuchen.

### Ergebnisse für Schwingproben im as-built Zustand

In den Abbildungen 5.16 und 5.17 sind die Ergebnisse der vereinfachten Lebensdauerprognosen für die Prozessparameter a und b für die Schwingversuche an Werkstoffproben mit as-built Oberfläche

dargestellt. In Abbildung 5.18 sind die Ergebnisse des vereinfachten Modells für die dehnungsgeregelten Schwingversuche aus dem Vorhaben BionikAdditiv dargestellt. Der Vergleich der prognostizierten Wöhlerlinien zu den Versuchsdaten zeigt für die drei Fälle eine hohe Übereinstimmung. Für Prozessparameter a wird die Lebensdauer leicht überschätzt, während sie für die Prozessparameter b unterschätzt wird. Für die Versuche aus dem Vorhaben BionikAdditiv [60] wird die Lebensdauer im Bereich höherer Lasten unterschätzt und im Bereich niedriger Lasten überschätzt.

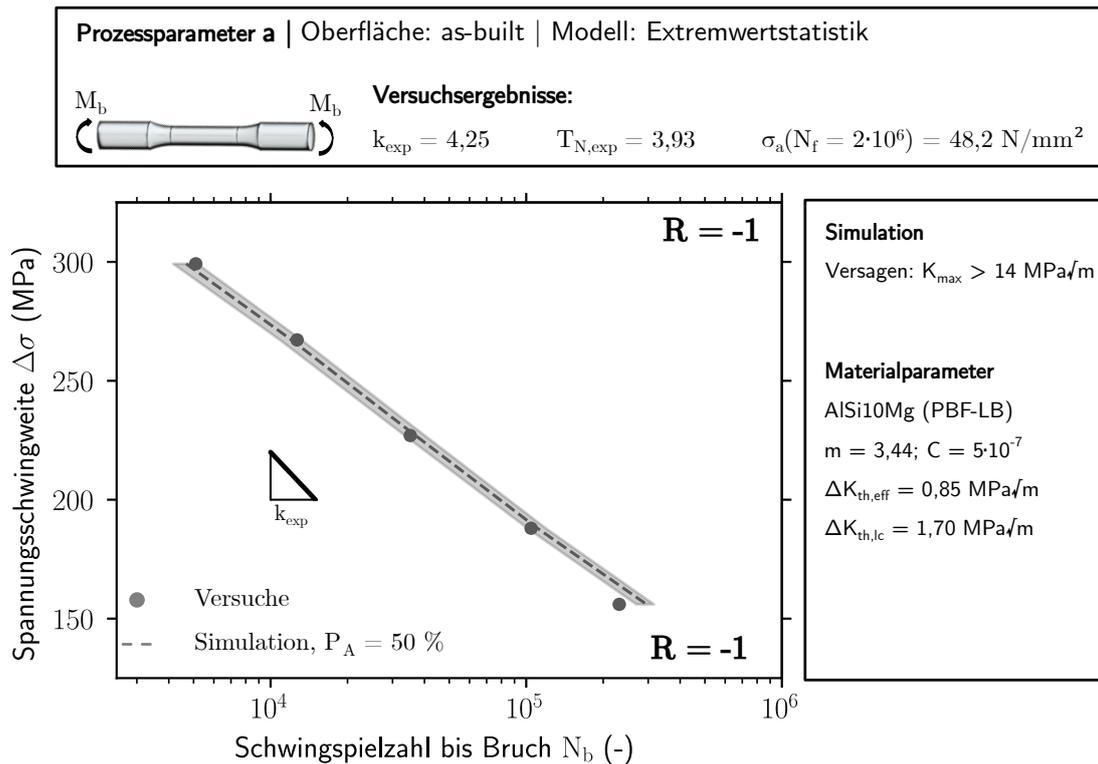


Abbildung 5.16: Gegenüberstellung der prognostizierten Wöhlerlinie und der Schwingversuche für Prozessparameter a mit as-built Oberfläche für das vereinfachte Modell

Für Prozessparameter a beträgt der Unterschied bei einer Spannungsamplitude von  $\sigma_a = 150 \text{ N/mm}^2$  ca. 8 %, die vom vereinfachten Modell prognostizierte Lebensdauer beträgt 4.678 Schwingspiele, während das Versagen in Versuchen nach 5.100 Schwingspielen eintrat. Am unteren Ende der Wöhlerlinie bei einer  $\sigma_a = 78 \text{ N/mm}^2$  wird die Lebensdauer dagegen um 27 % überschätzt. Die Neigung der prognostizierten Wöhlerlinie liegt damit bei  $k_m = 5,1$ , womit die Wöhlerlinie flacher als in den Versuchen verläuft. Im Hinblick auf die prognostizierte Streuspanne  $T_{90/10} = 3.68$ , wird diese auch im vereinfachten Modell deutlich unterschätzt.

Für Prozessparameter b werden die experimentell ermittelten Lebensdauern von dem vereinfachten Modell unterschätzt. Die Abweichung zwischen der berechneten und prognostizierten Lebensdauer

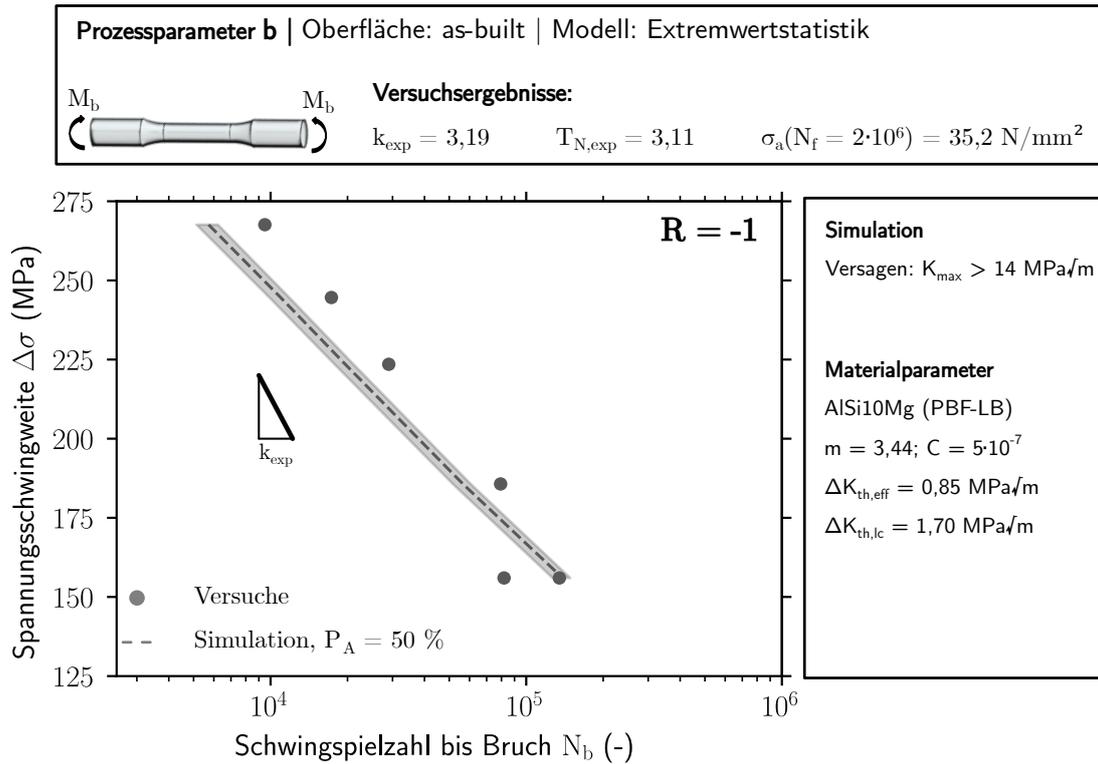


Abbildung 5.17: Gegenüberstellung der prognostizierten Wöhlerlinie und der Schwingversuche für Prozessparameter b mit as-built Oberfläche für das vereinfachte Modell

für eine Spannungsamplitude  $\sigma_a = 134 \text{ N/mm}^2$  beträgt 3.775 Schwingspiele. Am unteren Ende des Zeitfestigkeitsastes, bei einer Spannungsamplitude von  $\sigma_a = 78 \text{ N/mm}^2$ , beträgt die prognostizierte Lebensdauer 138.766 Schwingspiele und liegt damit nur 3.966 Schwingspiele über der experimentell ermittelten Lebensdauer. Die Neigung der prognostizierten Wöhlerlinie beträgt  $k_m = 6.1$  und ist damit deutlich flacher als in den Versuchen  $k_{exp} = 3.19$ .

Die Ergebnisse der Prognose für die Versuche aus dem Vorhaben BionikAdditiv [60] werden von dem vereinfachten Modell ebenfalls gut getroffen. Im Bereich hoher Lasten wird die Lebensdauer vom Modell unterschätzt, während die Lebensdauer im Bereich niedriger Lasten überschätzt wird.

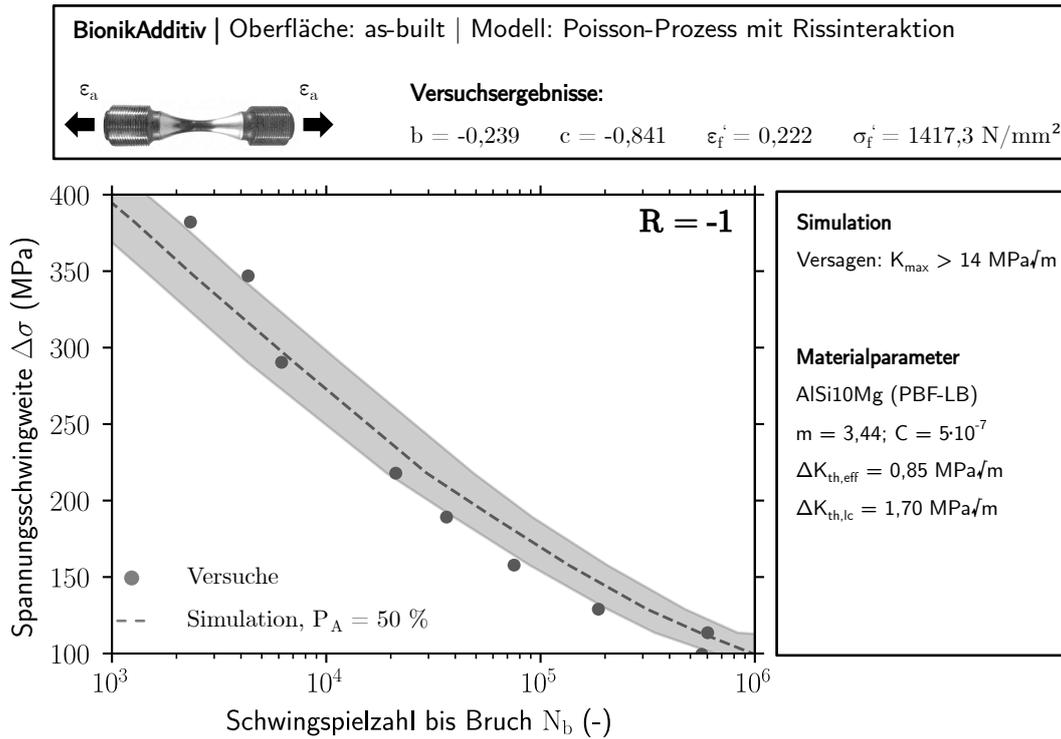


Abbildung 5.18: Gegenüberstellung der prognostizierten Wöhlerlinie und der Schwingversuche aus dem Vorhaben BionikAdditiv [60] für das vereinfachte Modell

### Treffsicherheit des Modells

Zur Bewertung der Treffsicherheit des Extremwertansatzes werden die berechneten Lebensdauern wieder den experimentell ermittelten Schwingspielzahlen gegenübergestellt. Die Berechnung des Mittelwerts und der Streuspanne erfolgt mit Gleichung 5.2 und Gleichung 5.3. Die grafische Auswertung der Treffsicherheit durch ein N-N-Diagramm ist in Abbildung 5.19 dargestellt.

