

Betriebsfestigkeits- und Ermüdungsrißausbreitungs-
untersuchungen an einer hochfesten
Aluminiumknetlegierung aus der Luftfahrt

Rolf Brucksch

Betriebsfestigkeits- und Ermüdungsrißausbreitungs- untersuchungen an einer hochfesten Aluminiumknetlegierung aus der Luftfahrt

Rolf Brucksch

Vollständiger Abdruck der bei der Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik der Universität der Bundeswehr München zur Erlangung des akademischen Grades eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.) eingereichten Dissertation.

Vorsitzender: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Alexander Lion

1. Berichterstatter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Hans-Joachim Gudladt

2. Berichterstatter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Ingbert Mangerig

Die Dissertation wurde am 03.04.2009 bei der Universität der Bundeswehr München eingereicht und durch die Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik am 22.04.2009 angenommen.

Tag der Prüfung: 18.09.2009

Vorwort

Im Rahmen meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Werkstoffkunde (IWK) der Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik an der Universität der Bundeswehr München habe ich die vorliegende Arbeit verfaßt.

Mein Dank gilt in erster Linie dem Institutsleiter, Herrn Prof. Dr.-Ing. H.-J. Gudladt, der durch die gemeinsamen Diskussionen immer wieder mit Anregungen und Ideen zum Gelingen beigetragen hat. Insbesondere möchte ich mich für das mir gegenüber gezeigte Vertrauen und die mir eingeräumten wissenschaftlichen Freiräume herzlich bedanken.

Herrn Prof. Dr.-Ing. I. Mangerig möchte ich für die Übernahme der Mitberichterstattung danken. In gleicher Weise schulde ich dem Vorsitzenden des Promotionsausschusses, Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. A. Lion, meinen besonderen Dank für seine Arbeit.

An dieser Stelle möchte ich mich besonders bei Herrn Dr. rer. nat. J. Bär bedanken, der durch seine experimentellen Erfahrungen mir immer wieder wertvolle Ratschläge geben und von dem ich in diesen drei Jahren am Institut sehr viel lernen konnte. Die gemeinsamen Diskussionen waren stets zielführend, aber oft auch humorvoll!

Weiterhin möchte ich meinen Kollegen, Herrn Dipl.-Ing. T. Felsner, Herrn Dipl.-Chem. S. Frömmel sowie Frau Dr.-Ing. J. Steinbock für die interessanten Diskussionen und das sehr gute Arbeitsklima danken.

Besonders bedanken möchte ich mich auch bei den Mitarbeitern des Instituts, Herrn Chr. Kröber und Herrn D. Krause für die vielfältige technische Unterstützung und präzise Probenfertigung sowie bei Frau W. Müller für die administrative Zuarbeit.

Aber auch denjenigen Studenten, die durch ihre Tätigkeit als wissenschaftliche Hilfskraft oder durch Studien- und Diplomarbeiten einen Beitrag zu dieser Arbeit geleistet haben, gilt mein ausdrücklicher Dank.

Neubiberg, den 28. September 2009

Rolf Brucksch

*Meiner über alles
geliebten
Ehefrau Carola.*

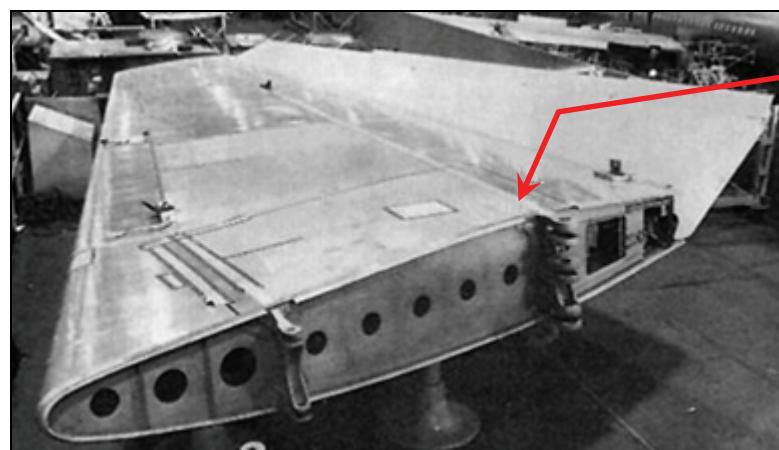
1.	Einleitung.....	11
2.	Grundlagen.....	15
2.1	Rißeinleitung und Rißfortschritt.....	15
2.1.1	Rißeinleitung.....	16
2.1.2	Der Technische Anriß.....	18
2.1.3	Rißfortschritt.....	19
2.2	Das K-Konzept.....	21
2.2.1	Elastisches Spannungsfeld um einen Riß.....	21
2.2.2	Plastische Zone.....	23
2.2.3	Zyklischer Rißfortschritt.....	23
2.3	Lebensdauervorhersage.....	27
2.3.1	Beschreibung der Wöhlerlinien.....	28
2.3.2	Lineare Schadensakkumulation.....	32
2.3.3	Abschätzung der Rißfortschrittslebensdauer.....	32
2.3.3.1	Rißfortschrittsmodelle.....	33
2.3.3.2	Berücksichtigung der R-Abhängigkeit der Rißausbreitungskurven.....	34
2.4	Statistische Auswertung von Ermüdungsexperimenten mit der Weibullverteilung.....	41
2.5	Thermographie zur Zerstörungsfreien Werkstoffprüfung.....	43
2.5.1	Transiententhermographie.....	44
2.5.2	Lock-In-Thermographie.....	45
2.5.3	Puls-Phasen-Thermographie.....	49
3.	Versuchsdurchführung.....	51
3.1	Verwendeter Werkstoff.....	51
3.1.1	Chemische Zusammensetzung.....	51
3.1.2	Wärmebehandlungszustand.....	52
3.1.3	Eigenschaften des verwendeten Werkstoffs.....	53
3.2	Probengeometrien und deren Herstellung.....	54
3.2.1	Probengeometrien für Ermüdungsexperimente.....	54
3.2.2	Probengeometrie für Rißausbreitungsmessungen.....	56
3.3	Versuchsaufbau.....	57
3.3.1	Ermüdungsversuche zur Ermittlung der Wöhlerlinien.....	57
3.3.2	Gleichstrompotentialsonde.....	58
3.3.2.1	Programm „Messdatenerfassung“ zur Aufzeichnung der Rißlänge.....	61
3.3.2.2	Kalibrierung der Gleichstrompotentialsonde.....	63
3.3.3	Versuche zur Ermittlung des Rißausbreitungsverhaltens.....	66
3.4	Betriebsfestigkeitsversuche.....	67
3.4.1	Versuche zur Reduzierung der Versuchsdauer durch Omission.....	69
3.4.2	Versuche zur Begrenzung des Kollektivhöchstwertes durch Truncation.....	71
3.5	Experimente zur Anrißerkennung mit Hilfe der Lock-In-Thermographie.....	73

