

Diplomarbeit

Einfluss der gepulsten Belastung bei Ultraschall-Ermüdungsversuchen

ausgeführt zum Zwecke der Erlangung des akademischen Grades eines Diplom-
Ingenieur (Dipl.-Ing. oder DI), eingereicht an der Technischen Universität Wien

Fakultät für Maschinenwesen und Betriebswissenschaften

von

Christoph MARINGER

Matr.Nr.: 01026153

unter der Leitung von

Univ.Prof. Mag. Dr.rer.nat. Helga Lichtenegger

Institut für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie, E308

und

Dipl.-Ing. Dr.techn. Bernd Schönbauer

Institut für Physik und Materialwissenschaft, Universität für Bodenkultur Wien

Wien, 2023

Unterschrift

Eidesstattliche Erklärung

Ich habe zur Kenntnis genommen, dass ich zur Drucklegung meiner Arbeit unter der Bezeichnung Diplomarbeit nur mit Bewilligung der Prüfungskommission berechtigt bin.

Ich erkläre hiermit an Eides statt, dass ich meine Diplomarbeit nach den anerkannten Grundsätzen für wissenschaftliche Abhandlungen selbstständig ausgeführt habe und alle verwendeten Hilfsmittel, insbesondere die zugrunde gelegte Literatur, genannt habe.

Weiters erkläre ich, dass ich dieses Diplomarbeitsthema bisher weder im In- noch Ausland (einer Beurteilerin/einem Beurteiler zur Begutachtung) in irgendeiner Form als Prüfungsarbeit vorgelegt habe und dass diese Arbeit, mit der vom Begutachter beurteilten Arbeit übereinstimmt.

Ort und Datum

Unterschrift

Danksagung

Die Idee für die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als studentischer Mitarbeiter am Institut für Physik und Materialwissenschaft an der Universität für Bodenkultur Wien. Dem ging der Masterlehrgang Wirtschaftsingenieurwesen Maschinenbau an der technischen Universität Wien voraus.

Bei Prof. Helga Lichtenegger bedanke ich mich herzlich für die Unterstützung als Hauptbetreuerin der Arbeit.

Mein besonderer Dank gilt Dr. Bernd Schönbauer, der mir als Co-Betreuer den Themenbereich der Materialermüdung näherbrachte und mir durch tatkräftige Unterstützung, sowohl bei der Versuchsdurchführung als auch durch anregende und konstruktive Diskussionen, sehr half.

Ich möchte mich bei Prof. Herwig Mayer für die Möglichkeit der Versuchsdurchführung an den von ihm entwickelten Ultraschall-Ermüdungsanlagen bedanken, ohne die diese Arbeit nicht möglich gewesen wäre.

Außerdem bedanke ich mich bei Dr. Michael Fitzka, der die dazugehörigen, verwendeten Computerprogramme zur Messdatenaufzeichnung entwickelte.

Weiterer Dank gebührt Ulrike Karr, für die Hilfe bei der Bedienung des Elektronenmikroskops und Edwin Hufnagel, für die Unterstützung bei allen fertigungstechnischen Belangen.

Für die finanzielle Unterstützung und die ermutigenden Worte, über die Dauer des Studiums, bedanke ich mich bei meinen Eltern Georg und Ernestine Maringer.

Schließlich bedanke ich mich bei meiner Partnerin Urvashi, die sich geduldig um unsere Kinder in der nicht immer einfachen Zeit kümmerte, und die mir durchwegs ein offenes Ohr für alle emotionalen Anliegen war, für ihren unermüdlichen Einsatz.

Kurzfassung

Technische Bauteile und Strukturen müssen in jedem Fall zuverlässig sein, d.h. sie dürfen innerhalb einer definierten Lebensdauer und Belastung nicht ausfallen. Katastrophale Unfälle wie das ICE-Zugunglück von Eschede und das Kentern der Bohrinsel Alexander L. Kielland sind auf Materialermüdung zurückzuführen. Sie zeigen die fortwährende Bedeutung einer umfangreichen Werkstoffcharakterisierung unter zyklischer Belastung auf. Eine genaue Kenntnis des Ermüdungsverhaltens, d.h. des Schädigungsprozesses unter zyklischer mechanischer Belastungen, ist von größter Wichtigkeit sowohl für die Sicherheit von Menschen als auch der Haltbarkeit von Bauteilen und Maschine.

Im Wöhlerversuch wird die Lebensdauer eines Werkstoffs bei Belastung mit konstanter Lastamplitude bestimmt. Einige Werkstoffe zeigen dabei eine Dauerfestigkeit, unterhalb der auch bei hohen Lastspielzahlen kein Bruch eintritt. Insbesondere die Prüfung bei hohen Lastspielzahlen ist mit konventionellen Prüffrequenzen zeitaufwändig. Mit dem Ultraschall-Resonanzverfahren lassen sich die Prüfzeiten drastisch vermindern. Allerdings würde sich die Probe bei kontinuierlicher Belastung übermäßig erwärmen, weshalb die Belastung gepulst erfolgt. Ziel dieser Arbeit ist die Untersuchung der Gültigkeit von Ultraschall-Ermüdungsversuchen bei gepulster Belastung.

Das Funktionsprinzip von Ultraschallanlagen basiert auf der Anregung von Versuchsproben bei einer Resonanzfrequenz von ca. 20 kHz. Im Vergleich dazu liegt die Prüffrequenz einer konventionellen, servo-hydraulischen Anlage bei maximal 100 Hz. Einer übermäßigen Erwärmung der Probe beim Ultraschall-Ermüdungsversuch wird mit aktiver Kühlung durch Druckluft und dem gepulsten Betrieb entgegengewirkt. Gepulste Belastung bedeutet, dass der Versuch periodisch unterbrochen wird. Während der Pause zwischen den Pulsen kann die Probe abkühlen. Bei jedem Puls, d.h. bei jedem Belastungsintervall, kommt es zu einem Ein- und Ausschwingvorgang, während dessen Belastungen auf Niveaus unterhalb der nominellen Spannungsamplituden auftreten. Die Frage, ob und welche Einflüsse durch die zusätzlichen Lastwechsel auf niedrigen Spannungsniveaus auftreten, wird in der vorliegenden Arbeit systematisch untersucht.

Getestet werden der gehärtete, rostfreie Chrom-Nickel Stahl 14-7PH und die Aluminium-Knetlegierung 7075-T651. Um einen möglichen Effekt während des gepulsten Versuchs mit der Ultraschall-Ermüdungsanlage ersichtlich zu machen, werden verschiedene Kombination an Puls-Pause Dauern verwendet. Es wird gezeigt, dass bei den untersuchten Materialien keine wesentlichen Abweichungen der Bruchlastspielzahlen festzustellen ist. Weiters werden die Ergebnisse bruchmechanisch ausgewertet, um die natürliche Streuung aufgrund unterschiedlich großer Risseinleitungsstellen (nichtmetallische Einschlüsse) zu minimieren.

Abstract

Technical components and structures must always be reliable, i.e. they must not fail within a defined service life and load. Catastrophic accidents such as the ICE train crash in Eschede and the capsizing of the Alexander L. Kielland oil rig can be attributed to material fatigue. They demonstrate the ongoing importance of comprehensive material characterization under cyclic loading. Accurate knowledge of the fatigue behavior, i.e. the damage process under cyclic mechanical loading, is of utmost importance for both, human safety and the durability of components and machines.

In the Wöhler test, the service life of a material is determined when loaded with a constant stress amplitude. Some materials have a fatigue strength below which no failure occurs, even at high load cycles. In particular, testing at high number of load cycles is time-consuming at conventional testing frequencies. With the ultrasonic resonance procedure, testing times can be significantly reduced. However, the specimen would heat up excessively under continuous loading therefore, pulsed loading is applied. The aim of this work is to investigate the validity of ultrasonic fatigue tests under pulsed loading.

The functional principle of ultrasonic systems is based on the excitation of test samples at a resonance frequency of approx. 20 kHz. In comparison, the testing frequency of a conventional, servo-hydraulic system is a maximum of 100 Hz. Excessive heating of the sample during the ultrasonic fatigue test is counteracted with active cooling using compressed air and pulsed operation. Pulsed loading means that the test is periodically interrupted. The sample is allowed to cool down during the pause between the pulses. With each pulse, i.e. with each stress interval, there is a transient and decay process during which stresses occur at levels below the nominal stress amplitudes. The question of whether and which influences occur due to the additional load changes at low stress levels is systematically examined in the present work.

The hardened, stainless chromium-nickel steel 14-7PH and the wrought aluminum alloy 7075-T651 are tested. Different combinations of pulse-pause durations are used to show a possible effect during the pulsed test with the ultrasonic fatigue system. It is shown that no significant deviations in the number of cycles to failure can be determined for the materials examined. Furthermore, the results are evaluated in terms

of fracture mechanics to minimize the natural scattering due to crack initiation sites of different sizes (non-metallic inclusions).

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	10
1.1	Motivation	10
1.2	Problemstellung und Forschungsfrage	11
1.3	Zielsetzung und Lösungsansatz	12
2	Theoretische Grundlagen	14
2.1	Historisches und Allgemeines	14
2.2	Statische Festigkeit	16
2.3	Schwingfestigkeit	18
2.3.1	Phänomen der Materialermüdung	18
2.3.2	Phasen der Materialermüdung	20
2.3.3	Kenngößen der Materialermüdung	21
2.3.4	Der Wöhlerversuch	23
2.4	Ermüdungsrisswachstum	26
2.4.1	Langrisswachstum	27
2.4.2	Kurzrisswachstum	29
2.4.3	Rissschließung	30
2.5	Kurzrissmodelle zur Berechnung der Dauerfestigkeit	32
2.5.1	Smith Modell	33
2.5.2	Modell nach El Haddad et al.	33
2.5.3	<i>area</i> -Parametermodell	33
2.6	Prüfanlagen für Ermüdungsversuche	37
2.6.1	Servo-hydraulische-Ermüdungsanlage	39
2.6.2	Ultraschall-Ermüdungsanlage	40
3	Experimentelle Methoden und Material	43
3.1	Versuchsaufbau	43
3.2	Gepulster Betrieb	43
3.3	PC gesteuerte Datenerfassung	46
3.4	Materialien	48
3.4.1	Probengeometrie	49

3.4.2 Probenpräparation	51
4 Ergebnisse und Diskussion	56
4.1 Oberflächenbrüche im HCF-Bereich (Aluminium-Knetlegierung 7075-T651 mit künstlichen Defekten)	56
4.2 Innenbrüche im VHCF-Bereich (14-7PH Stahl)	62
5 Schlussfolgerung	80
6 Literaturverzeichnis	81
7 Abbildungsverzeichnis	84
8 Tabellenverzeichnis	86
9 Abkürzungsverzeichnis	87

1 Einleitung

Vorweg ist zu erwähnen, dass sämtliche für die vorliegende Arbeit zu machenden Versuche in den Laboratorien des Instituts für Physik und Materialwissenschaft der Universität für Bodenkultur Wien (IPM-BOKU) durchgeführt wurden. Dazu gehörten die vorhergehende Probenpräparation, sowie die nachfolgende Analyse der gewonnenen Daten. Die für die Untersuchung verwendeten Ultraschall-Ermüdungsprüfanlagen [1, 2] sowie die Computerprogramme zur Auswertung [3, 4] wurden am Institut entwickelt und hergestellt.

1.1 Motivation

Bauteile werden im Betrieb oft mit variierenden Spannungen belastet. Dabei kann der Werkstoff geschädigt werden, auch wenn die maximalen Lasten unterhalb der statischen Festigkeit des Materials lagen. Der Schädigungsprozess wird als Materialermüdung bezeichnet. Die Zahl der Betriebsausfälle durch Ermüdung wird auf ca. 90% aller technischen Schadensfälle geschätzt [5]. Das Ermüdungsverhalten und die Ermüdungsfestigkeit eines Werkstoffs sind bei Anwendungen in lasttragenden Strukturen von ganz wesentlicher Bedeutung.

Die Festigkeit von Materialien bei zyklischer Belastung (die Schwingfestigkeit) wird mittels Ermüdungsversuchen geprüft. Dabei wird eine Materialprobe einer zyklischen Belastung ausgesetzt und der Schädigungsprozess beobachtet. Im Wöhlerversuch wird beispielsweise die Zahl der Lastspiele (i.e. die Lebensdauer) in Abhängigkeit von der Spannungsamplitude bestimmt. Einige Materialien, wie beispielsweise nicht wärmebehandelte Kohlenstoffstähle, zeigen dabei eine minimale Spannungsamplitude, unterhalb der die zyklische Belastung auch bei sehr hohen Lastspielzahlen nicht zum Bruch führt. Diese Spannungsamplitude wird als Dauerfestigkeit bezeichnet. Sowohl die Zeitfestigkeit, d.h. die Lastspielzahl bis zum Bruch als auch eine eventuelle Dauerfestigkeit kennzeichnet einen Werkstoff und ist Basis für die Auslegung.

Bei der Betriebsfestigkeitsauslegung von Bauteilen oder Anlagen aus Stahl wird oft die zyklische Festigkeit bei zehn Millionen Lastzyklen verwendet und davon ausgegangen, dass kein Ausfall bei höheren Lastzyklen auftritt. Dies Annahme beruht auf der

Vorstellung, dass eine echte Dauerfestigkeit existiert. Dies ist jedoch nach heutigem Kenntnisstand nicht mehr vertretbar, da Risse und Brüche auch unterhalb der konventionellen Dauerfestigkeit auftreten können.

Das Interesse an einer zeitsparenden (hochfrequenten) Prüfung des Ermüdungsverhaltens von Materialien im Bereich sehr hoher Belastungszyklen führte daher zur Entwicklung der Ultraschall-Ermüdungsprüftechnik. Lange Einsatzdauern mit vielen Lastwechseln kommen beispielsweise bei Fahrzeugkomponenten wie Motorenteile, Achsen und Rädern vor, die mehr als 10^8 Lastzyklen ertragen müssen. Komponenten von Schienenfahrzeugen, Brücken und Wellen von Windkraftanlagen widerstehen akkumuliert sogar bis zu 10^9 Lastwechsel und mehr. Speziell im Bereich sehr hoher Zykluszahlen, dem sogenannten „Very High Cycle Fatigue“ (VHCF) Bereich, beginnend ab 10^7 Lastwechsel, kommt es bevorzugt zur Rissbildung durch Einschlüsse und Defekte im Inneren des Materials. Im Gegensatz dazu werden im Bereich hoher Lastzyklen („High Cycle Fatigue“ (HCF) Bereich zwischen ca. 10^5 und 10^7 Lastwechsel) Risse meist an der Oberfläche eingeleitet [2]. Die Dauerfestigkeit von Stählen bei ca. 10^7 Lastwechsel gilt daher nur bei Risseinleitung von der Oberfläche.

Durch die Anregung der Proben bei einer Resonanzfrequenz im Ultraschallbereich werden Lebensdauerprüfungen mit Schwingspielzahlen bis 10^9 in einem oder wenigen Tagen möglich. Der ökonomische Vorteil durch Zeitersparnis ist klar ersichtlich. So stellt die Ultraschall-Ermüdungsprüfung eine attraktive Ergänzung zu konventionellen Prüfmethoden dar.

1.2 Problemstellung und Forschungsfrage

Prinzipiell ist die Ultraschall-Ermüdungsprüfung eine zerstörende Werkstofftestung, die im Dauerschwingversuche Aussagen über die Lebensdauer eines Werkstoffes ermöglicht. Der wesentliche Unterschied zu herkömmlichen Testmethoden (wie servo-hydraulischen oder Umlauf-Biege Maschinen) besteht in der hohen Prüffrequenz im Bereich von 20 kHz. Obwohl Versuche mit dem Ultraschall-Ermüdungsverfahren auch unter kontinuierlicher Belastung durchgeführt werden können, wird oftmals eine sogenannte gepulste Belastung angewandt, d.h. es wird wiederholt zwischen Belastung und Pause gewechselt. Das führt zu der Frage, ob die gepulste

Belastungsart einen Einfluss auf das Ermüdungsverhalten und die Lebensdauer hat. Eine kürzlich erschienene Publikation beschreibt beispielsweise eine deutlich erhöhte Lebensdauer durch die gepulste Belastung im Vergleich zu kontinuierlicher Last [6]. Dies wurde durch Reckalterung (strain aging) aufgrund der zusätzlich akkumulierten Lastzyklen bei geringen Spannungsamplituden erklärt [6].

Diese Behauptung soll in der vorliegenden Arbeit überprüft werden. Die Forschungsfrage beschäftigt sich daher mit dem Einfluss der gepulsten Belastung, der Ein- und Ausschwingphasen sowie der Pulslänge auf die zyklische Festigkeit. Die bei jedem Puls unvermeidbare Akkumulation von Lastzyklen bei niedrigen Spannungsamplituden wird systematisch untersucht. Die Frage, ob diese zusätzlichen Lastzyklen zu einer Verkürzung oder Verlängerung der Lebensdauer führt, soll mittels geeigneter Versuche beantwortet werden. Des Weiteren stellt sich die Frage, inwiefern die Genauigkeit der verwendeten Ultraschall-Ermüdungsanlage die Ergebnisse beeinflusst.

1.3 Zielsetzung und Lösungsansatz

Das Ziel dieser Arbeit ist systematisch zu untersuchen, ob eine gepulste Belastung bei Ultraschall-Ermüdungsversuchen einen wesentlichen Einfluss auf die Lebensdauer und die Dauerfestigkeit hat.

Als Lösungsansatz werden Ultraschall-Ermüdungsversuche bei ausgewählten Spannungsamplituden und verschiedenen Puls-Pause Verhältnissen durchgeführt. Die für die Versuche verwendeten Materialien sind der gehärtete, rostfreie Chrom-Nickel Stahl 14-7PH und die Aluminiumknetlegierung 7075-T651. Der untersuchte Stahl zeigte in Vorversuchen eine sehr geringe Streuung der Lebensdauerkurve und wird verwendet, um Brüche vom Inneren bei Lastspielzahlen im VHCF-Bereich zu untersuchen. In die Aluminiumproben werden kleine Löcher gebohrt, um exakt definierte Risseinleitungsstellen einzubringen. Mit diesen Versuchen werden Lebensdauern im HCF-Bereich untersucht. Folgende Puls-Pause (PP) Verhältnisse werden geprüft:

- 50 ms : 300 ms
- 100 ms : 300 ms
- 300 ms : 300 ms
- 1000 ms : 300 ms
- Kontinuierlicher Betrieb (nur 7075-T651)

Nach der Versuchsdurchführung erfolgt bei den Stahlproben 14-7PH die Analyse der Bruchflächen mittels Rasterelektronenmikroskop (REM). Die Risseinleitungsstellen werden vermessen, und die Daten werden anhand des \sqrt{area} -Parametermodells ausgewertet. Dies soll dazu dienen, den Einfluss der Streuung aufgrund von unterschiedlich großen Risseinleitungsstellen zu untersuchen.

2 Theoretische Grundlagen

2.1 Historisches und Allgemeines

Seit bereits zwei Jahrhunderten wird im Bereich der Materialermüdung geforscht. Vor dem Hintergrund von teils schwerwiegenden Ausfällen verwundert das nicht. Anfang des 19. Jahrhunderts wurden bereits erste Publikationen dazu veröffentlicht. August Wöhler revolutionierte die Denkweise, indem er zeigte, dass Werkstoffe bei zeitlich veränderlicher Last auch dann brechen, wenn sie unter der statischen Festigkeit liegen. Im Verlauf der Industrialisierung wurde eine Vertiefung der Erkenntnisse immer wichtiger, und Anfang des 20. Jahrhunderts konnten mittels Mikroskopie Ermüdungsbrüche als Folge von Mikrorissen festgestellt werden. Im Jahr 1920 führte Griffith die Bruchmechanik ein, die Irwin 1950 weiterentwickelte. Sie ermöglichte erstmals eine mathematische Beschreibung der auftretenden Phänomene [7].

Die folgende Auflistung gibt einen Überblick von Ausfällen in Zusammenhang mit Ermüdungsereignissen, die wegen ihrer Schwere große öffentliche Aufmerksamkeit erregten [8]:

- Der Absturz von 2 Passagierflugzeugen, mitsamt Insassen und Crew, des Typs De-Havilland Comet im Jahr 1954 war auf Ermüdungsrisse im Druckrumpf zurückzuführen. Ein Konstruktionsfehler führte zu unzulässigen Spannungskonzentrationen an den rechteckigen Fensteröffnungen, bei Flughöhen von 9000 m, was zu einem explosionsartigen Druckverlust führte.
- Das Kentern der Bohrinsel Aleksander L. Kielland 1980 kostete 123 Menschenleben. Durch einen Ermüdungsbruch an einer Strebe des tragenden Fachwerks geriet sie aus dem Gleichgewicht.
- Nahe Hawaii ereignete sich das Aloha-Unglück 1988, bei dem ein Passagierflugzeug vom Typ Boeing 737 in 7300 m Höhe durch Rissbildung an Nietlöchern Teile des Rumpfes verlor. Die Maschine konnte sicher mit teilweise im Freien sitzenden Passagieren gelandet werden.
- Im Jahr 1998 entgleiste ein Zug der Baureihe ICE in Eschede, 100 Menschen starben infolge des Ermüdungsbruchs eines Radreifens bei einer Lastspielzahl von $6,2 \times 10^8$.

Heute wird unter ökonomischen Aspekten versucht, ein Kostenminimum zu finden und trotzdem den Sicherheitsansprüchen gerecht zu werden. Bereits in der Produktentwicklung sollte dies berücksichtigt werden, was geeignete Auslegungskriterien und Methoden zur Lebensdauervorhersage umso wichtiger erscheinen lassen. In der Luft- und Raumfahrt sowie anderen Branchen wird nach zwei Gesichtspunkten ausgelegt, dem „Safe-Life“ Kriterium und dem Schadenstoleranz-Konzept. Erstes geht davon aus, dass über die gesamte Lebenszeit keine Belastung auftritt, die zum Bruch führt. Sicherheitsfaktoren sollen Risiken, wie unvorhersagbare Lastenprofile, Werkstofffehler und Einsatzgebiete, vermindern. Ein Nachteil dieser Auslegung ist möglicherweise eine zu konservative Auslegung. Theoretisch ist nach dem „Safe-Life“ Prinzip keine Inspektion von Anlagen und Maschinen vorzunehmen, was in der Realität allerdings nicht zutrifft und deswegen in regelmäßigen Abständen gewartet wird. Das Schadenstoleranz-Konzept berücksichtigt Ausfälle während des Betriebs, Risse wachsen hier unter kontrollierter Beobachtung und ab einer gewissen Größe werden Komponenten getauscht. Diese Betrachtungsweisen führen zu einer Unterteilung der gesamten Lebensdauer von der Inbetriebnahme über den technischen Anriss bis hin zum Bruch (s. Abbildung 1) [9]. Aktuelle Untersuchungen haben gezeigt, dass die Phase des Mikrorisswachstums deutlich früher einsetzen kann, als in Abbildung 1 dargestellt (oftmals innerhalb der ersten 10% der Gesamtlebensdauer) [10]. Auf die Rissentstehung und das Risswachstum wird in Kapitel 2.3.1 näher eingegangen.

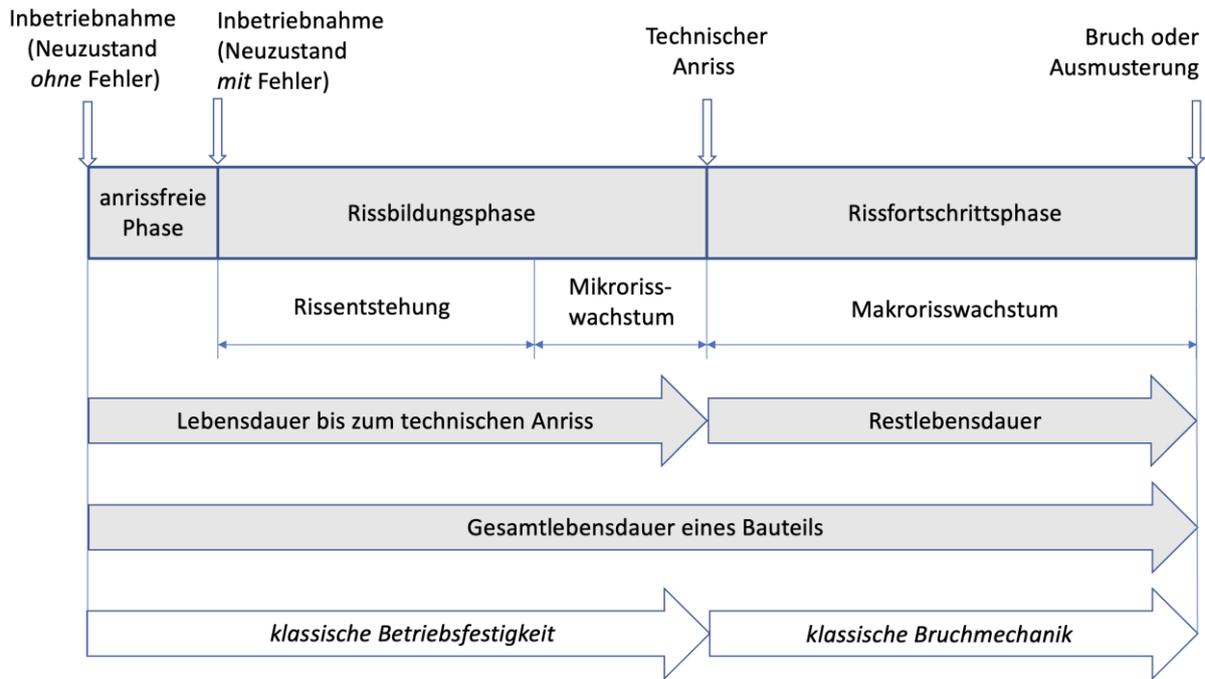


Abbildung 1: Gesamtlebensdauer eines Bauteils (nach [9])

Mithilfe der klassischen Konzepte der Betriebsfestigkeit können Aussagen über die Lebensdauer bis zum technischen Anriss gemacht werden. Daran schließt die klassische Bruchmechanik an, mit derer Methoden die Restlebensdauer berechnet werden kann [9].

2.2 Statische Festigkeit

Bei rein statisch belasteten Bauteilen muss die maximal aufgebrachte Last σ_{\max} unterhalb einer zulässigen Last σ_{zul} liegen. Die zulässige Spannung σ_{zul} wird je nach Auslegung mit Sicherheitsfaktoren beaufschlagt. Man unterscheidet zwischen dem Sicherheitsfaktor gegen Fließen SF und dem Sicherheitsfaktor gegen Trennbruch SB [9].

$$\sigma_{\max} \leq \sigma_{\text{zul}} \quad (1)$$

$$\sigma_{\text{zul}} = \frac{R_m}{SB} = \frac{R_e}{SF} \quad (2)$$

Mithilfe des Spannungs-Dehnungs-Diagramms können Zugfestigkeit R_m und Streckgrenze R_e , sowie der Elastizitätsmodul E im Zugversuch ermittelt werden (s.

Abbildung 2). Es wird die aufgebrachte Last σ gegenüber der Dehnung ε , welche der prozentuellen Längenänderung der Probe entspricht, aufgetragen. Der Elastizitätsmodul E ist ein Materialkennwert, der den Zusammenhang zwischen Spannung und Dehnung im linear elastischen Bereich des Diagramms beschreibt, d.h. Spannung und Dehnung verändern sich direkt proportional zueinander. Nach Entlastung bleibt keine Verformung zurück. Bild (a) zeigt die eindeutige Streckgrenze R_{e0} eines allgemeinen Baustahls mit geringem Kohlenstoffgehalt. Bei diesem Material wird zwischen oberer (R_{e0}) und unterer (R_{eU}) Streckgrenze unterschieden, wobei es nach Erreichen von R_{e0} bereits zur plastischen (bleibenden) Verformung kommt. Bei weiterer Dehnung geht das Material in den Fließbereich über, dies bedeutet eine Dehnung ohne zusätzliche Steigerung, oder sogar geringer Absenkung der Zugspannung (R_{eU} entspricht der geringsten Spannung während des Fließens). Das Spannungsmaximum wird mit Erreichen der Zugfestigkeit markiert (Gleichmaßdehnung). In Bild (b) ist der Übergang zwischen Streckgrenze und Zugfestigkeit fließend, wie er beispielsweise bei Aluminium oder hochfesten Stählen vorkommt. $R_{p0,2}$ beschreibt dann die sogenannte Ersatzstreckgrenze bei 0,2% plastischer Dehnung.

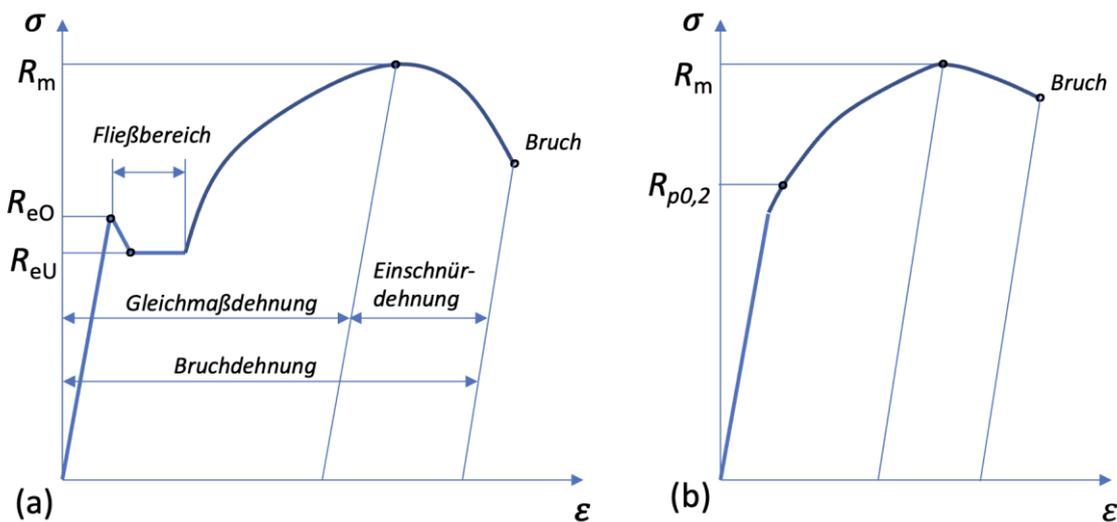


Abbildung 2: Zugversuch mit (a) ausgeprägter Streckgrenze und (b) fließendem Übergang

2.3 Schwingfestigkeit

Unter der Schwingfestigkeit versteht man jene Festigkeit, die Bauteile und Werkstoffe unter zyklischer Belastung aufweisen. Sie wird als Teil der Betriebsfestigkeit verstanden [11].