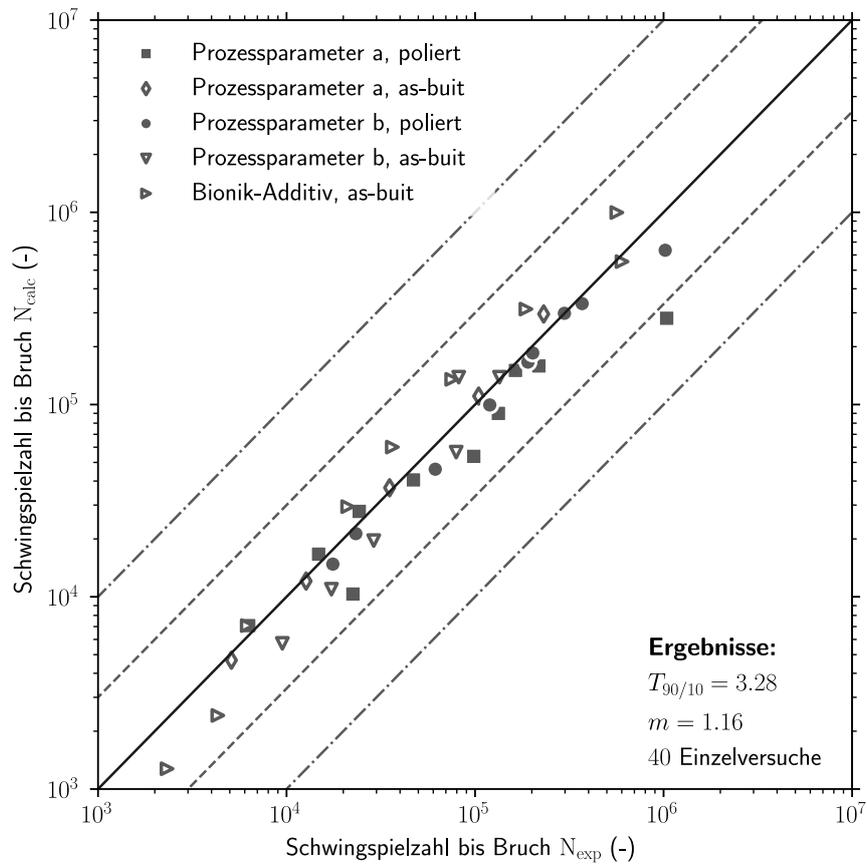


Abbildung 5.19: Treffsicherheitsbewertung für das vereinfachte Modell

Das vereinfachte Modell liefert ebenfalls eine konservative Prognose der Lebensdauer. Der nach Gleichung 5.2 berechnete Mittelwert  $m$  liegt mit  $m = 1.16$  auf der sicheren Seite. Die Streuspanne  $T_{90/10} = 3.28$  ist mit der Streuung aus den Versuchen vergleichbar.

# 6 Schlussfolgerung und Ausblick

## 6.1 Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit wurde ein Konzept für die Berechnung von Wöhlerkurven für additiv gefertigte Aluminiumkomponenten entwickelt und an Versuchen validiert. Für das Bewertungskonzept charakteristisch sind:

- Die räumliche Verteilung der Fehlstellen innerhalb beliebiger Geometrien wird durch einen markierten, homogenen Poisson-Prozess simuliert. Die Größe der Fehlstellen wird durch den  $\sqrt{\text{area}}$ -Parameter von Murakami [89] dargestellt und entsprechend einer Wahrscheinlichkeitsverteilung definiert. Die Zuordnung von Position und Größe der Fehlstellen erfolgt zufällig.
- Die Größe der Anfangsrisse wird aus dem  $\sqrt{\text{area}}$ -Parameter bestimmt, indem die projizierte Fläche der Fläche des Risses gleichgesetzt wird.
- Die Berücksichtigung der Oberflächenrauheit (durch den Parameter  $R_z$ ) erfolgt nach dem Vorschlag von Vormwald [134] und wird zu der Risstiefe im polierten Zustand addiert.
- Alle nötigen Kennwerte für die Beschreibung des Modells, die Dichte der Fehlstellen  $\lambda$  und die Größenverteilung der Fehlstellen  $f(\sqrt{\text{area}})$ , können durch Computertomografieaufnahmen bestimmt werden.
- Die Oberflächenrauheit wird durch das Tastschnittverfahren ermittelt. Hier ist es auch möglich, die Rauheit über Computertomografieaufnahmen zu bestimmen, siehe Persenot et al. [94].
- Das Risswachstum unter zyklischer Beanspruchung wird sowohl im Bereich physikalisch kurzer Risse als auch für lange Risse simuliert.
- Der graduelle Aufbau des Rissschließeffekts wird analog zum IBESS-Modell [75] durch die Verknüpfung der zyklischen R-Kurve mit der Rissschließfunktion  $U(a) = \Delta K_{\text{eff}}/\Delta K$  abgebildet.

- Im Rahmen der Schwingversuche konnten Mehrfachrisse in den additiv gefertigten Werkstoffproben beobachtet werden. Für deren Simulation wurde zunächst das Wachstum für jeden Riss separat simuliert, berühren sich zwei Risse, so wird Risskoaleszenz angenommen, und die Berechnung mit dem resultierenden Riss fortgesetzt.
- Um die Ausbreitung von Mehrfachrissen in der Simulation abbilden zu können, wird angenommen, dass alle Fehlstellen, bei denen die Schwingweite des Spannungsintensitätsfaktors oberhalb des Schwellenwerts  $\Delta K_{th}(a)$  liegt, wachstumsfähig sind.
- Das Versagenskriterium für die Simulation ist frei wählbar. Für die Validierung wird ein Bruch der Schwingproben angenommen, also wenn  $K_{max} \geq K_{ic}$  gilt. Denkbar ist auch, eine kritische Rissgröße zu definieren, z. B. wenn die Rissbreite  $2c = 1$  mm erreicht.
- Einen Vorteil des vorgestellten Bewertungskonzepts stellt der reduzierte Aufwand für die statistische Analyse dar. Besonders im Hinblick auf die Größe der Fehlstellen wird die räumliche Verteilung der Fehlstellen, also deren Größe und Position als Eingangsgröße für das Modell definiert. Theoretisch ermöglicht das Modell auch die Berücksichtigung von Streuungen in den Materialkennwerten, diese werden im Rahmen der Arbeit vernachlässigt, und deren Einfluss dürfte gegenüber den anderen Eingangsgrößen gering sein.
- Die Berechnung des Zeitfestigkeitsastes erfolgt über ein statistisches Modell, dazu wird für jede Schwingprobe, die Verteilung der Fehlstellen in 20 Teillegmenten simuliert und im Anschluss das Risswachstum in jedem der Abschnitte berechnet. Für die Validierung wurden auf jedem Lasthorizont 10.000 Berechnungen durchgeführt.
- Die Validierung des vorgestellten Modells wurde an den Schwingversuchen unter Umlaufbiegung, sowie an dehnungsgeregelten Versuchen aus dem Vorhaben BionikAdditiv [60] durchgeführt.
- Die Ergebnisse der Validierung lassen sich in zwei verschiedene Gruppen einteilen, Versuche an Werkstoffproben im polierten Zustand und Versuche an Werkstoffproben mit as-built Oberfläche. Für beide Gruppen wird der Zeitfestigkeitsast gut getroffen, und die Prognose liegt auf der konservativen Seite. Die Streuspanne  $T_{90/10}$  der Prognose ist mit der aus den Versuchen vergleichbar.
- Durch die Verwendung einer Extremwertstatistik für die Beschreibung der größten Fehlstelle lassen sich in den betrachteten Fällen ähnlich gute Ergebnisse für die Prognose erzielen. Der Zeitfestigkeitsbereich wird auch bei diesem Modell gut getroffen.

- Der Unterschied der beiden Modelle liegt vor allem in der Berücksichtigung von Mehrfachrissen. Für die Extremwertstatistik werden Fehlstellencluster als eine große Fehlstelle behandelt, während diese im vorgestellten Modell alle als einzelne wachstumsfähige Risse angenommen werden. Dadurch können diese präziser abgebildet werden.
- Das vorgestellte Modell kann die Interaktion und Koaleszenz von mehreren Rissen in der Wachstumsphase abbilden, und liefert auch in solchen Fällen eine konservative Prognose der Lebensdauer.

## 6.2 Ausblick

- Hinsichtlich der Rissspitzenbelastung wäre es wünschenswert, diese durch einen elastisch-plastischen Parameter  $\Delta K_p$  zu beschreiben, der eine genauere Modellierung der lokalen Plastifizierung ermöglicht, als der mit um die plastische Zone korrigierte K-Faktor. Eine entsprechende Vorgehensweise, angelehnt an die Methoden aus R6, BS7910 und SINTAP, wurde hierfür bereits im Rahmen des IBESS-Projekts [75] vorgestellt.
- Weiterhin wäre eine Methode für die Berücksichtigung von Eigenspannungen im Modell wünschenswert. Diese können bei additiv gefertigten Komponenten eine wichtige Rolle spielen, siehe Beretta et al. [25]. In dem vorgestellten Modell bleiben diese unberücksichtigt.
- Zusätzlich wäre eine weitergehende Validierung des Modells nötig. Die für die Validierung betrachteten Versuche umfassen aktuell nur Versuche mit einem R-Verhältnis  $R = -1$ , unter wechselnder Belastung. Außerdem ist es bei keinem der betrachteten Versuche nötig den Einfluss von Kerben zu berücksichtigen. Hier könnte vor allem der Aufbau einer Datenbank für die weitere Validierung des Modells hilfreich sein. Aufgrund der Komplexität müssten hierbei aber Informationen über die Verteilung der Fehlstellen bereitgestellt werden, da bei dem homogenen Poisson-Prozess nicht garantiert ist, dass dieser die Verteilung der Fehlstellen für alle Fälle ausreichend gut beschreiben kann.
- In der Herstellung additiv gefertigter Komponenten spielen Prozessparameter eine große Rolle und können die lokalen Materialeigenschaften beeinflussen. Besonders die Bildung von Fehlstellen und die lokalen Materialeigenschaften können somit in einem Bauteil von der Position abhängig sein. Das vorgestellte Modell bietet hier die Möglichkeit, solche Bereiche zu berücksichtigen, aber es bedarf weiterer Untersuchungen und Validierung hierzu.
- Im Hinblick auf die Rissfortschrittsuntersuchungen hat sich gezeigt, dass ein systematischer Unterschied zwischen den Versuchen mit  $R = 0.14$  und  $R = 0.50$  zu beobachten ist. Mögliche Ursachen für den Unterschied können Eigenspannungen oder ein rauheits-induzierter Rissschließeffekt sein. Diese benötigen aber eine genauere Untersuchung und konnten im Rahmen der Arbeit nicht vollständig geklärt werden.