4.	Ergebnisse.....	76
4.1	Werkstoff-Wöhlerlinien EN AW 7475-T761.....	76
4.2	Proben-Wöhlerlinie der CCT-Proben für $R = -1$	77
4.3	Betriebsfestigkeitsversuche mit den Ausgangskollektiven.....	81
4.3.1	Kollektiv mit $n = 1$	81
4.3.2	Kollektiv mit $n = 2$	82
4.4	Einfluß von Omission auf Anriß- und Gesamtlebensdauer.....	84
4.5	Einfluß von Truncation auf Anriß- und Gesamtlebensdauer.....	92
4.6	Rißausbreitungsexperimente.....	99
5.	Diskussion der Ergebnisse.....	101
5.1	Anrißerkennung mit Hilfe der Lock-In-Thermographie.....	102
5.2	Versuche zur Reduzierung der Versuchsdauer durch Omission.....	107
5.3	Versuche zur Begrenzung des Kollektivhöchstwertes durch Truncation.....	110
5.4	Vorhersage von Rißausbreitungskurven bei beliebigen Spannungsverhältnissen.....	112
5.4.1	Methode nach Volpp.....	112
5.4.2	Methode nach Rödling.....	116
5.4.3	Methode nach Steinbock.....	120
5.4.4	Methode nach NASGRO.....	124
5.4.5	Modifikation der Verfahren nach Rödling und Steinbock.....	126
5.5	Lastinteraktionsmodelle zur Berücksichtigung von Reihenfolgeeffekten.....	132
5.5.1	Wheeler-Modell.....	132
5.5.2	Verallgemeinertes Willenborg-Modell.....	134
5.5.3	Modifiziertes Wheeler-Modell nach Rödling.....	134
5.5.4	Aus den Ergebnissen von Rödling, Broll und Steinbock abgeleitetes empirisches Modell.....	136
5.6	Berechnung der Rißfortschrittslebensdauer unter Berücksichtigung von Reihenfolgeeffekten an experimentell untersuchten Kollektiven.....	142
5.7	Fehlerbetrachtung.....	154
6.	Zusammenfassung und Ausblick.....	156
7.	Anhang.....	160
8.	Literaturverzeichnis.....	165
9.	Formel- und Abkürzungsverzeichnis.....	174
10.	Abbildungsverzeichnis.....	181
11.	Tabellenverzeichnis.....	185

1. Einleitung

Nach den Flugzeugunglücken der *DeHavilland Comet* in den 1950er Jahren wurde von der Amerikanischen Flugaufsichtsbehörde FAA (Federal Aviation Administration) im März 1956 die „versagenssichere“ (*Fail-Safe*) Auslegung für Luftfahrzeugstrukturen eingeführt. Sie stellt eine Alternative zur *Safe-Life*-Philosophie dar, bei der eine „dauerfeste“ Auslegung der zuzulassenden Luftfahrzeuge gefordert wird, die Schadensfreiheit über den gesamten Einsatzzeitraum voraussetzt. Bei der Philosophie des *Fail-Safe* wird davon ausgegangen, daß in jeder Struktur werkstoff- und konstruktionsbedingt „Ungängen“ (Risse) auftreten können. Die Gesamtstruktur muß jedoch so ausgelegt sein, daß das Versagen eines Bauteils durch konstruktive Redundanzen aufgefangen wird und eine ausreichende Restfestigkeit der Struktur verbleibt. Ein Übergreifen des Schadens auf benachbarte Elemente muß dabei konstruktiv verhindert werden. Aufgrund der wirtschaftlichen Vorteile der *Fail-Safe*-Philosophie wurde ihr von vielen Luftfahrtunternehmen der Vorzug gegeben [Eastin05].

Am 17. Mai 1977 stürzte jedoch eine auf der *Fail-Safe*-Philosophie ausgelegte *Boeing 707-300C* während des Endanfluges auf den Internationalen Flughafen von Lusaka (Sambia) ab. Das Ergebnis der Flugunfalluntersuchung ergab, daß ein unentdeckter Ermüdungsriß am oberen Hinterholmgurt des Höhenleitwerks (siehe *Abbildung 1.1* und *Abbildung 1.2*) zum katastrophalen Restbruch der kompletten Aufhängung führte (vgl. [Eastin05, ACF09]).



Rißausgang
am oberen
Hinterholm-
gurt

Abbildung 1.1 – rechtes Höhenleitwerk einer Boeing 707-300 [ACF09]

Der Riß weitete sich konstruktionsbedingt auch auf den eigentlich im Sinne einer *Fail-Safe*-Auslegung zusätzlich eingefügten mittleren Hinterholmgurt aus, wodurch die Zugkräfte nicht mehr durch die Struktur aufgenommen werden konnten. Im Kern basierte dieser Absturz demnach auf unzureichendem Wissen über die externen Lasten und falschen Annahmen bezüglich der Ermüdungs- und Restfestigkeit des Materials [Eastin05].

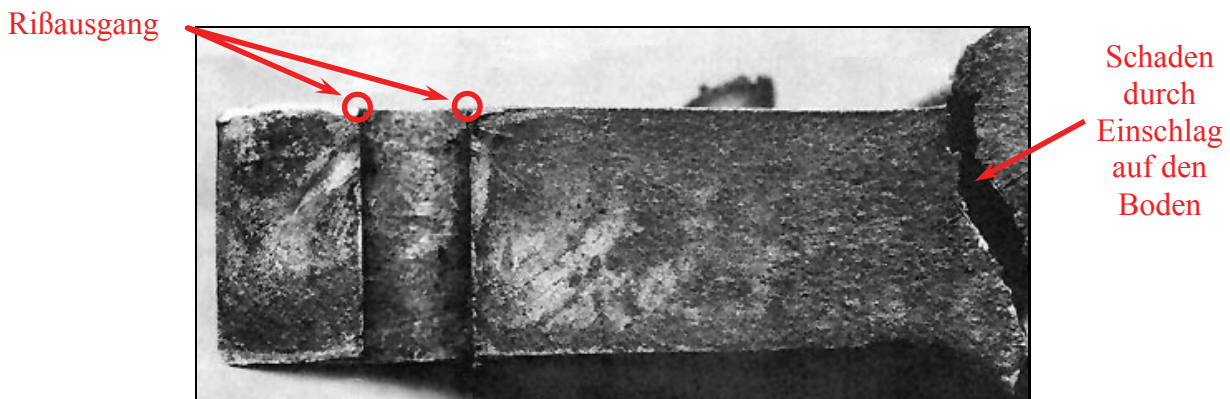


Abbildung 1.2 – Ermüdungsbruchfläche ausgehend an Nietlochbohrung des oberen Hinterholmgurts [ACF09] (bersetzt)

Dieser Flugunfall gilt als das Schlüsselereignis, infolge dessen 1978 von der FAA der *Fail-Safe*-Ansatz aus den Regularien entfernt und grundsätzlich eine „schadenstolerante“ Auslegung, die *Damage-Tolerance*-Philosophie, vorgeschrieben wurde [Eastin05, FAA78].