2.3.1 Phänomen der Materialermüdung

Unter Materialermüdung versteht man die durch häufig wiederholte schwingende Beanspruchung ausgelöste Herabsetzung der Belastbarkeit, die bis zum Bruch des Bauteils oder der Struktur führen kann. Brüche durch Ermüdung treten im Gegensatz zu Gewaltbrüchen, die durch ein einmaliges Überschreiten der Bruchfestigkeit gekennzeichnet sind, allmählich nach Erreichen einer gewissen Lastspielzahl auf. Dabei kommt es zu keiner größeren plastischen Verformung, ein Versagen ohne „Vorankündigung“ gewissermaßen [11]. Lokalisierte plastische Verformungen leiten Risse ein, die zuerst stabil wachsen und schließlich zum instabilen Restbruch führen. Die Rissbildung erfolgt unter 45° zur Hauptzugspannung und davor bilden sich Riskeime. Nur bei hohen Spannungen sind es mehrere, im HCF-Bereich bildet sich meist nur eine Risseinleitungsstelle. Dazugehörige, charakteristische, makroskopische Erscheinungen wie Radialstufen, Verbindungsstufen, Rastlinien und die Rissfront sind in Abbildung 3 zu sehen, vgl. [8].

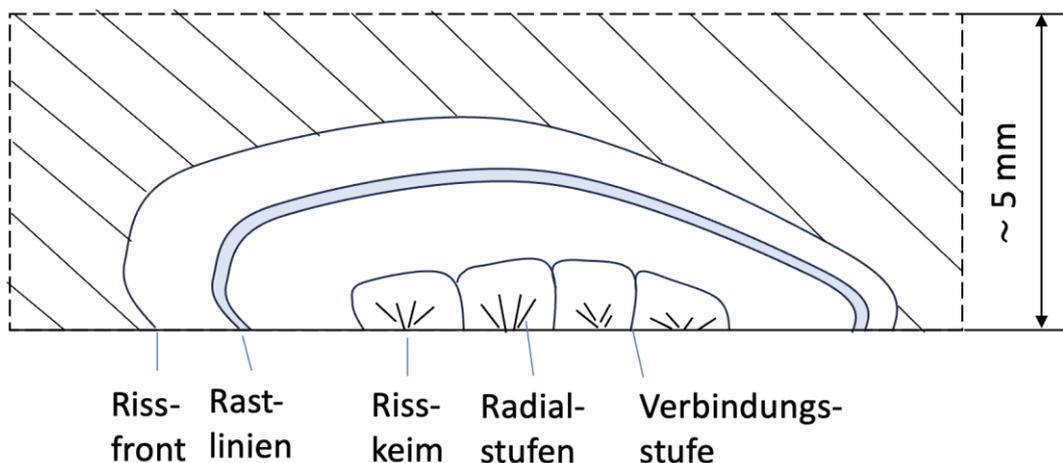


Abbildung 3: Schematische Rissbildung beim Ermüdungsbruch, makroskopische Betrachtung (nach [8])

Die wesentlichen Einflussgrößen auf das Ermüdungsverhalten bzw. die Schwingfestigkeit sind in Abbildung 4 dargestellt. Bspw. steigt mit zunehmender Zugfestigkeit auch die Schwingfestigkeit an. Im Gegensatz dazu sinkt sie mit steigender Temperatur. In einer korrosiven Umgebung sinkt sie deutlich ab. Weitere Einflussgrößen können der Literatur entnommen werden, vgl. [12].

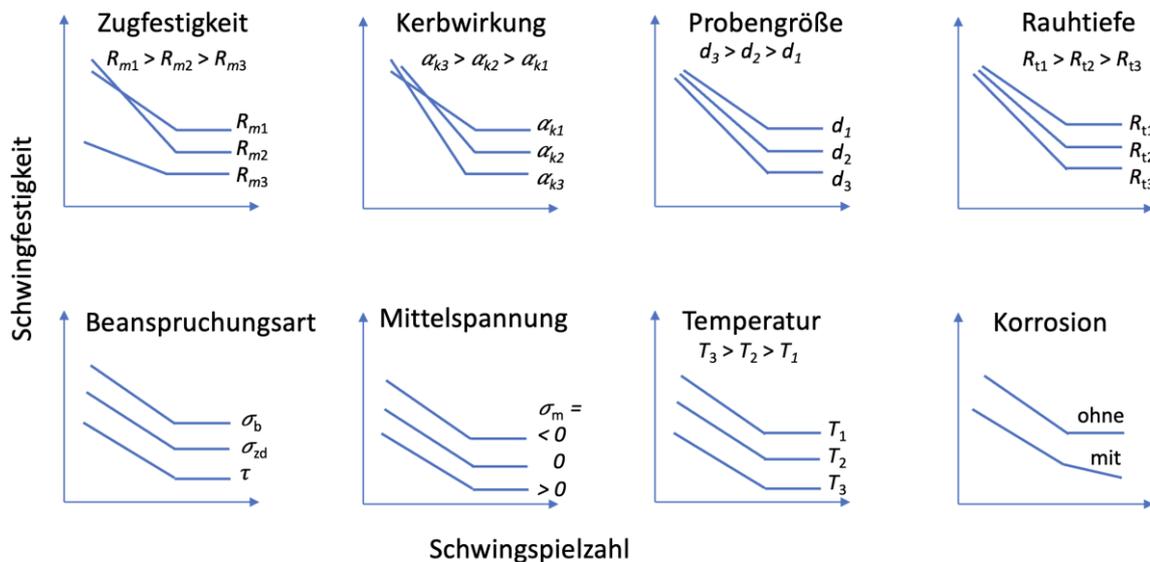


Abbildung 4: Einflussfaktoren auf die Schwingfestigkeit (nach [12])

Bei der mikroskopischen Betrachtungsweise geht man von Rissbildung an der Werkstoffoberfläche aus, die durch zyklisches Fließen einzelner Kristallite hervorgerufen wird. Die umgebende Atmosphäre begünstigt diese Versetzungsbewegungen, welche im Werkstoffinneren stärker behindert sind. Das passiert bereits bei geringer Schubspannung in den Scherebenen und führt zur Bildung sogenannter Gleitbänder. Durch Verfestigung einer zuvor verschobenen Gleitebene und durch die Passivierung der neu erzeugten Oberfläche wird eine benachbarte Ebene aktiviert. Dieser Vorgang ist irreversibel, also unumkehrbar und wiederholt sich so lange bis Extrusionen und Intrusionen, wie in Abbildung 5 dargestellt, gebildet werden. An diesen Stellen entstehen dann Mikrorisse [8, 13].

Somit gliedert sich die Materialermüdung in die Phasen der Rissentstehung und des Risswachstums, die in der letzten Konsequenz zum Bruch führt.

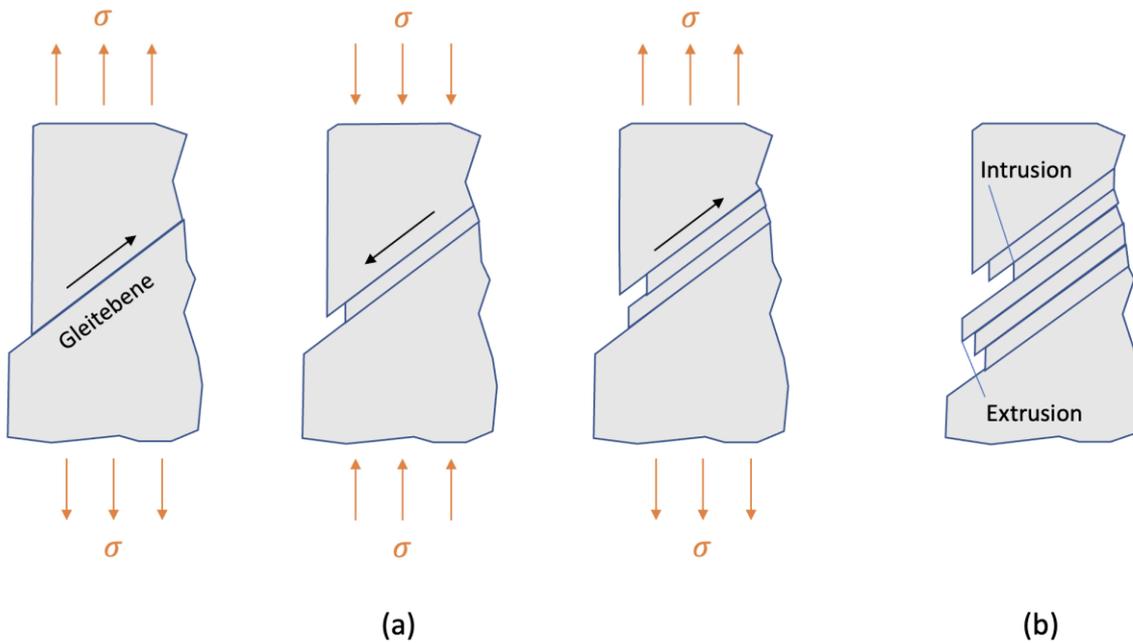


Abbildung 5: Entstehung von (a) Gleitbändern und (b) Intrusion bzw. Extrusion (nach [11])

Oft begünstigen in metallischen Werkstoffen Fehlstellen oder herstellungsbedingte Verunreinigungen und Kerben die Rissentstehung. Zum Beispiel nichtmetallische Einschlüsse wie Al_2O_3 , SiO_2 oder TiN fungieren als Spannungskonzentratoren und begünstigen die Rissentstehung bei hochfesten Werkstoffen. Obwohl die Rissentstehungsphase meist nur als Oberflächenphänomen betrachtet wird, können Fehlstellen im Inneren (wie nichtmetallische Einschlüsse oder Gasporen) bei hohen und sehr hohen Lastspielzahlen (ab etwa 10^7) zur Risseinleitung führen [7].

2.3.2 Phasen der Materialermüdung

Eine Einteilung in zwei Phasen, die Rissentstehungsphase und die Risswachstumsphase, stellt die relevante Betrachtung bei Materialversagen aufgrund von Ermüdung dar. Wie bereits erwähnt kommt es zur Rissbildung, nachdem zyklisches Gleiten zur Bildung von Gleitbändern geführt hat. Die mikroskopische Rissbildung findet bereits in einer frühen Phase unter zyklischer Belastung statt. Verglichen damit dauert das darauffolgende Mikrorisswachstum lange und nimmt den Großteil der Lebensdauer in Anspruch. Von Makrorissen spricht man ab einer Länge von etwa 1 mm. In der Literatur wird oftmals nur das Wachstum von Makrorissen als Risswachstumsphase bezeichnet, die im Verhältnis zur Rissentstehungsphase (die sowohl das zyklische Gleiten und die Rissbildung, als auch das Mikrorisswachstum mit

einschließt) einen kleinen Anteil an der Lebensdauer einnimmt [7]. Abbildung 6 liefert einen Überblick.

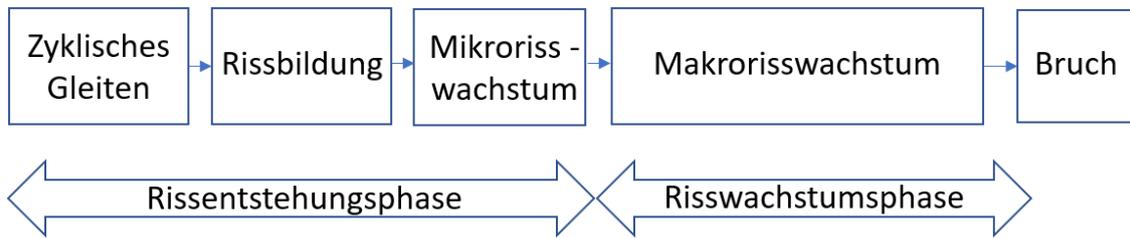


Abbildung 6: Phasen der Ermüdung (nach [7])

Die Unterscheidung der Phasen ist mitunter deswegen wichtig, da einige Einflussfaktoren (siehe Abbildung 4) auf die Rissentstehungsphase einen wesentlich größeren Effekt haben als auf die Risswachstumsphase. Die Rauheit der Oberfläche oder eine korrosive Umgebung beispielsweise beschleunigen vor allem die Rissentstehungsphase [13].

2.3.3 Kenngrößen der Materialermüdung

Das relevante Ereignis für die Materialermüdung stellt ein Schwingenspiel bzw. ein Lastzyklus dar. Abbildung 7 zeigt die Kenngrößen, die ein Schwingenspiel definieren.

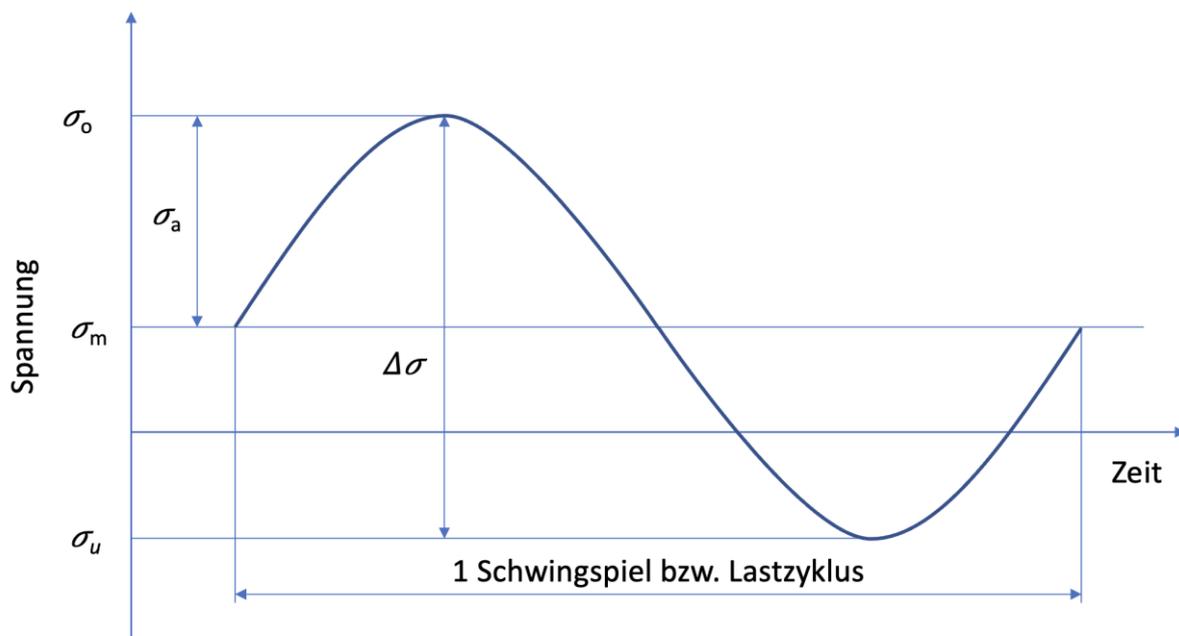


Abbildung 7: Kenngrößen eines Lastzyklus (nach [11])

Wird eine Last mit konstanter Spannungsamplitude σ_a aufgebracht, spricht man von einer „einstufigen Beanspruchung“ [11]. Die Last wird periodisch ändernd (zyklisch) aufgebracht, wobei die Spannungsamplitude σ_a und die Mittelspannung σ_m konstant bleiben. Die Grenzwerte werden als Oberspannung σ_o und Unterspannung σ_u bezeichnet. Weiters ist das Spannungsverhältnis R anzugeben und die Schwingungsbreite $\Delta\sigma$. Es gelten folgende Beziehungen [14]:

$$\sigma_o = \sigma_m + \sigma_a \quad (3)$$

$$\sigma_u = \sigma_m - \sigma_a \quad (4)$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_o + \sigma_u}{2} \quad (5)$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_o - \sigma_u}{2} \quad (6)$$

$$R = \frac{\sigma_u}{\sigma_o} \quad (7)$$

$$\Delta\sigma = (\sigma_o - \sigma_u) = 2 \cdot \sigma_a \quad (8)$$

In Abbildung 8 sind Lastzyklen bei unterschiedlichen Spannungsverhältnissen R dargestellt. Diese können auch folgendermaßen eingeteilt werden [11]:

- $R = -1$: wechselnde Beanspruchung mit $\sigma_m = 0$
- $R = 0$: Zug-schwellende Beanspruchung $\sigma_m = \sigma_a$
- $R = \pm\infty$: Druck-schwellende Beanspruchung mit $\sigma_m = -\sigma_a$
- $R = +1$: ruhende (statische) Beanspruchung mit $\sigma_a = 0$

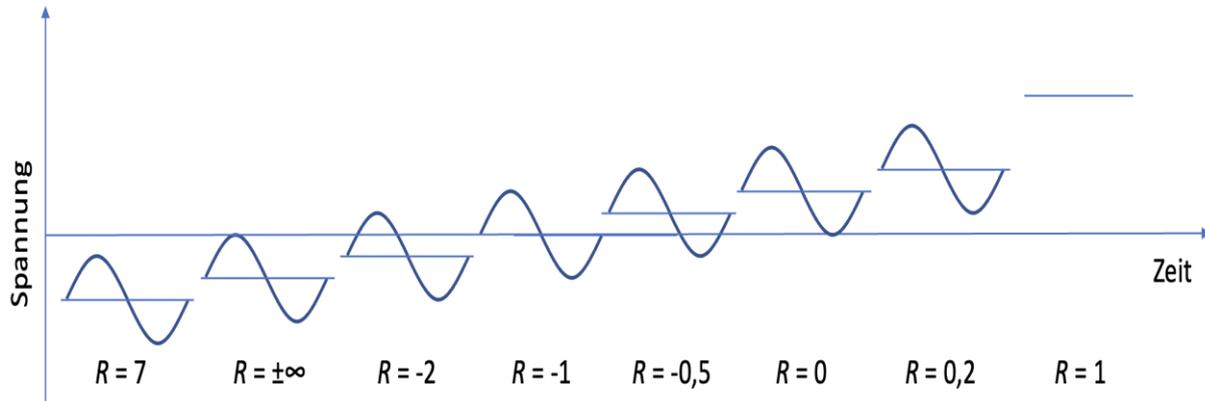


Abbildung 8: Beanspruchungsfälle anhand des Spannungsverhältnisses R (nach [11])

Beanspruchungsfälle im Bereich $-\infty \leq R \leq 0$ sind der Wechselbeanspruchung zugeordnet. Zwischen $R = 0$ und $R = +1$ handelt es sich um Schwellbeanspruchung, wobei $R = +1$ rein formal für eine konstante positive (Zug-) oder negative (Druck-) Spannung angeführt wird [14].

2.3.4 Der Wöhlerversuch

August Wöhler (1819-1914) führte die ersten systematischen Ermüdungsversuche durch. Beim sogenannten Wöhlerversuch (auch Dauerschwingversuch oder S-N Versuch, stress-number of cycles) werden Schwingbeanspruchungen mit konstanter Amplitude bis zum Bruch durchgeführt (s. Abbildung 7) [15]. Werden mehrere Proben bei unterschiedlichen Spannungsamplituden bis zum Bruch durchgeführt, kann anhand der Wöhlerlinie der Zusammenhang zwischen aufgebrachter Spannungsamplitude und ertragbarer Lastspielzahl beschrieben werden. Handelt es sich bei der Versuchsdurchführung um eine Werkstoffprobe, so nennt man das Ergebnis eine Werkstoffwöhlerlinie und analog dazu für Bauteile, Bauteilwöhlerlinie. Getestet wird entweder bis zum Anriss bzw. Bruch der Probe oder bis zu einer festgelegten Lastspielzahl. Weiters ist zu beachten, dass eine Wöhlerlinie immer nur für eine spezifische Versuchsanordnung gültig ist. Folgende Parameter müssen stets unverändert bleiben, Abweichungen können zu unterschiedlichen Wöhlerlinien führen [11]:

- Probengeometrie
- Werkstoff
- Fertigungsart

- Belastungsart
- Spannungsverhältnis
- Umgebungsmedium

Um eine Wöhlerlinie zu erhalten, werden unterschiedliche Lastniveaus für einen Werkstoff getestet. Entsteht nach Erreichen einer definierten Prüfdauer kein Bruch oder Anriss, gilt die Probe als Durchläufer [14]. Als Ergebnis wird die Bruchlastspielzahl N_f (eng. Number of cycles to failure) unter getesteter Spannungsamplitude σ_a , im doppellogarithmischen Diagramm, angegeben. Abbildung 9 zeigt die schematische Darstellung einer Wöhlerlinie. Ihre Einteilung erfolgt in drei Bereiche, der Kurzzeitfestigkeit, der Zeitfestigkeit und der Dauerfestigkeit. Man sieht, dass die Lastspielzahl im Bereich der Zeitfestigkeit überproportional zunimmt, bei abnehmender Spannung. Die negative Steigung der Zeitfestigkeitsgerade kann daher mit dem Wöhlerexponenten k einer Potenzfunktion beschrieben werden. Folgender Zusammenhang gilt [11]:

$$N = N_D \cdot \left(\frac{\sigma_a}{\sigma_D} \right)^{-k} \quad (9)$$

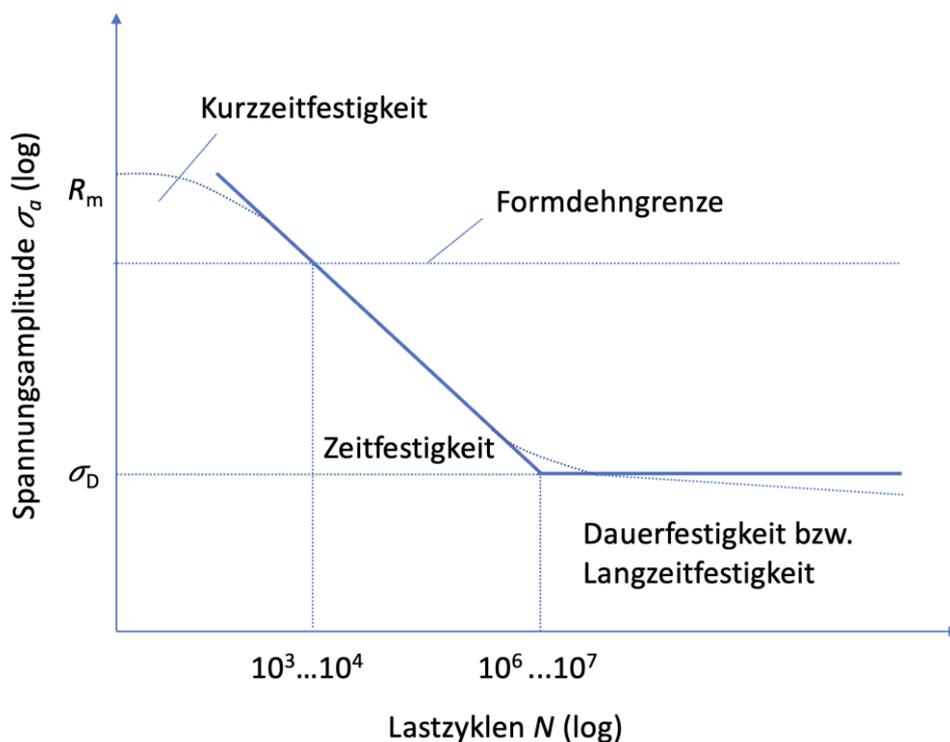


Abbildung 9: Wöhlerkurve eingeteilt in 3 Bereiche (nach [11])

Im Bereich der Kurzzeitfestigkeit (eng. low cycle fatigue – LCF) erkennt man bei einer Belastung bis zur Formdehngrenze, welche das Erreichen der Streckgrenze für den gesamten Probenquerschnitt beschreibt, eine kurze Lebensdauer von bis zu 10^4 Lastzyklen. Darauf folgt die Zeitfestigkeit (eng. high cycle fatigue – HCF), die eine ausgeprägte negative Steigung bis zum Knickpunkt N_D bei 10^6 bis 10^7 Lastzyklen aufweist. In der Realität ist es oftmals kein klar definierter Knick, sondern ein kontinuierlicher Übergang mit einer relativ großen Streuung. Ab hier beginnt die Dauerfestigkeit σ_D mit einem horizontalen Verlauf der Wöhlerlinie, der theoretisch unendlich lange Lebensdauern ohne Versagen voraussagt [11]. Zahlreiche Untersuchungen in den letzten Jahrzehnten haben jedoch gezeigt, dass Brüche auch unterhalb der klassischen Dauerfestigkeit auftreten können [16] [17].

Es stellt sich daher die Frage, ob eine echte Dauerfestigkeit tatsächlich existiert. Bauteile und Materialien, die mehr als 10^7 Lastwechsel ausgesetzt sind, fallen in das Forschungsgebiet der Materialermüdung im Bereich sehr hoher Lastzyklen (eng. very high cycle fatigue – VHCF). Ermüdungsbrüche können selbst bei 10^8 bis 10^9 Lastwechsel auftreten (s. Abbildung 10). Laut Mughrabi (vgl. [17]) wechselt dabei der Schädigungsmechanismus von Oberflächenrisse, hin zu Risse durch innere Defekte oder nicht-metallische Einschlüsse. Weitere Forschungsarbeiten beschäftigen sich mit der Frage, ob dann eine zweiten horizontalen Stufe, die „interne Langzeitfestigkeit“ existiert (s. Abbildung 10) [9].

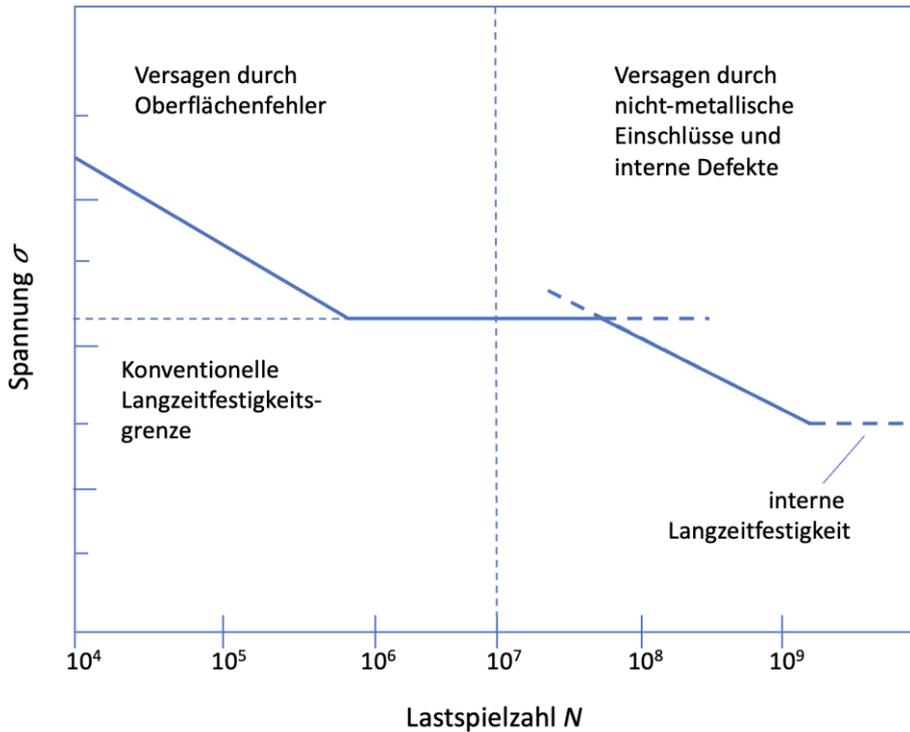


Abbildung 10: Zweistufiger Verlauf der Wöhlerkurve (nach [9])

Es sei angemerkt, dass wichtige Kenngrößen und Begriffe zum Wöhlerversuch in der DIN 50100 „Schwingfestigkeitsversuch“ dargelegt sind [15]. Da die Norm in der aktuellen Fassung (Erscheinungsdatum 06.08.2021) den heutigen Stand der Forschung in einigen Punkten nicht mehr nachkommt, wird ihren Vorgaben jedoch nur teilweise gefolgt [8]. Im Unterpunkt 1, Anwendungsbereich, aus der DIN 50100 geht hervor, dass der VHCF-Bereich, ab 10^7 Lastwechsel, nicht abgedeckt wird.

2.4 Ermüdungsrisswachstum

Das Thema Ermüdungsrisswachstum kann größtenteils mithilfe von Methoden der linear elastischen Bruchmechanik (LEBM) beschrieben werden. Bei schwingender Belastung kommt es zur Rissausbreitung weit unterhalb der statisch kritischen Last und die wesentlichen Größen zur Charakterisierung sind dann die Risswachstumsgeschwindigkeit da/dN und der zyklische Spannungsintensitätsfaktor ΔK [18]. Weiters werden Risse in drei Arten der Rissöffnung eingeteilt, wie in Abbildung 11 zu sehen ist. Es handelt sich um Normalbeanspruchung, Schubbeanspruchung und seitliche Schubbeanspruchung v.l.n.r. [18].

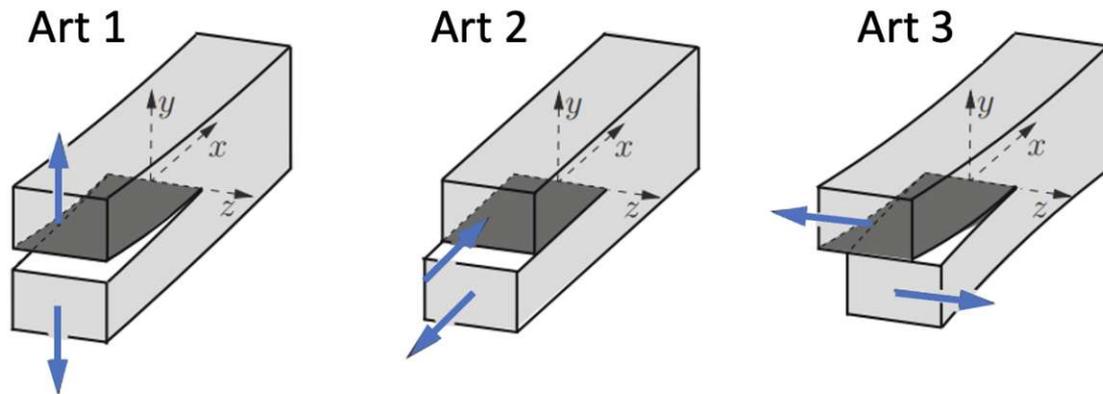


Abbildung 11: Rissöffnungsarten (nach [18])

Bei Risswachstum wird zwischen Kurz- und Langrisswachstum unterschieden, was in den nächsten Abschnitten besprochen wird.