# Literatur

- [1] DIN EN ISO 21920-1:2022-12. Geometrische Produktspezifikation (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Profile - Teil 1: Angabe der Oberflächenbeschaffenheit (ISO 21920-1:2021). Beuth Verlag, Berlin, 2022. DOI: <https://dx.doi.org/10.31030/3294016>.
- [2] DIN EN ISO 3274:1998-04. Geometrische Produktspezifikationen (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren - Nenneigenschaften von Tastschnittgeräten (ISO 3274:1996). Beuth Verlag, Berlin, 1998. DOI: <https://dx.doi.org/10.31030/7433972>.
- [3] DIN EN ISO 376:2011-09. Metallische Werkstoffe - Kalibrierung der Kraftmessgeräte für die Prüfung von Prüfmaschinen mit einachsiger Beanspruchung (ISO 376:2011). Beuth Verlag, Berlin, 2011. DOI: <https://dx.doi.org/10.31030/1751519>.
- [4] DIN 50100:2022-12. Schwingfestigkeitsversuch - Durchführung und Auswertung von zyklischen Versuchen mit konstanter Lastamplitude für metallische Werkstoffproben und Bauteile. Beuth Verlag, Berlin, 2022. DOI: <https://dx.doi.org/10.31030/3337109>.
- [5] DIN 50113:2018-12. Prüfung metallischer Werkstoffe - Umlaufbiegeversuch. Beuth Verlag, Berlin, 2018. DOI: <https://dx.doi.org/10.31030/2874331>.
- [6] DIN 50125:2022-08. Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben. Beuth Verlag, Berlin, 2022. DOI: <https://dx.doi.org/10.31030/3337825>.
- [7] DIN EN ISO/ASTM 52900:2022-03. Additive Fertigung - Grundlagen - Terminologie (ISO/ASTM 52900:2021). Beuth Verlag, Berlin, 2022. DOI: <https://dx.doi.org/10.31030/3290011>.
- [8] DIN EN ISO 6892-1:2020-06. Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur (ISO 6892-1:2019). Beuth Verlag, Berlin, 2020. DOI: <https://dx.doi.org/10.31030/3132591>.
- [9] Nesma T. Aboulkhair u. a. „Improving the fatigue behaviour of a selectively laser melted aluminium alloy: Influence of heat treatment and surface quality“. In: *Materials & Design* 104 (2016), S. 174–182. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.05.041>.
- [10] Nesma T. Aboulkhair u. a. „Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting“. In: *Additive Manufacturing* 1-4 (2014), S. 77–86. ISSN: 2214-8604. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2014.08.001>.
- [11] Shahriar Afkhami u. a. „Fatigue characteristics of steels manufactured by selective laser melting“. In: *International Journal of Fatigue* 122 (2019), S. 72–83. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.12.029>.
- [12] J.M. Alegre, I.I. Cuesta und A. Díaz. „Stress-intensity factor solutions for embedded elliptical cracks in round bars subjected to tensile load“. In: *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 117 (2022), S. 103189. ISSN: 0167-8442. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2021.103189>.
- [13] H.R. Ammar, A.M. Samuel und F.H. Samuel. „Effect of casting imperfections on the fatigue life of 319-F and A356-T6 Al-Si casting alloys“. In: *Materials Science and Engineering: A* 473.1 (2008), S. 65–75. ISSN: 0921-5093. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.03.112>.

- 
- [14] Hans Amstutz und Michael Vormwald. „Elastic spherical inhomogeneity in an infinite elastic solid: an exact analysis by an engineering treatment of the problem based on the corresponding cavity solution“. In: *Archive of Applied Mechanics* 91.4 (2021), S. 1577–1603. DOI: [10.1007/s00419-020-01842-9](https://doi.org/10.1007/s00419-020-01842-9).
- [15] C.W Anderson u. a. „Interrelationship between statistical methods for estimating the size of the maximum inclusion in clean steels“. In: *Acta Materialia* 51.8 (2003), S. 2331–2343. ISSN: 1359-6454. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(03\)00041-7](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(03)00041-7).
- [16] E. Atroshchenko, S. Potapenko und G. Glinka. „Stress intensity factor for an embedded elliptical crack under arbitrary normal loading“. In: *International Journal of Fatigue* 31.11 (2009). Fatigue Damage of Structural Materials VII, S. 1907–1910. ISSN: 0142-1123. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2008.12.004>.
- [17] S. Bagehorn, J. Wehr und H.J. Maier. „Application of mechanical surface finishing processes for roughness reduction and fatigue improvement of additively manufactured Ti-6Al-4V parts“. In: *International Journal of Fatigue* 102 (2017), S. 135–142. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2017.05.008>.
- [18] Shigang Bai u. a. „The Effects of Selective Laser Melting Process Parameters on Relative Density of the AlSi10Mg Parts and Suitable Procedures of the Archimedes Method“. In: *Applied Sciences* 9.3 (2019). DOI: [10.3390/app9030583](https://doi.org/10.3390/app9030583).
- [19] Felix Ballani. „On Modelling of Refractory Castables by Marked Gibbs and Gibbsian-like Processes“. In: *Case Studies in Spatial Point Process Modeling*. Hrsg. von Adrian Baddeley u. a. New York, NY: Springer New York, 2006, S. 153–167. DOI: [10.1007/0-387-31144-0\\_8](https://doi.org/10.1007/0-387-31144-0_8).
- [20] O. H. Basquin. „The Exponential Law of Endurance Tests“. In: *American Society for Testing and Materials Proceedings* 10 (1910), S. 625–630.
- [21] A. Bauereiß, T. Scharowsky und C. Körner. „Defect generation and propagation mechanism during additive manufacturing by selective beam melting“. In: *Journal of Materials Processing Technology* 214.11 (2014), S. 2522–2528. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.05.002>.
- [22] Emilie Beevers u. a. „Fatigue properties and material characteristics of additively manufactured AlSi10Mg - Effect of the contour parameter on the microstructure, density, residual stress, roughness and mechanical properties“. In: *International Journal of Fatigue* 117 (2018), S. 148–162. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.08.023>.
- [23] Beier, Heinz Thomas, Yadegari, Patrick und Vormwald, Michael. „Influence of discontinuities on fatigue strength using the example of additively manufactured specimens made of AlSi10Mg“. In: *MATEC Web Conf.* 349 (2021), S. 02010. DOI: [10.1051/mateconf/202134902010](https://doi.org/10.1051/mateconf/202134902010). URL: <https://doi.org/10.1051/mateconf/202134902010>.
- [24] S. Beretta. „More than 25 years of extreme value statistics for defects: Fundamentals, historical developments, recent applications“. In: *International Journal of Fatigue* 151 (2021), S. 106407. ISSN: 0142-1123. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106407>.
- [25] S. Beretta u. a. „Fatigue strength assessment of “as built” AlSi10Mg manufactured by SLM with different build orientations“. In: *International Journal of Fatigue* 139 (2020), S. 105737. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.105737>.
- [26] Berger u. a. Bruchmechanischer Festigkeitsnachweis. Hrsg. von VDMA Verlag. Forschungskuratorium Maschinenbau e.V. (FKM), 2018.
- [27] Litton Bhandari und Vidit Gaur. „On study of process induced defects-based fatigue performance of additively manufactured Ti6Al4V alloy“. In: *Additive Manufacturing* 60 (2022), S. 103227. ISSN: 2214-8604. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2022.103227>.

- [28] Romali Biswal u. a. „Interrupted fatigue testing with periodic tomography to monitor porosity defects in wire + arc additive manufactured Ti-6Al-4V“. In: *Additive Manufacturing* 28 (2019), S. 517–527. ISSN: 2214-8604. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.04.026>.
- [29] S. Bolte und F. P. Cordelieres. „A guided tour into subcellular colocalization analysis in light microscopy“. In: *Journal of Microscopy* 224.3 (2006), S. 213–232. DOI: <https://doi.org/10.1111/j.1365-2818.2006.01706.x>.
- [30] Matthieu Bonneric, Charles Brugger und Nicolas Saintier. „Effect of hot isostatic pressing on the critical defect size distribution in AlSi7Mg0.6 alloy obtained by selective laser melting“. In: *International Journal of Fatigue* 140 (2020), S. 105797. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.105797>.
- [31] A. Borbély u. a. „A finite element modelling study of strain localization in the vicinity of near-surface cavities as a cause of subsurface fatigue crack initiation“. In: *International Journal of Fracture* 115.3 (2002), S. 227–232. DOI: [10.1023/A:1016350528652](https://doi.org/10.1023/A:1016350528652).
- [32] Alberto Boschetto, Luana Bottini und Daniela Pilone. „Effect of laser remelting on surface roughness and microstructure of AlSi10Mg selective laser melting manufactured parts“. In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 113.9 (2021), S. 2739–2759. DOI: [10.1007/s00170-021-06775-3](https://doi.org/10.1007/s00170-021-06775-3).
- [33] Erhard Brandl u. a. „Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior“. In: *Materials & Design* 34 (2012), S. 159–169. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.07.067>.
- [34] Moritz Braun u. a. „Fatigue strength of PBF-LB/M and wrought 316L stainless steel: effect of post-treatment and cyclic mean stress“. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 44.11 (2021), S. 3077–3093. DOI: <https://doi.org/10.1111/ffe.13552>.
- [35] R.I. Campbell, M. Martorelli und H.S. Lee. „Surface roughness visualisation for rapid prototyping models“. In: *Computer-Aided Design* 34.10 (2002), S. 717–725. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0010-4485\(01\)00201-9](https://doi.org/10.1016/S0010-4485(01)00201-9).
- [36] Bo Cheng, Subin Shrestha und Kevin Chou. „Stress and deformation evaluations of scanning strategy effect in selective laser melting“. In: *Additive Manufacturing* 12 (2016). Special Issue on Modeling & Simulation for Additive Manufacturing, S. 240–251. ISSN: 2214-8604. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2016.05.007>.
- [37] Ernesto E. Covarrubias und Mohsen Eshraghi. „Effect of Build Angle on Surface Properties of Nickel Superalloys Processed by Selective Laser Melting“. In: *JOM* 70.3 (2018), S. 336–342. DOI: [10.1007/s11837-017-2706-y](https://doi.org/10.1007/s11837-017-2706-y).
- [38] P. Daguier, E. Bouchaud und G. Lapasset. „Roughness of a Crack Front Pinned by Microstructural Obstacles“. In: *Europhysics Letters* 31.7 (1995), S. 367. DOI: [10.1209/0295-5075/31/7/005](https://doi.org/10.1209/0295-5075/31/7/005).
- [39] T. DebRoy u. a. „Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties“. In: *Progress in Materials Science* 92 (2018), S. 112–224. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001>.
- [40] Ralph Döring. „Zum Deformations- und Schädigungsverhalten metallischer Werkstoffe unter mehrachsiger nicht-proportionalen zyklischen Beanspruchungen“. de. Diss. Darmstadt: Technische Universität Darmstadt, 2006.
- [41] Drucker. Anteile der bei der Produktion eines Pkw verwendeten Materialien im Jahr 2015 (bezogen auf das Gewicht in Pfund). Online, Verfügbar: <https://de.statista.com/statistik/daten/studie/658683/umfrage/verwendete-materialien-in-der-automobilproduktion/>. 2016.
- [42] ASTM E466-96. Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials. ASTM International, 2022. DOI: [10.1520/E0466-96](https://doi.org/10.1520/E0466-96).
- [43] ASTM E647-23a. Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. ASTM International, 2024. DOI: <https://dx.doi.org/10.1520/E0647-23A>.
- [44] M. H. El Haddad, K. N. Smith und T. H. Topper. „Fatigue Crack Propagation of Short Cracks“. In: *Journal of Engineering Materials and Technology* 101.1 (1979), S. 42–46. ISSN: 0094-4289. DOI: [10.1115/1.3443647](https://doi.org/10.1115/1.3443647).