Moderne Luftfahrtstrukturen werden heutzutage im Sinne des Leichtbaus und aus Gründen der Wirtschaftlichkeit weitestgehend anhand dieser schadenstoleranten Konstruktionsphilosophie ausgelegt. Danach darf die Struktur durch eine teilweise Schädigung, zum Beispiel einen Riß, ihre Funktion nicht verlieren. Dieser Riß muß im Rahmen von Inspektionen entdeckt, beobachtet, hinsichtlich seiner Auswirkungen auf die Gesamtstruktur anhand bruchmechanischer Methoden bewertet und vor Überschreitung seiner kritischen Länge durch geeignete Reparaturmaßnahmen oder Austausch eines Teils der Struktur entfernt werden (vgl. [FAA78, Kaplan02]). Dies erfordert jedoch sehr hohen konstruktiven Sachverstand, da eine schadenstolerante Auslegung die Kenntnis über mögliche Ripfade sowie Maßnahmen zur Verlangsamung bzw. Behinderung von Rißausbreitung, zum Beispiel durch Aufkleben von Doppeln an genieteten Querstößen, mit einschließt [Wiedemann06]. Darüber hinaus

müssen anrißgefährdete Bereiche bereits in der Konstruktion erkannt und möglichst entschärft, aber vor allem sowohl einer Inspektionsmethode als auch einem geeigneten Reparaturverfahren zugänglich gemacht werden. Daraus ergibt sich gleichzeitig die Notwendigkeit einer effizienten Inspektionsstrategie sowie moderner Verfahren der zerstörungsfreien Werkstoffprüfung zur Schadenserkennung. Letztere müssen jedoch so qualifiziert sein, daß sie mit einer ausreichenden Sicherheit auch unter Beachtung der Fehlerquelle *Mensch* eine Schädigung bereits in einem frühen Stadium erkennen lassen.

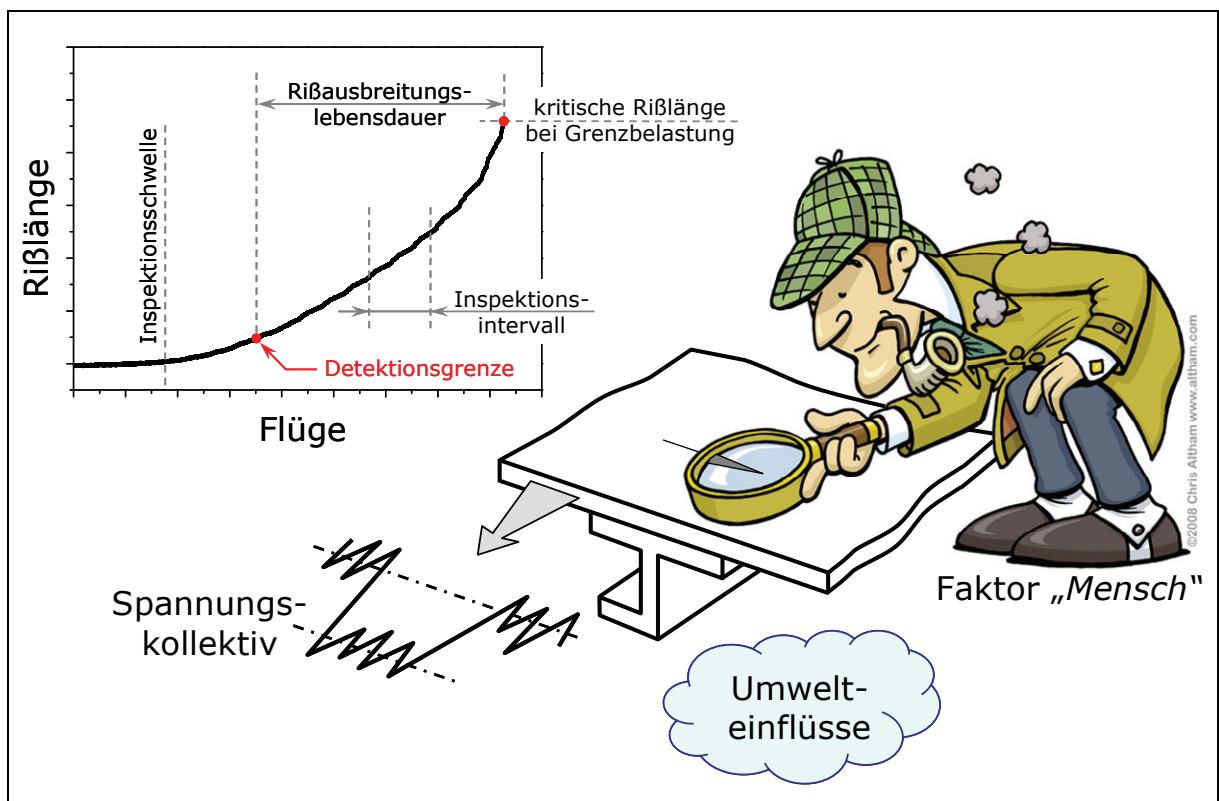


Abbildung 1.3 – Hauptziele der schadenstoleranten Beurteilung und deren Einflußgrößen nach [Swift83]

Diese Philosophie beruht im Kern darauf, Schäden in einer Struktur zuzulassen und deren Ausbreitung zwischen den Inspektionen zu überwachen.

Der Nachweis einer schadenstoleranten Auslegung erfolgt anhand von Gesamtzellen-Ermüdungsversuchen (*engl.*: Full-Scale-Fatigue-Test) mit dem Ziel, ein Inspektionsschema für jedes Hauptstrukturelement festzulegen, so daß die Rißausbreitung durch Ermüdung, Unfälle oder Korrosion auf keinen Fall vor der Detektion des Risses zum Strukturversagen führen kann [FAA78, Swift83]. In *Abbildung 1.3* sind diese Ziele und deren Einflußgrößen anschaulich dargestellt.

Da derartige Gesamtzellen-Ermüdungsversuche, wie zum Beispiel am *Airbus A380* in Dresden, einen immensen Zeit- und Kostenaufwand darstellen, besteht in der Industrie vielfach der Wunsch nach einem möglichst rein rechnerischen Nachweis der Betriebsfestigkeit der Struktur des zuzulassenden Luftfahrzeugs. Dabei stehen zwei grundlegende Fragen im Vordergrund:

- (1) Wo entsteht der Ermüdungsriß?
- (2) Wie breitet sich dieser Riß aus?

In der vorliegenden Arbeit wird daher zunächst in Bezug auf die *erste Frage* der Anrißerkennung der Raum gewidmet, der nötig ist, um Kriterien für die Lebensdauerberechnung zu gewinnen. Dabei wird ein neues Verfahren vorgestellt und auf seine praktische Anwendbarkeit im Laborversuch untersucht.

Der *zweiten Frage* soll im weiteren Verlauf die größere Aufmerksamkeit gewidmet werden. Dazu wird es in umfangreichen Betriebsfestigkeitsversuchen um den Einfluß der Änderung der äußeren Lasten auf die Gesamt- und die Rißfortschrittslebensdauer gehen. Anschließend werden das Rißausbreitungsverhalten der verwendeten hochfesten Luftfahrtaluminiumknetlegierung untersucht und anhand der Ergebnisse unterschiedliche Beschreibungsweisen des Mittelspannungseinflusses auf das Rißausbreitungsverhaltens diskutiert. Daran schließt sich die Bewertung verschiedener Modelle zur Berücksichtigung von Reihenfolgeeffekten an. Dabei stehen die Beschreibbarkeit der Experimente mit möglichst wenig Anpassungsparametern sowie die Plausibilität der Modelle in Bezug auf experimentell bedingte „physikalische“ bzw. mikrostrukturelle Befunde im Vordergrund. In diesem Zusammenhang wird auch ein eigenes Modell als Ausgangspunkt für zukünftige Untersuchungen vorgeschlagen.