2.4.1 Langrisswachstum

Bei langen Rissen ist die plastische Zone im Bereich der Risspitze klein im Vergleich zur Risslänge. In diesem Fall kann die sogenannte linear-elastische Bruchmechanik (LEBM) angewendet werden. Dabei wird der Spannungsintensitätsfaktor ΔK verwendet, der ein Maß für die Intensität des Spannungsfeldes in der Nähe der Risspitze ist [7]:

$$\Delta K = \Delta\sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot Y \quad (10)$$

Wobei $\Delta\sigma$ die Schwingungsbreite (nominelle Spannung), a die Risslänge und Y der Geometriefaktor, der die Probendimension, Rissgeometrie und Beanspruchungsart berücksichtigt, sind. Die Rissausbreitungsgeschwindigkeit da/dN beschreibt die Längenänderung pro Lastzyklus. Im sogenannten Rissausbreitungsdiagramm wird sie als Funktion des Spannungsintensitätsfaktors ΔK aufgetragen (s. Abbildung 12). Üblich ist dabei eine doppellogarithmische Auftragung.

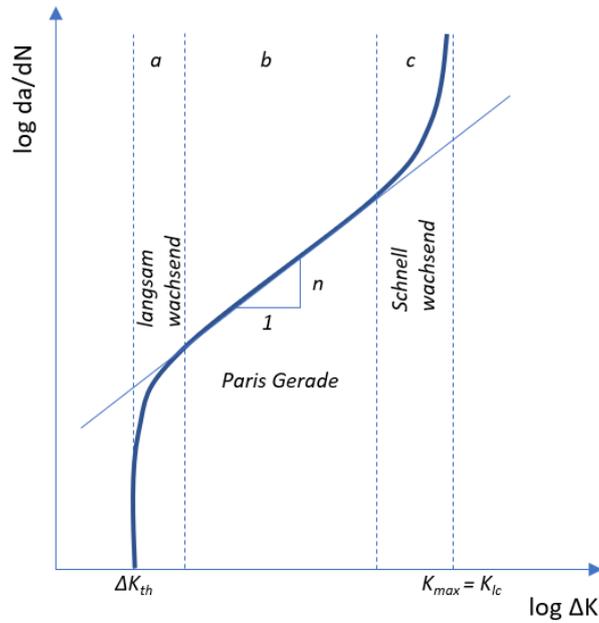


Abbildung 12: Rissausbreitungskurve schematisch (nach [7])

Man unterscheidet drei Bereiche:

- Bereich (a) ist gekennzeichnet durch sehr geringe Risswachstumsgeschwindigkeiten die weniger als einen Gitterabstand pro Lastzyklus betragen können. Unterhalb des Grenzwertes (engl. threshold) ΔK_{th} tritt keine Verlängerung mehr auf.
- Bereich (b) weist stabiles Risswachstum auf, das mit der Paris Gerade einen linearen Verlauf bei doppellogarithmischer Auftragung annimmt. Folgender Zusammenhang beschreibt dies [19]:

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^n \quad (11)$$

Der Exponent n stellt die Steigung der Geraden dar und C ist eine materialabhängige Konstante.

- In Bereich (c) erkennt man einen starken Anstieg der Rissausbreitung, der bei Erreichen des kritischen Werts der Spannungsintensität, der Bruchzähigkeit K_{Ic} , $K_{Ic} = K_{max}$ zum Bruch führt. Der Index I steht für die Rissöffnung der Art 1 und C für kritisch (eng. critical).

2.4.2 Kurzrisswachstum

An die Risskeimbildung schließt sich das lebensdauer-bestimmende Kurzrisswachstum an, welches man folgendermaßen unterteilen kann [20]:

- Der mikrostrukturell kurze Riss bleibt häufig stecken, bzw. wächst nicht weiter, da er auf Barrieren wie Korngrenzen oder andere Hindernisse stößt. Eine gute Abschätzung für die maximale Ausbreitung solcher Risse ist die Länge von drei Korngrößen, wobei das von Material zu Material variiert.
- Darauf folgt der mechanisch kurze Riss, der in der Größenordnung der plastischen Zone vor der Rissspitze ist. Aufgrund der Einbettung in den plastischen Bereich, kann er nicht mit der linear-elastischen Bruchmechanik (LEBM) beschrieben werden, sondern mit dem Konzept der elastisch-plastischen Bruchmechanik.
- Der physikalisch kurze Riss ist bis zu 1 mm lang. Sinkt die Spannungsintensität unterhalb des Grenzwertes, bleibt er stecken.

Zum Verständnis der Ausbreitung von kurzen Rissen kann Abbildung 13 in Zusammenhang mit der Risswachstumsgeschwindigkeit und dem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor verwendet werden. Kurze Risse unterscheiden sich von langen Rissen durch höhere Risswachstumsgeschwindigkeiten bei gleichem Spannungsintensitätsfaktor. Zudem können kurze Risse unterhalb des Grenzwerts für lange Risse ΔK_{th} wachsen. Können mikrostrukturelle Barrieren von kurzen Rissen nicht überwunden werden oder führt der Aufbau der plastischen Zone an der Rissspitze zu einer zu starken Rissschließung, können kurze Riss auch stecken bleiben. Man spricht von sogenannten nicht-wachsenden-kleinen Rissen (eng. non-propagating-short cracks). Bei genügend großer Triebkraft können Riss-blockierende Barrieren jedoch überwunden werden. Das Risswachstum unter dem Grenzwert langer Risse kann somit zu nichtkonservativen Fehleinschätzungen bei der Bauteilauslegung führen [7].

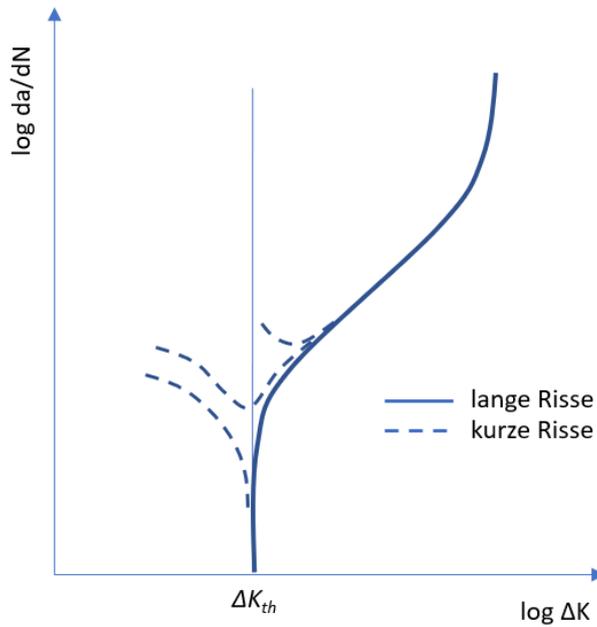


Abbildung 13: Kurzrissswachstum schematisch (nach [7])

2.4.3 Rissschließung

Nur im geöffneten Zustand werden Risse als wachstumsfähig angenommen. Es kommt jedoch vor, dass sich Risse wieder schließen und so die Wachstumsgeschwindigkeit verlangsamen oder ihre Triebkraft vollständig verlieren (wie im Fall von nicht-wachsenden Rissen). Es gibt unterschiedliche Mechanismen, die zur Rissschließung führen können. Die drei wichtigsten sind in Abbildung 14 dargestellt und im Folgenden beschrieben [20].

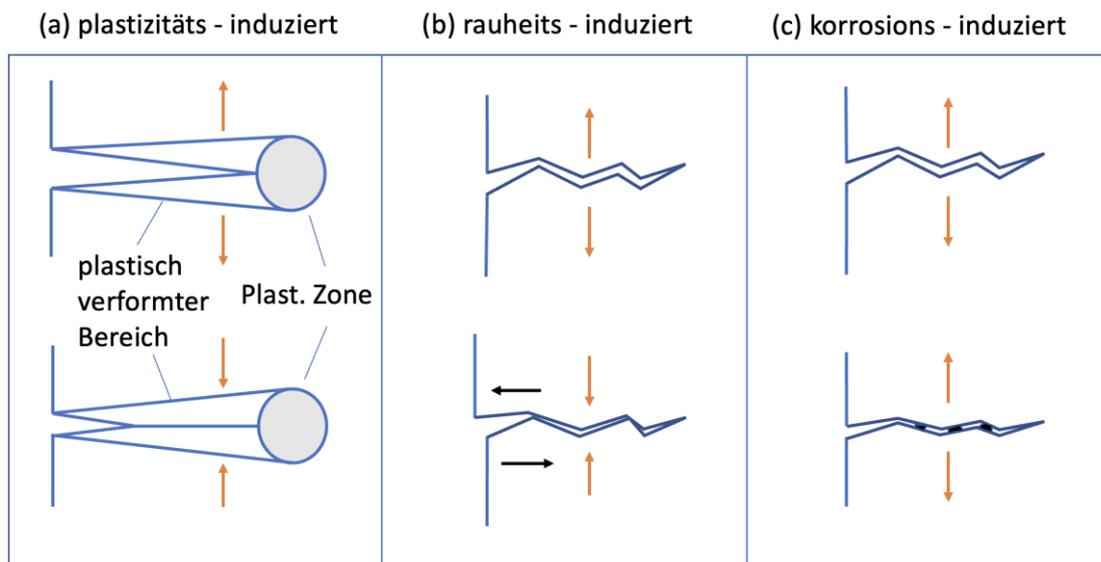


Abbildung 14: Mechanismen der Rissschließung (nach [20])

- Die plastizitäts-induzierte Risschließung (a) wird von der plastischen Zone vor der Risspitze ausgelöst. Eine lokale plastische Verformung der Rissflanken verursacht die Schließung. Wie von Elber erstmals beschrieben wirkt eine Druckeigenspannung in der Risspitze gegen eine weitere Öffnung des Risses [21].
- Risschließung durch Rauheit (b) ist auf Unförmigkeit der Rissflanken zurückzuführen und wird durch einen verzweigten oder abgeknickten Verlauf noch begünstigt.
- Ein weiterer Grund für Risschließung ist Korrosion (c). Eine Oxidschicht überzieht die offenen Rissflanken, die beim nächsten Lastwechsel wieder freigerieben werden. Allmählich bildet sich eine Schichtdicke an Oxidationsmaterial, die zum Verschluss führt.

Unterschreitet die minimale Spannungsintensität K_{\min} die notwendige Spannungsintensität für einen offenen Riss K_{op} (eng. open), so bleibt der Riss geschlossen. Der effektive Spannungsintensitätsfaktor $\Delta K_{\text{eff}} = K_{\text{max}} - K_{\text{op}}$ steht für jenen Wert, bei der der Riss geöffnet ist (s. Abbildung 15).

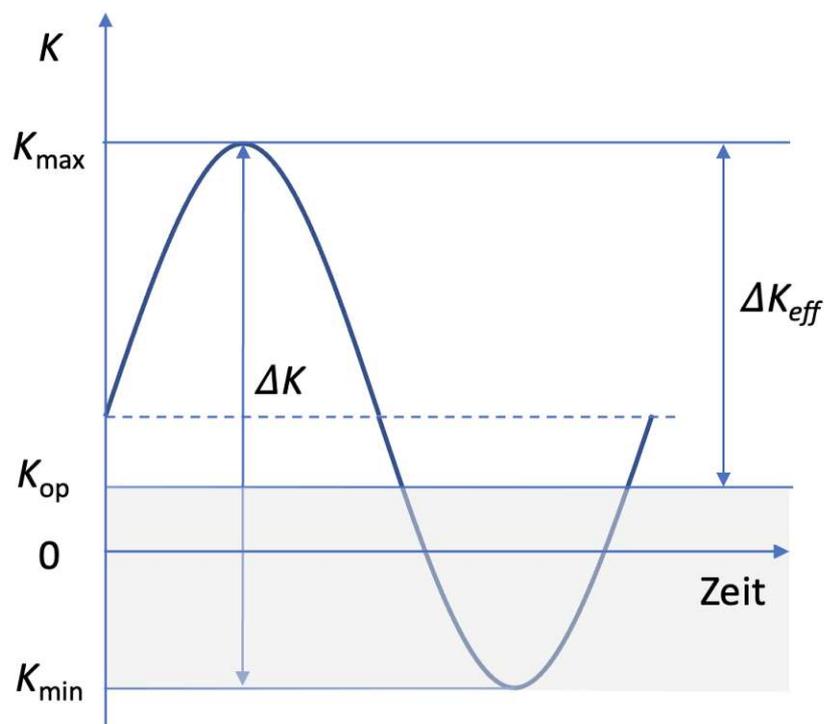


Abbildung 15: Risschließung anhand des effektiven Spannungsintensitätsfaktors ΔK_{eff} (nach [20])

2.5 Kurzrisssmodelle zur Berechnung der Dauerfestigkeit

Um Vorhersagen über die zyklische Festigkeit eines Werkstoffs machen zu können, muss generell unterschieden werden, ob das Versagen von Gleitbändern oder von (rissähnlichen) Defekten ausgeht (siehe Kapitel 2.3.1). Im zweiten Fall können bruchmechanische Konzepte, welche die Dauerfestigkeit vom Grenzwert des Spannungsintensitätsfaktor ΔK_{th} ableiten, für die Vorhersage verwendet werden. Sind diese Defekte klein (wie z.B. nichtmetallische Einschlüsse), muss jedoch bedacht werden, dass sich diese wie kurze Risse verhalten – d.h. Risse können unter dem Grenzwert langer Risse einleiten (zur Unterscheidung ab hier $\Delta K_{th,lc}$ (eng. long crack) genannt) einleiten und zum Versagen führen.

Kitagawa und Takahashi [22] beschrieben erstmals die Abhängigkeit der Dauerfestigkeit $\Delta\sigma_w$ von der Risslänge a , indem sie diese im sogenannten Kitagawa-Takahashi Diagramm graphisch darstellten, Abbildung 16. Die experimentell ermittelten Dauerfestigkeiten bei unterschiedlichen Risslängen werden dabei im doppellogarithmischen Diagramm aufgezeichnet (siehe schwarze „x“ in Abbildung 16), um den Abfall der Festigkeit mit zunehmender Risslänge zu quantifizieren.

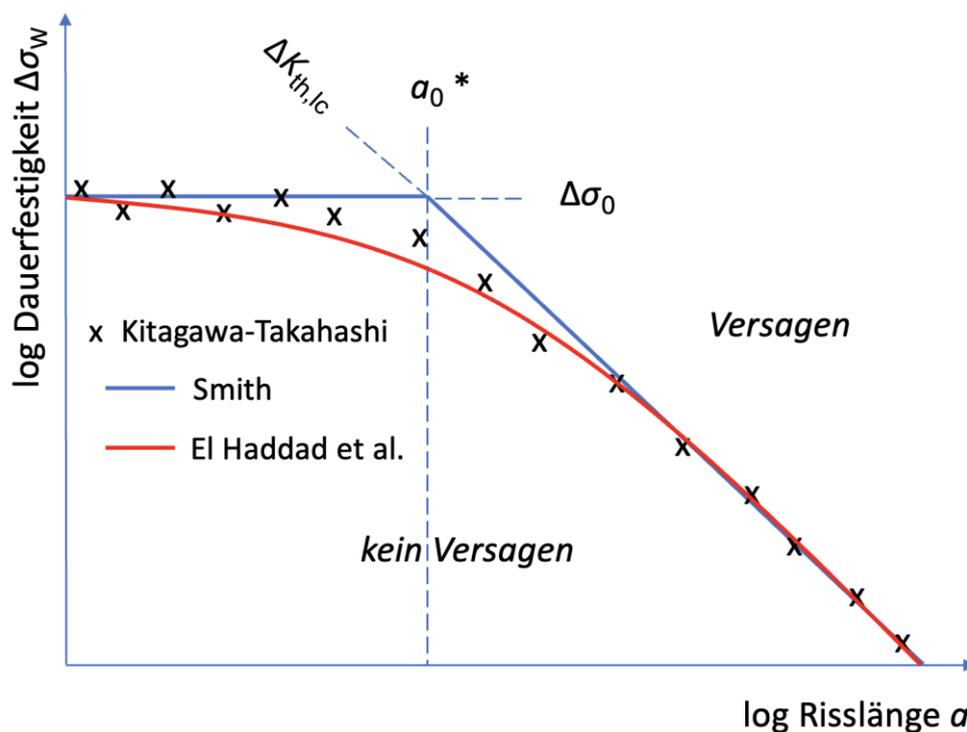


Abbildung 16: Dauerfestigkeit abhängig von der Risslänge nach Kitagawa – Takahashi, Smith und El Haddad et al. [22, 23]

Im Folgenden werden drei Modelle vorgestellt, die Formeln zur Vorhersage der Dauerfestigkeit als Funktion der Riss- bzw. Defektgröße ermöglichen.

2.5.1 Smith Modell

Nach Smith wird die Dauerfestigkeit durch die Grenzwerte $\Delta\sigma_0$ und $\Delta K_{th,lc}$ abgeschätzt, wobei $\Delta\sigma_0$ die Dauerfestigkeit in Abwesenheit von Rissen oder Defekten und $\Delta K_{th,lc}$ der Grenzwert des Spannungsintensitätsfaktors für lange Risse sind (s. Abbildung 16) [24]. Im Bereich kurzer Risse können Brüche jedoch unter diesen Grenzwerten auftreten.

2.5.2 Modell nach El Haddad et al.

Um den kontinuierlichen Abfall der Dauerfestigkeit genauer zu beschreiben, führt die Annäherung von El Haddad et al., zu besseren Ergebnissen (s. rote Linie in Abbildung 16). Die Risslänge a wird durch die intrinsische Risslänge a_0^* verlängert und führt zu folgenden Zusammenhängen (mehr dazu in der einschlägigen Literatur) [23]:

$$a_0^* = \frac{1}{\pi} \cdot \left(\frac{\Delta K_{th,lc}}{\Delta\sigma_0} \right)^2 \quad (12)$$

$$\Delta\sigma_w = \frac{\Delta K_{th}}{\sqrt{\pi \cdot (a + a_0^*)} \cdot Y} \quad (13)$$

2.5.3 \sqrt{area} -Parametermodell

Murakami und Endo leiteten die Dauerfestigkeit σ_w (Spannungsamplitude der Dauerfestigkeit, Index W für Wechselfestigkeit), vom größenabhängigen Grenzwert des Spannungsintensitätsfaktors ΔK_{th} für kurze Risse ab.

Zur Berechnung des Spannungsintensitätsfaktors eines dreidimensionalen Risses oder Defektes, führten sie den Parameter \sqrt{area} ein, der die Wurzel aus der projizierten Defektgröße senkrecht zur Belastungsrichtung ist (s. Abbildung 17) [25].

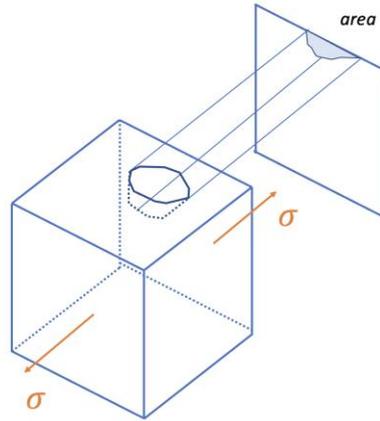


Abbildung 17: Schematische Darstellung zur Definition des Parameters \sqrt{areaa}

Der maximale Wert für den zyklische Spannungsintensitätsfaktor ΔK (in $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) eines Risses oder Defektes wird berechnet durch [26]:

$$\Delta K = f \cdot \Delta\sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot \sqrt{areaa}} \quad (14)$$

wobei $f = 0,65$ bei Oberflächendefekten oder Rissen und $f = 0,5$ bei inneren Defekten/Rissen eingesetzt wird. Die Defektgröße \sqrt{areaa} in Gleichung (14) ist in m und die Spannungsschwingbreite $\Delta\sigma$ ist in MPa angegeben.

Auf Basis umfangreicher Experimente konnte gezeigt werden, dass der größenabhängige Grenzwert ΔK_{th} (in $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) über nur zwei Parameter, der Defektgröße \sqrt{areaa} (in μm) und der Vickershärte HV (in kg/mm^2), abgeschätzt werden kann [27]:

$$\Delta K_{\text{th}} = g \cdot (HV + 120) \cdot (\sqrt{areaa})^{\frac{1}{3}} \quad (15)$$

Mit $g = 3,33 \cdot 10^{-3}$ für Oberflächendefekte oder Risse und $g = 2,77 \cdot 10^{-3}$ für innere Defekte/Risse. Zu beachten ist, dass im Gegensatz zu Gleichung (14) die Defektgröße \sqrt{areaa} in Gleichung (15) in μm angegeben wird. Die Abhängigkeit des Grenzwerts des Spannungsintensitätsfaktors ΔK_{th} von der Risslänge/Defektgröße \sqrt{areaa} ist in Abbildung 18 dargestellt.

Murakami definiert die Anwendbarkeitsgrenzen des sogenannten \sqrt{areaa} -Parametermodells mit der minimalen Länge des nicht-wachsenden Risses auf der

einen Seite und einer maximalen Länge/Größe von ca. 1 mm auf der anderen Seite [9]. Chapetti zeigte in diesem Zusammenhang, dass die Anwendbarkeit des \sqrt{area} -Parametermodells für hochfeste Werkstoffe deutlich geringer sein kann, d.h. dass der Übergang von kurzen zu langen Rissen bei Längen deutlich unter 1 mm liegt [28].

Für größere Defekte oder lange Risse wird dann der Wert von ΔK_{th} konstant zu $\Delta K_{th,lc}$. Der Übergang zwischen kurzen und langen Rissen kann mit \sqrt{area}_{trans} beschrieben werden (eng. transition), siehe Abbildung 18. Ersetzt man in Gleichung (15) den größenabhängigen Grenzwert ΔK_{th} durch den konstant Wert $\Delta K_{th,lc}$, ist folgende Formel zur Berechnung der oberen Grenze der Gültigkeit von Gleichung (15) gegeben [26]:

$$\sqrt{area}_{trans} = \left(\frac{\Delta K_{th,lc}}{g \cdot (HV + 120)} \right)^3 \quad (16)$$

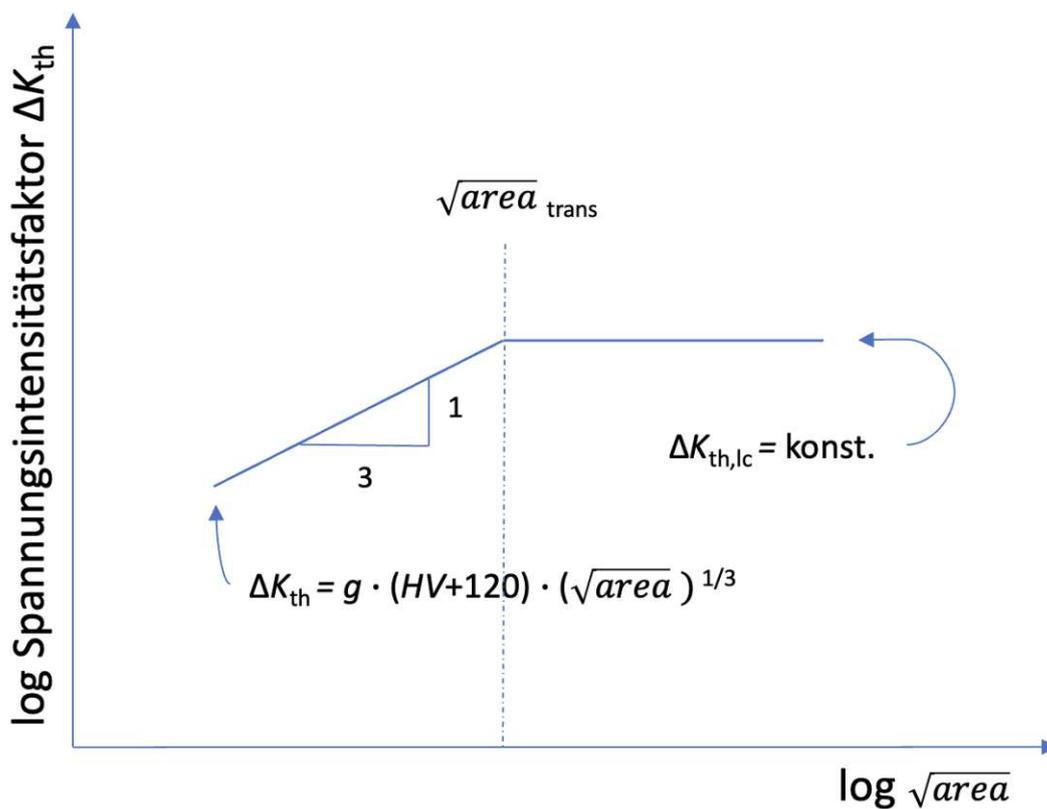


Abbildung 18: Grenzwert des Spannungsintensitätsfaktors ΔK_{th} als Funktion der Risslänge/Defektgröße \sqrt{area} (nach [26])

Die Dauerfestigkeit σ_w (in MPa) wird nun durch Kombination von Gleichung (14) und (15) bestimmt. Durch Substitution des Spannungsintensitätsfaktors mit seinem

Grenzwert $\Delta K = \Delta K_{th}$ und der Schwingungsbreite mit der Wechselfestigkeit (= Dauerfestigkeit) $\Delta\sigma = 2 \cdot \sigma_w$ folgt:

$$\sigma_w = h \cdot \frac{HV + 120}{(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}}} \quad (17)$$

Mit $h = 1,43$ für Oberflächendefekte oder Risse und $h = 1,56$ für innere Defekte/Risse. Gleichungen (15) und (17) sind nur für den Fall $R = -1$ gültig, also bei Wechselbelastung mit Mittelspannung Null.

Weiters kann bei einer Defektgröße, die \sqrt{area}_{trans} überschreitet, die Dauerfestigkeit $\sigma_{w,ld}$ (eng. large defect) mit Gleichung (14) und durch Ersetzen von ΔK mit $\Delta K_{th,lc}$ sowie $\Delta\sigma$ zu $2 \cdot \sigma_w$ berechnet werden:

$$\sigma_{w,ld} = e \cdot \frac{\Delta K_{th,lc}}{(\sqrt{area})^{\frac{1}{2}}} \quad (18)$$

Mit $e = 434$ für Oberflächenfehler und $e = 564$ für innere Defekte. Die Defektgröße \sqrt{area} in Gleichungen (17) und (18) ist wiederum in μm angegeben.

Diese Unterscheidung zwischen kleinen und großen Defekten (über die Gleichungen (17) und (18)) führt zu einer sicheren Vorhersage der Dauerfestigkeit σ_w . In Abbildung 19 erkennt man ein stärkeres Abfallen der Dauerfestigkeit ab Erreichen des Übergangswertes \sqrt{area}_{trans} .

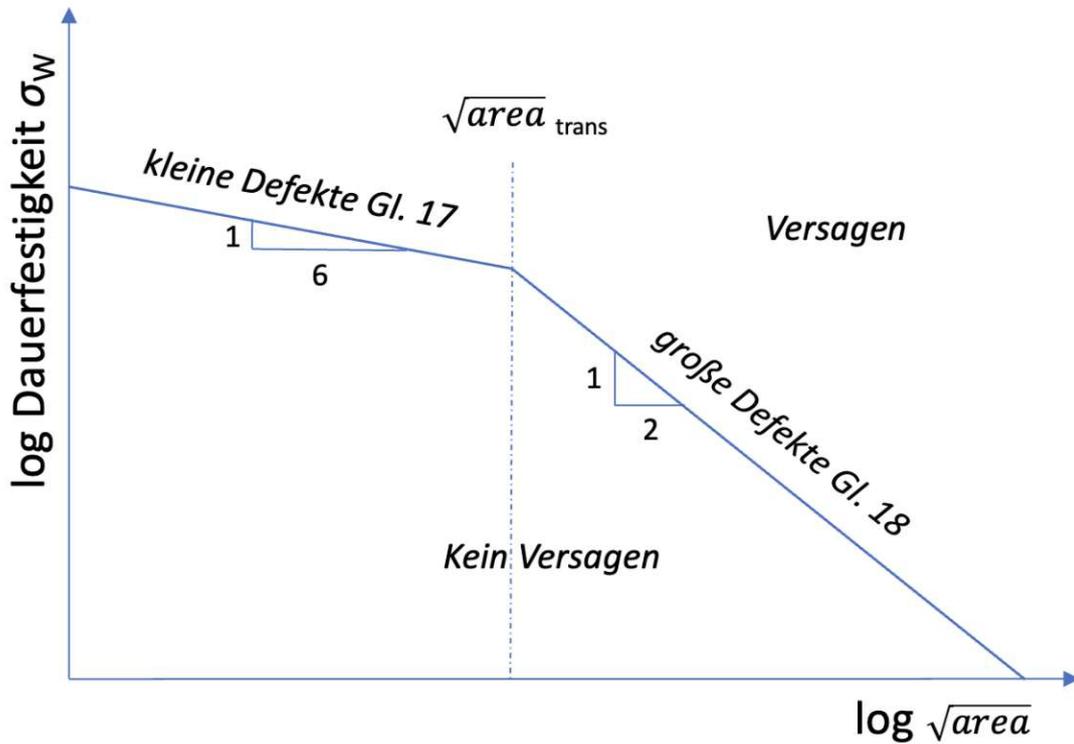


Abbildung 19: Dauerfestigkeit σ_w als Funktion der Defektgröße \sqrt{area} (nach [26])

2.6 Prüfanlagen für Ermüdungsversuche

Anlagen für die Ermüdungsprüfung werden je nach Anwendung ausgelegt, wobei die wesentlichen Unterscheidungsmerkmale die Art der Lastaufbringung, Messgenauigkeit und Prüfgeschwindigkeit sind. Da es sich um Prüftechnik handelt ist ein wichtiger Faktor die Genauigkeit der Anlage. Je genauer die Instrumente sind, umso genauer ist das Resultat. In der DIN 50100 – Schwingfestigkeitsversuch, wird darauf eingegangen. Entscheidend ist, dass Lastamplitude und Mittellast während des Versuchs konstant gehalten werden und der Sollwert von Ober- und Unterlast nicht mehr als 3 % abweicht [15].

Bei der Anlaufphase, d.h. die Phase, in der die Belastung allmählich bis zum Solllastniveau erhöht wird, sind folgende Punkte zu beachten:

1. Die Anlaufdauer ist so kurz wie möglich zu realisieren.
2. Nur Schwingspiele auf Solllastniveau werden für die Gesamtschwingspielzahl gezählt.
3. Die Anzahl der Schwingspiele während des Hochlaufens sind zu dokumentieren.

4. Überschwinger um mehr als 3 % über Sollastniveau während des Anlaufens sind zu vermeiden.