- [45] Driss El Khoukhi u. a. „Spatial point pattern methodology for the study of pores 3D patterning in two casting aluminium alloys“. In: *Materials Characterization* 177 (2021), S. 111165. ISSN: 1044-5803. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.111165>.
- [46] A. Engelhardt u. a. „Investigation of processing windows in additive manufacturing of AlSi10Mg for faster production utilizing data-driven modeling“. In: *Additive Manufacturing* 55 (2022), S. 102858. ISSN: 2214-8604. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2022.102858>.
- [47] Lukas Englert u. a. „How defects depend on geometry and scanning strategy in additively manufactured Al-Si10Mg“. In: *Journal of Materials Processing Technology* 299 (2022), S. 117331. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2021.117331>.
- [48] Jinghong Fan u. a. „Cyclic plasticity at pores and inclusions in cast Al-Si alloys“. In: *Engineering Fracture Mechanics* 70.10 (2003), S. 1281–1302. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0013-7944\(02\)00097-8](https://doi.org/10.1016/S0013-7944(02)00097-8).
- [49] Fiedler u. a. Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile unter expliziter Erfassung nichtlinearen Werkstoffverformungsverhaltens. Hrsg. von VDMA Verlag. Forschungskuratorium Maschinenbau e.V. (FKM), 2019.
- [50] Royce G Forman und Sambu R Mettu. „Behavior of surface and corner cracks subjected to tensile and bending loads in a Ti-6Al-4V alloy“. In: *Fracture mechanics; Proceedings of the 22nd National Symposium, Atlanta, GA, June 26-28, 1990. Vol. 1 (A93-31576 11-39)*. American Society for Testing und Materials. 1992.
- [51] William E. Frazier. „Metal Additive Manufacturing: A Review“. In: *Journal of Materials Engineering and Performance* 23.6 (2014), S. 1917–1928. DOI: [10.1007/s11665-014-0958-z](https://doi.org/10.1007/s11665-014-0958-z).
- [52] Xiangxi Gao u. a. „X-ray imaging of defect population and the effect on high cycle fatigue life of laser additive manufactured Ti6Al4V alloys“. In: *International Journal of Fatigue* 162 (2022), S. 106979. ISSN: 0142-1123. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2022.106979>.
- [53] Ana María García und Huseyin Sehitoglu. „Contact of crack surfaces during fatigue: Part 1. formulation of the model“. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 28.11 (1997), S. 2263–2275. ISSN: 1543-1940. DOI: [10.1007/s11661-997-0184-5](https://doi.org/10.1007/s11661-997-0184-5).
- [54] Joy Gockel u. a. „The influence of additive manufacturing processing parameters on surface roughness and fatigue life“. In: *International Journal of Fatigue* 124 (2019), S. 380–388. ISSN: 0142-1123. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.03.025>.
- [55] Haijun Gong u. a. „Influence of defects on mechanical properties of Ti-6Al-4V components produced by selective laser melting and electron beam melting“. In: *Materials & Design* 86 (2015), S. 545–554. ISSN: 0264-1275. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.07.147>.
- [56] Dongdong Gu u. a. „Densification behavior, microstructure evolution, and wear performance of selective laser melting processed commercially pure titanium“. In: *Acta Materialia* 60.9 (2012), S. 3849–3860. ISSN: 1359-6454. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.04.006>.
- [57] E. J. Gumbel. *Statistics of Extremes*. New York Chichester, West Sussex: Columbia University Press, 1958. ISBN: 9780231891318. DOI: [doi:10.7312/gumb92958](https://doi.org/10.7312/gumb92958). URL: <https://doi.org/10.7312/gumb92958>.
- [58] Milad Hamidi Nasab u. a. „Combined effect of surface anomalies and volumetric defects on fatigue assessment of AlSi7Mg fabricated via laser powder bed fusion“. In: *Additive Manufacturing* 34 (2020), S. 100918. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100918>.
- [59] James C. Hastie u. a. „Classifying shape of internal pores within AlSi10Mg alloy manufactured by laser powder bed fusion using 3D X-ray micro computed tomography: Influence of processing parameters and heat treatment“. In: *Materials Characterization* 163 (2020), S. 110225. ISSN: 1044-5803. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2020.110225>.

- [60] Hemmelmann u. a., Hrsg. Wirkung der Oberflächenbeschaffenheit auf die Schwingfestigkeit in der additiven Fertigung mit SLM für AlSi10Mg. Bd. 5. Tagung des Arbeitskreises Additiv gefertigte Bauteile und Strukturen. 2020.
- [61] S. Mohammad H. Hojjatzadeh u. a. „Direct observation of pore formation mechanisms during LPBF additive manufacturing process and high energy density laser welding“. In: *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 153 (2020), S. 103555. ISSN: 0890-6955. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2020.103555>.
- [62] Y.N. Hu u. a. „A new approach to correlate the defect population with the fatigue life of selective laser melted Ti-6Al-4V alloy“. In: *International Journal of Fatigue* 136 (2020), S. 105584. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.105584>.
- [63] Norsk Hydro. Verteilung der Verwendung von Aluminium weltweit nach Hauptverwendungsgebieten im Jahr 2020. Online, Verfügbar: <https://de.statista.com/statistik/daten/studie/240721/umfrage/verteilung-des-weltweiten-aluminiumbedarfs-nach-sektoren/>. 2022.
- [64] Janine B. Illian, Jesper Møller und Rasmus P. Waagepetersen. „Hierarchical spatial point process analysis for a plant community with high biodiversity“. In: *Environmental and Ecological Statistics* 16.3 (2009), S. 389–405. ISSN: 1573-3009. DOI: [10.1007/s10651-007-0070-8](https://doi.org/10.1007/s10651-007-0070-8).
- [65] P. Jiménez, F. Thomas und C. Torras. „3D collision detection: a survey“. In: *Computers & Graphics* 25.2 (2001), S. 269–285. ISSN: 0097-8493. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0097-8493\(00\)00130-8](https://doi.org/10.1016/S0097-8493(00)00130-8).
- [66] M. Kahlin, H. Ansell und J.J. Moverare. „Fatigue behaviour of notched additive manufactured Ti6Al4V with as-built surfaces“. In: *International Journal of Fatigue* 101 (2017), S. 51–60. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2017.04.009>.
- [67] Wen Hao Kan u. a. „Factors that affect the properties of additively-manufactured AlSi10Mg: Porosity versus microstructure“. In: *Additive Manufacturing* 29 (2019), S. 100805. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100805>.
- [68] Galina Kasperovich u. a. „Correlation between porosity and processing parameters in TiAl6V4 produced by selective laser melting“. In: *Materials & Design* 105 (2016), S. 160–170. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.05.070>.
- [69] Saad A. Khairallah u. a. „Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones“. In: *Acta Materialia* 108 (2016), S. 36–45. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.02.014>.
- [70] Jean-Pierre Kruth u. a. „Assessing and comparing influencing factors of residual stresses in selective laser melting using a novel analysis method“. In: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture* 226.6 (2012), S. 980–991. DOI: [10.1177/0954405412437085](https://doi.org/10.1177/0954405412437085).
- [71] Martin Kumke. „Methodisches Konstruieren von additiv gefertigten Bauteilen“. Diss. Braunschweig: Technische Universität Braunschweig, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-658-22209-3>.
- [72] Viet-Duc Le u. a. „Interpretation of the fatigue anisotropy of additively manufactured TA6V alloys via a fracture mechanics approach“. In: *Engineering Fracture Mechanics* 214 (2019), S. 410–426. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2019.03.048>.
- [73] Ruidi Li u. a. „Densification behavior of gas and water atomized 316L stainless steel powder during selective laser melting“. In: *Applied Surface Science* 256.13 (2010), S. 4350–4356. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2010.02.030>.

- [74] M. Luetje u. a. „3D characterization of fatigue damage mechanisms in a cast aluminum alloy using X-ray tomography“. In: *International Journal of Fatigue* 103 (2017), S. 363–370. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2017.06.020>.
- [75] M. Madia u. a. „The IBESS model – Elements, realisation and validation“. In: *Engineering Fracture Mechanics* 198 (2018), S. 171–208. ISSN: 0013-7944. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2017.08.033>.
- [76] J. Maierhofer u. a. „Oxide induced crack closure in the near threshold regime: The effect of oxide debris release“. In: *International Journal of Fatigue* 117 (2018), S. 21–26. ISSN: 0142-1123. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.07.021>.
- [77] Jürgen Maierhofer u. a. „The cyclic R-curve – Determination, problems, limitations and application“. In: *Engineering Fracture Mechanics* 198 (2018), S. 45–64. ISSN: 0013-7944. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2017.09.032>.
- [78] Ehsan Malekipour und Hazim El-Mounayri. „Common defects and contributing parameters in powder bed fusion AM process and their classification for online monitoring and control: a review“. In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 95.1 (2018), S. 527–550.
- [79] Scanning Strategies in the PBF Process: A Critical Review. Bd. Volume 2A: Advanced Manufacturing. ASME International Mechanical Engineering Congress and Exposition. 2020, V02AT02A055. DOI: 10.1115/IMECE2020-24589.
- [80] Aiden A. Martin u. a. „Dynamics of pore formation during laser powder bed fusion additive manufacturing“. In: *Nature Communications* 10.1 (2019), S. 1987. ISSN: 2041-1723. DOI: 10.1038/s41467-019-10009-2.
- [81] T. Mattfeldt. „Explorative statistical analysis of planar point processes in microscopy“. In: *Journal of Microscopy* 220.3 (2005), S. 131–139. DOI: <https://doi.org/10.1111/j.1365-2818.2005.01521.x>.
- [82] R. C. McClung. „Crack closure and plastic zone size in fatigue“. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 14.4 (1991), S. 455–468. DOI: <https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.1991.tb00674.x>.
- [83] R. C. McClung. „Finite Element Analysis of Specimen Geometry Effects on Fatigue Crack Closure“. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 17.8 (1994), S. 861–872. DOI: <https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.1994.tb00816.x>.
- [84] S.A. McKelvey und A. Fatemi. „Surface finish effect on fatigue behavior of forged steel“. In: *International Journal of Fatigue* 36.1 (2012), S. 130–145. ISSN: 0142-1123. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2011.08.008>.
- [85] G. Meneghetti, D. Rigon und C. Gennari. „An analysis of defects influence on axial fatigue strength of maraging steel specimens produced by additive manufacturing“. In: *International Journal of Fatigue* 118 (2019), S. 54–64. ISSN: 0142-1123. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.08.034>.
- [86] Péter Mileff. „Collision detection in 2D games“. In: *Production Systems and Information Engineering* 11.3 (2023), S. 10–26.
- [87] T. Mukherjee, W. Zhang und T. DebRoy. „An improved prediction of residual stresses and distortion in additive manufacturing“. In: *Computational Materials Science* 126 (2017), S. 360–372. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2016.10.003>.
- [88] Y. Murakami und S. Beretta. „Small Defects and Inhomogeneities in Fatigue Strength: Experiments, Models and Statistical Implications“. In: *Extremes* 2.2 (1999), S. 123–147. ISSN: 1572-915X. DOI: 10.1023/A:1009976418553.
- [89] Yukitaka Murakami. „2 - Stress concentration“. In: *Metal Fatigue (Second Edition)*. Hrsg. von Yukitaka Murakami. Second Edition. Academic Press, 2019, S. 13–27. ISBN: 978-0-12-813876-2. DOI: <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-813876-2.00002-9>.

- [90] Yves Nadot. „Fatigue from Defect: Influence of Size, Type, Position, Morphology and Loading“. In: *International Journal of Fatigue* 154 (2022), S. 106531. ISSN: 0142-1123. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106531>.
- [91] J. C. Newman. „A crack opening stress equation for fatigue crack growth“. In: *International Journal of Fracture* 24.4 (1984). ISSN: 1573-2673. DOI: [10.1007/BF00020751](https://doi.org/10.1007/BF00020751).
- [92] H. L. J. Pang und T. G. F. Gray. „Fatigue Analysis of Surface Cracks at Fillet Welded Toes“. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 16.2 (1993), S. 151–164. DOI: <https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.1993.tb00750.x>.
- [93] P. Paris und F. Erdogan. „A Critical Analysis of Crack Propagation Laws“. In: *Journal of Basic Engineering* 85.4 (1963), S. 528–533. ISSN: 0021-9223. DOI: [10.1115/1.3656900](https://doi.org/10.1115/1.3656900).
- [94] Theo Persenot u. a. „Effect of build orientation on the fatigue properties of as-built Electron Beam Melted Ti-6Al-4V alloy“. In: *International Journal of Fatigue* 118 (2019), S. 65–76. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.08.006>.
- [95] R. Pippin und F.O. Riemelmoser. „4.07 - Modeling of Fatigue Crack Growth: Dislocation Models“. In: *Comprehensive Structural Integrity*. Hrsg. von I. Milne, R.O. Ritchie und B. Karahaloo. Oxford: Pergamon, 2003, S. 191–207. ISBN: 978-0-08-043749-1. DOI: <https://doi.org/10.1016/B0-08-043749-4/04035-0>.
- [96] J. Pokluda u. a. „Near-threshold behaviour of shear-mode fatigue cracks in metallic materials“. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 37.3 (2014), S. 232–254. DOI: <https://doi.org/10.1111/ffe.12131>.
- [97] Jaroslav Polák. „Cyclic Deformation, Crack Initiation, and Low-Cycle Fatigue“. In: *Comprehensive Structural Integrity (Second Edition)*. Hrsg. von M H Ferri Aliabadi und Winston O. Soboyejo. Second Edition. Oxford: Elsevier, 2023, S. 2–55. DOI: <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-822944-6.00077-3>.
- [98] Pommier und Bompard. „Bauschinger effect of alloys and plasticity-induced crack closure: a finite element analysis“. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 23.2 (2000), S. 129–139. DOI: <https://doi.org/10.1046/j.1460-2695.2000.00259.x>.
- [99] Weijian Qian u. a. „In situ X-ray imaging of fatigue crack growth from multiple defects in additively manufactured AlSi10Mg alloy“. In: *International Journal of Fatigue* 155 (2022), S. 106616. ISSN: 0142-1123. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106616>.
- [100] Chunlei Qiu u. a. „On the role of melt flow into the surface structure and porosity development during selective laser melting“. In: *Acta Materialia* 96 (2015), S. 72–79. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.06.004>.
- [101] Noriko Read u. a. „Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: Process optimisation and mechanical properties development“. In: *Materials & Design (1980-2015)* 65 (2015), S. 417–424. ISSN: 0261-3069. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.09.044>.
- [102] Pippin Reinhard und Franz O. Riemelmoser. „Visualization of the plasticity-induced crack closure under plane strain conditions“. In: *Engineering Fracture Mechanics* 60.3 (1998), S. 315–322. ISSN: 0013-7944. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0013-7944\(98\)00014-9](https://doi.org/10.1016/S0013-7944(98)00014-9).
- [103] X.P. Ren u. a. „A comparative study on mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy processed by additive manufacturing vs. traditional processing“. In: *Materials Science and Engineering: A* 817 (2021), S. 141384. ISSN: 0921-5093. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141384>.
- [104] Rennert u. a. *Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile*. Hrsg. von VDMA Verlag. Forschungskuratorium Maschinenbau e.V. (FKM), 2020.