Das Ziel der Arbeit liegt somit darin, mögliche Antworten auf die *beiden Fragen* zu finden.

2. Grundlagen

Um die Lebensdauer von Bauteilen beschreiben zu können, muß zunächst die Unterscheidung zwischen monotoner und zyklischer Beanspruchung getroffen werden. Bei der monotonen Beanspruchung, wie sie zum Beispiel im Zugversuch nach DIN EN 10002-1 auftritt [DIN10002], handelt es sich um eine stetig steigende äußere Belastung bis zum Versagen des Werkstoffes. Dieses einmalige Überschreiten der Zugfestigkeit R_m entspricht dem Maximalspannungsnachweis [Haibach89]. Im Gegensatz dazu ergibt sich die Lebensdauer unter zyklischer Beanspruchung aus der maximal ertragbaren Schädigung, hervorgerufen durch die Anzahl an Schwingspielen unter einer definierten Beanspruchungshöhe. Unterschreitet dieses Lastniveau einen kritischen Wert, die sogenannte Dauerfestigkeit $S_{a,D}$, so sollte nach der klassischen Modellvorstellung keine Schädigung mehr stattfinden und die Lebensdauer somit unbegrenzt sein. Es hat sich jedoch gezeigt, daß dies vor allem bei Aluminiumlegierungen nur bedingt richtig ist und man daher eher von hoher Wechselfestigkeit sprechen sollte. Somit wird die Lebensdauer zum einen durch Überschreitung der Zugfestigkeit im monotonen Fall und zum anderen vom „dauerfest ertragbaren“ Fall mit über zehn Millionen Schwingspielen begrenzt. Der gesamte Verlauf von Spannung und Lebensdauer kann in der Wöhlerlinie dargestellt werden.

2.1 Rißeinleitung und Rißfortschritt

Die gesamte Lebensdauer eines mechanisch beanspruchten metallischen Bauteils setzt sich aus mehreren Phasen, wie in *Abbildung 2.1* dargestellt, zusammen. Dabei können zwei unterschiedliche Betrachtungsweisen, d.h. eine mikrostrukturelle sowie eine technische, herangezogen werden. Anhand Gleichung 2.1 können die Phasen der physikalischen Rißeinleitung N_i , des Mikrorißwachstums ΔN_{MRW} und des technischen Rißfortschritts ΔN_{RF} von der Gesamtlebensdauer N_f abgetrennt werden.

$$\underbrace{N_i + \Delta N_{MRW}}_{\substack{\text{Rißeinleitung} \\ \text{(technisch)}}} + \underbrace{\Delta N_{RF}}_{\substack{\text{Rißfortschritt} \\ \text{(technisch)}}} = N_f \quad 2.1$$

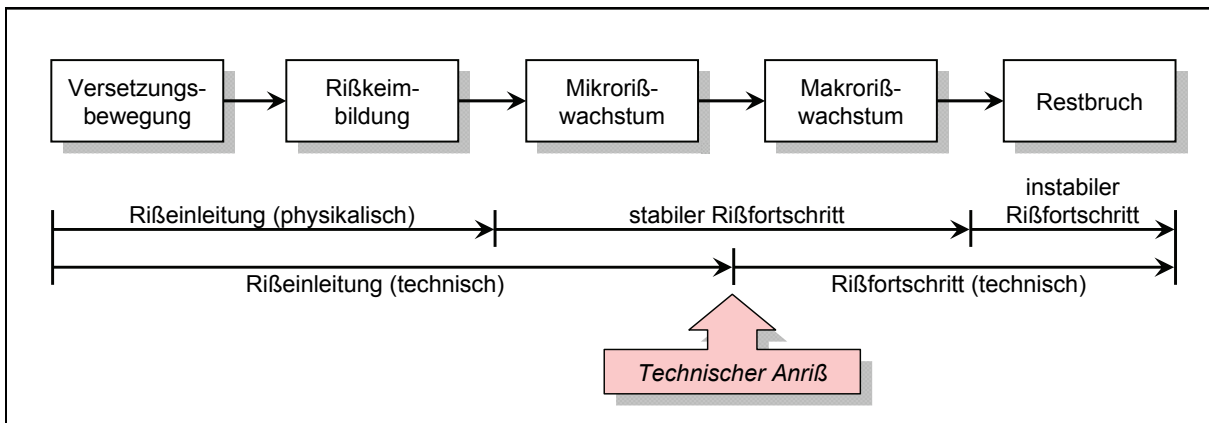


Abbildung 2.1 – Aufteilung der Gesamtlebensdauer während einer Ermüdungsbeanspruchung – Schema nach [Radaj07] und [Schwalbe80]

In den folgenden Kapiteln soll auf die technische Betrachtungsweise näher eingegangen werden. Dabei werden einige ausgewählte physikalische Aspekte betrachtet.

2.1.1 Rißeinleitung

Bevor von einem Riß als diskrete mikrostrukturelle Fehlstelle gesprochen werden kann, muß dieser aus der zyklischen Materialschädigung heraus im Laufe der Ermüdungsbeanspruchung gebildet werden. Diese Rißbildungsphase kann mit unterschiedlichen Modellen beschrieben werden. Nach den bereits überholten Vorstellungen von *Wood* entstehen durch lokales Aufreißen der Atombindungen Poren, welche von der Oberfläche des Werkstoffes weiter in das Material eindringen, zu größeren Hohlräumen zusammenwachsen und in einen Riß übergehen [Wood63]. Dabei unterscheidet er bei der Rißbildung zwischen großen und kleinen Amplituden. Bei ersterem entstehen die Poren entlang von Subkorn Grenzen. Diese Poren wachsen zu Hohlräumen und schließlich zu embryonalen Rissen zusammen. Bei kleinen Amplituden, also im Bereich der Langzeitermüdung, können die Körner die kleineren Dehnungen besser kompensieren. Statt der Porenbildung entlang von Subkorn Grenzen entstehen hier Verformungszonen durch Gleitvorgänge im Gitter, an denen sich Poren bilden können. Diese wiederum können bei fortschreitender schwingender Belastung zu Mikrorissen entlang dieser Verformungszonen zusammenwachsen und sich schließlich bei weiterführender Beanspruchung zu makroskopischen Rissen vereinigen.

Ein anderes mögliches Erklärungsmodell schlägt *Neumann* vor. Demnach entstehen atomare Rißflächen durch alternierendes Abgleiten entlang zweier aktivierter kristallographischer Ebenen. Durch Adsorption von Gasen aus der Umgebung wird ein Verschweißen der so entstandenen Rißflächen unterbunden [Neumann67].

Ein weiteres Modell geht von der Bildung eines Anrisses an der Werkstoffoberfläche aus. Die äußere Spannung bewirkt in den Körnern unterschiedliche Spannungszustände. In einzelnen Körnern kann es aufgrund ihrer Orientierung zu versetzungsinduzierter Abgleitung entlang aktivierter Gleitebenen kommen. Durch Richtungsumkehr der äußeren Belastung können benachbarte Gleitebenen in entgegengesetzter Richtung abgleiten und über diesen wechselseitigen Prozeß In- und Extrusionen an der Werkstoffoberfläche gebildet werden. Die dabei auftretenden plastischen Verformungen lokalisieren in Form von Persistenten Gleitbändern, die den Mikrorissen vorausseilen. Diese wiederum können im Laufe der Belastung zusammenwachsen und so zu makroskopischen Rissen übergehen (siehe auch: [Mughrabi83, Awatani76, Vogel82a, Vogel82b, Nageswararao76]).