Zur Erzeugung der Lastamplitude können unterschiedliche Prüftechniken verwendet werden, prinzipiell unterscheidet man folgende Techniken [15]:

- a) Resonanzprüfmaschine
- b) Servo-hydraulische Prüfmaschine
- c) Servo-pneumatische Prüfmaschine
- d) elektromechanische Prüfmaschine
- e) elektrodynamische Prüfmaschine
- f) piezobasierte Prüfmaschine

In dieser Arbeit werden Versuche an Ultraschall-Prüfanlagen durchgeführt, die sich in die Kategorie (f) piezobasierte Prüfmaschine einordnen lassen. Eine detaillierte Beschreibung dazu findet man im Kapitel 2.6.2. Zum Vergleich wird im folgenden Kapitel 2.6.1 eine (b) servo-hydraulische Anlage beschrieben, da diese sehr häufig in Forschung und Industrie verwendet wird. Außer durch die Art der Lastaufbringung unterscheidet sie sich von der Ultraschall-Ermüdungsanlage durch die Prüffrequenz und einen höheren Energieverbrauch.

Folgende Vergleichstabelle (s. Tabelle 1) [29, 30] soll das Zeitersparnis verdeutlichen, speziell im VHCF-Bereich ($N \geq 10^7$). Es wird die zuvor ausgewählte Lastspielzahl N durch die Prüffrequenz f dividiert, um die Dauer zu erhalten. Obwohl Ultraschall-Ermüdungsversuchen häufig mit gepulster Belastung durchgeführt werden, die je nach Verhältnis zwischen Puls- zu Pausendauer zu geringeren effektiven Frequenzen führen, wird im vorliegenden Vergleich von einem kontinuierlichen Betrieb ausgegangen.

Tabelle 1: Vergleich der Prüfdauern unterschiedlicher Anlagen

N	Servo-hydraulische Anlage (50 Hz)	Elektromechanischer Resonator (120 Hz)	Ultraschallanlage (20 000 Hz)
10^6	5,6 h	2,3 h	50 s
10^7	56 h	23 h	0,15 h
10^8	23 d	10 d	1,4 h
10^9	230 d	97 d	0,6 d
10^{10}	6,5 a	2,6 a	6 d

2.6.1 Servo-hydraulische-Ermüdungsanlage

Als zuverlässige Maschine zur Durchführung von Ermüdungsversuchen hat sich die servo-hydraulische Anlage bis in den HCF-Bereich (bis 10^7 Lastwechsel) bewährt. Bei höheren Lastwechseln wird die Testdauer (siehe Tabelle 1) jedoch bereits sehr lang, was umfangreiche Untersuchungen unmöglich macht. Bei modernen Geräten können Prüffrequenzen bis zu 100 Hz realisiert werden, nach unten gibt es praktisch keine Begrenzung. Je nach Versuchsaufbau ist die Prüffrequenz bei Ermüdungsversuchen oftmals mit 20-50 Hz begrenzt.

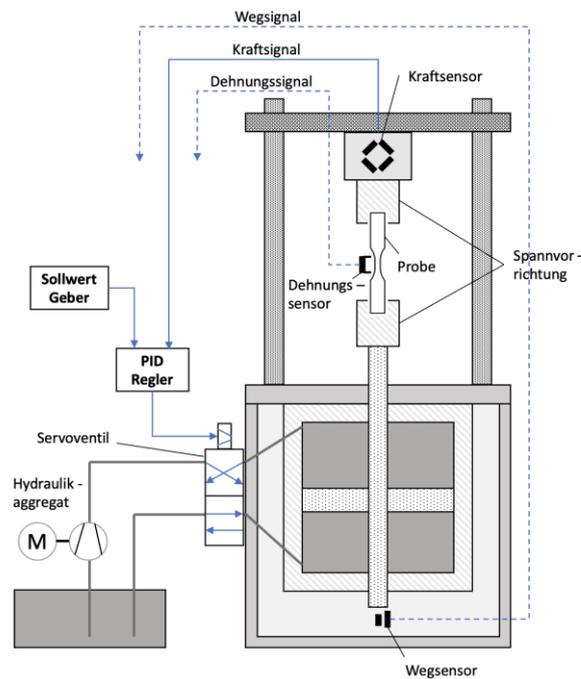


Abbildung 20: Arbeitsschema einer servo-hydraulischen Prüfmaschine (nach [31])

Abbildung 20 zeigt das Arbeitsschema dieser Anlage (vgl. [31]). Zur Erzeugung der Prüfkraft, bzw. der Spannungsamplitude wird ein hydraulisches System verwendet. Der nötige Druck wird über einen Motor erzeugt, der das Medium (meist Öl) über ein Servo-Ventil in die jeweilige Kammer des Zylinders leitet, was wiederum einen Kolben bewegt. Eine Kraftmessdose gibt ein Rückkopplungssignal an die Last-Regelung weiter, um eine kontinuierliche Testung zu gewährleisten.

Der hohe Wartungs- und Energieaufwand, der heutzutage immer relevanter wird, sollte bei servo-hydraulischen Prüfanlagen berücksichtigt werden.

2.6.2 Ultraschall-Ermüdungsanlage

In der vorliegenden Arbeit wurden Ultraschall-Ermüdungsanlagen verwendet, die am IPM-BOKU entwickelt wurden [1, 2]. Das System gewährleistet eine sehr hohe Prüfgenauigkeit und verfügt über vielfältige Anwendungs- und Aufzeichnungsmöglichkeiten. In Abbildung 21 sind der Laststrang und die elektronische Prüfanlage zu sehen.

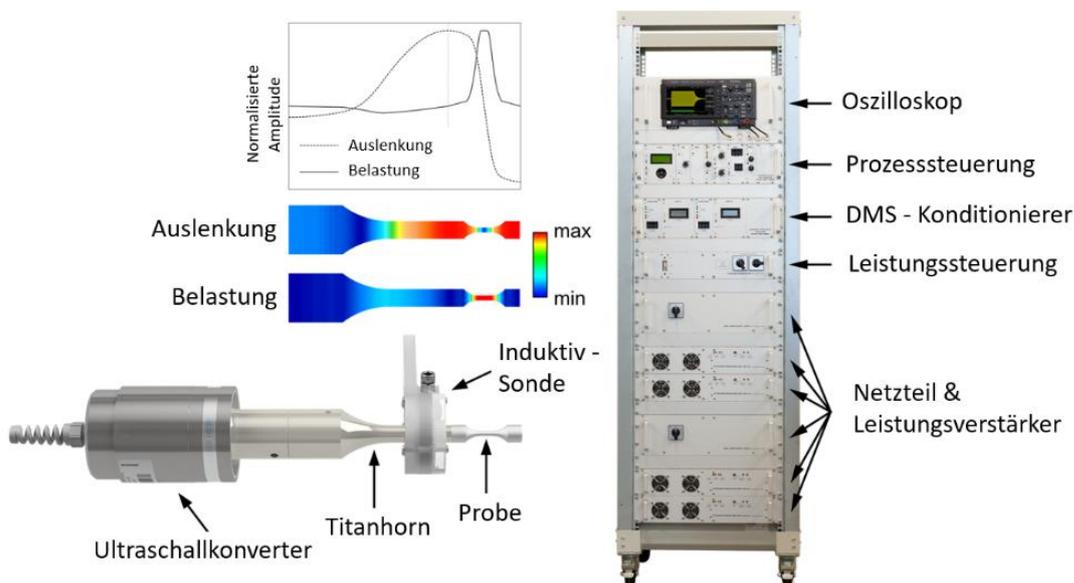


Abbildung 21: Ultraschall-Ermüdungsprüfsystem, entwickelt am IPM-BOKU (nach [32])

Das Prüfsystem erzeugt sinusförmige Schwingungen im Resonanzbereich bei einer Eigenfrequenz von ca. 20 kHz. Dafür wird ein piezoelektrischer Ultraschallkonverter verwendet. Ein Titanhorn mit sich verjüngendem Durchmesser sorgt für eine

Verstärkung der Auslenkung und leitet die Längswellen an die Probe weiter. Eine Finite-Elemente (FE) Simulation des Titanhorns und der Probe zeigt die Auslenkungs- und Lastverteilung bei Resonanzschwingung, siehe Abbildung 21 [32]. An den Probenenden ist die maximale Auslenkung an der roten Färbung des Simulationsmodells in Abbildung 21 (Auslenkung) erkennbar.

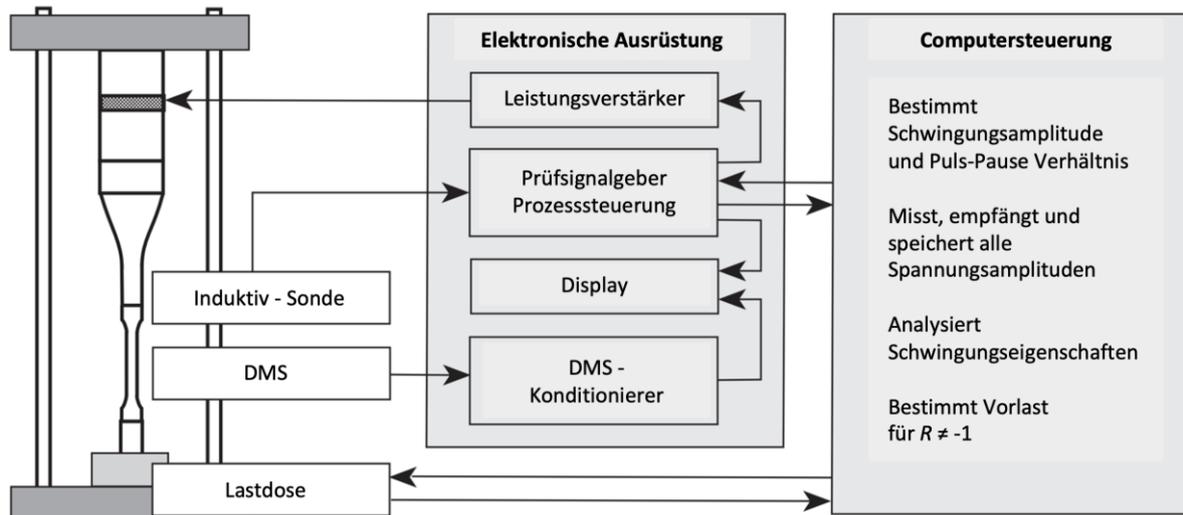


Abbildung 22: Arbeitsprinzip des Ultraschall-Ermüdungsprüfsystems (nach [32])

Das Blockscha in Abbildung 22 zeigt das Arbeitsprinzip der Anlage. Bei Resonanzschwingung entsteht eine stehende Welle in der Probe. Bei richtiger geometrischer Dimensionierung des Laststrangs inklusive Probe liegt diese bei ca. 20 kHz. Das Spannungsmaximum tritt in der Probenmitte in Längsrichtung auf. Eine Sonde misst die Schwingungsamplitude an der Stelle, wo die Probe am Titanhorn fixiert ist (d.h. an der Stelle mit maximaler Auslenkung). Das Signal dieser adaptierten Induktionsspule ist proportional zur Dehnung im Messbereich der Probe und wird als Regelgröße in einem geschlossenen Regelkreis verwendet. Dies gewährleistet eine konstante Dehnungsamplitude (und Spannungsamplitude) während des gesamten Ermüdungsversuchs mit einer Genauigkeit von $\pm 1\%$. Das ist beispielsweise deswegen wichtig, weil zyklische Verfestigung oder Entfestigung des Materials während der zyklischen Beanspruchung eine Leistungsanpassung des Ultraschallkonverters notwendig machen. Auch die Resonanzfrequenz wird mittels eines Regelkreises überwacht, womit eine Genauigkeit von ± 1 Hz im Bereich zwischen 17,8 und 21,8 kHz gewährleistet wird. Änderungen der Resonanzfrequenz können mit mikrostrukturellen Veränderungen korreliert werden. Auch im Falle der Rissentstehung oder des Risswachstums kommt es so zu einem Abfall der Resonanzfrequenz, was vom System

erkannt wird. Nach einem definierten Abfall der Frequenz wird der Versuch gestoppt (was im Falle von spröden Werkstoffen oftmals mit dem Bruch einhergeht).

Die Kalibrierung der Ermüdungsproben erfolgt mit Dehnmessstreifen (DMS), die im Messbereich der Probe befestigt werden. Die zyklische Dehnung ist proportional zur Schwingungsamplitude, die mit der induktiven Sonde gemessen wird. Nach Ermittlung des Proportionalitätsfaktors zwischen Dehnungs- und Regelamplitude können Versuche bei vordefinierten Spannungsamplituden durchgeführt werden. Unter Voraussetzung von linear elastischem Verhalten wird die Spannungsamplitude mithilfe des Hookschen Gesetzes berechnet. Um die Erwärmung der Probe durch die hohen Prüffrequenzen abzuführen, wird der gepulste Betrieb verwendet, d.h. Phasen der Belastung und der Pause wechseln sich regelmäßig ab. Zusätzlich wird mit Druckluft im Messbereich der Probe während des gesamten Versuchs gekühlt.

Weitere Details zur Ultraschall-Ermüdungsprüfung und vielfältige Anwendungsbeispiele können der einschlägigen Literatur entnommen werden [2, 32, 33].

3 Experimentelle Methoden und Material

Im folgenden Abschnitt werden die verwendeten Methoden und Versuchstechniken, sowie die eingesetzten Materialien beschrieben. An dieser Stelle sei angemerkt, dass die Versuche in dieser Arbeit bei einem Lastverhältnis $R = -1$, also unter Wechselbelastung um die Spannung Null, durchgeführt wurden.

3.1 Versuchsaufbau

Der Versuchsaufbau ist in Abbildung 23 zu sehen. Das Funktionsprinzip der verwendeten Ultraschall-Ermüdungsprüfanlage wurde bereits in Kapitel 2.6.2 beschrieben. Die Proben wurden mit Druckluft gekühlt, und die Temperatur (im Messbereich der Probe) wurde während der Versuche mittels Infrarot Pyrometer gemessen und aufgezeichnet. Ein mit der Regeleinheit verbundener Computer speicherte die Anzahl der durchgeführten Lastzyklen und das dazugehörige Lastniveau.

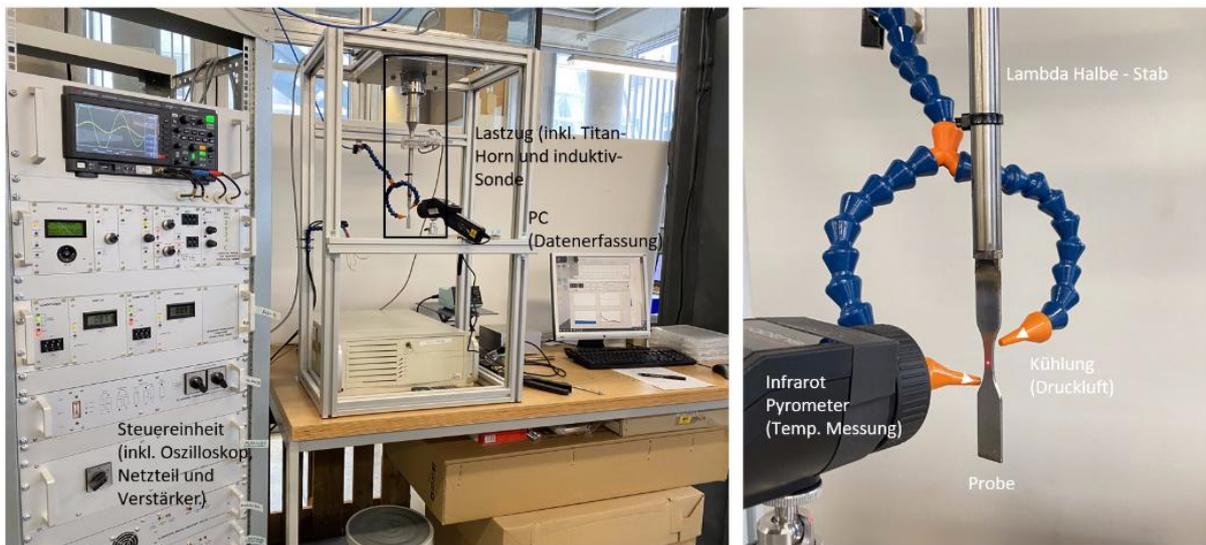


Abbildung 23: Versuchsaufbau am IPM-BOKU

3.2 Gepulster Betrieb

Abkühlpausen wurden unter Verwendung des gepulsten Betriebs erreicht. Abbildung 24 zeigt einen Puls mit der Länge 200 ms anhand eines Screenshots des verwendeten digitalen Oszilloskops. Die obere Hüllkurve (braun) zeigt das Schwingungssignal, das

von der induktiven Sonde gemessen wurde und die untere (grün) das Leistungssignal, welches den Ultraschallkonverter antreibt.

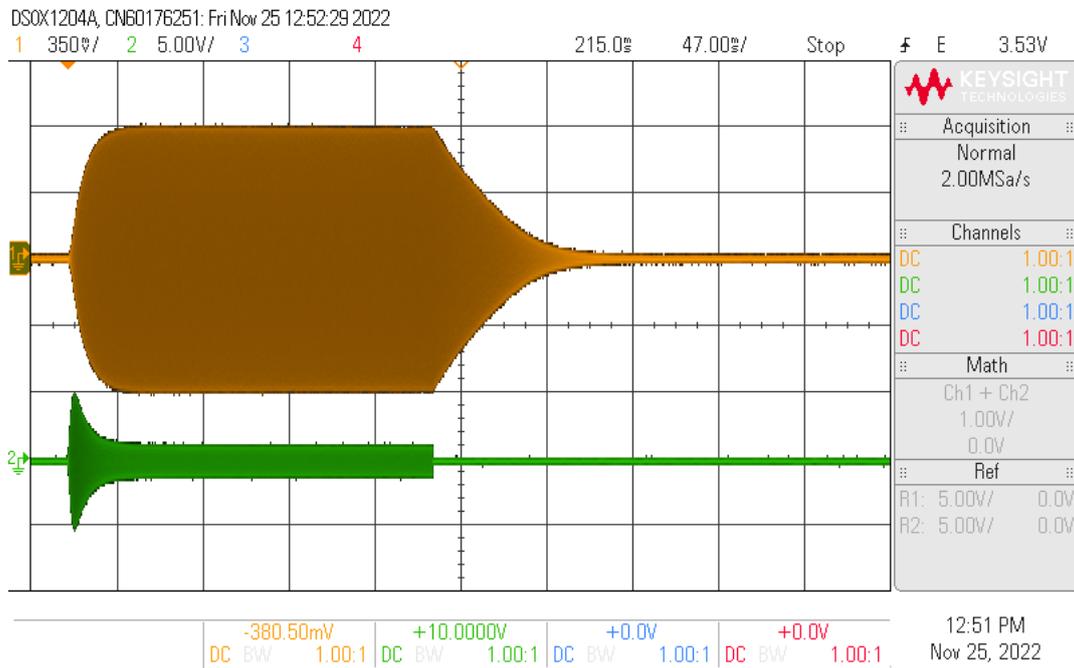


Abbildung 24: Screenshot des digitalen Oszilloskops bei einer Pulslänge von 200 ms (oben: Auslenkung, unten: Leistung)

Beide Kurven können in Zusammenhang betrachtet werden, deutlich wird das an einem Anstieg der Leistung (grün) während des Einschwingvorgang. Die nominelle Schwingungsamplitude (Soll-Auslenkung) wird dabei zu 95% innerhalb von 10 ms erreicht und eine hochpräzise Schwingungsregelung sorgt dafür, dass kein Überschwingen auftritt. Dies ist wichtig, da ein Überschwingen zu zusätzlichen Spannungsamplituden über dem nominellen Wert (Soll-Spannung) und folglich einem früheren Versagen der Ermüdungsprobe führen würde. Nach Erreichen der Soll-Auslenkung (Soll-Spannung) nehmen beide Verläufe einen konstanten Wert an, d.h. die Schwingungsamplitude wird konstant gehalten, wozu nur noch eine geringe konstante Leistung benötigt wird. Am Ende des Pulses fällt die Leistung auf null ab und durch elektronische Dämpfung wird die Ausschwingzeit der Auslenkung möglichst kurzgehalten. Für die Aufzeichnung aller im Versuch akkumulierten Lastzyklen wurde die am IPM-BOKU entwickelte Software verwendet [3, 4].

Unterschiedliche PP-Längen wurden gewählt, um die Forschungsfrage zu beantworten und mögliche Einflüsse durch den gepulsten Betrieb offenzulegen. Abbildung 25 zeigt die schematische Darstellung zweier aufeinanderfolgender Pulse, mit der Dauer eines Pulses t_{Puls} , gefolgt von einer Pause t_{Pause} . Für die Analyse eines

Pulse sind die Einschwingdauer t_{ein} und die Ausschwingdauer t_{aus} von Bedeutung. Die Einschwingdauer wurde so kurz wie möglich gewählt, jedoch lange genug, um ein Überschwingen, das heißt ein Überschreiten der Soll-Spannung durch zu schnelles Einschwingen, zu vermeiden.

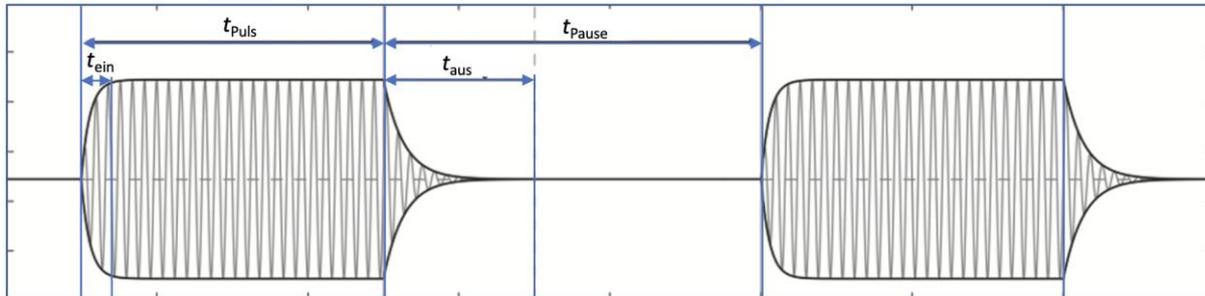


Abbildung 25: Puls- und Pausendauer, Ein- und Ausschwingzeit (Bild aus [4])

Versuche bei folgenden PP-Verhältnissen wurden durchgeführt:

- 50 ms : 300 ms
- 100 ms : 300 ms
- 300 ms : 300 ms
- 1000 ms : 300 ms
- Kontinuierlicher Betrieb

Um einen grafischen Vergleich der getesteten PP-Verhältnisse zu bekommen, sind in Abbildung 26 Balken proportionaler Länge zur Dauer gezeigt. Exemplarisch wurde eine Gesamttestdauer von 10 Sekunden gewählt, die für eine kontinuierliche Belastung ohne Pausen steht. Volle Balken symbolisieren Belastung, leere stehen für Pausen. Somit wird eine hohe Anzahl an Ein- und Ausschwingvorgängen mit steigender Pulszahl deutlich.

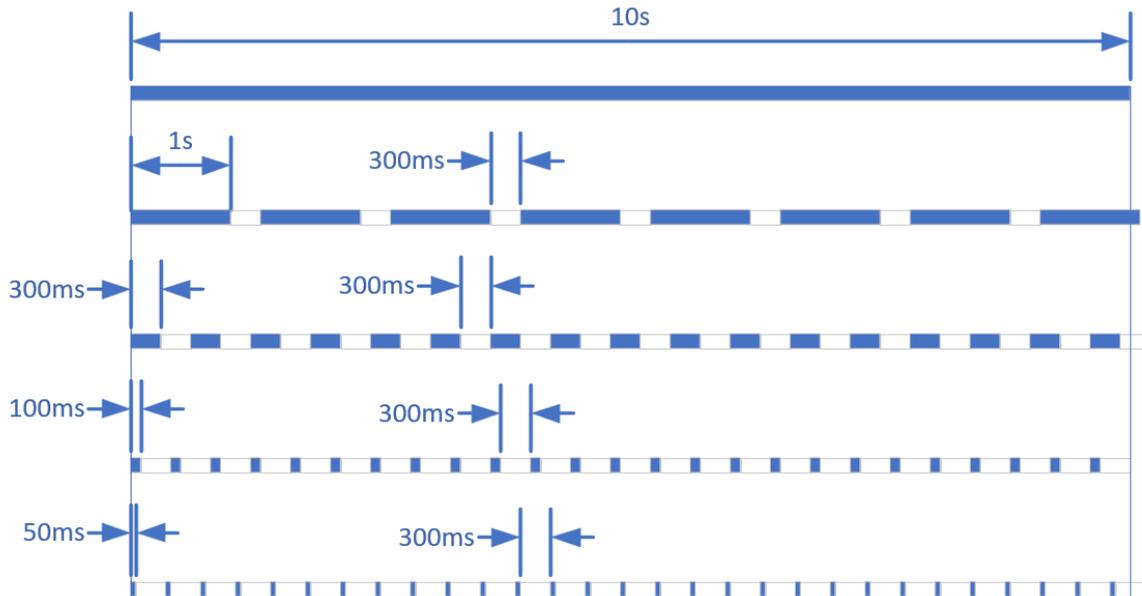


Abbildung 26: PP-Verhältnisse grafisch

Die gepulste Belastung führt zu einer effektiven Frequenz f_{eff} , die deutlich unter der Belastungsfrequenz während des Pulses liegt. Die effektive Frequenz erlaubt einen einfachen Vergleich zwischen den Testreihen, indem die verschiedenen PP-Dauern zur Berechnung miteinbezogen werden. Die Resonanzfrequenz f wird mit einem Faktor, bestehend aus dem Verhältnis von Pulsdauer t_{puls} zu Pulsdauer plus Pausendauer t_{pause} , gebildet. Folgende Gleichung zeigt die Berechnung:

$$f_{\text{eff}} = f \cdot \frac{t_{\text{puls}}}{(t_{\text{puls}} + t_{\text{pause}})} \quad (19)$$

Für die Versuche wurde nur die Pulsdauer verändert, die Pausendauer blieb konstant bei 300 ms, da längere Pausen keine weitere Abkühlung bewirkten. Mit längerer Pulsdauer steigt daher die effektive Frequenz.

3.3 PC gesteuerte Datenerfassung

Abbildung 27 zeigt die Anwendungsoberfläche der Software, die zur Datenaufzeichnung verwendet und am IPM–BOKU entwickelt wurde [4]. Damit war es möglich, jeden einzelnen Lastzyklus unter gegebener Belastungsamplitude in Echtzeit aufzuzeichnen. Neben den in Abbildung 27 beschriebenen Darstellungen sind auch die Analyse der Oberwellen (Diagramm links unten) und das für die Analyse verwendete Schwingungspaket (Diagramm rechts oben) zu sehen.

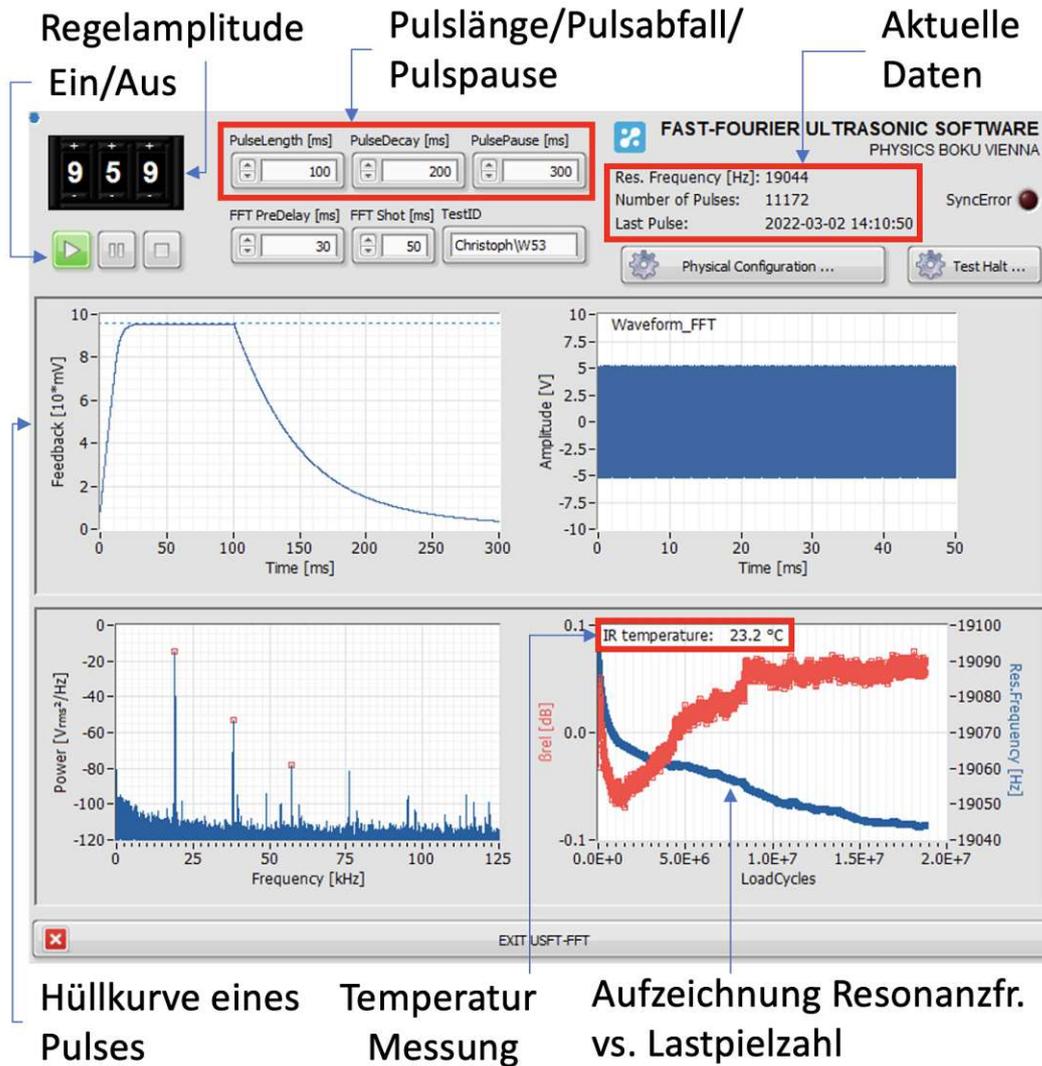


Abbildung 27: Aufzeichnungs- und Überwachungssoftware [4]

Der Datenoutput erfolgte in Form von Listen, die als Histogramme der aufgezeichneten Lastzyklen ausgegeben werden. Wie in Abbildung 28 dargestellt, sind in der linken Spalte die Klassen der gemessenen Amplituden, (z.B. gemessene Amplituden zwischen 100 mV und 110 mV für den BinCenter 10.5) zu sehen. In der rechten Spalte ist die Anzahl der gemessenen Amplituden, die in diese Klasse fallen, aufgelistet. Der Verlauf der Resonanzfrequenz sowie die Zahl der insgesamt ausgeführten Pulse wurden ebenfalls gespeichert. Zusätzlich wurde die Temperatur mittels eines Infrarot-Pyrometers (Optris LS) an der Oberfläche des Messbereichs der Probe gemessen und während des Versuchs kontinuierlich aufgezeichnet. Durch die zyklische Belastung erwärmt sich die Probe, was ein Abfallen der Resonanzfrequenz, was in Abbildung 27 (rechts unten, blauer Verlauf) zu erkennen ist. Bei Risswachstum kommt es ebenfalls

zu einem deutlich ersichtlichen Abfall der Resonanzfrequenz.

```
File created with BOKU-MAP Fast-Fourier Ultrasonic Software ©  
BOKU-MAP 2022
```

```
### Christoph\W48 ###
```

```
TimeAcquired (UTC): 2022-03-23 13:51:33
```

```
AmplitudeLevel: 952 [mV/10]  
ResonanceFrequency: 19039.0 Hz
```

```
PulseDuration: 50 ms  
PulseDecay: 200 ms  
PulseBreak: 300 ms
```

```
FFTPreDelay: 20 ms  
FFTShotLength: 15 ms  
FFTSampleRate: 250000 S/s
```

```
LoadCycles: 135062428  
NumberOfPulses: 187613
```

```
Histogram
```

```
BinCenter BinCount
```

Klassen für
Amplituden-
zählung

BinCenter	BinCount
0.5	0
1.5	0
2.5	0
3.5	559
4.5	3981
5.5	1685
6.5	2409
7.5	14697
8.5	38512
9.5	719400
10.5	2177868
11.5	2574754
12.5	2604959
13.5	3155872
14.5	3205624
15.5	2808741
16.5	2640950
17.5	2318731
18.5	2112891

Anzahl an
gemessenen
Amplituden

Abbildung 28: Listenformat der Datenausgabe

3.4 Materialien

Aluminium-Knetlegierung 7075-T651

Die Aluminium Legierung EN AW-7075 lag in Form einer Platte mit der Dicke 20 mm vor, die im Zustand T651 wärmebehandelt war (lösungsgeglüht, durch kontrolliertes Recken entspannt und warmausgelagert). In Tabelle 2 und Tabelle 3 sind die chemische Zusammensetzung sowie die mechanischen Eigenschaften aufgelistet.