- [105] J. R. Rice. „Mechanics of Crack Tip Deformation and Extension by Fatigue“. In: *Fatigue Crack Propagation*. ASTM International, Jan. 1967. ISBN: 978-0-8031-6633-2. DOI: [10.1520/STP47234S](https://doi.org/10.1520/STP47234S).
- [106] S. Romano 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. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2017.11.002>.
- [107] S. Romano u. a. „Qualification of AM parts: Extreme value statistics applied to tomographic measurements“. In: *Materials & Design* 131 (2017), S. 32–48. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.05.091>.
- [108] S. Romano u. a. „Quality control of AlSi10Mg produced by SLM: Metallography versus CT scans for critical defect size assessment“. In: *Additive Manufacturing* 28 (2019), S. 394–405. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.05.017>.
- [109] Ilaria Roveda. „Investigation of Residual Stress and Microstructure Effects on the Fatigue Behaviour of an Aluminium-Silicon Eutectic Alloy Produced by Laser Powder Bed Fusion“. en. Diss. Darmstadt: Technische Universität Darmstadt, 2023, xi, 167 Seiten. DOI: <https://doi.org/10.26083/tuprints-00024400>.
- [110] Curtis T. Rueden u. a. „ImageJ2: ImageJ for the next generation of scientific image data“. In: *BMC Bioinformatics* 18.1 (2017), S. 529. ISSN: 1471-2105. DOI: [10.1186/s12859-017-1934-z](https://doi.org/10.1186/s12859-017-1934-z).
- [111] B. Schork u. a. „The effect of the local and global weld geometry as well as material defects on crack initiation and fatigue strength“. In: *Engineering Fracture Mechanics* 198 (2018). Fracture mechanics-based determination of the fatigue strength of weldments, S. 103–122. ISSN: 0013-7944. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2017.07.001>.
- [112] Nils Schreiter. „Untersuchung der Materialeigenschaften von additiv gefertigten Werkstoffen“. Diss. Friedberg: Technische Hochschule Mittelhessen, 2019.
- [113] Huseyin Sehitoglu und Ana María García. „Contact of crack surfaces during fatigue: Part 2. Simulations“. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 28.11 (1997), S. 2277–2289. ISSN: 1543-1940. DOI: [10.1007/s11661-997-0185-4](https://doi.org/10.1007/s11661-997-0185-4).
- [114] R.C Shah und A.S Kobayashi. „Stress intensity factor for an elliptical crack under arbitrary normal loading“. In: *Engineering Fracture Mechanics* 3.1 (1971), S. 71–96. ISSN: 0013-7944. DOI: [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(71\)90052-X](https://doi.org/10.1016/0013-7944(71)90052-X).
- [115] M.M. Shalabi u. a. „Implant Surface Roughness and Bone Healing: a Systematic Review“. In: *Journal of Dental Research* 85.6 (2006), S. 496–500. DOI: [10.1177/154405910608500603](https://doi.org/10.1177/154405910608500603).
- [116] C. S. Shin und C. Q. Cai. „Experimental and finite element analyses on stress intensity factors of an elliptical surface crack in a circular shaft under tension and bending“. In: *International Journal of Fracture* 129.3 (2004), S. 239–264. ISSN: 1573-2673. DOI: [10.1023/B:FRAC.0000047784.23236.7d](https://doi.org/10.1023/B:FRAC.0000047784.23236.7d).
- [117] Shafaqat Siddique u. a. „Computed tomography for characterization of fatigue performance of selective laser melted parts“. In: *Materials & Design* 83 (2015), S. 661–669. ISSN: 0264-1275. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.06.063>.
- [118] James C. Sobotka, Michael P. Enright und R. Craig McClung. „Application of critical distances to fatigue at pores“. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 42.8 (2019), S. 1646–1661. DOI: <https://doi.org/10.1111/ffe.13004>.
- [119] Antonella Sola und Alireza Nouri. „Microstructural porosity in additive manufacturing: The formation and detection of pores in metal parts fabricated by powder bed fusion“. In: *Journal of Advanced Manufacturing and Processing* 1.3 (2019), e10021. DOI: <https://doi.org/10.1002/amp2.10021>.

- [120] Klas Solberg u. a. „Fatigue of additively manufactured 316L stainless steel: The influence of porosity and surface roughness“. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 42.9 (2019), S. 2043–2052. DOI: <https://doi.org/10.1111/ffe.13077>.
- [121] J. E. Srawley. „Wide Range Stress Intensity Factor Expressions for ASTM Method E 399 Standard Fracture Toughness Specimens“. In: *International Journal of Fracture* 12 (1976).
- [122] S. Tammas-Williams u. a. „The Influence of Porosity on Fatigue Crack Initiation in Additively Manufactured Titanium Components“. In: *Scientific Reports* 7 (2017), S. 7308. DOI: 10.1038/s41598-017-06504-5.
- [123] S. Tammas-Williams u. a. „XCT analysis of the influence of melt strategies on defect population in Ti-6Al-4V components manufactured by Selective Electron Beam Melting“. In: *Materials Characterization* 102 (2015), S. 47–61. ISSN: 1044-5803. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2015.02.008>.
- [124] K. Tanaka. „4.04 - Fatigue Crack Propagation“. In: *Comprehensive Structural Integrity*. Hrsg. von I. Milne, R.O. Ritchie und B. Karihaloo. Oxford: Pergamon, 2003, S. 95–127. ISBN: 978-0-08-043749-1. DOI: <https://doi.org/10.1016/B0-08-043749-4/04089-1>.
- [125] K. Tanaka und Y. Akiniwa. „Resistance-curve method for predicting propagation threshold of short fatigue cracks at notches“. In: *Engineering Fracture Mechanics* 30.6 (1988), S. 863–876. ISSN: 0013-7944. DOI: [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(88\)90146-4](https://doi.org/10.1016/0013-7944(88)90146-4).
- [126] K. Tanaka und Y. Nakai. „Propagation and non-propagation of short fatigue cracks at a sharp notch“. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 6.4 (1983), S. 315–327. DOI: <https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.1983.tb00347.x>.
- [127] Ming Tang und P. Chris Pistorius. „Oxides, porosity and fatigue performance of AlSi10Mg parts produced by selective laser melting“. In: *International Journal of Fatigue* 94 (2017), S. 192–201. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.06.002>.
- [128] Tran Duc Tang. „Algorithms for collision detection and avoidance for five-axis NC machining: A state of the art review“. In: *Computer-Aided Design* 51 (2014), S. 1–17. ISSN: 0010-4485. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cad.2014.02.001>.
- [129] Tobias Thiede u. a. „3D Shape Analysis of Powder for Laser Beam Melting by Synchrotron X-ray CT“. In: *Quantum Beam Science* 3.1 (2019). DOI: 10.3390/qubs3010003.
- [130] A. Tridello u. a. „Effect of microstructure, residual stresses and building orientation on the fatigue response up to 109 cycles of an SLM AlSi10Mg alloy“. In: *International Journal of Fatigue* 137 (2020), S. 105659. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.105659>.
- [131] Naor Elad Uzan u. a. „Fatigue of AlSi10Mg specimens fabricated by additive manufacturing selective laser melting (AM-SLM)“. In: *Materials Science and Engineering: A* 704 (2017), S. 229–237. ISSN: 0921-5093. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.08.027>.
- [132] Bastien Vayssette u. a. „Numerical modelling of surface roughness effect on the fatigue behavior of Ti-6Al-4V obtained by additive manufacturing“. In: *International Journal of Fatigue* 123 (2019), S. 180–195. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.02.014>.
- [133] T. Vilaro, C. Colin und J. D. Bartout. „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. DOI: 10.1007/s11661-011-0731-y.
- [134] Michael Vormwald. „Anrißlebensdauervorhersage auf Basis der Schwingbruchmechanik für kurze Risse“. de. Diss. Darmstadt: Technische Universität Darmstadt, 1989.

- [135] Lin-zhi Wang, Sen Wang und Jiao-jiao Wu. „Experimental investigation on densification behavior and surface roughness of AlSi10Mg powders produced by selective laser melting“. In: *Optics & Laser Technology* 96 (2017), S. 88–96. ISSN: 0030-3992. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2017.05.006>.
- [136] Pusong Wang u. a. „The role of cellular structure, non-equilibrium eutectic phases and precipitates on quasi-static strengthening mechanisms of as-built AlSi10Mg parts 3D printed via laser powder bed fusion“. In: *Materials Characterization* 198 (2023), S. 112730. ISSN: 1044-5803. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.112730>.
- [137] Xin Wang und Grzegorz Glinka. „Determination of approximate point load weight functions for embedded elliptical cracks“. In: *International Journal of Fatigue* 31.11 (2009). Fatigue Damage of Structural Materials VII, S. 1816–1827. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2008.12.002>.
- [138] J. Wasén und E. Heier. „Fatigue crack growth thresholds—the influence of Young’s modulus and fracture surface roughness“. In: *International Journal of Fatigue* 20.10 (1998), S. 737–742. ISSN: 0142-1123. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(98\)00034-6](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(98)00034-6).
- [139] Pablo Wilson. „Inférence statistique de la population de défauts pour l’étude et la simulation de la fatigue oligocyclique d’un alliage d’aluminium de fonderie“. Theses. Ecole nationale supérieure d’arts et métiers - ENSAM, 2017. URL: <https://pastel.hal.science/tel-01511338>.
- [140] Pablo Wilson u. a. „Statistical study of the size and spatial distribution of defects in a cast aluminium alloy for the low fatigue life assessment“. In: *International Journal of Fatigue* 166 (2023), S. 107206. ISSN: 0142-1123. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2022.107206>.
- [141] Sarah J. Wolff u. a. „In situ X-ray imaging of pore formation mechanisms and dynamics in laser powder-blown directed energy deposition additive manufacturing“. In: *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 166 (2021), S. 103743. ISSN: 0890-6955. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2021.103743>. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0890695521000523>.
- [142] Zhengkai Wu u. a. „The effect of defect population on the anisotropic fatigue resistance of AlSi10Mg alloy fabricated by laser powder bed fusion“. In: *International Journal of Fatigue* 151 (2021), S. 106317. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106317>.
- [143] WVM. Verteilung der Verwendung von Aluminium in Deutschland nach Hauptverwendungsgebieten im Jahr 2022. Online, Verfügbar: <https://de.statista.com/statistik/daten/studie/239677/umfrage/verwendung-von-aluminium-nach-industriezweigen/>. 2023.
- [144] Z.W. Xu u. a. „High cycle fatigue performance of AlSi10mg alloy produced by selective laser melting“. In: *Mechanics of Materials* 148 (2020), S. 103499. ISSN: 0167-6636. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2020.103499>.
- [145] Patrick Yadegari. „Einfluss von Fehlstellen in additiv gefertigten Werkstoffproben aus Aluminium auf die Schwingfestigkeit“. Theses. Technische Universität Darmstadt, 2019.
- [146] Aref Yadollahi und Nima Shamsaei. „Additive manufacturing of fatigue resistant materials: Challenges and opportunities“. In: *International Journal of Fatigue* 98 (2017), S. 14–31. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2017.01.001>.
- [147] Yingjie Yan, Guiru Liu Nash und Philip Nash. „Effect of density and pore morphology on fatigue properties of sintered Ti-6Al-4V“. In: *International Journal of Fatigue* 55 (2013), S. 81–91. ISSN: 0142-1123. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2013.05.015>.
- [148] Kun V. Yang u. a. „Porosity formation mechanisms and fatigue response in Al-Si-Mg alloys made by selective laser melting“. In: *Materials Science and Engineering: A* 712 (2018), S. 166–174. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.11.078>.