Forsyth hat die sich an die physikalische Rißkeimbildung anschließende Rißausbreitungsphase in das Stadium I und Stadium II unterteilt [Forsyth69]. In ersterem (auch Stufe I genannt) verlaufen die Risse entlang kristallographischer Ebenen und sind durch die Größenordnung der Körner bestimmt (vgl. *Abbildung 2.2a*), was wiederum eine starke Abhängigkeit des Rißausbreitungsverhaltens von der Mikrostruktur zur Folge hat. In bestimmten Aluminiumlegierungen können auch korrosive Medien diese Stufe-I-Risse beschleunigen [Niegel88, Gudladt90]. Zu einem vollständigen Bruch des Bauteils führt dann letztlich interkristallines Versagen. Aufgrund dieser vielschichtigen Einflüsse ergeben sich entsprechend große Streuungen in der Lebensdauer eines Materials in diesem Bereich. Aus technischer Sicht ist der stark lokalisierte kristallographische Stufe-I-Riß für technische Legierungen der Rißeinleitung und somit dem kurzen Riß zuzuordnen.

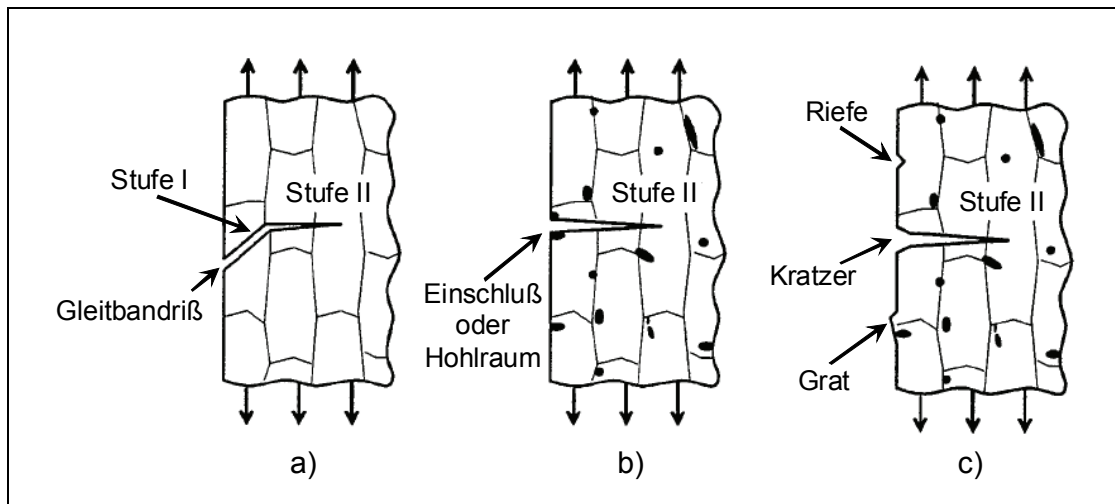


Abbildung 2.2 – Stufen des Ermüdungsrißwachstums aus [Newman97] (übersetzt)

Grundsätzlich gilt, ähnlich wie in [Newman97] beschrieben, daß die Rißeinleitung oft in der Werkstoffoberfläche stattfindet, wenn:

- (1) lokale Spannungen bedingt durch den Zustand der Oberfläche dort am größten sind,
- (2) Einschlüsse an der Oberfläche bei hohen Spannungsamplituden eine größere Spannungskonzentration aufbauen, als im Werkstoffinneren,
- (3) die Oberfläche Umwelteinflüssen ausgesetzt ist oder
- (4) die Oberflächen auf Beschädigung (z.B. Kratzer) anfällig sind.

In technischen Legierungen kann Rißeinleitung direkt an herstellungsbedingten Einschlüssen bzw. Hohlräumen (*Abbildung 2.2b*) oder fertigungs- bzw. wartungsbedingten Riefen, Kratzern oder Graten (*Abbildung 2.2c*) stattfinden, wobei sich dann auch direkt ein Stufe-II-Riß bilden kann.

2.1.2 Der Technische Anriß

Wie in *Abbildung 2.1* (Seite 16) dargestellt, wird die Rißfortschritts- von der Rißeinleitungsphase durch den sogenannten „Technischen Anriß“ abgegrenzt. Diese Definition ist notwendig, da zur Unterscheidung beider Phasen aus technischer Sicht eine makroskopisch meßbare Schädigungsgröße vorhanden sein muß. Dabei definiert sich die Länge des Technischen Anrisses a_{tech} jeweils über die verwendete Methode, mit der er sich detektieren läßt. Dabei kann von technischer Anrißbildung frühestens dann gesprochen werden, wenn der Riß durch ein geeignetes Detektionsverfahren eindeutig nachgewiesen werden kann.

Er sollte jedoch so „lang“ gewählt werden, daß er das Mikrorißwachstum (vgl. *Abbildung 2.1*) mit einschließt [Bazios99].

2.1.3 Rißfortschritt

Der in der späten Rißeinleitungsphase gebildete Stufe-II-Riß verläuft in der Regel senkrecht zur größten Hauptnormalspannung entsprechend der Linear Elastischen Bruchmechanik (LEBM) und besitzt eine für Ermüdungsrisse charakteristische Bruchflächenmorphologie [Aurich78]. Danach weisen Bruchflächen von Stufe-II-Rissen häufig sogenannte Schwingungstreifen auf, die teilweise parallel zur Rißausbreitungsrichtung liegen. Diese können aber auch durch die Kornorientierung bedingt unterschiedlich ausgerichtet verlaufen, wie in *Abbildung 2.3* exemplarisch zu erkennen ist. Dies ist mit der LEBM jedoch nicht zu erklären. Somit ist es nicht möglich, anhand der Schwingungstreifen global auf die Zahl der ertragenen Lastspiele während der Stufe-II-Rißausbreitung zu schließen. Es ist daher vorstellbar, daß der Riß nicht über die gesamte Rißfront gleichzeitig, sondern abschnittsweise wächst [Schwalbe71]. Dies wiederum spricht für eine Abhängigkeit der Rißausbreitung vom Vorhandensein von Versetzungen und damit auch von der Kornorientierung. Beides paßt zu *Neumanns* Modellvorstellung, wonach eine Rißverlängerung immer erst dann möglich, wenn Gleitsysteme alternierend über mehrere Lastwechsel hinweg vor der Rißspitze aktiv werden [Neumann67].