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung von 7075-T651 (in Massen %)

Zn	Mg	Cu	Cr	Fe	Si	Mn	Ti	V	Ga	Ni
5,73	2,6	1,5	0,18	0,16	0,11	0,083	0,033	0,015	0,013	0,005

Tabelle 3: Mechanische Eigenschaften von 7075-T651

R_m (MPa)	$R_{p0,2}$ (MPa)	Dehnung (%)
589	524	12

Die Ermüdungsproben wurden mit einer Drehbank gefertigt.

Gehärteter, rostfreier Chrom-Nickel Stahl 14-7PH

Der rostfreie Stahl 14-7PH („PH“, eng. precipitation hardening, Ausscheidungshärtung) lag in Form einer gewalzten Platte mit der Dicke 2,3 mm vor. Mittels Wasserstrahl-Schnittverfahren wurden die Proben parallel zur Walzrichtung entnommen. Die chemische Zusammensetzung und die mechanischen Eigenschaften sind in Tabelle 4 und Tabelle 5 aufgelistet.

Tabelle 4: Chemische Zusammensetzung von 14-7PH (in Massen %)

C	Cr	Ni	Si	Mn	P	S	Cu	Ti	Mo
0,04	13,81	6,89	1,41	0,27	0,026	0,001	0,71	0,33	0,79

Tabelle 5: Mechanische Eigenschaften von 14-7PH

R_m (MPa)	$R_{p0,2}$ (MPa)	A (%)	Vickershärte HV10
1430	1430	11,9	454

3.4.1 Probengeometrie

Für die Versuchsdurchführung mit dem Ultraschall-Ermüdungsverfahren werden hinsichtlich der Probengeometrie besondere Anforderungen gestellt. Die Resonanzfrequenz der Proben muss im Bereich von ca. 19 kHz liegen. Es musste ebenfalls sichergestellt werden, dass kein „Querschwingen“ auftritt, also keine Schwingungen in anderen Richtungen außer der Längsachse. Dies konnte vorab

durch eine Resonanz-Analyse sichergestellt werden. In Abbildung 29 sind die verwendete Probenformen dargestellt.

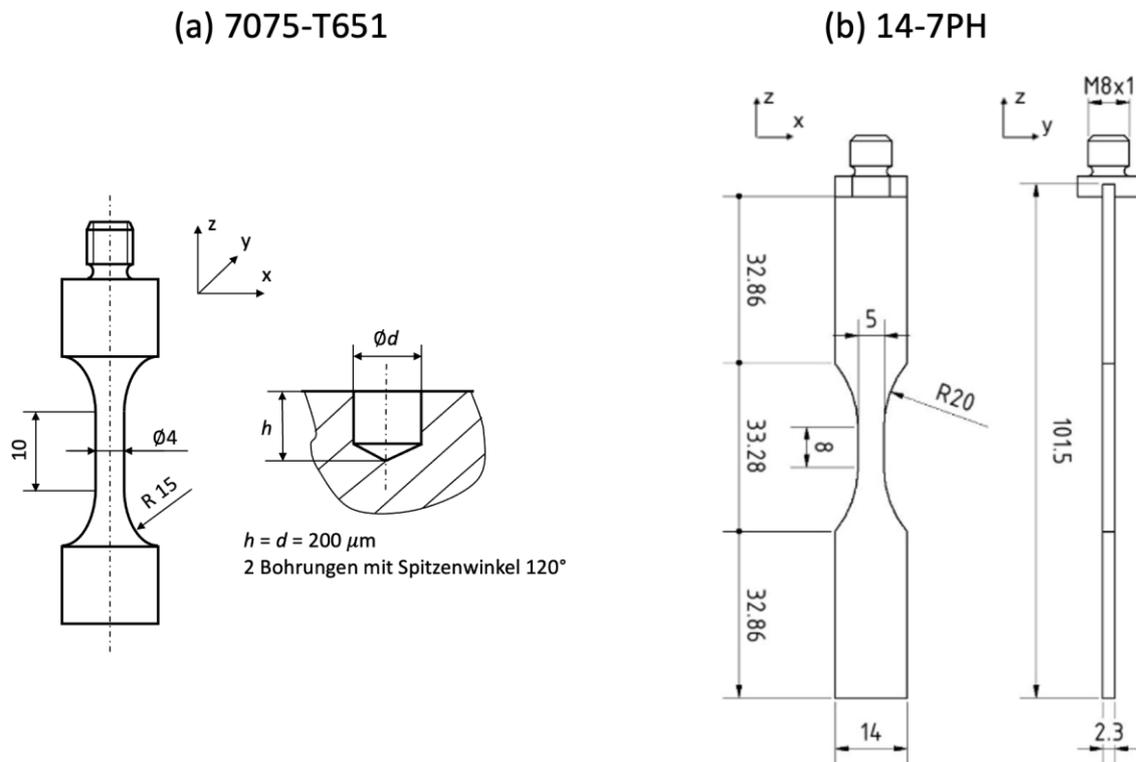


Abbildung 29: Probenform (a) zylindrisch mit Bohrungen und (b) Blechstreifen mit Gewindestück

In die Aluminiumproben (Abbildung 29 (a)) wurden im Messbereich der Probe (mit einem Durchmesser von 4 mm) künstliche Defekte in Form von Bohrungen eingebracht. Zwei Bohrungen mit jeweils einem Durchmesser von $d = 200 \mu\text{m}$ und einer Tiefe von $h = 200 \mu\text{m}$ wurden an gegenüberliegenden Seiten in der Mitte des zylindrischen Bereiches mithilfe einer Präzisionsbohrmaschine gebohrt. Diese Defekte wirkten als Risseinleitungsstellen und führten aufgrund ihrer definierten Größe zu einer geringen Streuung der Bruchlastspielzahl. Weiters führten die Bohrungen zu einer geringen notwendigen Spannungsamplituden für Bruch, d.h. sie senken die Wöhlerlinie für das defektbehaftete Material auf ein niedrigeres Niveau ab. Die Versuche mit den Aluminiumproben wurden für Versuche im HCF-Bereich verwendet, wo Versagen aufgrund von Risseinleitung an der Oberfläche auftritt.

Stahlproben (Abbildung 29 (b)) wurden für Versuche im VHCF-Bereich verwendet, wo das Versagen von nichtmetallischen Einschlüssen im Inneren ausgeht. Ein

Gewindestück wurde zur Befestigung im Ermüdungsprüfaufbau an einem Probenende angelötet.

3.4.2 Probenpräparation

Um schädigende Effekte durch Kratzer, Riefen und Defekte an der Probenoberfläche, die durch das jeweilige Fertigungsverfahren eingebracht wurden (Drehen bei den Aluminiumproben und Wasserstrahlschneiden bei den Stahlproben) zu minimieren, wurden die Proben mechanisch geschliffen und poliert. Ziel war es, eine möglichst glatte, homogen Oberfläche herzustellen, um vergleichbare Ausgangsbedingungen zu schaffen.

Aluminium-Knetlegierung 7075-T651

Im Nassschleifverfahren unter ständiger Kühlung durch entmineralisiertes Wasser wurde der Messbereich der Probe mit Schleifpapier, beginnend mit einer Körnung von #1000, schrittweise bis zu einer Körnung von #5000 poliert. Die Proben wurden dazu in eine Drehbank eingespannt und unter Rotation der Probe geschliffen. Abbildung 30 zeigt die verwendete Drehbank und das Spannzubehör der Maschine.

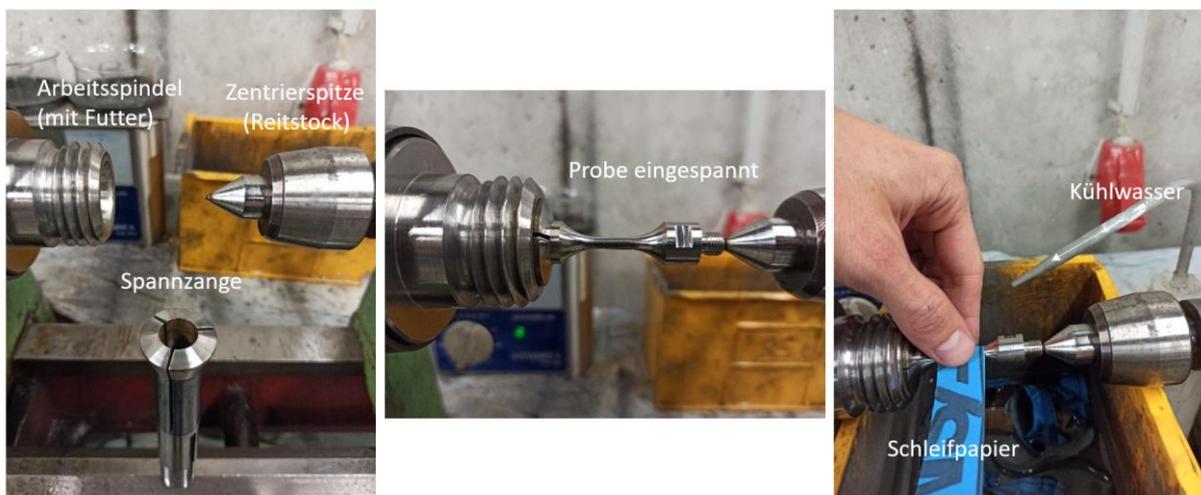
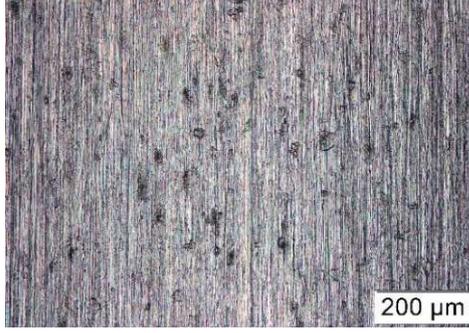
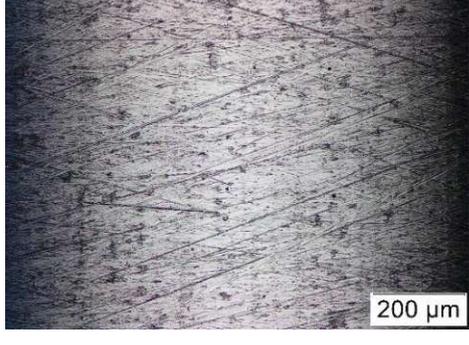
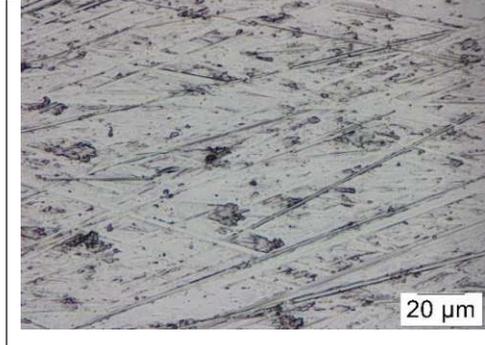
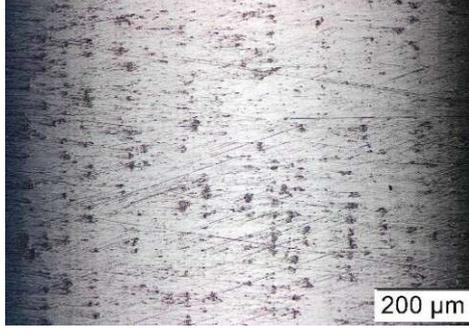


Abbildung 30: Schleifvorrichtung für Proben 7075-T651

Die Oberflächenbeschaffenheit nach den einzelnen Bearbeitungsschritten kann Tabelle 6 entnommen werden. (Aufnahmen mit: Lichtmikroskop Olympus BX51, Software: Stream Essentials). Die Bilder in der rechten Spalte zeigen einen Bereich der linken Abbildungen bei höherer Vergrößerung.

Tabelle 6: Probenoberflächen nach den unterschiedlichen Bearbeitungsschritten (7075-T651)

<p>Initial #1000 (Längsschliff in z-Richtung Abbildung 29 (b))</p>		
<p>#2000 (zirkumferenti eller Schliff)</p>		
<p>#5000 (zirkumferenti eller Schliff)</p>		

In Abbildung 31 sieht man die verwendete Präzisionsbohrmaschine, die zum Einbringen der Mikrolöcher verwendet wurde. Um Löcher mit definierter Tiefe bohren zu können, wurde mithilfe eines Lichtmikroskops der Bohrvorgang beobachtet. Nach dem Kontakt des Bohrers mit der Probenoberfläche wurde die Probe langsam um 200 μm in Richtung des Bohrers bewegt.

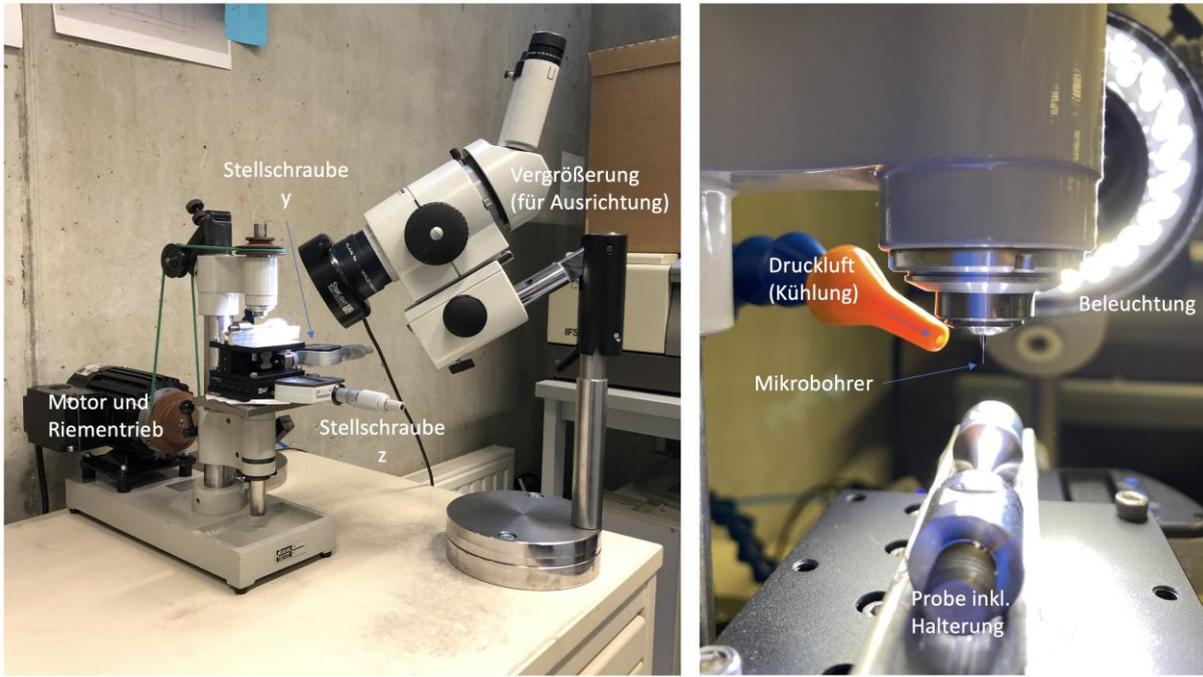


Abbildung 31: Bohrvorrichtung

Gehärteter, rostfreier Chrom-Nickel Stahl 14-7PH

Die Proben wurden, wie in Abbildung 33 gezeigt, mit einer elastischen, zylindrischen Schleifscheibe der Firma Pferd GmbH mit einer Körnung von #150 geschliffen. Ein Elektromotor (Abbildung 32) sorgte für den Antrieb mit konstanter Drehzahl. Um thermische Einflüsse auszuschließen, wurde mittels Druckluft permanent gekühlt.



Abbildung 32: Schleifvorrichtung für Proben 14-7PH

Die Produktbezeichnung für das Schleifmittel lautet [34]: Poliflex Schleifstift Zylinderform Ø 25x30mm, Schaft- Ø 6mm, Bindung PUR Weich Sic 150

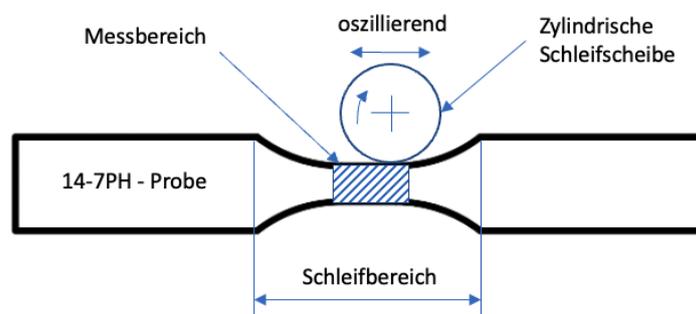
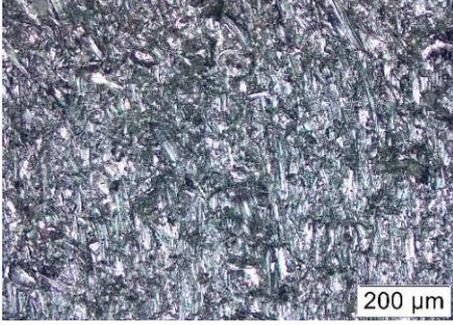
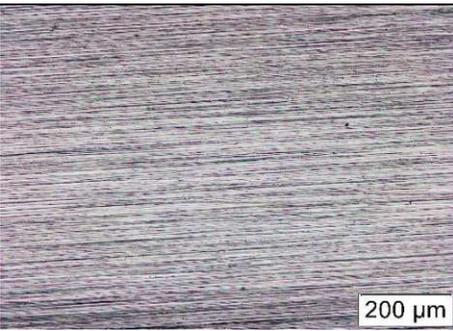
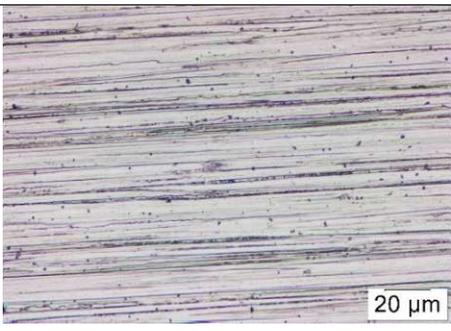
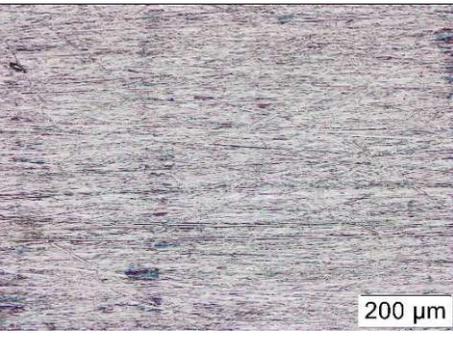
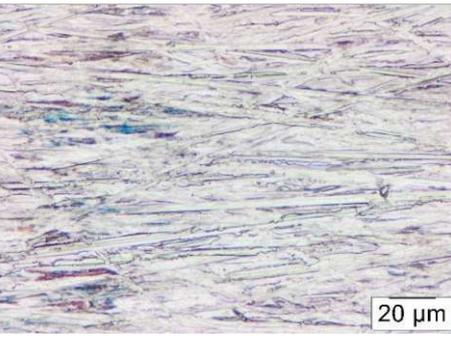


Abbildung 33: Bearbeitungsschema mit elastischer Schleifscheibe #150

Lediglich die Schnittkanten des Wasserstrahlschnitts wurden mit der Schleifscheibe bearbeitet, die Walzflächen wurden im Initial-Zustand belassen. In Tabelle 7 sieht man die Oberflächen im Initial-Zustand und nach dem Schleifvorgang bei unterschiedlichen Vergrößerungen (Aufnahmen mit: Lichtmikroskop Olympus BX51, Software: Stream Essentials):

Tabelle 7: Probenoberflächen nach den jeweiligen Bearbeitungsschritten (14-7PH)

<p>Schnittkante initial (zy- Ebene aus Abbildung 29 (a))</p>	 <p>200 μm</p>	 <p>20 μm</p>
<p>Schnittkante #150 (zy- Längsschliff in z-Richtung)</p>	 <p>200 μm</p>	 <p>20 μm</p>
<p>Walzfläche Initial (zx- Ebene)</p>	 <p>200 μm</p>	 <p>20 μm</p>

4 Ergebnisse und Diskussion

4.1 Oberflächenbrüche im HCF-Bereich (Aluminium-Knetlegierung 7075-T651 mit künstlichen Defekten)

Für die Al-Legierung 7075-T651 mit künstlich eingebrachten Defekten ($\varnothing 200 \mu\text{m}$, tiefe $200 \mu\text{m}$) wurde eine Wöhlerkurve erstellt. Abbildung 34 zeigt die Lebensdauer als Funktion der Spannungsamplitude in einem doppellogarithmischen Diagramm. Die Proben wurden bis über 10^9 Lastzyklen belastet, falls kein Bruch auftrat. Dazu wurden Spannungsamplituden, beginnend mit 100 MPa in 10 MPa Schritten bis zu 170 MPa, bei einem PP-Verhältnis von 100 ms : 300 ms getestet (blaue Dreiecke). Erkennbar wurde ein Knickpunkt zwischen 10^7 und 10^8 Lastzyklen, welcher den charakteristischen Verlauf der Wöhlerlinie und somit die konventionelle Dauerfestigkeit bei 100 MPa beschreibt. Das hier gefundene Verhalten ist auf die künstlich eingebrachten Defekte zurückzuführen, da die geprüfte Legierung ohne Defekte keine Dauerfestigkeit zeigt [35].

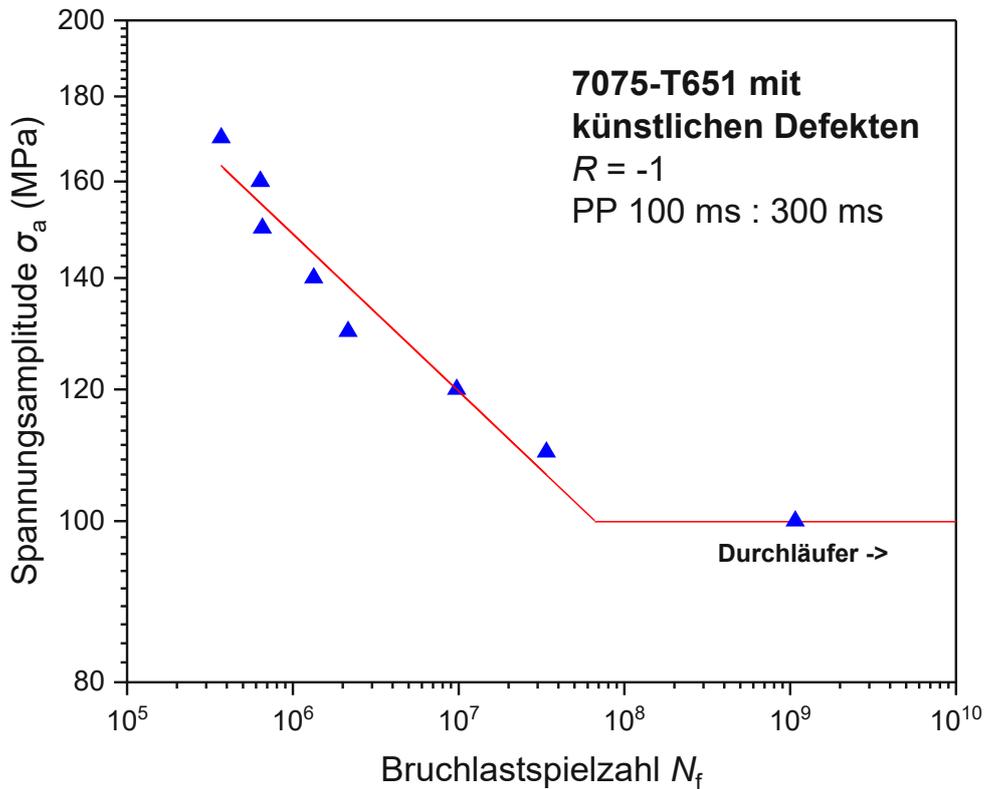


Abbildung 34: Wöhlerkurve 7075-T651 bei PP-Verhältnis 100 ms : 300 ms

Erwartungsgemäß ergeben sich steigende Lastspielzahlen für sinkende Spannungsamplituden. Die Ermüdungsrisse leiteten an den eingebrachten künstlichen Defekten (zwei Bohrungen mit $d = 200 \mu\text{m}$ im Messbereich) ein und trugen, wie erwartet, zu einer geringen Streuung bei.

Für eine Spannungsamplitude von 140 MPa ergibt sich eine Lebensdauer im Bereich von 10^6 Lastspielen, also im HCF-Bereich. Diese Spannungsamplitude wurde gewählt, um den Einfluss unterschiedlicher PP-Verhältnisse zu untersuchen. Dazu wurden je fünf Proben bei den vier untersuchten PP-Verhältnisse, sowie fünf Proben bei kontinuierlicher Belastung gemessen. Zusätzlich wurde bei der Dauerfestigkeit des Materials mit künstlichem Defekt von 100 MPa jeweils eine Probe mit unterschiedlichem PP-Verhältnis und unter kontinuierlicher Belastung geprüft. Abbildung 35 zeigt das um die neuen Datenpunkte (s. Legende) erweiterte Diagramm. Die Lebensdauern bei 140 MPa streuen geringfügig um die erwartete Lebensdauer. Bei der Spannungsamplitude 100 MPa überlebten alle Proben mindestens 10^9 Lastzyklen, d.h. die Dauerfestigkeit ist unabhängig vom PP-Verhältnis.

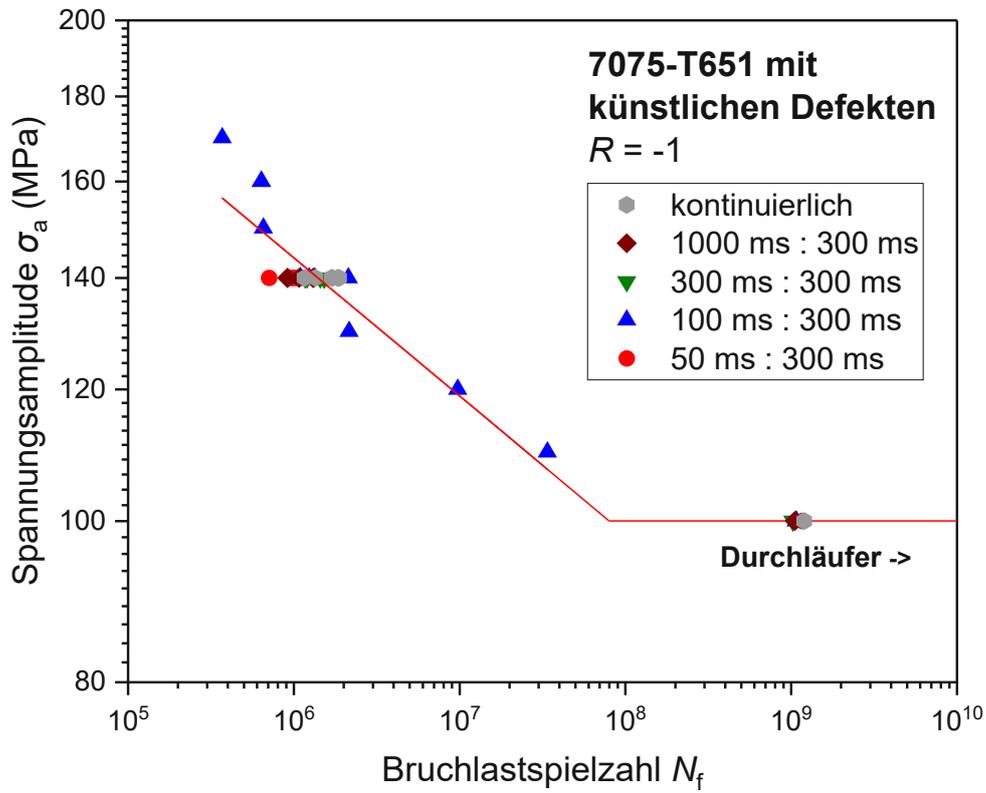


Abbildung 35: Wöhlerkurve 7075-T651 mit unterschiedlichen PP-Verhältnissen

Um eine übersichtlichere Darstellung zu erhalten, ist in Abbildung 36 die Lebensdauer für jedes PP-Verhältnis separat aufgetragen. Als Ordinate wurde die effektiven Frequenz f_{eff} linear aufgetragen, und die Bruchlastspielzahl N_f wurde logarithmisch dargestellt.