- [149] Tao Yang u. a. „Effect of processing parameters on overhanging surface roughness during laser powder bed fusion of AlSi10Mg“. In: *Journal of Manufacturing Processes* 61 (2021), S. 440–453. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.11.030>.
- [150] U. Zerbst und M. Madia. „Fracture mechanics based assessment of the fatigue strength: approach for the determination of the initial crack size“. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 38.9 (2015), S. 1066–1075. DOI: <https://doi.org/10.1111/ffe.12288>.
- [151] U. Zerbst, M. Madia und D. Hellmann. „An analytical fracture mechanics model for estimation of S–N curves of metallic alloys containing large second phase particles“. In: *Engineering Fracture Mechanics* 82 (2012), S. 115–134. ISSN: 0013-7944. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2011.12.001>.
- [152] U. Zerbst u. a. „Defects as a root cause of fatigue failure of metallic components. I: Basic aspects“. In: *Engineering Failure Analysis* 97 (2019), S. 777–792. ISSN: 1350-6307. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2019.01.055>.
- [153] U. Zerbst u. a. „Fatigue strength and fracture mechanics – A general perspective“. In: *Engineering Fracture Mechanics* 198 (2018). Fracture mechanics-based determination of the fatigue strength of weldments, S. 2–23. ISSN: 0013-7944. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2017.04.030>.
- [154] Uwe Zerbst und Mauro Madia. Bruchmechanische Bauteilbewertung. Springer Vieweg Wiesbaden, 2022. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-658-36151-8>.
- [155] Uwe Zerbst u. a. „About the fatigue crack propagation threshold of metals as a design criterion – A review“. In: *Engineering Fracture Mechanics* 153 (2016), S. 190–243. ISSN: 0013-7944. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2015.12.002>.
- [156] Uwe Zerbst u. a. „Damage tolerant design of additively manufactured metallic components subjected to cyclic loading: State of the art and challenges“. In: *Progress in Materials Science* 121 (2021), S. 100786. ISSN: 0079-6425. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2021.100786>.
- [157] Bi Zhang, Yongtao Li und Qian Bai. „Defect Formation Mechanisms in Selective Laser Melting: A Review“. In: *Chinese Journal of Mechanical Engineering* 30.3 (2017), S. 515–527. ISSN: 2192-8258. DOI: [10.1007/s10033-017-0121-5](https://doi.org/10.1007/s10033-017-0121-5).
- [158] Jian Zhao u. a. Advances in Discontinuous Numerical Methods and Applications in Geomechanics and Geoen지니어ing. CRC Press, 2012. DOI: <https://doi.org/10.1201/b11600>.



# Tabellenverzeichnis

3.1	Chemische Zusammensetzung des verwendeten Pulvers . . . . .	24
3.2	Parameter für die additive Fertigung der Werkstoffproben . . . . .	25
3.3	Porosität der Parametersätze a bis c . . . . .	33
3.4	Mechanische Eigenschaften der Werkstoffproben im as-built Zustand . . . . .	42
4.1	Konstanten $N_{ijk}$ für die Berechnung des Geometriefaktors $F_I$ eines halb-elliptischen Oberflächenrisses in einem kreisrunden Stab unter 4-Punkt Biegung . . . . .	84
4.2	Kennwerte für die Modellierung von Fehlstellen . . . . .	94
4.3	Quasi-statische Materialkennwerte für die Berechnung . . . . .	95
B.1	Ergebnisse der Schwingprüfung für Prozessparameter a im as-built Zustand . . . . .	147
B.2	Ergebnisse der Schwingprüfung für Prozessparameter a im poliert Zustand . . . . .	148
B.3	Ergebnisse der Schwingprüfung für Prozessparameter b im as-built Zustand . . . . .	149
B.4	Ergebnisse der Schwingprüfung für Prozessparameter b im polierten Zustand . . . . .	150
B.5	Ergebnisse der Schwingprüfung für Prozessparameter c im as-built Zustand . . . . .	151
B.6	Ergebnisse der Schwingprüfung für Prozessparameter c im polierten Zustand . . . . .	151
C.1	Konstanten für die Berechnung des Spannungsintensitätsfaktors eines elliptischen In- nenrisses im halb-unendlichen Raum nach Wnag und Glinka [137] . . . . .	154



# Abbildungsverzeichnis

2.1	Einteilung der additiven Fertigungsverfahren nach Kumke [71] . . . . .	5
2.2	Übersicht zum Pulverbett-Laserstrahlschmelzen nach Kumke [71] . . . . .	6
2.3	Übersicht der Prozessparameter nach Aboulkhair et al. [10] . . . . .	7
2.4	Übersicht verschiedener Strategien für die Belichtung von AM Bauteilen in der Darstellung nach Yadegari [145] . . . . .	8
2.5	Koordinatensystem Bezeichnung der Proben in der additiven Fertigung (Darstellung nach Zerbst et al. [156]) . . . . .	9
2.6	Einfluss der Energiedichte $E_v$ auf die Porosität von AlSi10Mg für eine Schichtdicke von 30 $\mu\text{m}$ , 45 $\mu\text{m}$ , 60 $\mu\text{m}$ und 90 $\mu\text{m}$ nach Engelhardt et al. [46] . . . . .	11
2.7	Bindefehler in additiv gefertigtem AlSi10Mg mit eingeschlossenen Pulverpartikel nach Aboulkhair et al. [10] . . . . .	12
2.8	Schematische Darstellung einer typischen Oberfläche bei additiv gefertigten Komponenten nach Persenot et al. [94] . . . . .	14
2.9	Versagensursachen von additiv gefertigtem AlSi10Mg im VHCF-Bereich (bis $10^9$ Schwingspiele) nach Tridello et al. [130] . . . . .	15
2.10	Links: Spannungsüberhöhung an kreisförmigen Fehlstellen unter Zugbelastung [122], Rechts: Schwingweite der plastischen Schubverzerrung an oberflächennahen Fehlstellen unter zyklischer Belastung nach [48] . . . . .	16
2.11	Einfluss der Fehlstellenorientierung auf das Ermüdungsverhalten von additiv gefertigtem AlSi10Mg nach Wu et al. [142] . . . . .	17
2.12	Spannungskonzentration an elliptischen Fehlstellen nach [156] . . . . .	18
2.13	Spannungskonzentration an Kerben in der Oberfläche additiv gefertigter Ti-6Al-4V nach [156] . . . . .	20
2.14	Finite-Element-Berechnung additiv gefertigter Komponenten anhand von Schlibfbildern, [58] . . . . .	21
3.1	Partikelgrößenverteilung des verwendeten AlSi10Mg-Pulvers lt. Herstellerangaben . . .	24
3.2	Probengeometrie auf der Bauplattform der SLM-Analage . . . . .	26
3.3	Charakteristische Werte der Boxplots . . . . .	32

---

3.4	Schliffbilder der Prozessparameter a – c, oben: Schliffe parallel zu den Pulverschichten, unten: Schliffe senkrecht zu den Pulverschichten . . . . .	32
3.5	Verteilung der Fehlstellengröße für Prozessparameter a am Beispiel einer einzelnen Werkstoffprobe . . . . .	34
3.6	Verteilung der Fehlstellen in verschiedenen Abschnitten für Prozessparameter a am Beispiel einer einzelnen Werkstoffprobe . . . . .	35
3.7	Fehlstellengeometrie für Prozessparameter a am Beispiel einer Werkstoffprobe . . . . .	35
3.8	Verteilung der Fehlstellengröße für Prozessparameter b am Beispiel einer Werkstoffprobe	36
3.9	Verteilung der Fehlstellen in verschiedenen Abschnitten für Prozessparameter b am Beispiel einer einzelnen Werkstoffprobe . . . . .	37
3.10	Fehlstellengeometrie für Prozessparameter b am Beispiel einer Werkstoffprobe . . . . .	37
3.11	Oberflächenzustand für Prozessparameter a bis c, oben: Zustand nach der additiven Fertigung, unten: Zustand nach händischem Polieren . . . . .	38
3.12	Boxplots der gemittelten Rautiefe $R_z$ für die Werkstoffproben im as-built Zustand . . . . .	39
3.13	Geometrie der verwendeten Zugproben nach DIN 50125:2016 [6] . . . . .	40
3.14	Spannungs-Dehnungs-Kurven für Prozessparameter a bis c . . . . .	41
3.15	Geometrie der verwendeten Schwingproben . . . . .	43
3.16	Versuchsaufbau für die Durchführung der Schwingversuche unter Umlaufbiegung . . . . .	44
3.17	Wöhlerlinie für Prozessparameter a im polierten Zustand . . . . .	45
3.18	Wöhlerlinie für Prozessparameter a im as-built Zustand . . . . .	46
3.19	Einfluss der Oberflächenrauheit auf das Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe in Anlehnung an McKelvey und Fatemi [84] . . . . .	47
3.20	Wöhlerlinie für Prozessparameter b im polierten Zustand . . . . .	48
3.21	Wöhlerlinie für Prozessparameter b für den as-built Zustand . . . . .	48
3.22	Wöhlerlinie für Prozessparameter c im polierten Zustand . . . . .	49
3.23	Wöhlerlinie für Prozessparameter c für den as-built Zustand . . . . .	50
3.24	Geometrie der verwendeten Compact-Tension Proben . . . . .	51
3.25	Probenorientierung der Compact-Tension Proben relativ zur Bauplattform und Belastung	52
3.26	Versuchsaufbau für die Rissfortschrittsversuche am IFSW der TU-Darmstadt . . . . .	52
3.27	Risswachstumsgesetz für Prozessparameter a, links: Risswachstum parallel zu Pulverschichten, rechts: Risswachstum senkrecht zu den Pulverschichten . . . . .	55
3.28	Risswachstumsgesetz für Prozessparameter b, links: Risswachstum parallel zu den Pulverschichten, rechts: Risswachstum senkrecht zu den Pulverschichten . . . . .	56
3.29	Risswachstumsgesetz für Prozessparameter b, links: Risswachstum parallel zu Pulverschichten, rechts: Risswachstum senkrecht zu den Pulverschichten . . . . .	57
4.1	Einteilung von Punktmustern nach Wilson [139] . . . . .	60
4.2	Modellierung von Korundkörnern in Beton durch einen Punktprozess [19] . . . . .	60