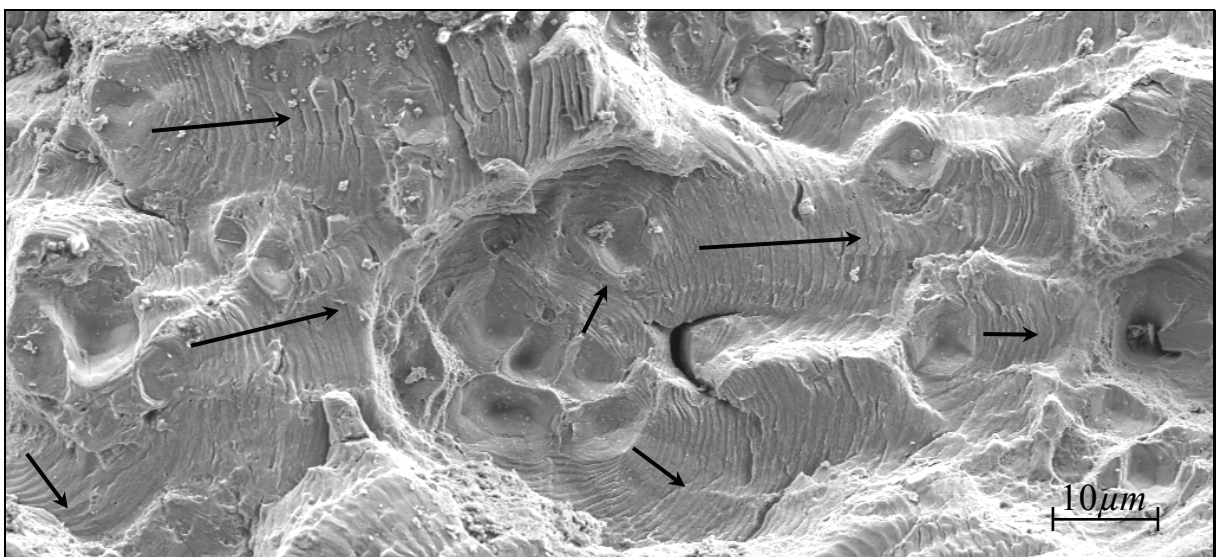


Abbildung 2.3 – REM-Aufnahme von Schwingungstreifen unterschiedlicher Richtung in benachbarten Körnern (1.000x) – Einstufenversuch an einer CCT-Probe

Schließlich kann bei dünnwandigen Blechen das Ligament unter Umständen aus der 90°-Lage zur größten Hauptnormalspannung (Modus A) in eine 45°-Lage (Modus B) und schließlich erneut in die Ausgangslage (Modus C) wechseln. Die unterschiedlichen Rißausbreitungsmodi sind in *Abbildung 2.4* nach [Schwalbe71] schematisch dargestellt. Dabei unterscheiden sich die Bruchflächen mitunter sehr stark. So liegen im Modus A überwiegend makroskopisch faserförmige Strukturen, die sich mikroskopisch in Form von Blöcken darstellen, vor. Im Modus B handelt es sich mikroskopisch überwiegend um Terrassen oder Stufen. [Schwalbe71].

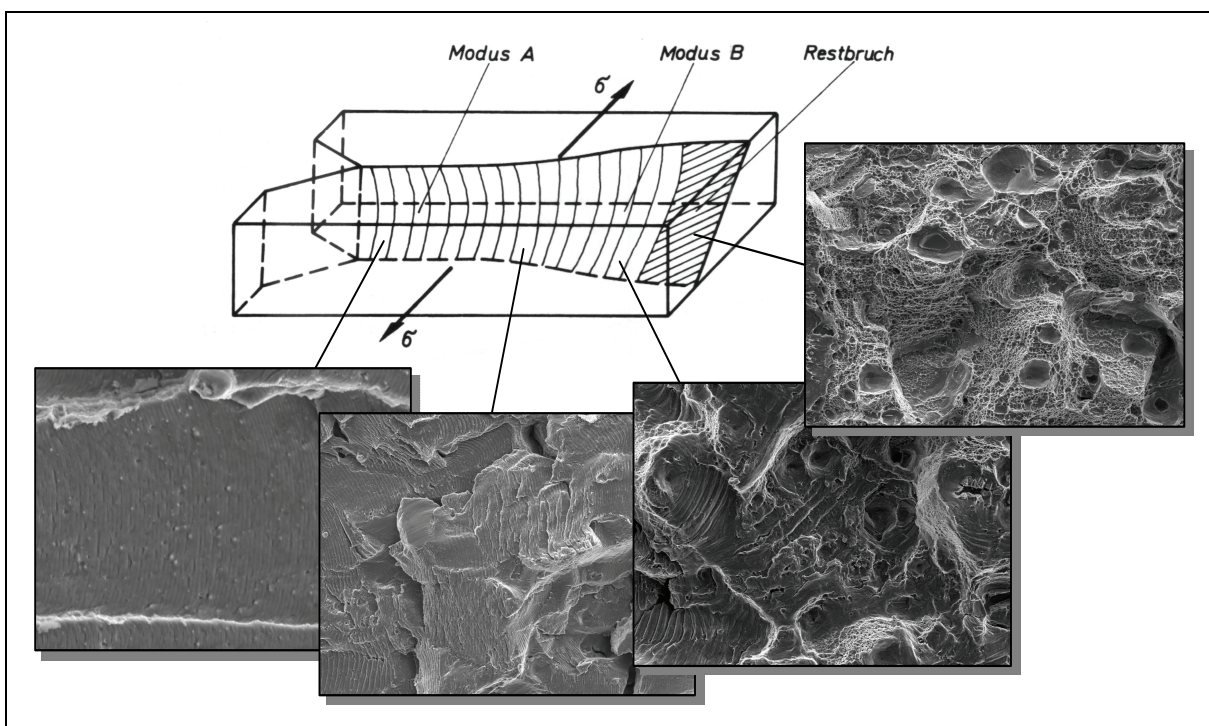


Abbildung 2.4 – Bruchfläche eines Schwingungsbruches in dünnen Blechen nach [Schwalbe71] ergänzt durch REM-Aufnahmen einer solchen Bruchfläche

Die in Kapitel 2.1.1 beschriebenen Stadien I und II der Rißausbreitung werden allerdings nur einen sehr kleinen Teil der Gesamtlebensdauer eines Werkstücks ausmachen. Die Rißinitiierung hingegen und die sich daran anschließende Kurzrißausbreitung stellen den entscheidenden Anteil an der Lebensdauer eines Bauteils dar und sind daher Gegenstand unterschiedlicher Forschungsaktivitäten.

2.2 Das K-Konzept

2.2.1 Elastisches Spannungsfeld um einen Riß

Um die Eigenschaften eines Stufe-II-Risses und das Rißausbreitungsverhalten eines Werkstoffes näher betrachten zu können, muß zunächst eine modellhafte Beschreibung des Risses eingeführt werden. Dazu kann der Riß mathematisch in erster Näherung als ein topologisch zusammenhängendes Gebilde angesehen werden. Im dreidimensionalen Fall entspricht dies demnach einer Ebene im Volumen, die das Kontinuum trennt. Für diesen „unendlich scharfen Riß“ (vgl. *Abbildung 2.5*) haben *Sneddon*, *Irwin* und *Williams* eine mathematische Beschreibung des Spannungsfeldes hergeleitet (siehe Gleichung 2.2 und vgl. [Sneddon46, Irwin57, Williams57]).

$$\begin{pmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{pmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi \cdot r}} \cdot \cos\left(\frac{\Theta}{2}\right) \cdot \begin{pmatrix} 1 - \sin\left(\frac{\Theta}{2}\right) \cdot \sin\left(\frac{3}{2}\Theta\right) \\ 1 + \sin\left(\frac{\Theta}{2}\right) \cdot \sin\left(\frac{3}{2}\Theta\right) \\ \sin\left(\frac{\Theta}{2}\right) \cdot \cos\left(\frac{3}{2}\Theta\right) \end{pmatrix} \quad 2.2$$