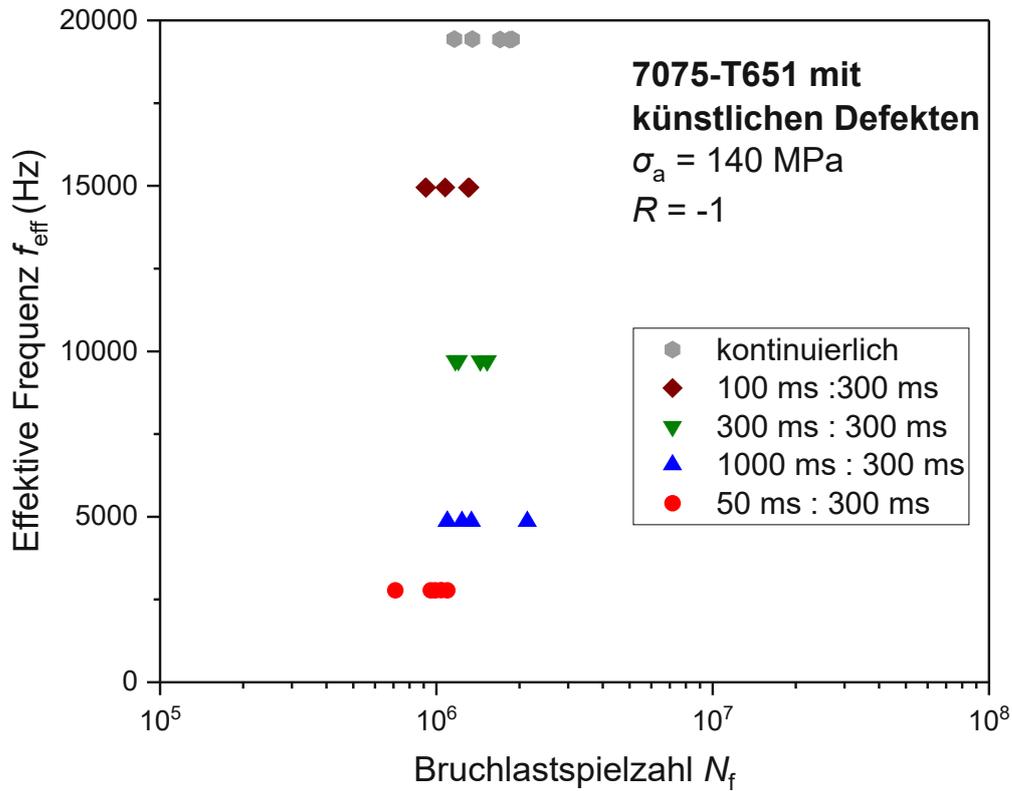


Abbildung 36: Effektive Frequenz f_{eff} gegenüber der Bruchlastspielzahl N_f bei unterschiedlichen PP-Verhältnissen von 7075-T651

Die Ergebnisse zeigen eine Streuung der Lebensdauer im Bereich zwischen $7,1 \times 10^5$ und $2,1 \times 10^6$ Lastspiele. Es ist keine klare Abhängigkeit der Lebensdauer vom PP-Verhältnis erkennbar. Dies zeigt, dass die Wahl unterschiedlicher PP-Verhältnisse die Lebensdauern nicht beeinflusst.

In Abbildung 37 sind die kumulierten Häufigkeiten der Lastzyklen für jeweils eine getestete Probe pro PP-Verhältnis dargestellt. In dieser Darstellung wird deutlich, wie viele Lastspiele bei Spannungsamplituden unter dem Sollwert von 140 MPa während des Ein- und Ausschwingvorganges akkumuliert wurden. Die Wahl des PP-Verhältnisses hat dabei einen großen Einfluss. Je kürzer die Pulsdauern gewählt wurden, desto größer wurden die akkumulierten Lastspiele bei Spannungsamplituden unterhalb des Sollniveaus. Bei kontinuierlicher Belastung sind die gemessenen kumulierten Häufigkeiten (aufgezeichnet) beinahe ident mit den spezifizierten Werten, da der Einschwingvorgang nur einmal stattfand.

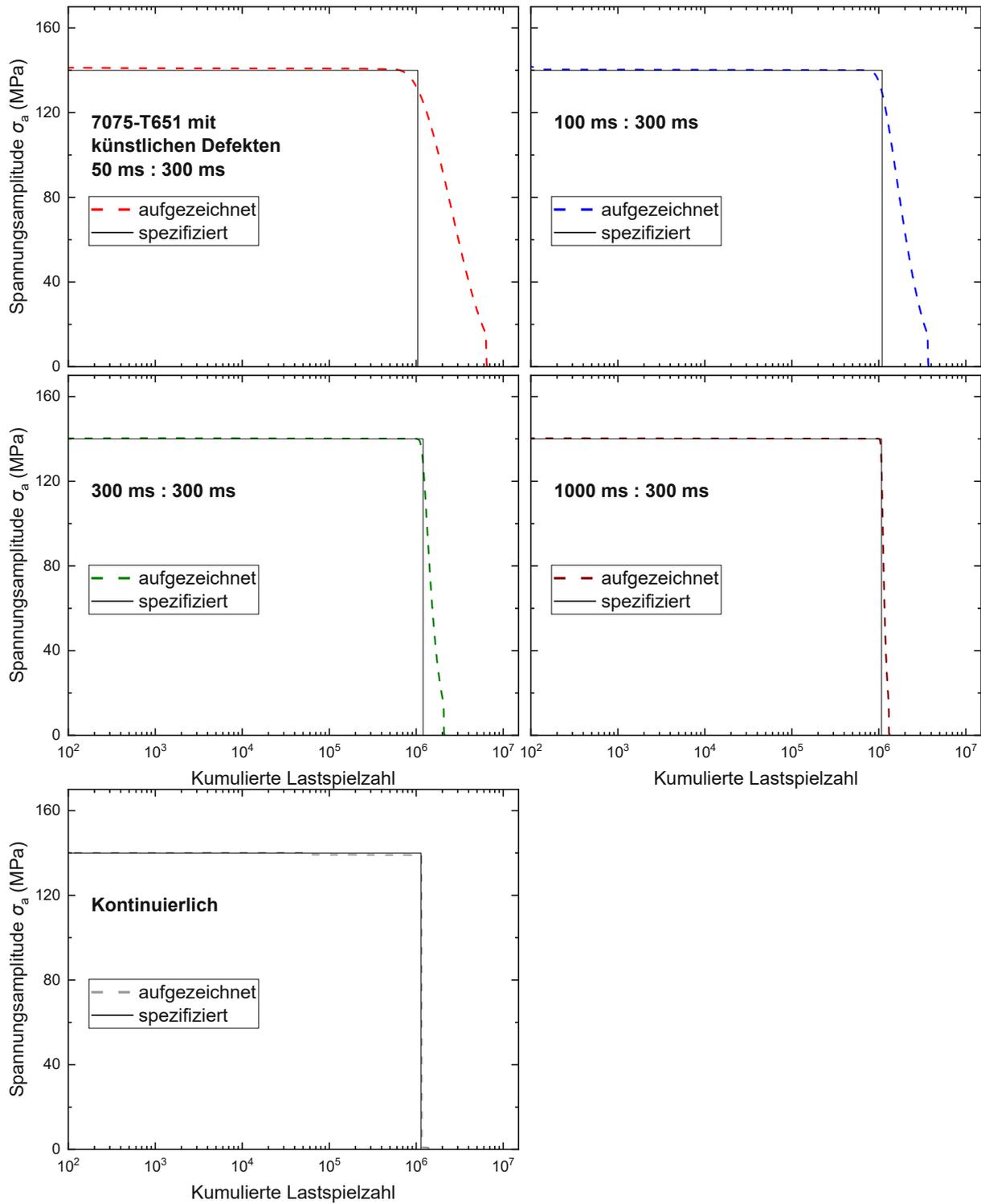


Abbildung 37: Vergleich der kumulierte Lastspielzahlen bei 7075-T651

Die Ergebnisse in Abbildung 37 zeigen, dass zusätzliche Lastzyklen unter der Soll-Spannungsamplitude, die während der gepulsten Belastung akkumuliert werden, umso häufiger sind, je kürzer die Pulslänge ist. Allerdings tragen diese Schwingungen nicht erkennbar zur Schädigung bei. Es ist in Abbildung 36 weder eine Verkürzung, (i.e. die niedrigen Lasten führen zu einer zusätzlichen Schädigung) noch eine

Verlängerung (i.e. die niedrigen Lasten führen zu einem Coaxing Effekt) für kurze Pulse zu erkennen.

Während Spannungsamplituden unterhalb der Soll-Spannungsamplitude für die untersuchten Fälle bedeutungslos sind, wären es solche oberhalb der Soll-Spannungsamplitude keineswegs. Diese, beispielsweise durch ein Überschwingen hervorgerufenen, Überlasten wären von großem Einfluss auf den Ermüdungsprozess und müssen somit vermieden werden. Wie in Abbildung 37 erkennbar, wurden keine Überlasten deutlich über der Soll-Spannungsamplitude (schwarze, horizontale, durchgezogene Linien) aufgezeichnet. Dies belegt die Genauigkeit der Regelung während der Ultraschall-Ermüdungsversuche.

Während der Versuche wurde die Temperatur der Probe im Messbereich aufgezeichnet. Die in den Versuchsproben eingebrachten künstlichen Defekte (Mikrolöcher) führten zu einem Bruch bereits bei kleineren Spannungsamplituden als sie für defektfreie Proben gefunden würden. Dadurch wurden die Versuche bei niedrigen Lastamplituden durchgeführt. Eine Erwärmung der Probe während des Ermüdungsversuchs konnte unabhängig vom PP-Verhältnis nicht gemessen werden. Zusätzlich wurde über den Versuchsverlauf die Resonanzfrequenz f_R aufgezeichnet. Die Resonanzfrequenz sinkt sowohl mit zunehmender Erwärmung und der damit einhergehenden Ausdehnung der Probe als auch mit dem Wachstum des Ermüdungsrisses ab. In Abbildung 38 sind die Änderungen der Resonanzfrequenz Δf_R (d.h. die aktuelle Resonanzfrequenz abzüglich der Resonanzfrequenz zu Beginn des Versuchs) über den Verlauf der Ermüdungsversuche für jeweils ein PP-Verhältnis dargestellt. Man sieht einen gleichmäßigen Abfall der Frequenz für alle PP-Verhältnisse. Dieser Abfall korreliert mit der Länge des Ermüdungsrisses. Wäre eine deutliche Erwärmung bei langen Pulsdauern beobachtbar gewesen, würde man dies auch durch ein stärkeres Absinken der Resonanzfrequenz wahrnehmen.

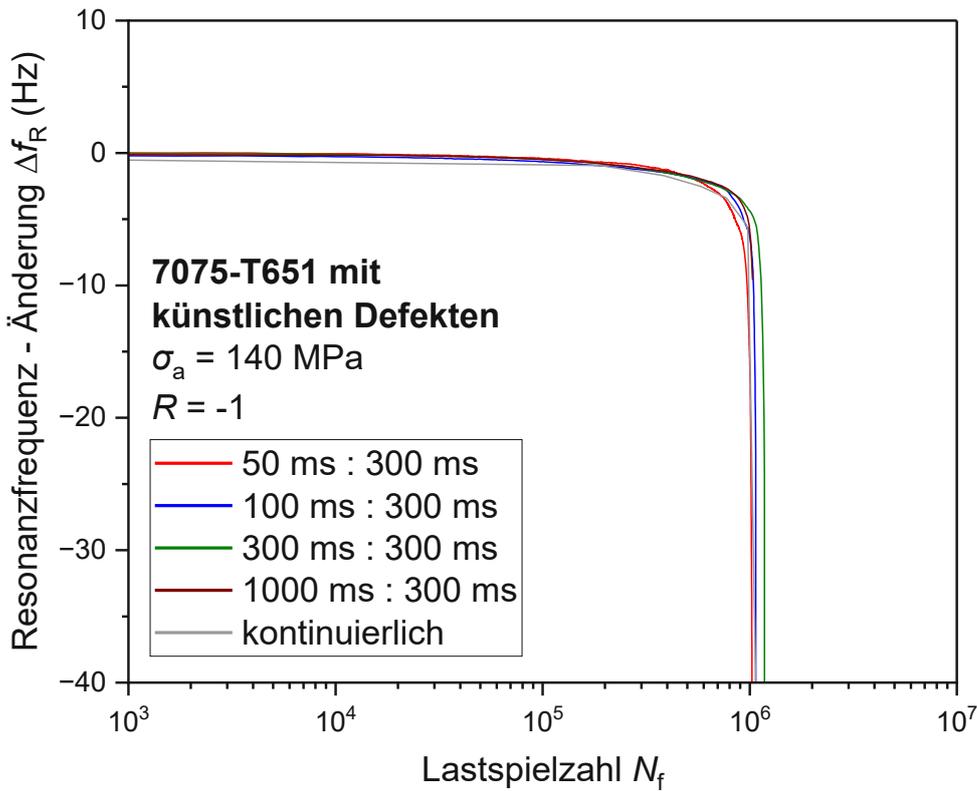


Abbildung 38: Änderung der Resonanzfrequenz Δf_R für 7075-T651

4.2 Innenbrüche im VHCF-Bereich (14-7PH Stahl)

Bei Versuchen mit dem Chrom-Nickel Stahl 14-7PH kann die gemessene Wöhlerkurve Abbildung 39 entnommen werden. Die Proben wurden durch schrittweise Erhöhung der Spannungsamplitude, beginnend bei 500 MPa bis auf 700 MPa, belastet. Ein Durchläufer (Probe ohne Bruch) wurde bis zu einer Lastspielzahl von 10^9 bei einer Spannungsamplitude von 500 MPa gemessen.

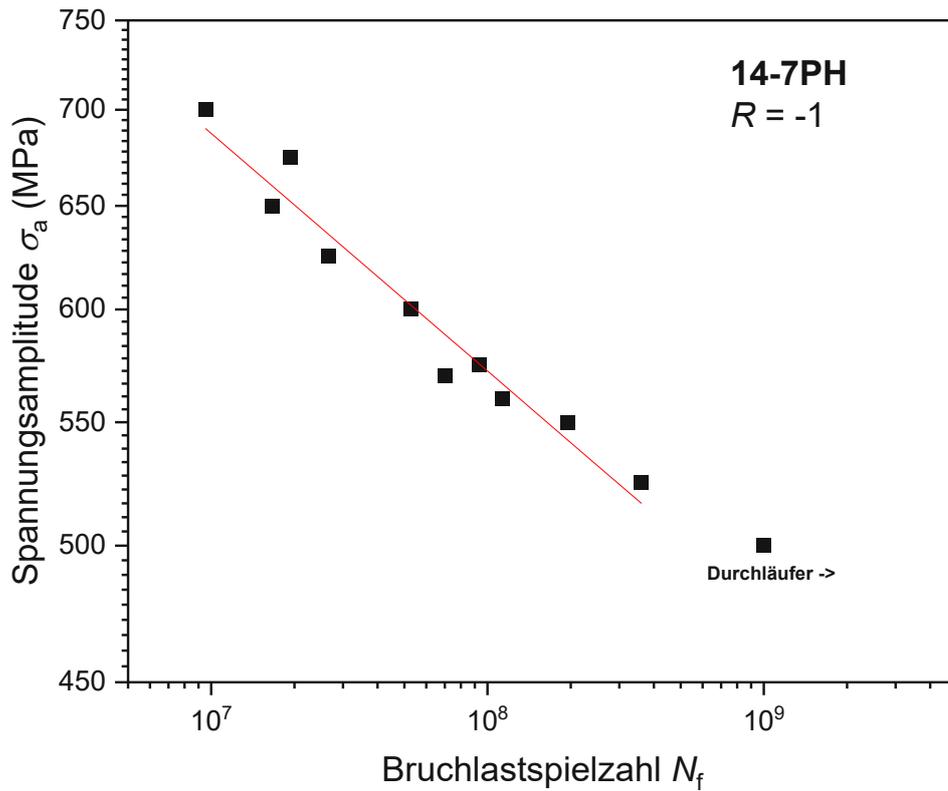


Abbildung 39: Wöhlerkurve 14-7PH

Um den Einfluss unterschiedlicher PP-Verhältnisse zu untersuchen, wurde ausgehend von der zuvor gemessenen Wöhlerkurve das Lastniveau von 550 MPa gewählt. Es wurden bei jedem PP-Verhältnis 4 Proben getestet, deren Bruchlastspielzahlen in der erweiterte Wöhlerkurve in Abbildung 40 gezeigt werden.

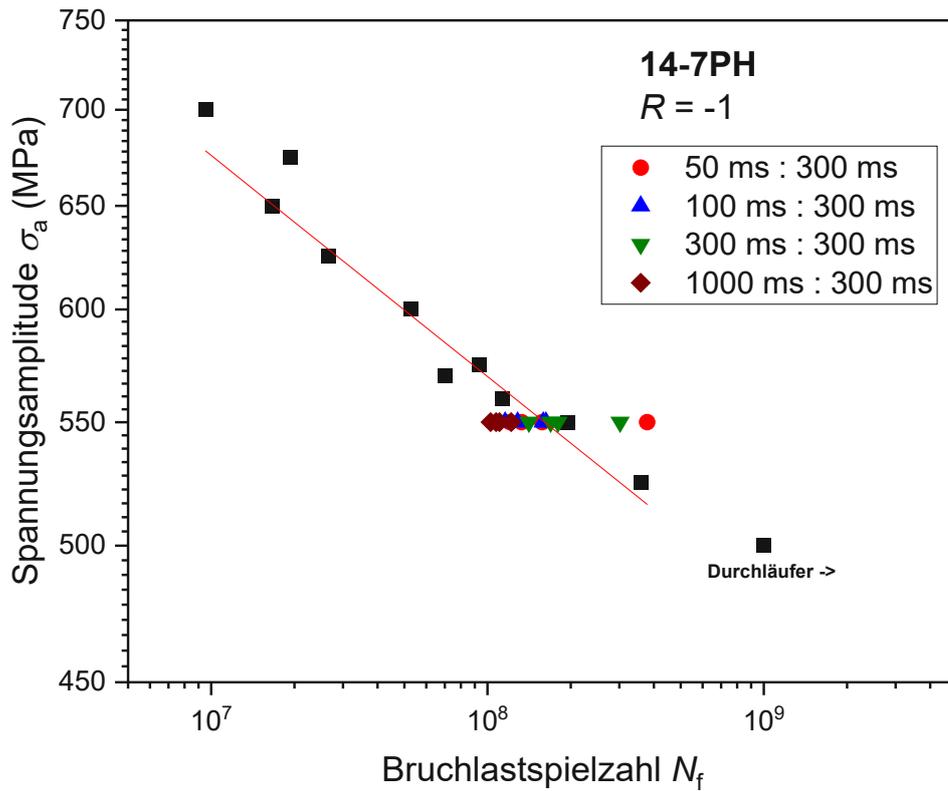


Abbildung 40: Wöhlerkurve 14-7PH mit unterschiedlichen PP-Verhältnissen

Die Versuche bei 550 MPa weisen eine natürliche Streuung um die zu erwartende Lebensdauer auf und zwei Ausreißer mit höheren Bruchlastspielzahlen sind zu sehen. Die Proben brachen ausschließlich von inneren Defekten (nichtmetallischen Einschlüssen), ein Verhalten, dass für den VHCF-Bereich charakteristisch ist.

In Abbildung 41 sind die effektiven Frequenzen, entsprechend den gewählten PP-Verhältnissen, gegenüber der Bruchlastspielzahl dargestellt. Dies bietet eine bessere Übersicht über die Streuung der jeweiligen Lebensdauern. Eine ähnliche Streuung der Lebensdauern bei unterschiedlichen PP-Verhältnissen zeigt, dass kein Einfluss durch die gepulste Belastung besteht.

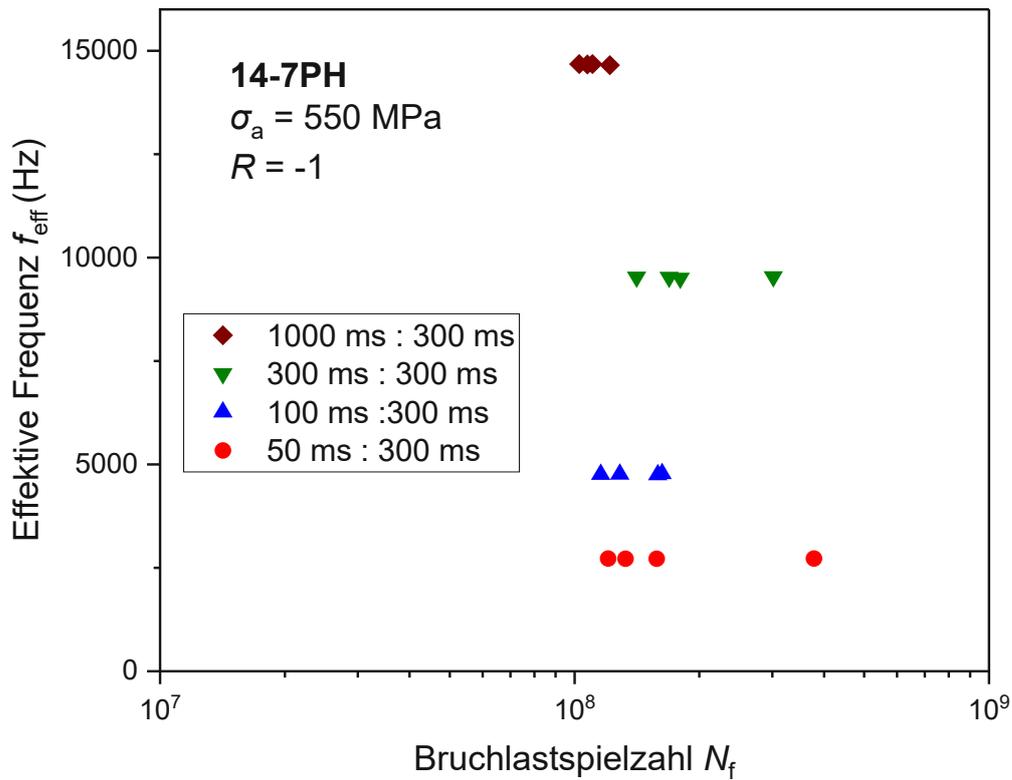


Abbildung 41: Effektive Frequenz f_{eff} gegenüber der Bruchlastspielzahl N_f bei unterschiedlichen PP-Verhältnissen von 14-7PH

Bis auf zwei Proben versagten alle bei Bruchlastspielzahlen zwischen $1,03 \times 10^8$ und $1,80 \times 10^8$, unabhängig vom gewählten PP-Verhältnis. Zwei Ausreißer mit höheren Lebensdauern wurden bei PP 50 ms : 300 ms ($N_f = 3,79 \times 10^8$) und PP 300 ms : 300 ms ($N_f = 3,02 \times 10^8$) gemessen.

In Abbildung 42 sind die kumulierten Häufigkeiten der gemessenen Lastzyklen für eine Probe je getestetem PP-Verhältnis dargestellt. Damit wird deutlich, wie viele Lastspiele unterhalb der spezifizierten Spannungsamplitude von 550 MPa akkumuliert wurden. Je kürzer die Pulsdauern gewählt wurden, umso mehr Ein- und Ausschwingvorgänge gab es, was folglich zu einer größeren Anhäufung von Lastspielen unterhalb des Sollniveaus führte. Bei einer Pulsdauer von 1000 ms lagen die spezifizierte und die aufgezeichnete Summenhäufigkeit bereits nahe beieinander, da es nur zu relativ wenigen Ein- und Ausschwingvorgängen kam.

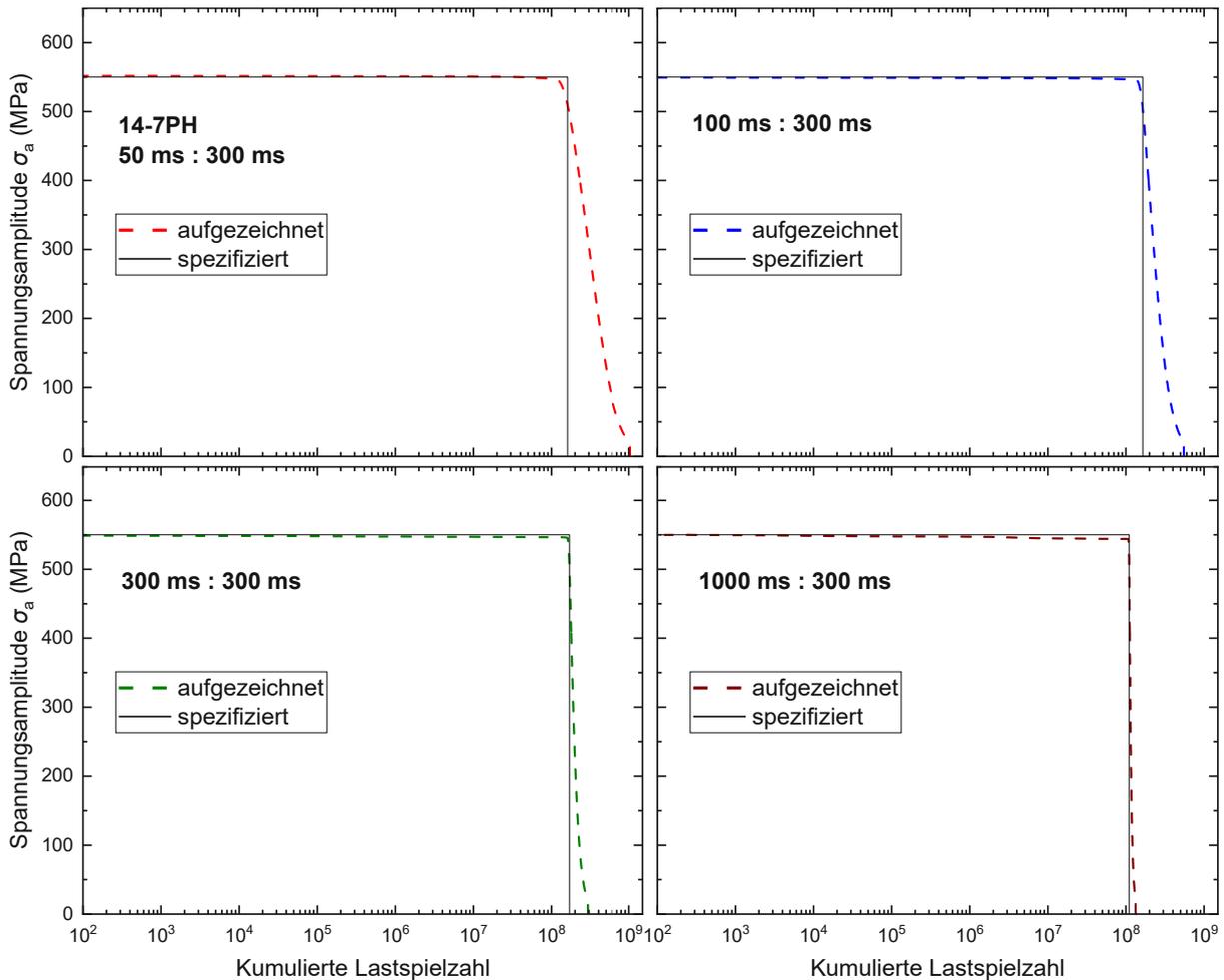


Abbildung 42: Vergleich der kumulierten Lastspielzahlen bei 14-7PH

Die Messungen zeigen eine gute Übereinstimmung zwischen Soll-Spannungsamplitude (schwarze, horizontale, durchgezogene Linie) von 550 MPa und maximaler gemessener Spannungsamplitude, was durch die präzise Regelung der Anlage sichergestellt wurde. Dies ist wichtig, da es durch Lastzyklen über dem Sollniveau zu erheblicher Schädigung gekommen wäre.

Um mögliche Temperatureinflüsse sichtbar zu machen, wurde während der Versuche die Temperatur an der Probenoberfläche im Messbereich aufgezeichnet (mithilfe eines Infrarot-Pyrometer (Optris LS)). Die Verläufe können Abbildung 43 entnommen werden, in welcher die Temperatur T linear und die Bruchlastspielzahl logarithmisch aufgetragen sind. Zu je einem PP-Verhältnis wurde der Temperaturverlauf einer Probe dargestellt. Leicht unterschiedliche Anfangstemperaturen ($< 1^\circ\text{C}$) sind auf geringe Schwankungen im Labor zurückzuführen.

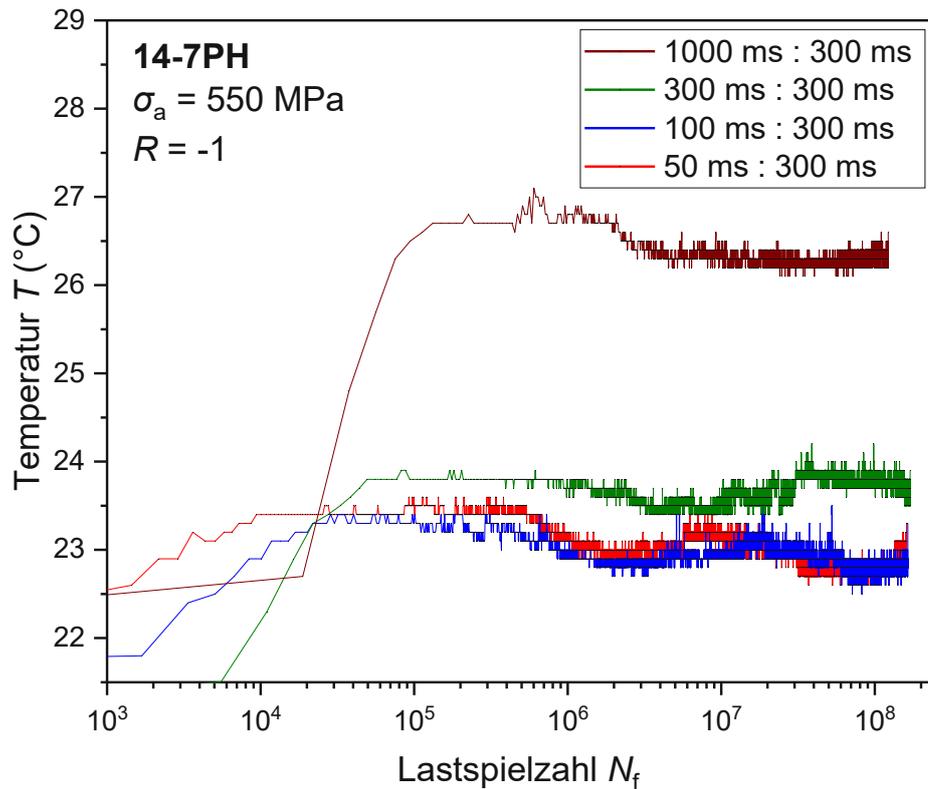


Abbildung 43: Temperaturverlauf von 14-7PH

Nach einem Temperaturanstieg zu Beginn Versuchs (bis ca. 10^5 Lastzyklen), zeigen alle Messungen eine nahezu konstante Temperatur mit leichten Schwankungen. Zu sehen sind annähernd gleiche Verläufe für die PP-Verhältnisse 50 ms : 300 ms und 100 ms : 300 ms mit derselben Maximaltemperatur von 23,6 °C. Bei einem PP-Verhältnis von 300 ms : 300 ms wurden maximal 24,2 °C gemessen und bei 1000 ms : 300 ms 27,1 °C. Die etwas höheren Temperatur bei einer Pulslänge von 1000 ms waren aufgrund der längeren Belastungsdauer während eines Pulses zu erwarten.