4.3	Modellierung von Korundkörnern in Beton durch einen Punktprozess [139] . . . . .	63
4.4	Darstellung eines Hard-Core-Prozesses [139] . . . . .	64
4.5	Stadien des Kurzrischwachstums nach Zerbst et al. [152] . . . . .	66
4.6	Risswachstumsgesetz für lange Risse . . . . .	67
4.7	Darstellung der unterschiedlichen Risssschließeffekte . . . . .	69
4.8	Risswachstumsgesetz in Abhängigkeit des Spannungsintensitätsverhältnisses $R_K$ in Anlehnung an Zerbst [154], <b>a</b> : Aufgetragen über $\Delta K$ , <b>b</b> : bei Verwendung von $\Delta K_{\text{eff}}$ . . .	70
4.9	Schematische Darstellung der zyklischen R-Kurve nach Zerbst [155] mit dem intrinsischen und dem riss-schließbedingten Anteil $\Delta K_{\text{th,eff}}$ und $\Delta K_{\text{th,op}}$ . . . . .	72
4.10	Abhängigkeit des dimensionslosen Parameters $U(a)$ im Kurz- und Langrissbereich von der Risslänge $a$ bzw. dem Risslängenzuwachs $\Delta a$ . . . . .	73
4.11	Zusammenhang der zyklischen R-Kurve $\Delta K_{\text{th}}(a)$ und der Riss-schließfunktion $U(a)$ nach Zerbst et al. [153] . . . . .	74
4.12	Berechnungsablauf des Modells zur Lebensdauerprognose additiv gefertigter Aluminiumkomponenten . . . . .	78
4.13	Höhenunterschied der Bruchflächen nach der Schwingprüfung für Prozessparameter $b$ .	80
4.14	Überführung des Prüfvolumens in 20 zwei-dimensionale Teilsegmente für die Lebensdauerprognose . . . . .	80
4.15	Überführung der Fehlstellen in elliptische und halb-elliptische Anfangsrisse . . . . .	82
4.16	Berücksichtigung der Oberflächenrauheit bei der Anfangsrissgeometrie . . . . .	83
4.17	Geometriefunktion $F_I$ für halb-elliptische Oberflächenrisse am Punkt A und am Punkt G nach Shin et al. [116] . . . . .	85
4.18	Geometriefunktion $F_I$ für elliptische Innenrisse nach Alegre et al. [12] . . . . .	85
4.19	Bildung der zyklischen plastischen Zone nach Tanaka [124] . . . . .	86
4.20	Wachstum eines oberflächennahen Innenrisses . . . . .	89
4.21	Veranschaulichung des Separating-Axis-Theorems für zwei Polygone . . . . .	90
4.22	Kollisionserkennung für zwei Polygone . . . . .	91
4.23	Interaktion und Koaleszenz zweier Oberflächenrisse im Modell . . . . .	92
4.24	Interaktion und Koaleszenz eines Oberflächen- und Innenrisses . . . . .	92
4.25	Interaktion und Koaleszenz zweier Innenrisse im Modell . . . . .	93
5.1	Wachstum und Vereinigung von Rissen im vorgestellten Modell . . . . .	99
5.2	Entwicklung der Risstiefe $a$ , der Rissbreite $c$ und des Achsenverhältnisses $a/c$ . . . . .	100
5.3	Gegenüberstellung der Bruchfläche und einer Berechnung des vorgestellten Modells für Prozessparameter $a$ . . . . .	101
5.4	Gegenüberstellung der Bruchfläche und einer Berechnung des vorgestellten Modells für Prozessparameter $b$ . . . . .	102

5.5	Gegenüberstellung der Bruchfläche und einer Berechnung des vorgestellten Modells für Prozessparameter $b$ . . . . .	103
5.6	Seitliche Aufnahme der Bruchfläche von Werkstoffproben nach der Umlaufbiegeprüfung	103
5.7	Konvergenzuntersuchung für die Berechnung mit dem vorgestellten Modell, $\mathbf{a}$ : Median $\tilde{n}_f$ der prognostizierten Lebensdauer, $\mathbf{b}$ : Streuspanne $T_{90/10}$ der prognostizierten Lebensdauer . . . . .	104
5.8	Gegenüberstellung der mit dem vorgestellten Modell prognostizierten Wöhlerlinie und den Versuchsergebnissen für Prozessparameter $a$ mit polierter Oberfläche . . . . .	105
5.9	Gegenüberstellung der mit dem vorgestellten Modell prognostizierten Wöhlerlinie und den Versuchsergebnissen für Prozessparameter $b$ mit polierter Oberfläche . . . . .	106
5.10	Gegenüberstellung von Lebensdauerprognose und experimentellen Ergebnissen für Prozessparameter $a$ mit as-built Oberfläche . . . . .	108
5.11	Gegenüberstellung der prognostizierten Wöhlerlinie und der Schwingversuche für Prozessparameter $b$ mit as-built Oberfläche . . . . .	109
5.12	Gegenüberstellung der mit dem vorgestellten Modell prognostizierten Wöhlerlinie und den Versuchsergebnissen aus dem Vorhaben BionikAdditiv . . . . .	110
5.13	Treffsicherheitsbewertung des vorgestellten Modells unter Berücksichtigung von Risskoaleszenz . . . . .	111
5.14	Gegenüberstellung der prognostizierten Wöhlerlinie und der Schwingversuche für Prozessparameter $a$ mit polierter Oberfläche für das vereinfachte Modell . . . . .	115
5.15	Gegenüberstellung der prognostizierten Wöhlerlinie und der Schwingversuche für Prozessparameter $b$ mit polierter Oberfläche für das vereinfachte Modell . . . . .	116
5.16	Gegenüberstellung der prognostizierten Wöhlerlinie und der Schwingversuche für Prozessparameter $a$ mit as-built Oberfläche für das vereinfachte Modell . . . . .	117
5.17	Gegenüberstellung der prognostizierten Wöhlerlinie und der Schwingversuche für Prozessparameter $b$ mit as-built Oberfläche für das vereinfachte Modell . . . . .	118
5.18	Gegenüberstellung der prognostizierten Wöhlerlinie und der Schwingversuche aus dem Vorhaben BionikAdditiv [60] für das vereinfachte Modell . . . . .	119
5.19	Treffsicherheitsbewertung für das vereinfachte Modell . . . . .	120
A.1	Ausrichtung der Compact-Tension Proben im Bauraum . . . . .	143
A.2	Herstellung der Schwingproben, Nummer 1 - 20 entsprechen Proben im as-built Zustand, Nummer 20 - 40 entsprechen Proben im polierten Zustand . . . . .	144
A.3	Herstellung der Proben für die Werkstoffcharakterisierung . . . . .	145
C.1	Geometrie des elliptischen Innenrisses für die Berechnung des Spannungsintensitätsfaktors nach Wang und Glinka [137] . . . . .	154

# A Baujobs für die Herstellung der Werkstoffproben

Für die ersten drei Baujobs sind nachfolgend die Aufteilung der Proben auf die einzelnen Baujobs dargestellt. Die Dauer der additiven Fertigung lag zwischen 55 h und 116 h. Die Daten eines vierten Baujobs stehen nicht mehr zur Verfügung.

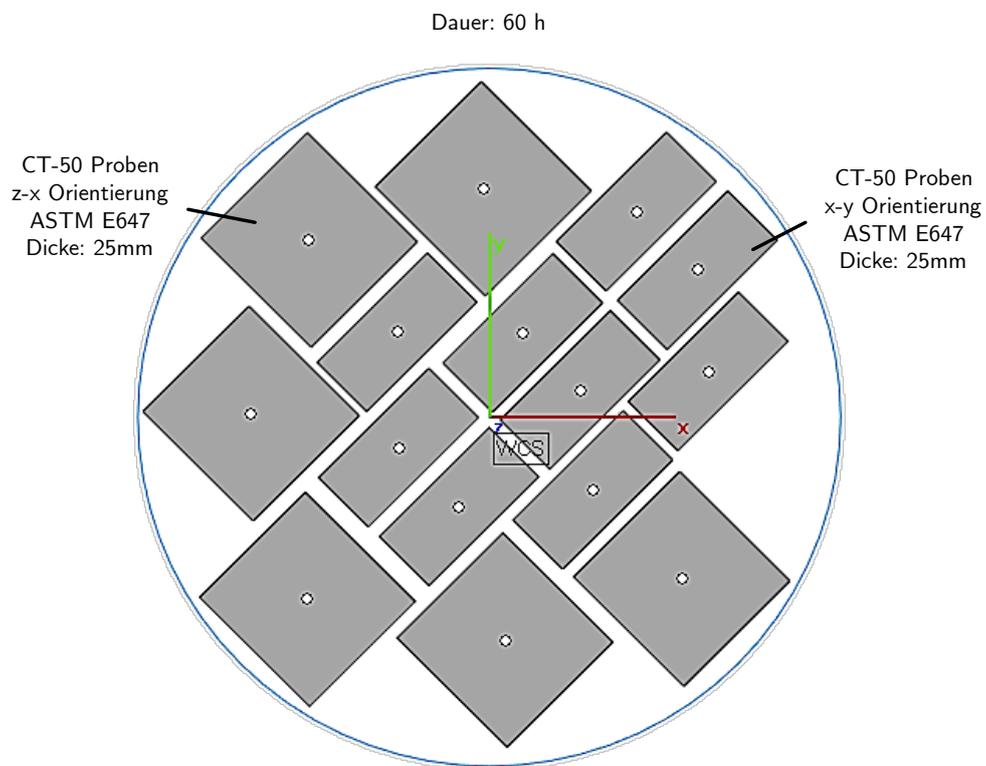


Abbildung A.1: Ausrichtung der Compact-Tension Proben im Bauraum

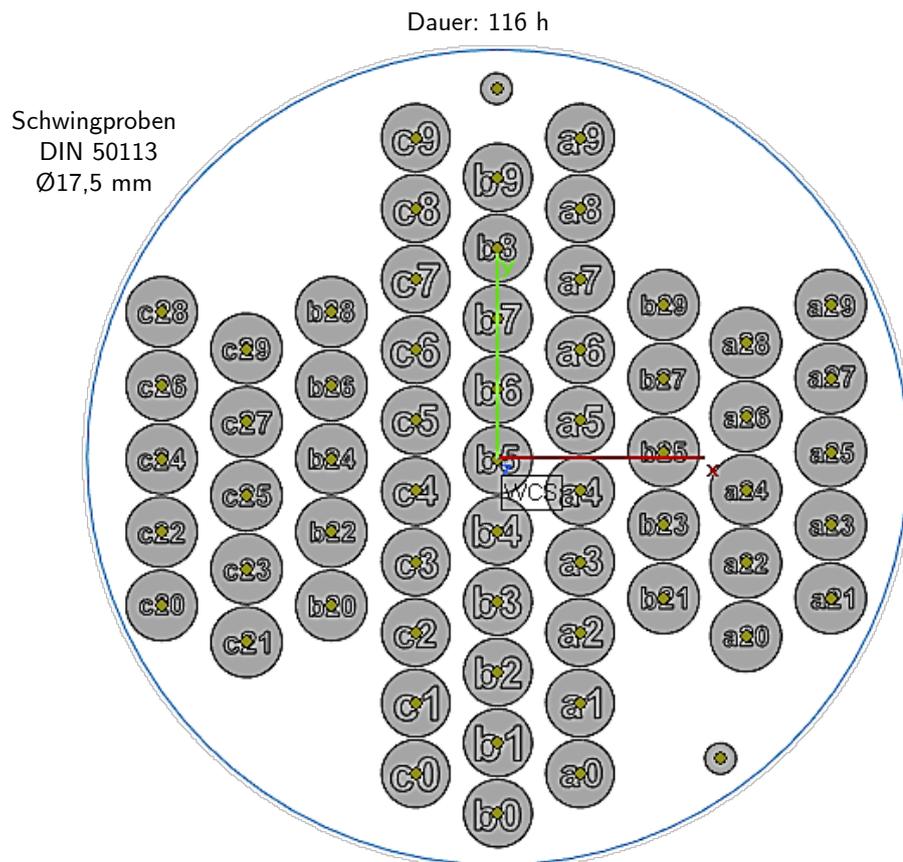


Abbildung A.2: Herstellung der Schwingproben, Nummer 1 - 20 entsprechen Proben im as-built Zustand, Nummer 20 - 40 entsprechen Proben im polierten Zustand