Die dazugehörige Spannung σ_z ergibt sich je nach ausgebildetem Spannungszustand wie in Gleichung 2.3 und 2.4 dargestellt.

$$\sigma_z = 0 \text{ (Ebener Spannungszustand)} \quad 2.3$$

$$\sigma_z = \nu \cdot (\sigma_x + \sigma_y) \text{ (Ebener Dehnungszustand)} \quad 2.4$$

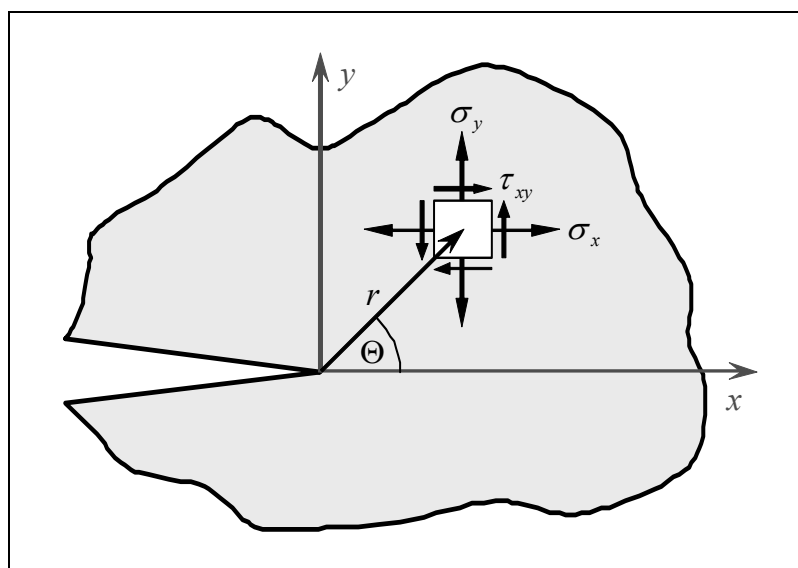


Abbildung 2.5 – Beschreibung des Spannungsfeldes um einen unendlich scharfen Riß nach [Broek86]

Zur Betrachtung des Spannungszustandes von realen Werkstoffen eignet sich dieses Modell jedoch nicht, da sich durch die Abhängigkeit der Spannungen vom Abstand r des betrachteten Volumenelementes zur Rißspitze für $r \rightarrow \infty$ ein Widerspruch zur ingenieurmäßigen Erfahrung ergibt. Für beliebig große Entfernungen von der Rißspitze gehen alle Spannungskomponenten gegen Null, was jedoch bei einachsiger Beanspruchung nur für σ_x korrekt ist. Die Spannung σ_y muß auf dem Ligament ($\Theta = 0$) in unendlicher Entfernung von der Rißspitze der von außen anliegenden Spannung S entsprechen. Für den Fall $r \rightarrow 0$, also direkt an der Rißspitze, tritt nach Gleichung 2.2 eine Singularität auf, da hier die Spannungskomponenten unendlich groß werden. Dies führt jedoch nur bei einem ideal-elastischen Kontinuum zum Versagen und ist in der Realität nicht zutreffend.

Der Spannungsintensitätsfaktor K_I beschreibt den Zustand des Spannungsfeldes an der Rißspitze. Er wurde erstmals 1907 von *Wieghardt* beschrieben [Wieghardt07]. Unter der Annahme, daß keine Plastifizierung auftritt, also ideal-elastisches Werkstoffverhalten zugrunde gelegt wird, ergibt sich dieser zu [Broek86]:

$$K_I = S \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right) \quad 2.5$$

Die in Gleichung 2.5 enthaltene Korrekturfunktion f ist dabei abhängig von der endlichen Probengeometrie und dem Beanspruchungsfall, wobei der Spannungsintensitätsfaktor für den Modus I der Rißöffnung angegeben wurde. Die drei Rißöffnungsmodi (Zug, Schub, Scherung) sind in *Abbildung 2.6* dargestellt.

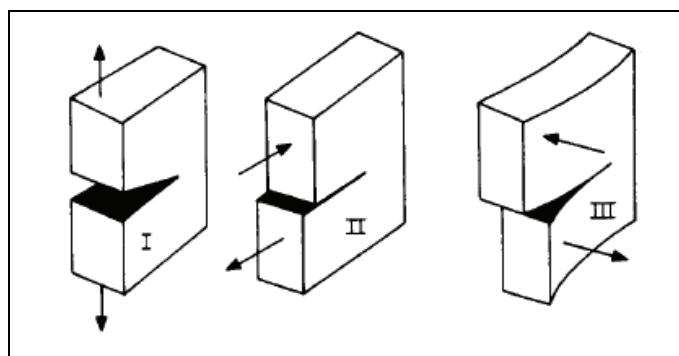


Abbildung 2.6 – Rißöffnungsmodi [Broek86]

2.2.2 Plastische Zone

In einem realen Werkstoff wird ein Riß jedoch keine unendlich scharfe Spitze und keine glatten, sondern eher mikroskopisch rauhe Riflanken aufweisen. Darüber hinaus findet aufgrund der Spannungsüberhöhung an der Rißspitze bei duktilen Werkstoffen eine lokale Plastifizierung statt, sobald die lokal wirkenden Spannungen die Fließgrenze des Materials berschreiten. Dieser „plastifizierte“ Bereich vor der Rißspitze wird als Plastische Zone bezeichnet (siehe auch: [Broek86]). Eine erste Abschätzung der Größe dieser Plastischen Zone gelingt unter der Annahme, daß die lokale Spannungsüberhöhung, also die Singularität aus Gleichung 2.2 (Seite 21), unmittelbar an der Rißspitze auf dem Ligament, auf Höhe der Fließspannung abgeschnitten und durch lokale Plastifizierung abgebaut wird. Mit $\Theta = 0$ ergibt sich für σ_y aus Gleichung 2.2:

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi \cdot r_p^*}} = \sigma_{ys} \quad 2.6$$

Damit kann die kreisförmige Plastischen Zone in erster Näherung zu

$$r_p^* = \frac{K_I^2}{2\pi \cdot \sigma_{ys}^2} \approx \frac{S^2 \cdot a}{2\sigma_{ys}^2} \quad 2.7$$

abgeschätzt werden. Eine weiterführende Größenabschätzung schlägt *Irwin* vor und erhält unter der Annahme, daß sich ein Riß unter Einfluß der Plastifizierungen an seiner Spitze wie ein effektiv längerer Riß verhält, wobei gilt [Irwin58]:

$$r_p = 2r_p^* \quad 2.8$$

Somit ergibt diese Abschätzung bereits eine doppelt so große Plastische Zone als in Gleichung 2.8. Solange jedoch die plastische Zone, egal mit welcher Näherung sie bestimmt wird, klein gegenüber der Rißlänge ist, kann die LEBM angewendet werden.

2.2.3 Zyklischer Rißfortschritt

Unter zyklischer Belastung können sich Risse stabil ausbreiten, solange der an der Rißspitze wirkende maximale Spannungsintensitätsfaktor einen sogenannten Schwellenwert K_{th} überschreitet und die Energiefreisetzungsrate kleiner als der

Rißwiderstand ist. Dabei ist die Rißausbreitung von verschiedenen Faktoren (z.B. äußere Last, Frequenz, Atmosphäre) abhängig.