In Abbildung 44 sind die Temperaturänderungen ΔT (d.h. die gemessene Temperatur abzüglich der Proben temperatur vor Beginn des Ermüdungsversuchs) bei unterschiedlichen PP-Verhältnissen dargestellt. Der Temperaturanstieg bei unterschiedlich langer Pulsdauer wird somit besser ersichtlicher.

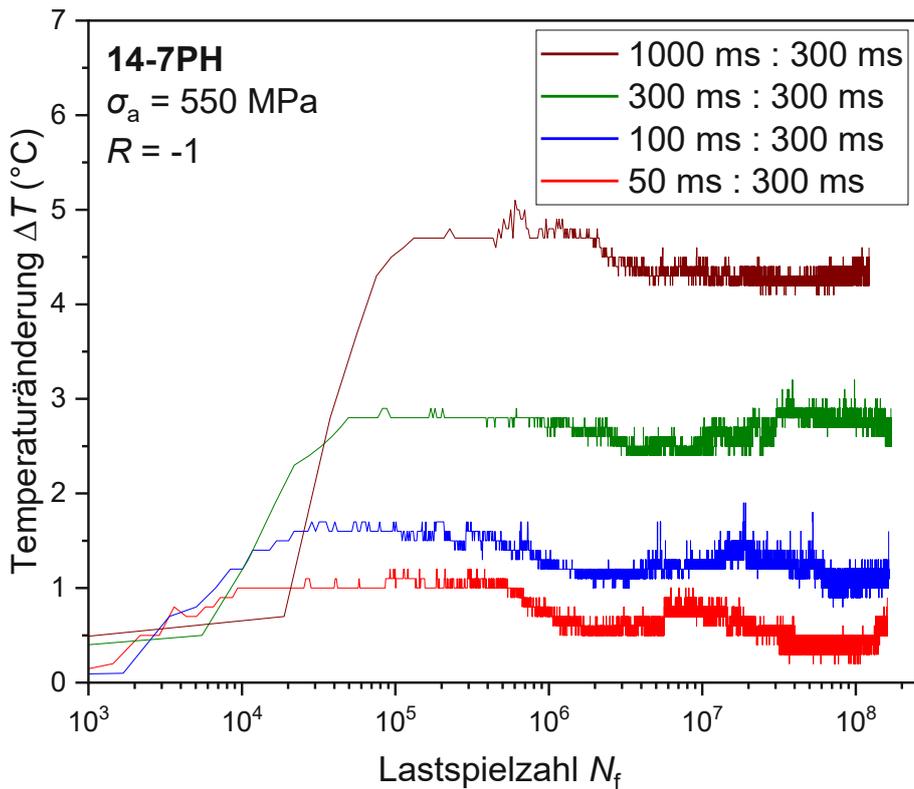


Abbildung 44: Temperaturänderung ΔT von 14-7PH

Die unterschiedlichen Temperaturanstiege bei PP-Verhältnissen von 50 ms : 300 ms und 100 ms : 300 ms sind jetzt klar voneinander unterscheidbar, mit maximalen Temperaturunterschieden zwischen 1,2 und 1,9 °C. Bei 300 ms : 300 ms wurde 3,2 °C und bei 1000 ms : 300 ms 5,1 °C als maximale Differenz gemessen. Diese geringen Temperaturunterschiede an der Probenoberfläche, auch bei der längsten getesteten Pulsdauer von 1000 ms, sollten keinen merkbaren Einfluss auf die Lebensdauer haben.

Zusätzlich wurde die Resonanzfrequenz f_R aufgezeichnet, um deren Änderung Δf_R (d.h. die aktuelle Resonanzfrequenz abzüglich der Resonanzfrequenz zu Beginn des Versuchs) über die Dauer eines Versuches zu zeigen. Ein Absinken der Frequenz wurde durch die Ausdehnung der sich erwärmenden Probe und letztlich durch das Ermüdungsrisswachstum ausgelöst. Abbildung 45 zeigt die Verläufe bei unterschiedlichen PP-Verhältnissen.

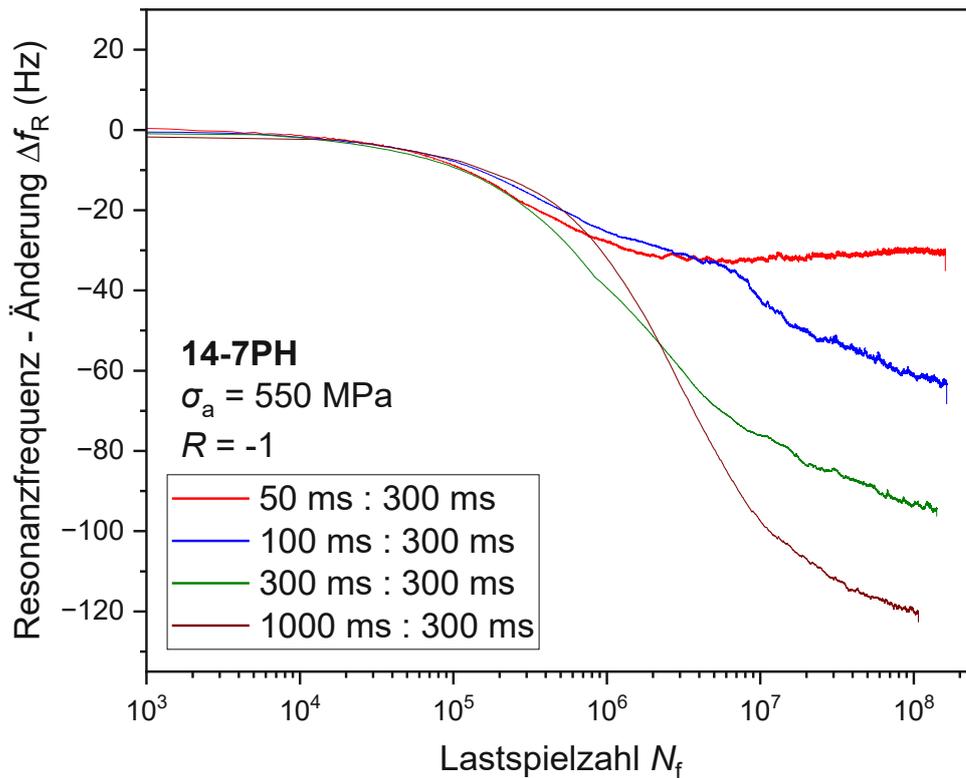


Abbildung 45: Änderung der Resonanzfrequenz Δf_R für 14-7PH

Durch den allmählichen Wärmetransport der sich während des Versuchs erwärmenden Ermüdungsprobe zum Titanhorn des Lastzugs, wurde ein stetiges Absinken der Resonanzfrequenz bei allen Versuchen bis kurz vor dem Bruch gemessen. Nur bei einem PP-Verhältnis von 50 ms : 300 ms sank die Frequenz nach etwa 2×10^6 Lastzyklen bis kurz vor dem Bruch nicht weiter, was auf die geringe Erwärmung während des Versuchs zurückzuführen ist (siehe Abbildung 44). Mit steigender Pulslänge sank die Resonanzfrequenz stärker, was mit den Temperaturanstiegen der Probenoberflächen korreliert. Der starke Abfall der Frequenz kurz vor dem Bruch ist auf den zu diesem Zeitpunkt einsetzenden Anstieg der Rissverlängerung zurückzuführen.

Fraktografische Analyse

Die Bruchflächen der Stahlproben 14-7PH wurden mithilfe eines Rasterelektronenmikroskops (REM – FEI Quanta FEG 250) untersucht. Die Proben brachen ausgehend von inneren Defekten (nichtmetallischen Einschlüssen), die als risseinleitende Stellen vermessen wurden. Der blau markierte Bereich in Abbildungen

46-49 kennzeichnet die Fläche senkrecht zur Spannungsrichtung, die zur Berechnung der Dauerfestigkeit durch das Kurzrisssmodell von Murakami herangezogen wurde. In den Abbildungen ist auch die sogenannte optically dark area (optisch dunkler Bereich, im REM als helle Fläche erkennbar) um den Einschluss erkennbar, ein für Brüche im VHCF-Bereich typisches Merkmal der Risseinleitungsstelle [36]. Für je ein getestetes PP-Verhältnis ist in den Abbildungen 46-49 beispielhaft eine risseinleitende Stelle bei unterschiedlichen Vergrößerung dargestellt. Bei den Darstellungen (a), (b) und (c) sind Aufnahmen gezeigt, die mit dem Sekundärelektronendetektor gemacht wurden. Die Bilder in den Darstellungen (d) zeigen Aufnahme mit dem Rückstreuелеktronendetektor. Aufgrund des damit darstellbaren Materialkontrasts wurden diese Abbildung für die Vermessung der Einschlussgrößen verwendet (blau markierte Bereiche).

Abbildung 46: PP: 50 ms : 300 ms (W48), $\sqrt{area} = 9,39 \mu\text{m}$, $N_f = 1,33 \times 10^8$: Die durchgeführte Elementanalyse (EDX) zeigte, dass es sich um den Krater eines ausgebrochenen, nichtmetallischen Einschlusses handelt, da vorwiegend Eisen und weitere Legierungselemente gemessen wurden.

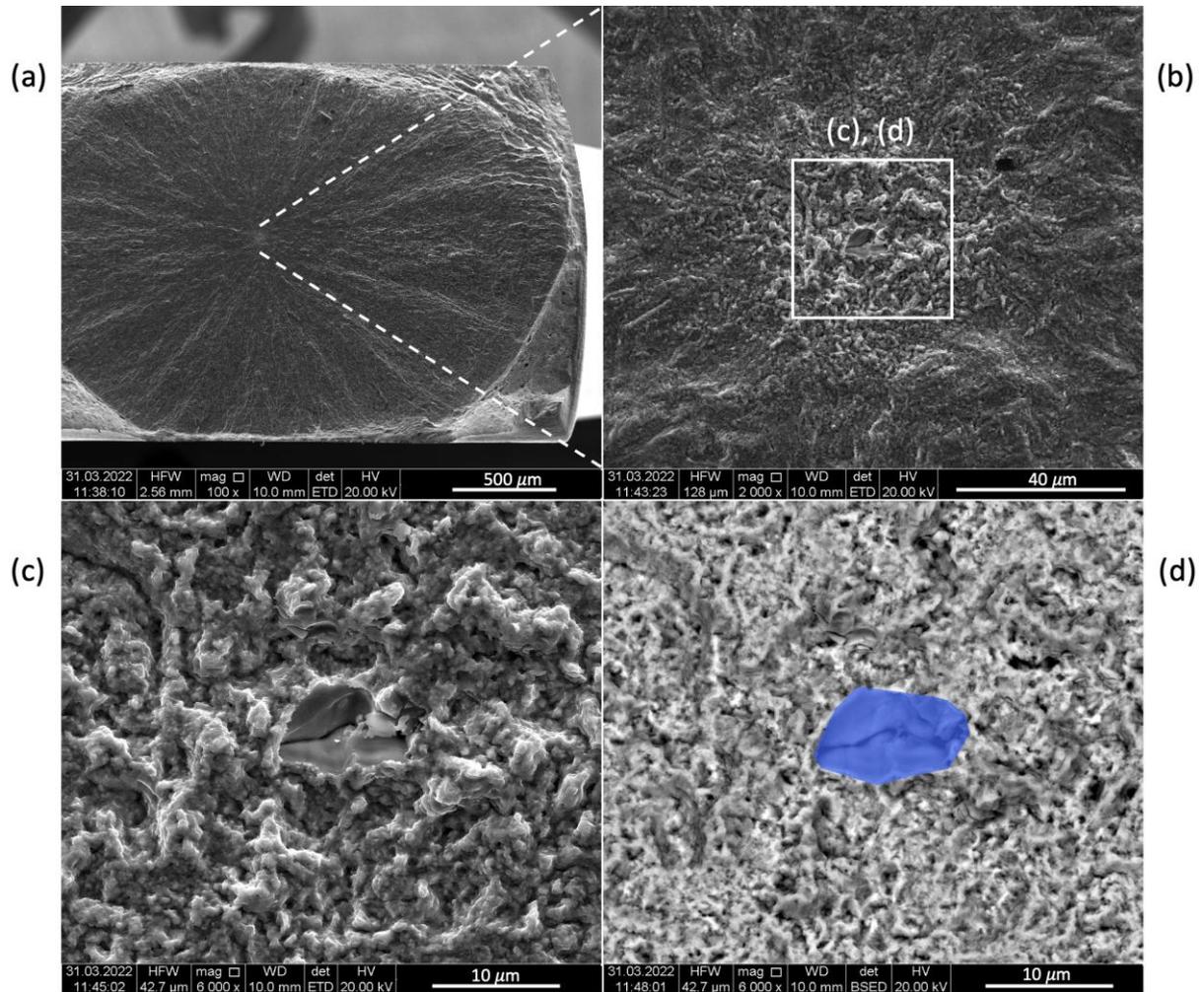


Abbildung 46: Bruchfläche bei Pulslänge 50 ms: (a) Risseinleitende Stelle (b) Hohlraum an Stelle des nichtmetallischen Einschlusses (c) Vergrößerte Darstellung (d) projizierte Fläche

Abbildung 47: PP: 100 ms : 300 ms (W34), $\sqrt{area} = 16,28 \mu\text{m}$, $N_f = 1,29 \times 10^8$: Durch die EDX-Analyse (s. Abbildung 48) konnte ein TiN-Einschluss als Risseinleitungsstelle festgestellt werden.

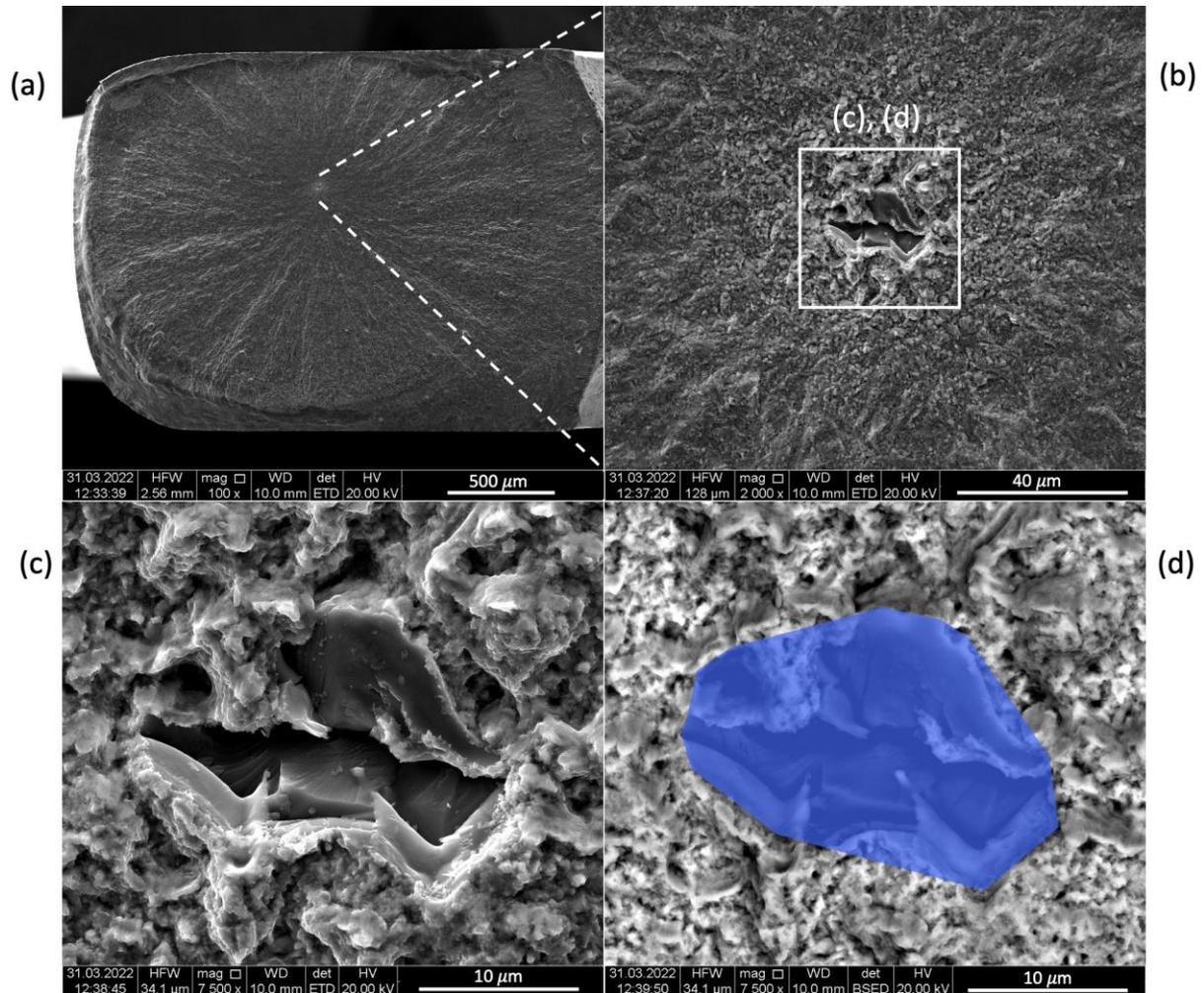


Abbildung 47: Bruchfläche bei Pulslänge 100 ms: (a) Risseinleitende Stelle (b) TiN Einschluss (c) vergrößerte Darstellung (d) projizierte Fläche

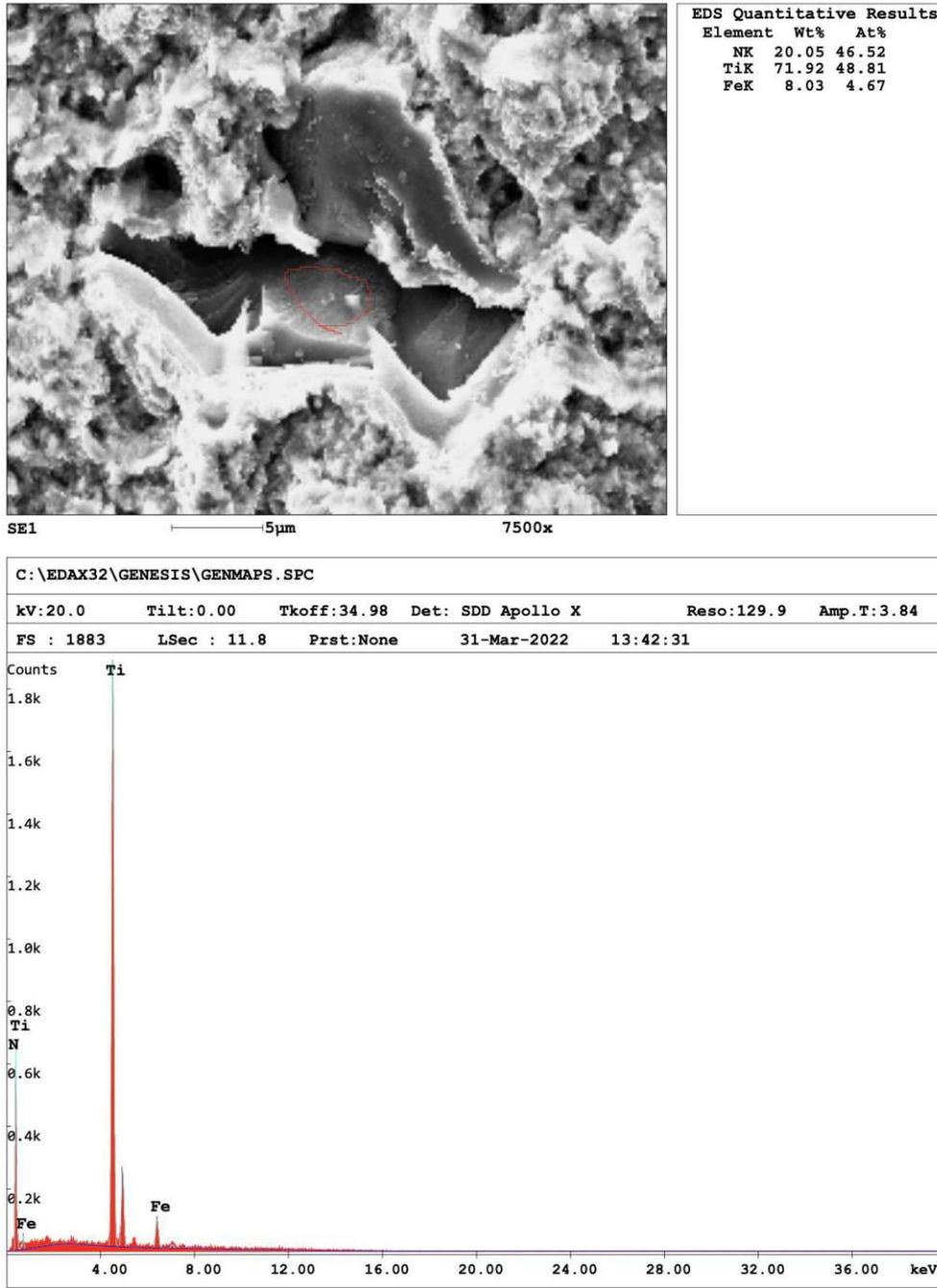


Abbildung 48: Elementanalyse EDX zeigt überwiegend Titannitrid Anteilen

Abbildung 49: PP: 300 ms : 300 ms (W52), $\sqrt{area} = 12,66 \mu\text{m}$, $N_f = 1,69 \times 10^8$: Aufgrund der charakteristischen Form handelt es sich ebenfalls um einen TiN-Einschluss.

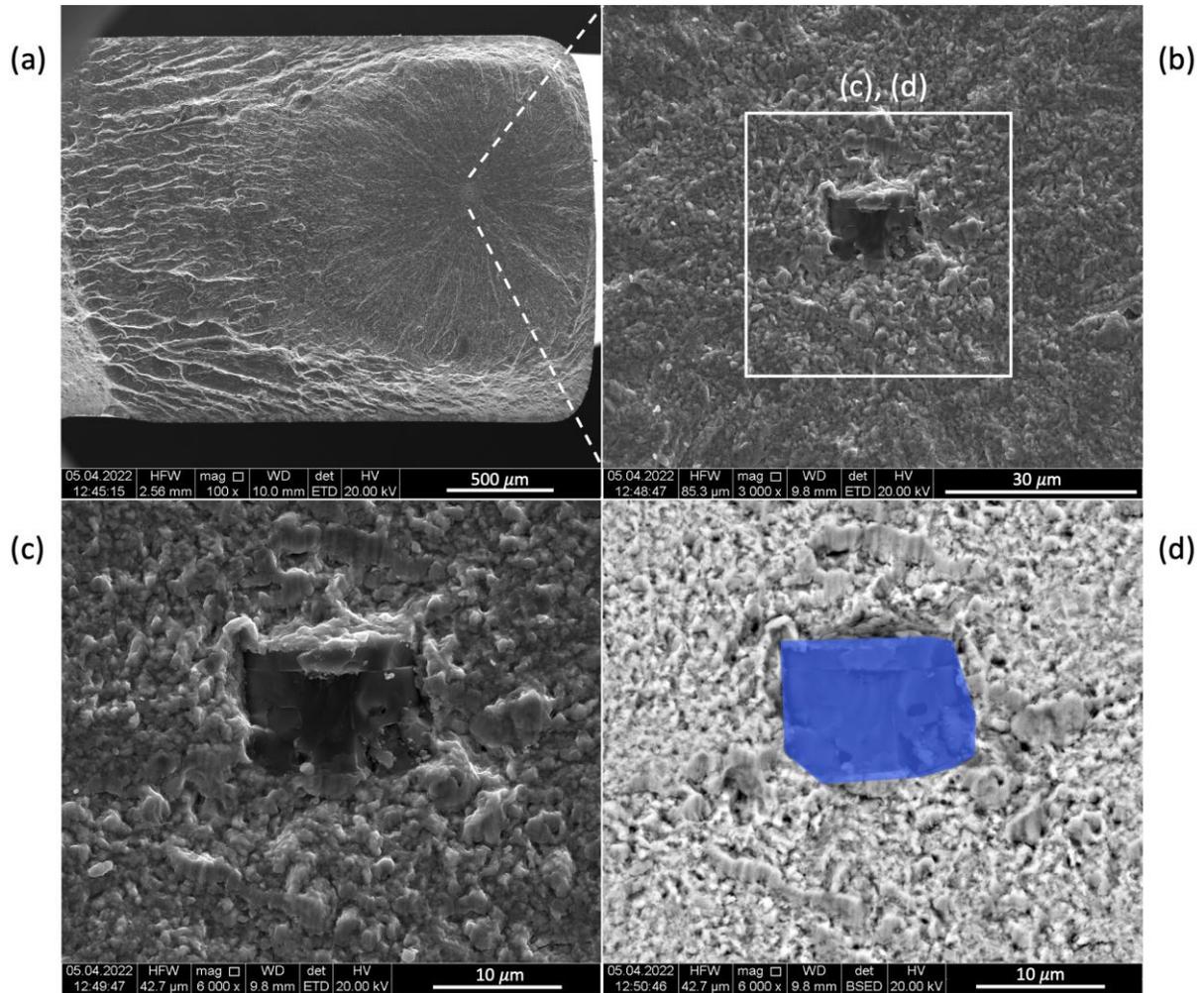


Abbildung 49: Bruchfläche bei Pulslänge 300 ms: (a) Risseinleitende Stelle (b) nichtmetallischer Einschluss (c) Vergrößerte Darstellung (d) projizierte Fläche

Abbildung 50: PP: 1000 ms : 300 ms (W45), $\sqrt{\text{area}}$ = 12,66 μm , $N_f = 1,22 \times 10^8$: Auch hier leitete der Riss an einem TiN-Einschluss ein.

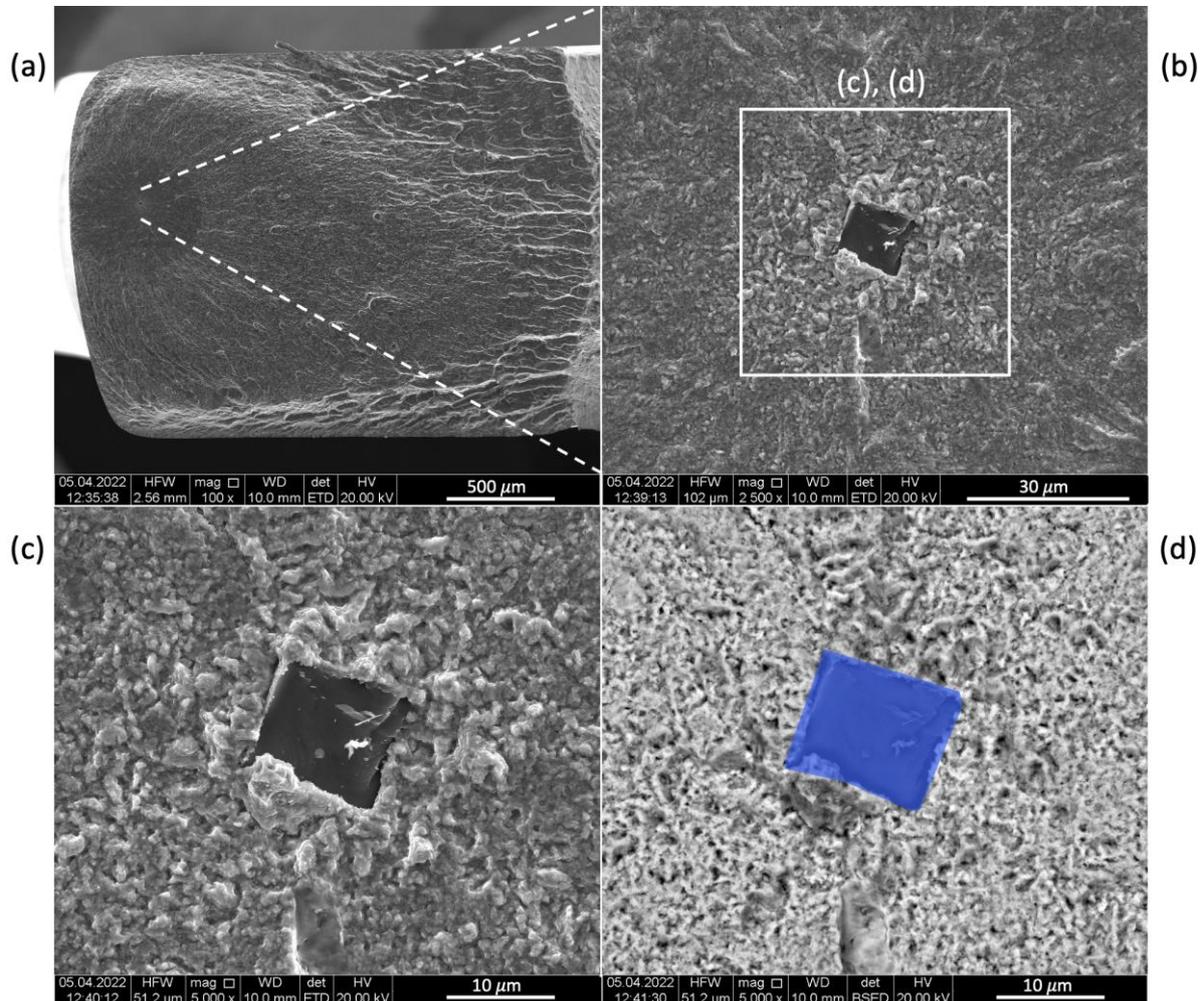


Abbildung 50: Bruchfläche bei Pulslänge 1000 ms: (a) Risseinleitende Stelle (b) nichtmetallischer Einschluss (c) Vergrößerte Darstellung (d) projizierte Fläche

Einfluss der Defektgröße auf die Lebensdauer

Abbildung 51 zeigt den Abstand der risseinleitenden Einschlüsse zur Probenoberfläche und deren Defektgröße als die Wurzel der projizierten Fläche $\sqrt{\text{area}}$. Man sieht, dass die Risse an Einschlüssen mit unterschiedlichem Abstand zur Probenoberfläche einleiteten, unabhängig vom gewählten PP-Verhältnis. Die Abszisse wurde dabei so gewählt, dass sie die halbe Probedicke von 1,15 mm darstellt (Blechdicke von 2,3 mm), da diese der maximal möglich Abstand zur Probenoberfläche ist.