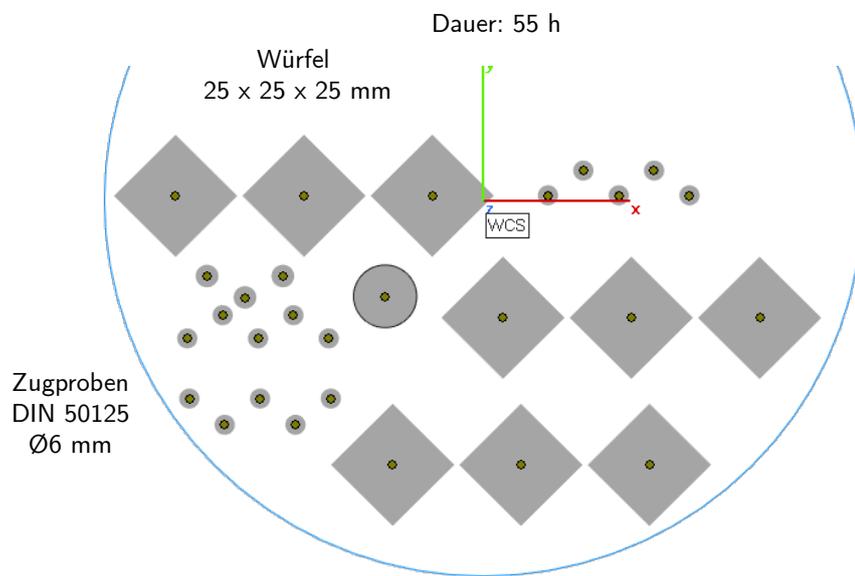


Abbildung A.3: Herstellung der Proben für die Werkstoffcharakterisierung



## B Rohdaten zu den Ermüdungsversuchen unter Umlaufbiegung

Tabelle B.1: Ergebnisse der Schwingprüfung für Prozessparameter a im as-built Zustand

	Prüfdurchmesser	Biegemoment	Spannungsamplitude	Schwingspiele
	$d_p$ (mm)	$M_b$ (Nm)	$\sigma_a$ (N/mm <sup>2</sup> )	$N_f$ (-)
a0	17,35	68,5	133,6	12.700
a1	17,35	58,2	113,5	35.200
a4	17,35	76,7	149,6	5.100
a6	17,35	40,0	78,0	231.200
a7	17,35	48,2	94,0	104.500
a8	17,35	20,0	39,0	1.802.000
a2	17,35	20,0	39,0	2.868.200
a3	17,35	18,0	35,1	7.000.000
a16	17,35	19,0	37,1	1.539.900
a9	17,35	18,0	35,1	3.028.700
a14	17,35	16,1	31,4	2.070.000

Tabelle B.2: Ergebnisse der Schwingprüfung für Prozessparameter a im poliert Zustand

	<b>Prüfdurchmesser</b>	<b>Biegemoment</b>	<b>Spannungsamplitude</b>	<b>Schwingspiele</b>
	$d_p$ (mm)	$M_b$ (Nm)	$\sigma_a$ (N/mm <sup>2</sup> )	$N_f$ (-)
a20	17,5	71,0	134,9	24.300
a21	17,5	79,5	151,1	22.500
a22	17,5	65,0	123,5	98.400
a23	17,5	50,0	95,0	1.038.400
a27	17,5	55,0	104,5	217.800
a50	17,5	60,3	114,6	133.000
a51	17,5	67,6	128,5	47.100
a52	17,5	55,5	105,5	163.800
a53	17,5	75,5	143,5	14.800
a54	17,5	82,5	156,8	6.300
a26	17,5	50,4	95,8	3.890.400
a29	17,5	45,3	86,1	3.116.000
a25	17,5	40,7	77,4	7.000.000
a31	17,5	45,5	86,5	2.409.000
a32	17,5	40,6	77,2	1.305.300

Tabelle B.3: Ergebnisse der Schwingprüfung für Prozessparameter b im as-built Zustand

	<b>Prüfdurchmesser</b>	<b>Biegemoment</b>	<b>Spannungsamplitude</b>	<b>Schwingspiele</b>
	$d_p$ (mm)	$M_b$ (Nm)	$\sigma_a$ (N/mm <sup>2</sup> )	$N_f$ (-)
b0	17,35	40,0	78,0	81.000
b1	17,35	57,6	111,8	29.000
b2	17,35	68,6	133,8	9.500
b4	17,35	20,2	39,4	1.249.000
b6	17,35	47,6	92,8	79.400
b7	17,35	40,0	78,0	134.800
b8	17,35	62,7	122,3	17.300
b11	17,35	20,2	39,4	482.900
b13	17,35	19,1	37,1	634.900

Tabelle B.4: Ergebnisse der Schwingprüfung für Prozessparameter b im polierten Zustand

	<b>Prüfdurchmesser</b>	<b>Biegemoment</b>	<b>Spannungsamplitude</b>	<b>Schwingspiele</b>
	$d_p$ (mm)	$M_b$ (Nm)	$\sigma_a$ (N/mm <sup>2</sup> )	$N_f$ (-)
b20	17,5	60,0	114,0	61.500
b26	17,5	47,5	90,3	202.200
b27	17,5	42,5	80,8	369.600
b29	17,5	70,4	133,8	17.600
b50	17,5	48,4	92,0	190.800
b51	17,5	37,5	71,3	1.020.200
b53	17,5	53,0	100,7	119.700
b52	17,5	67,1	127,5	23.300
b54	17,5	43,5	82,7	297.800
b22	17,5	25,6	48,7	7.000.000
b29	17,5	28,5	54,2	7.000.000
b19	17,5	31,8	60,4	1.088.600
b17	17,5	28,5	54,2	7.000.000

Tabelle B.5: Ergebnisse der Schwingprüfung für Prozessparameter c im as-built Zustand

	<b>Prüfdurchmesser</b>	<b>Biegemoment</b>	<b>Spannungsamplitude</b>	<b>Schwingspiele</b>
	$d_p$ (mm)	$M_b$ (Nm)	$\sigma_a$ (N/mm <sup>2</sup> )	$N_f$ (-)
c0	17,35	24,8	48,4	50.900
c1	17,35	20,5	40,0	155.300
c2	17,35	32,5	63,4	19.800
c6	17,35	15,0	29,3	746.000
c7	17,35	32,7	63,8	22.600
c5	17,35	20,0	39,0	243.900
c4	17,35	29,0	56,6	34.600
c8	17,35	23,0	44,9	198.700

Tabelle B.6: Ergebnisse der Schwingprüfung für Prozessparameter c im polierten Zustand

	<b>Prüfdurchmesser</b>	<b>Biegemoment</b>	<b>Spannungsamplitude</b>	<b>Schwingspiele</b>
	$d_p$ (mm)	$M_b$ (Nm)	$\sigma_a$ (N/mm <sup>2</sup> )	$N_f$ (-)
c20	17,5	30,1	57,2	97.900
c26	17,5	37,5	71,3	29.800
c27	17,5	22,5	42,8	1.109.100
c51	17,5	43,4	82,5	14.600
c52	17,5	25,1	47,7	816.200
c53	17,5	27,8	52,8	439.900
c54	17,5	47,5	90,3	7.200



## C Spannungsintensitätsfaktor für elliptische Innenrisse unter Biegung

Für die Berechnung des Spannungsintensitäts für elliptische Innenrisse unter Biegung wird die Lösung von Wang und Glinka [137] für einen elliptischen Riss im halb-unendlichen Raum verwendet. Für einen beliebigen Punkt  $P'(x, y)$  auf der Rissfront kann der Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$  durch ein Oberflächenintegral über die Fläche des elliptischen Risses mithilfe einer Gewichtungsfunktion  $m(x, y, P')$  ausgedrückt werden.

$$K_I = \int \int_S \sigma(x, y) m(x, y, P') dS \quad (C.1)$$

Für einen elliptischen Innenriss im halb-unendlichen Raum wurde von Wang und Glinka [137] für die Gewichtungsfunktion  $m(x, y, P')$  folgender Ausdruck abgeleitet

$$m(x, y, P') = \frac{\sqrt{2s}}{\pi^{3/2} \rho^2} \left[ 1 + \sum_{i=1}^n M_i(\theta, \alpha) \left( 1 - \frac{r(\varphi)}{R(\varphi)} \right)^i \right] \quad (C.2)$$

wobei  $s$  den geringsten Abstand zwischen dem Punkt  $P(x, y)$  und der Rissfront bezeichnet. Der Parameter  $\rho$  bezeichnet dagegen den Abstand der Punkte  $P(x, y)$  und  $P'(x, y)$ . In Abbildung C.1 sind alle für die Berechnung benötigten Parameter grafisch dargestellt.

Die beiden Parameter  $r(\varphi)$  und  $R(\varphi)$  entsprechen dabei dem Abstand von Ursprung  $O$  zum Punkt  $P(x, y)$  sowie dem Abstand vom Ursprung  $O$  zum Punkt  $Q$ , so das gilt:

$$r(\varphi) = \overline{OP(x, y)} \text{ und } R(\varphi) = \overline{OQ} \quad (C.3)$$

Die Winkel  $\varphi$  und  $\theta$  entsprechen dabei den Polarkoordinaten der Punkte  $P(x, y)$  und  $P'(x, y)$ . Die Parameter  $M_i(\theta, \alpha)$  können in folgender Form berechnet werden:

$$M_i(\theta, \alpha) = E_i + F_i \alpha^{-1} + G_i \left( \frac{d}{a} \right) + H_i \alpha^2 + I_i \left( \frac{d}{a} \right)^2 + J_i \alpha \left( \frac{d}{a} \right) \quad (C.4)$$

Die benötigten Konstanten können aus Tabelle C.1 entnommen werden.

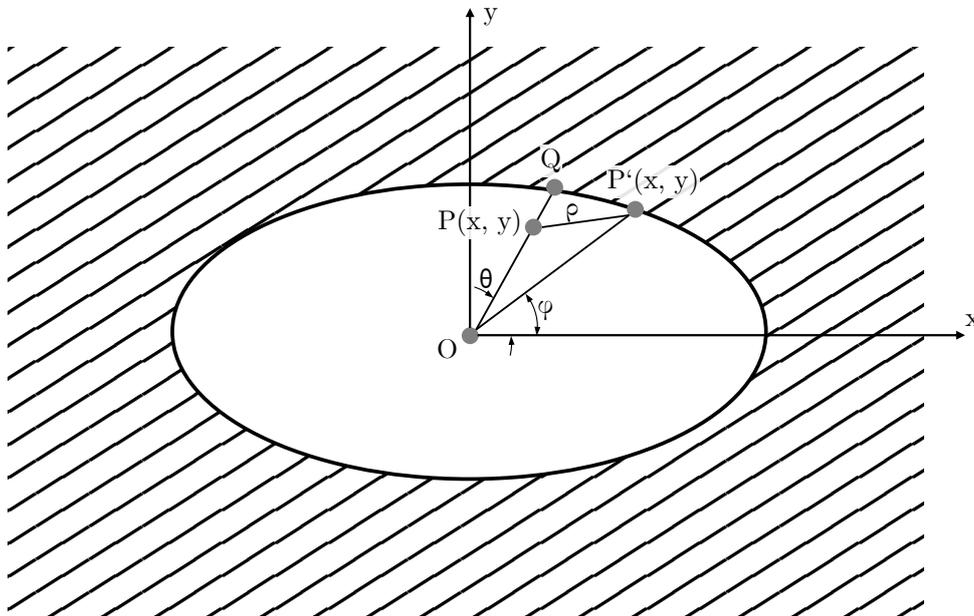


Abbildung C.1: Geometrie des elliptischen Innenrisses für die Berechnung des Spannungintensitätsfaktors nach Wang und Glinka [137]

Tabelle C.1: Konstanten für die Berechnung des Spannungintensitätsfaktors eines elliptischen Innenrisses im halb-unendlichen Raum nach Wnag und Glinka [137]

	$E_i$	$F_i$	$G_i$	$H_i$	$I_i$	$J_i$
$i = A, \varphi = -\pi/2$	1.8495	-0.7826	-3.9999	-0.07223	2.6881	0.7203
$i = B, \varphi = +\pi/2$	-0.2257	0.2606	-0.2548	-0.03145	0.1671	-0.03906
$i = C, \varphi = 0$	0.07905	-0.02209	-0.1046	-0.06776	-0.02864	-0.05068