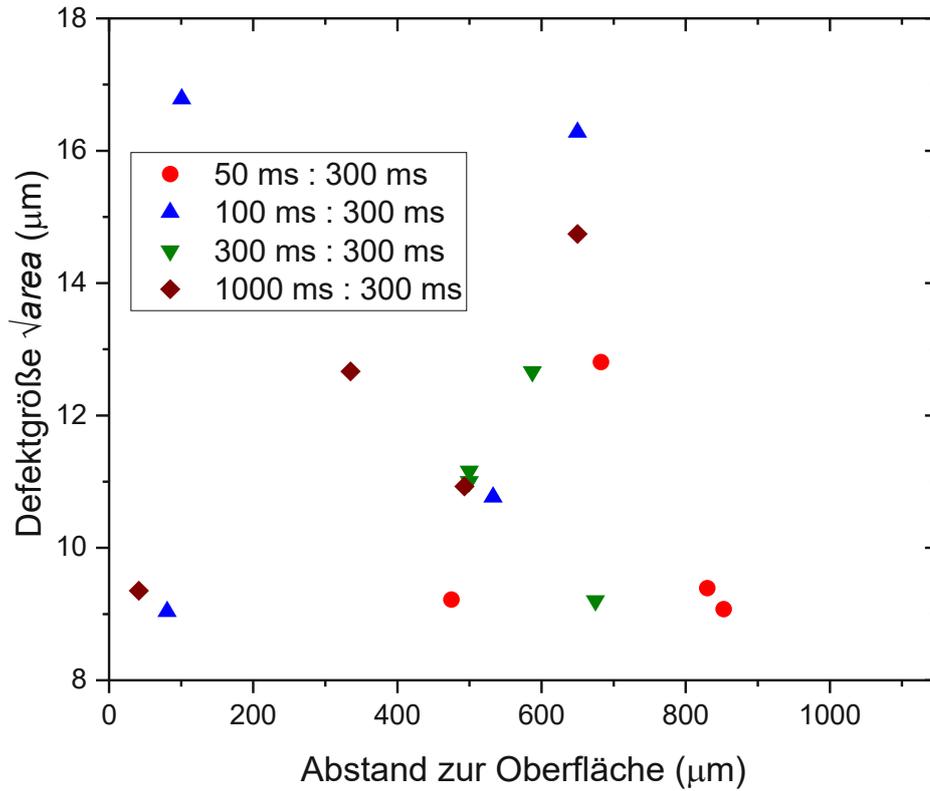


Abbildung 51: Abstand der risseinleitenden Einschlüsse von der Probenoberfläche im Vergleich mit der Defektgröße \sqrt{area}

Die meisten Risse initiierten an Einschlüssen, die sich zwischen 400 µm und 900 µm unter der Oberfläche befanden. Nur 3 Einschlüsse waren weniger als 100 µm unter der Oberfläche zu finden. Dies kann durch bearbeitungsbedingte Druckeigenspannungen (d.h. durch das Walzen) erklärt werden, die im oberflächennahen Bereich einer Rissöffnung entgegenwirkten.

In Abbildung 52 ist die Defektgröße gegenüber der Bruchlastspielzahl dargestellt. Trotz der großen Streuung ist ein Trend zu längeren Lebensdauern mit abnehmender Defektgröße zu erkennen (rote Linie). Daher sollte die Streuung der Lebensdauerkurve reduziert werden, wenn die Größe des risseinleitenden Einschlusses berücksichtigt wird.

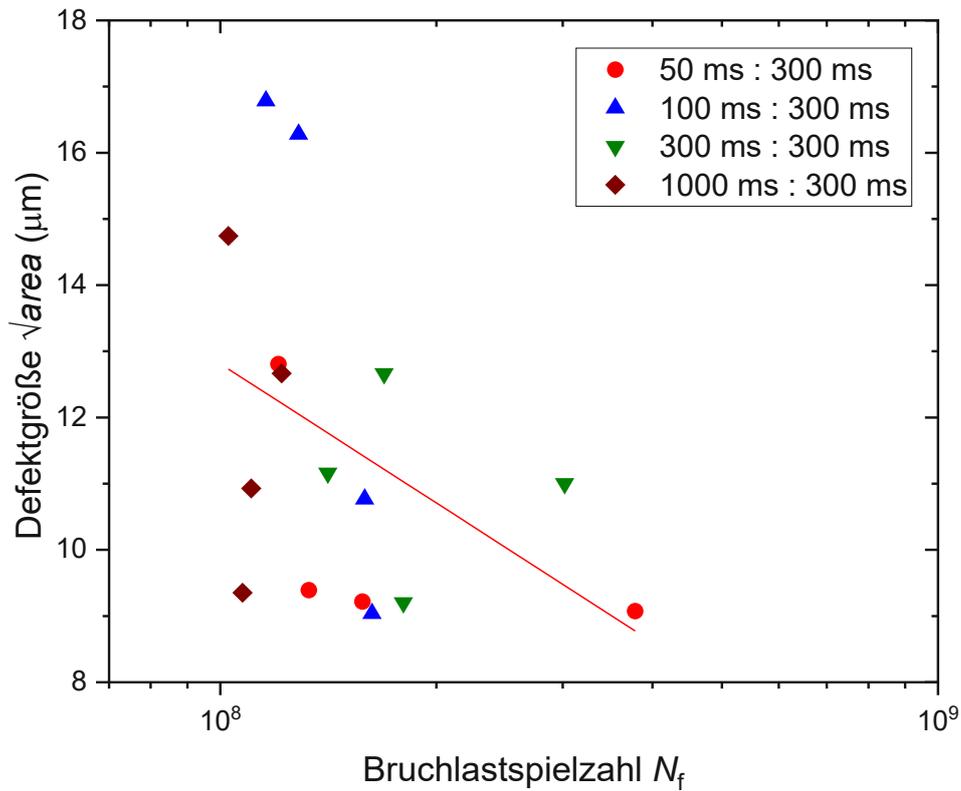


Abbildung 52: Defektgröße als Funktion der Bruchlastspielzahl

Um den Einfluss der Defektgröße auf die Lebensdauer zu untersuchen, wurde das \sqrt{area} -Parametermodell von Murakami, mit dem Vorhersagen über die Dauerfestigkeit bei Anwesenheit kurzer Risse oder kleiner Defekte gemacht werden können, verwendet. Als geeignete Abschätzung für die Anwendbarkeit des \sqrt{area} -Parametermodells wurde für den Übergangswert \sqrt{area}_{trans} , der zwischen kleinen und große Defekten unterscheidet, eine Defektgröße von 100 μm angenommen (entsprechend der experimentell ermittelten Werte von \sqrt{area}_{trans} für martensitische rostfreie Stähle, siehe [26, 37] und Kapitel 2.5.3). D.h. es wird angenommen, dass die Dauerfestigkeit bei Anwesenheit von risseinleitenden Defekten die kleiner als 100 μm sind mit \sqrt{area} -Parametermodell berechnet werden kann. Der größte gemessen Defekt war mit $\sqrt{area} = 16,78 \mu\text{m}$ deutlich kleiner als der geschätzte Übergangswert von $\sqrt{area}_{trans} = 100 \mu\text{m}$. Daher wurde zur Berechnung der Dauerfestigkeit Gleichung (17) verwendet. In Abbildung 53 ist das normalisierte Wöhlerdiagramm dargestellt, in dem die Ordinate das Verhältnis zwischen nomineller Spannungsamplitude σ_a und (entsprechend der Größe des risseinleitenden Einschlusses) berechneter

Dauerfestigkeit σ_W (Gleichung (17)) angibt. Durch diese Normalisierung der Spannungsamplitude mit der berechneten Dauerfestigkeit sollten Brüche nur über einem Wert von $\sigma_a/\sigma_W > 1$ auftreten, falls Gleichung (17) eine konservative Abschätzung der Dauerfestigkeit ergibt. Man sieht jedoch, dass bei Lastspielzahlen über 5×10^7 auch Versagen unter $\sigma_a/\sigma_W < 1$ auftreten. Der niedrigste Wert wurde bei $\sigma_a/\sigma_W = 0.85$ gefunden (bei $N_f = 1,95 \times 10^8$), was bedeutet, dass ein Bruch selbst bei Spannungen, die 15% niedriger als die berechnete Dauerfestigkeit nach Gleichung (17) sind auftreten kann. Dieses Verhalten wurde auch bei anderen hochfesten Stählen beobachtet, wenn Innenbrüche im VHCF-Bereich analysierte wurden. Ultrahochfeste Stähle mit Zugfestigkeiten über 2 GPa weisen meist eine Dauerfestigkeit im VHCF-Bereich auf, die bis zu 25% niedriger ist als mit Gleichung (17) berechnet [38]. Darüber hinaus können Eigenspannungen die zyklische Festigkeit beeinflussen, die mit Gleichung (17) nicht berücksichtigt werden. Im vorliegenden Fall können Zugeigenspannungen im Inneren der Stahlbleche als Kompensation für die oberflächlichen Druckspannungen angenommen werden, die die Dauerfestigkeit im VHCF-Bereich herabsetzen.

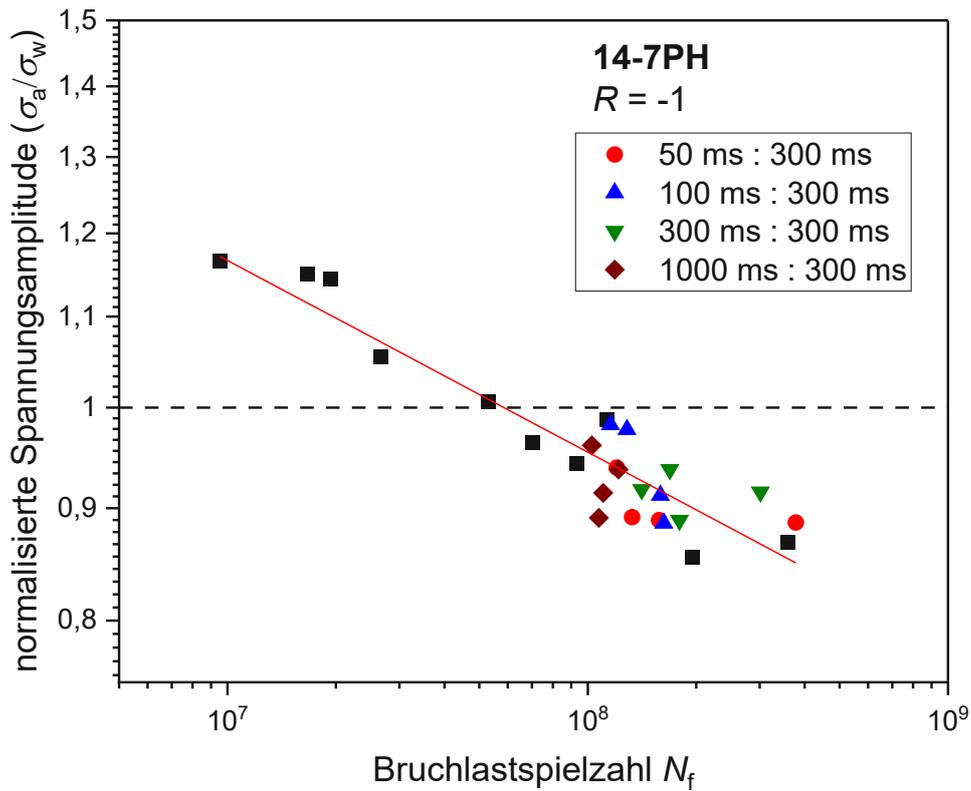


Abbildung 53: Normalisierte Spannungsamplitude (σ_a/σ_w) gegenüber der Bruchlastspielzahl N_f bei Stahl 14-7PH

Die Bruchlastspielzahl und die normalisierte Spannungsamplitude wurden in Abbildung 53 logarithmisch aufgetragen. Die rote Trendlinie (Potenzfunktion) stellt dabei die 50%ige Bruchwahrscheinlichkeit dar. Obwohl die Dauerfestigkeit mit Gleichung (17) nicht ausreichend genau abgeschätzt werden kann, erkennt man eine Verringerung der Streuung in der normierten Wöhlerkurve im Vergleich zur normalen Darstellung in Abbildung 40. Dies liegt daran, dass die Defektgröße die Lebensdauer deutlich beeinflusst. Selbst die zwei Ausreißer bei PP-Verhältnis 50 ms : 300 ms ($N_f = 3,79 \times 10^8$) und PP-Verhältnis 300 ms : 300 ms ($N_f = 3,02 \times 10^8$) passen nun besser in den Verlauf der Wöhlerlinie als in Abbildung 40. Die Berücksichtigung der Größe der risseinleitenden Defekte (die für die untersuchte Aluminiumlegierung nicht notwendig war, da die Risseinleitung an künstlich eingebrachten Defekten mit einheitlicher Größe stattfand) bekräftigt die Aussage, dass ein gepulstes Verhalten bei Ultraschall-Ermüdungsversuchen keinen wesentlichen Einfluss auf die Lebensdauer hat.

5 Schlussfolgerung

Um mögliche Einflüsse durch die gepulste Belastung bei Ultraschall-Ermüdungsversuchen zu untersuchen, wurden in dieser Arbeit systematische Versuche mit unterschiedlichen Puls- und Pausendauern durchgeführt. Einerseits wurden Experimente im Bereich hoher Lastspielzahlen (HCF-Bereich) mit der Aluminium-Knetlegierung 7075-T651 durchgeführt, wobei kleine Löcher als definierte Risseinleitungsstellen in den Messbereich der Proben eingebracht wurden. Andererseits wurde der gehärtete rostfreie Stahl 14-7PH untersucht, bei dem nichtmetallische Einschlüsse im Inneren zum Versagen im Bereich sehr hoher Lastspielzahlen (VHCF) führte. Vergleichende Versuche mit Puls-Pause Verhältnissen zwischen 50 ms : 300 ms und 1000 ms : 300 ms sowie kontinuierlicher Belastung zeigten weder bei den Versuchen im HCF Bereich mit Brüchen von Oberflächendefekten, noch bei den Versuchen im VHCF Bereich mit Brüchen vom Inneren einen Einfluss der Belastungsart. Bei gepulster Belastung muss jedoch gewährleistet werden, dass in den Einschwingphasen eines jeden Pulses kein Überschwingen stattfindet. Das wurde durch eine Auswertung der aufgezeichneten Messdaten belegt. Da bei Brüchen ausgehenden von inhärenten Defekten wie nichtmetallischen Einschlüssen die Lebensdauer durch die Größe des Einschlusses beeinflusst wird, wurde eine bruchmechanische Analyse der VHCF-Daten vorgenommen. Es konnte gezeigt werden, dass mithilfe des \sqrt{area} -Parameter Modells die Streuung in den Lebensdauern reduziert werden konnte, da dieses das Kurzrissverhalten von kleinen Defekten berücksichtigt.

6 Literaturverzeichnis

- [1] Mayer H. Fatigue crack growth and threshold measurements at very high frequencies. *International Materials Reviews*. 2013;44:1-34. DOI: <https://doi.org/10.1179/imr.1999.44.1.1>.
- [2] Mayer H. Recent developments in ultrasonic fatigue. *Fatigue Fract Eng M*. 2016;39:3-29. DOI: <https://doi.org/10.1111/ffe.12365>.
- [3] Fitzka M, Mayer H, Schuller R, Stanzl-Tschegg SE, Przeorski T, Krug P. Variable amplitude loading of spray-formed hypereutectic aluminium silicon alloy DISPAL® S232 in the VHCF regime. *Fatigue Fract Eng M*. 2014;37:945-57. DOI: <https://doi.org/10.1111/ffe.12178>.
- [4] Fitzka M, Mayer H. Constant and variable amplitude fatigue testing of aluminum alloy 2024-T351 with ultrasonic and servo-hydraulic equipment. *Int J Fatigue*. 2016;91:363-72. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2015.08.017.
- [5] Campbell FC. *Elements of Metallurgy and Engineering Alloys*: ASM International; 2008:1-2. DOI: <https://doi.org/10.31399/asm.tb.emea.t52240243>.
- [6] Sun CQ, Song QY, Hu YP, Wei YJ. Effects of intermittent loading on fatigue life of a high strength steel in very high cycle fatigue regime. *Int J Fatigue*. 2018;117:9-12. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.07.033>.
- [7] Schönbauer B. Ermüdung von 12% Cr Dampfturbinenstahl aufgrund von Lochkorrosion [Dissertation]: Technische Universität Wien; 2014:5-12, 24. DOI: <https://doi.org/10.34726/hss.2014.23423>.
- [8] Radaj D, Vormwald M. *Ermüdungsfestigkeit - Grundlagen für Ingenieure*: Springer Verlag Berlin Heidelberg; 2007:1-6. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-540-71459-0>.
- [9] Sander M. *Sicherheit und Betriebsfestigkeit von Maschinen und Anlagen*: Springer Vieweg Berlin, Heidelberg; 2018:1-16,35-36,155. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-662-54443-3>.
- [10] Schönbauer BM, Perlega A, Karr UP, Gandy D, Stanzl-Tschegg SE. Pit-to-crack transition under cyclic loading in 12% Cr steam turbine blade steel. *Int J Fatigue*. 2015;76:19-32. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2014.10.010.
- [11] Götz S, Eulitz K-G. *Betriebsfestigkeit*: Springer Vieweg Wiesbaden; 2020:11-22. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-658-31169-8>.
- [12] Gudehus H, Zenner H. *Leitfaden für eine Betriebsfestigkeitsrechnung: Empfehlungen zur Lebensdauerabschätzung von Maschinenbauteilen*: Verlag Stahleisen; 2000;
- [13] Schijve J. *Fatigue of structures and materials*: Springer Dordrecht; 2009:15-16. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-1-4020-6808-9>.

- [14] Haibach E. Betriebsfestigkeit, 3rd Edition 2006:20-23,267. DOI: <https://doi.org/10.1007/3-540-29364-7>.
- [15] Deutsches IfN. DIN 50100 Schwingfestigkeitsversuch – Durchführung und Auswertung von zyklischen Versuchen mit konstanter Lastamplitude für metallische Werkstoffproben und Bauteile. 2021. p. 8-9,25. DOI: <https://dx.doi.org/10.31030/3282479>.
- [16] Pyttel B, Schwerdt D, Berger C. Very high cycle fatigue - Is there a fatigue limit? Int J Fatigue. 2011;33:49-58. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2010.05.009>.
- [17] Mughrabi H. Specific features and mechanisms of fatigue in the ultrahigh-cycle regime. Int J Fatigue. 2006;28:1501-8. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2005.05.018>.
- [18] Gross D, Seelig T. Bruchmechanik - Mit einer Einführung in die Mikromechanik: Springer Berlin, Heidelberg; 2011:66,131. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-642-10196-0>.
- [19] Paris P, Erdogan F. A Critical Analysis of Crack Propagation Laws. Journal of Basic Engineering. 1963;85 DOI: <http://dx.doi.org/10.1115/1.3656900>.
- [20] Zerbst U, Madia M. Bruchmechanische Bauteilbewertung: Springer Vieweg Wiesbaden; 2022:16-22. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-658-36151-8>.
- [21] Elber W. Fatigue crack closure under cyclic tension. Elsevier Ltd. 1970;2:37-45. DOI: [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(70\)90028-7](https://doi.org/10.1016/0013-7944(70)90028-7).
- [22] Kitagawa H, Takahashi S. Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the crack in the early stage. American Society of Metals. 1976
- [23] El Haddad MH, Topper TH, Smith KN. Prediction of non propagating cracks. 1978;11:573-84. DOI: [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(79\)90081-X](https://doi.org/10.1016/0013-7944(79)90081-X).
- [24] Smith RA. On the short crack limitations of fracture mechanics. International Journal of Fracture 13. 1977:717-20. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF00017308>.
- [25] Murakami Y. Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions on the Fatigue-Strength of Metals. Key Eng Mat. 1991;51-2:37-42. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.51-52.37>.
- [26] Schönbauer BM, Mayer H. Effect of small defects on the fatigue strength of martensitic stainless steels. Int J Fatigue. 2019;127:362-75. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.06.021>.
- [27] Schönbauer BM, Ghosh S, Komi J, Frondelius T, Mayer H. Influence of small defects and nonmetallic inclusions on the high and very high cycle fatigue strength of an ultrahigh-strength steel. Fatigue Fract Eng M. 2021;44:2990-3007. DOI: <https://doi.org/10.1111/ffe.13534>.
- [28] Chapetti MD. A simple model to predict the very high cycle fatigue resistance of steels. Int J Fatigue. 2011;33:833-41. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2010.12.010>.

- [29] Bach J. Ermüdungsverhalten von niedrig legierten Stählen im HCF- und VHCF-Bereich [Dissertation]: Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg; 2018:18,42. DOI: <https://doi.org/10.25593/978-3-96147-116-4>.
- [30] Wycisk E. Ermüdungseigenschaften der laseradditiv gefertigten Titanlegierung TiAl6V4: Springer Vieweg; 2017:46. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-662-56060-0>.
- [31] Christ HJ. Skript zur Vorlesung Materialermüdung In: Siegen U, editor.2021. p. 8.
- [32] Schönbauer B, Fitzka M, Jaskari M, Järvenpää A, Mayer H. Very high cycle fatigue data acquisition using high-accuracy ultrasonic fatigue testing equipment. 2023. p. 8-9.
- [33] Fitzka M, Schönbauer BM, Rhein RK, Sanaei N, Zekriardehani S, Tekalur SA, et al. Usability of Ultrasonic Frequency Testing for Rapid Generation of High and Very High Cycle Fatigue Data. Materials. 2021;14:2245.
- [34] Pferd Werkzeuge G. Politex - Stifte. August Rüggeberg GmbH & Co. KG; 2023. DOI: <https://de.pferd.com/de/poliflex-stifte?a%5Bdiam-outer-tds%5D=25+mm&a%5Bshape-tds%5D=Zylinder&a%5Bgrit-size-tds%5D=150&a%5Babrasive-tds%5D=Siliciumcarbid+SiC%2FC>
- [35] Mayer H, Papakyriacou M, Pippan R, Stanzl-Tschegg S. Influence of loading frequency on the high cycle fatigue properties of AlZnMgCu1.5 aluminium alloy. Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing. 2001;314:48-54. DOI: 10.1016/s0921-5093(00)01913-4.
- [36] Deng HL, Li W, Sakai T, Sun ZD. Very High Cycle Fatigue Failure Analysis and Life Prediction of Cr-Ni-W Gear Steel Based on Crack Initiation and Growth Behaviors. Materials. 2015;8:8338-54. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma8125459>.
- [37] Schönbauer BM, Yanase K, Endo M. The influence of various types of small defects on the fatigue limit of precipitation-hardened 17-4PH stainless steel. Theor Appl Fract Mec. 2017;87:35-49. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2016.10.003>.
- [38] Schönbauer BM, More SS, Morales-Espejel GE, Mayer H. Influence of elevated temperature on the very high cycle fatigue properties of bearing steels. Int J Fatigue. 2023;176 DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2023.107847.

7 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Gesamtlebensdauer eines Bauteils (nach [9])	16
Abbildung 2: Zugversuch mit (a) ausgeprägter Streckgrenze und (b) fließendem Übergang.....	17
Abbildung 3: Schematische Rissbildung beim Ermüdungsbruch, makroskopische Betrachtung (nach [8])	18
Abbildung 4: Einflussfaktoren auf die Schwingfestigkeit (nach [12]).....	19
Abbildung 5: Entstehung von (a) Gleitbändern und (b) Intrusion bzw. Extrusion (nach [11])	20
Abbildung 6: Phasen der Ermüdung (nach [7]).....	21
Abbildung 7: Kenngrößen eines Lastzyklus (nach [11]).....	21
Abbildung 8: Beanspruchungsfälle anhand des Spannungsverhältnisses R (nach [11])	23
Abbildung 9: Wöhlerkurve eingeteilt in 3 Bereiche (nach [11])	24
Abbildung 10: Zweistufiger Verlauf der Wöhlerkurve (nach [9]).....	26
Abbildung 11: Rissöffnungsarten (nach [18]).....	27
Abbildung 12: Rissausbreitungskurve schematisch (nach [7]).....	28
Abbildung 13: Kurzrissswachstum schematisch (nach [7]).....	30
Abbildung 14: Mechanismen der Risssschließung (nach [20]).....	30
Abbildung 15: Risssschließung anhand des effektiven Spannungsintensitätsfaktors ΔK_{eff} (nach [20]).....	31
Abbildung 16: Dauerfestigkeit abhängig von der Risslänge nach Kitagawa – Takahashi, Smith und El Haddad et al. [22, 23].....	32
Abbildung 17: Schematische Darstellung zur Definition des Parameters <i>area</i>	34
Abbildung 18: Grenzwert des Spannungsintensitätsfaktors ΔK_{th} als Funktion der Risslänge/Defektgröße <i>area</i> (nach [26]).....	35
Abbildung 19: Dauerfestigkeit σ_w als Funktion der Defektgröße <i>area</i> (nach [26])	37
Abbildung 20: Arbeitsschema einer servo-hydraulischen Prüfmaschine (nach [31]) .	39
Abbildung 21: Ultraschall-Ermüdungsprüfsystem, entwickelt am IPM-BOKU (nach [32])	40
Abbildung 22: Arbeitsprinzip des Ultraschall-Ermüdungsprüfsystems (nach [32]).....	41
Abbildung 23: Versuchsaufbau am IPM-BOKU	43
Abbildung 24: Screenshot des digitalen Oszilloskops bei einer Pulslänge von 200 ms (oben: Auslenkung, unten: Leistung)	44
Abbildung 25: Puls- und Pausendauer, Ein- und Ausschwingzeit (Bild aus [4])	45
Abbildung 26: PP-Verhältnisse grafisch	46
Abbildung 27: Aufzeichnungs- und Überwachungssoftware [4].....	47
Abbildung 28: Listenformat der Datenausgabe.....	48

Abbildung 29: Probenform (a) zylindrisch mit Bohrungen und (b) Blechstreifen mit Gewindestück	50
Abbildung 30: Schleifvorrichtung für Proben 7075-T651	51
Abbildung 31: Bohrvorrichtung	53
Abbildung 32: Schleifvorrichtung für Proben 14-7PH	54
Abbildung 33: Bearbeitungsschema mit elastischer Schleifscheibe #150	54
Abbildung 34: Wöhlerkurve 7075-T651 bei PP-Verhältnis 100 ms : 300 ms	57
Abbildung 35: Wöhlerkurve 7075-T651 mit unterschiedlichen PP-Verhältnissen	58
Abbildung 36: Effektive Frequenz f_{eff} gegenüber der Bruchlastspielzahl N_f bei unterschiedlichen PP-Verhältnissen von 7075-T651	59
Abbildung 37: Vergleich der kumulierte Lastspielzahlen bei 7075-T651	60
Abbildung 38: Änderung der Resonanzfrequenz Δf_R für 7075-T651	62
Abbildung 39: Wöhlerkurve 14-7PH	63
Abbildung 40: Wöhlerkurve 14-7PH mit unterschiedlichen PP-Verhältnissen	64
Abbildung 41: Effektive Frequenz f_{eff} gegenüber der Bruchlastspielzahl N_f bei unterschiedlichen PP-Verhältnissen von 14-7PH	65
Abbildung 42: Vergleich der kumulierten Lastspielzahlen bei 14-7PH	66
Abbildung 43: Temperaturverlauf von 14-7PH	67
Abbildung 44: Temperaturänderung ΔT von 14-7PH	68
Abbildung 45: Änderung der Resonanzfrequenz Δf_R für 14-7PH	69
Abbildung 46: Bruchfläche bei Pulslänge 50 ms: (a) Risseinleitende Stelle (b) Hohlraum an Stelle des nichtmetallischen Einschlusses (c) Vergrößerte Darstellung (d) projizierte Fläche	71
Abbildung 47: Bruchfläche bei Pulslänge 100 ms: (a) Risseinleitende Stelle (b) TiN Einschluss (c) vergrößerte Darstellung (d) projizierte Fläche	72
Abbildung 48: Elementanalyse EDX zeigt überwiegend Titanitrid Anteilen	73
Abbildung 49: Bruchfläche bei Pulslänge 300 ms: (a) Risseinleitende Stelle (b) nichtmetallischer Einschluss (c) Vergrößerte Darstellung (d) projizierte Fläche	74
Abbildung 50: Bruchfläche bei Pulslänge 1000 ms: (a) Risseinleitende Stelle (b) nichtmetallischer Einschluss (c) Vergrößerte Darstellung (d) projizierte Fläche	75
Abbildung 51: Abstand der risseinleitenden Einschlüsse von der Probenoberfläche im Vergleich mit der Defektgröße <i>area</i>	76
Abbildung 52: Defektgröße als Funktion der Bruchlastspielzahl	77
Abbildung 53: Normalisierte Spannungsamplitude (σ_a/σ_W) gegenüber der Bruchlastspielzahl N_f bei Stahl 14-7PH	79

8 Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Vergleich der Prüfdauern unterschiedlicher Anlagen	39
Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung von 7075-T651 (in Massen %).....	49
Tabelle 3: Mechanische Eigenschaften von 7075-T651	49
Tabelle 4: Chemische Zusammensetzung von 14-7PH (in Massen %).....	49
Tabelle 5: Mechanische Eigenschaften von 14-7PH	49
Tabelle 6: Probenoberflächen nach den unterschiedlichen Bearbeitungsschritten (7075-T651).....	52
Tabelle 7: Probenoberflächen nach den jeweiligen Bearbeitungsschritten (14-7PH)	55

9 Abkürzungsverzeichnis

a	Jahr (Anno)
DIN	Deutsches Institut für Normung
E	Elastizitätsmodul
EDX	Energie-dispersive X-Ray spectroscopy
FEM	Finite-Elemente-Methode
h	Stunde (hour)
HCF	High Cycle Fatigue
Hz	Hertz
ISO	International Organization for Standardization
kHz	Kilohertz
m	Meter
MPa	Megapascal
ms	Millisekunde
mV	Millivolt
ODA	Optically dark area
Pa	Pascal
PP	Puls-Pause
Re	Streckgrenze
REM	Rasterelektronenmikroskop
Rm	Zugfestigkeit
s	Sekunde
UFT	Ultrasonic Fatigue Test
VHCF	Very High Cycle Fatigue
µm	Mikrometer