Um das Verhältnis von Unter- zu Oberlast zu beschreiben, wird das Spannungsverhältnis R eingeführt:

$$R = \frac{F_{\min}}{F_{\max}} = \frac{S_u}{S_o} = \frac{K_{\min}}{K_{\max}} \quad 2.9$$

Weitere Kennwerte stellen die Schwingbreite ΔS , die Spannungsamplitude S_a , die Mittelspannung S_m sowie die Schwingbreite der Spannungsintensität ΔK (vgl. Gleichung 2.10) dar. Letztere kann bei bekannter Rißlänge a in Anlehnung an Gleichung 2.5 (Seite 22) wie folgt bestimmt werden:

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} = \Delta S \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right) \quad 2.10$$

Trägt man schließlich die Rißgeschwindigkeit über dem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor auf, so erkennt man näherungsweise einen sigmoidalen Kurvenverlauf (vgl. *Abbildung 2.7*), der sich im Allgemeinen in drei Bereiche unterteilen läßt:

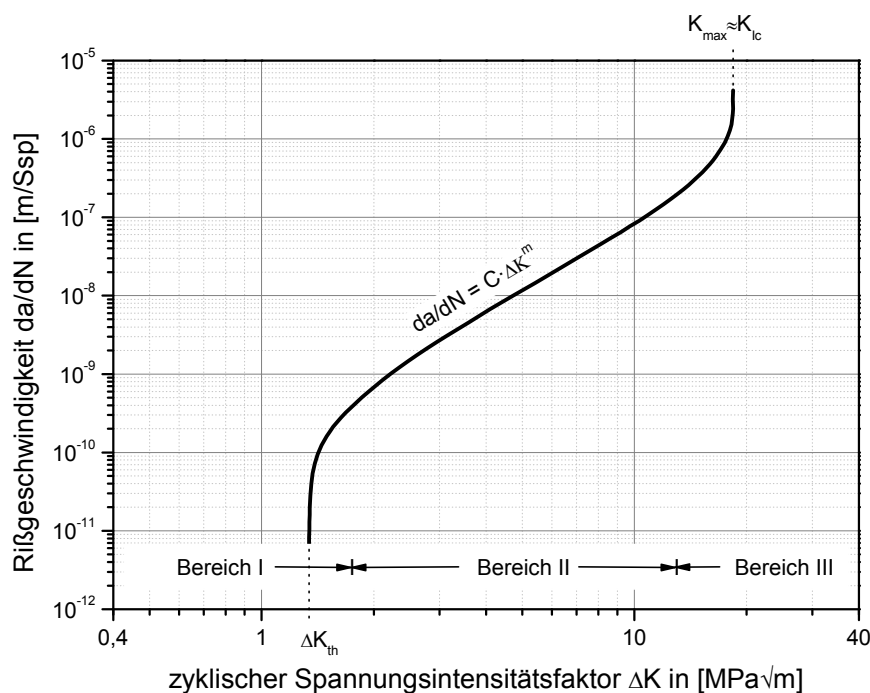


Abbildung 2.7 – Exemplarischer Verlauf der Rißgeschwindigkeit über dem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor

Im Bereich I, dem sogenannten Schwellenwertbereich, breitet sich ein vorhandener Riß bei einem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor unterhalb des Schwellenwertes ΔK_{th} nicht aus. Die in das System *Bauteil-Riß* eingebrachte

Energie reicht nicht aus, den Rißfortschritt voranzutreiben. Ist der zyklische Spannungsintensitätsfaktor gleich oder nur geringfügig größer als der Schwellenwert, so breitet sich der Riß sehr langsam, also im Mittel mit weniger als einem Nanometer pro Schwingspiel aus. Im Bereich I ist die Rißausbreitung stark vom Spannungsverhältnis, den äußeren Umgebungsbedingungen sowie der Mikrostruktur des Werkstoffs abhängig.

Im Bereich II der Rißausbreitungskurve ist die Größe der Plastischen Zone klein gegenüber der Rißlänge, so daß die LEBM Gültigkeit besitzt. Die Rißgeschwindigkeit kann nun mit der von *Paris* gefundenen Beziehung (vgl. Gleichung 2.11) beschrieben werden [Paris60]:

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m \quad 2.11$$

Demnach ergibt sich in doppellogarithmischer Auftragung der Rißgeschwindigkeit über dem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor ein linearer Kurvenverlauf (vgl. *Abbildung 2.7* Seite 24).

Entsprechend der LEBM ergibt sich die *Bruchmechanische Ähnlichkeit*, wonach sich Risse mit geringer Länge a_1 unter großer äußerer Belastung ΔS_1 ähnlich denen mit großer Länge a_2 unter kleiner äußerer Belastung ΔS_2 verhalten:

$$\forall \Delta S_1 \cdot \sqrt{\pi \cdot a_1} \cdot f_1 \approx \Delta S_2 \cdot \sqrt{\pi \cdot a_2} \cdot f_2 \rightarrow \left. \frac{da}{dN} \right|_1 \approx \left. \frac{da}{dN} \right|_2 \quad 2.12$$

Im Bereich III, dem sogenannten Bruchbereich, geht die zyklische Rißausbreitung allmählich in zügiges Bruchverhalten über. Die Plastische Zone wird immer größer, so daß sich der Rißfortschritt nicht mehr anhand der LEBM beschreiben läßt und es zu einer Abweichung von der Paris-Geraden kommt. Sofern der ebene Dehnungszustand vorliegt, wird sich die maximale Spannungsintensität K_{\max} bei Bruch der Bruchzähigkeit K_{Ic} , und bei ebenem Spannungszustand dem kritischen Spannungsintensitätsfaktor K_c annähern. Hierbei ist das Rißausbreitungsverhalten von der Bauteildicke und den äußeren Bedingungen abhängig.

Letztlich stellt die Mikrostruktur des untersuchten Materials einen Einflußfaktor auf die Rißausbreitung über den gesamten Bereich der Rißausbreitungskurve dar. *Yoder* hat 1982 an Rißausbreitungsdaten von *Bucci* einer hochfesten Aluminiumlegierung ebenfalls neben vielen anderen versucht,

diesen Einfluß zu erklären. Demnach können sich gefügeabhängig scharfe Transitionen bzw. Übergänge in der Rißausbreitungskurve ergeben (vgl. *Abbildung 2.8*), die sich durch das *Paris-Gesetz* nicht durchgängig beschreiben lassen. Der Übergang *T1* ist hierbei der Übergang zum Schwellenwert, der nach *Yoder* als abhängig von der freien Weglänge zwischen Ausscheidungsteilchen angesehen wird. Der Übergang *T2* ergibt sich wiederum aus einer Korrelation mit der Subkorngröße, und *T3* wird durch den Vergleich der Korngröße mit der zyklischen Plastischen Zone bestimmt [*Yoder82*]. *Wanhill* fand später ähnliche Ergebnisse an der Aluminiumlegierung 2024-T3 und folgerte, daß die Übergänge durch die Größe einer effektiven Plastischen Zone basierend auf ΔK_{eff} bestimmt werden [*Wanhill88*].

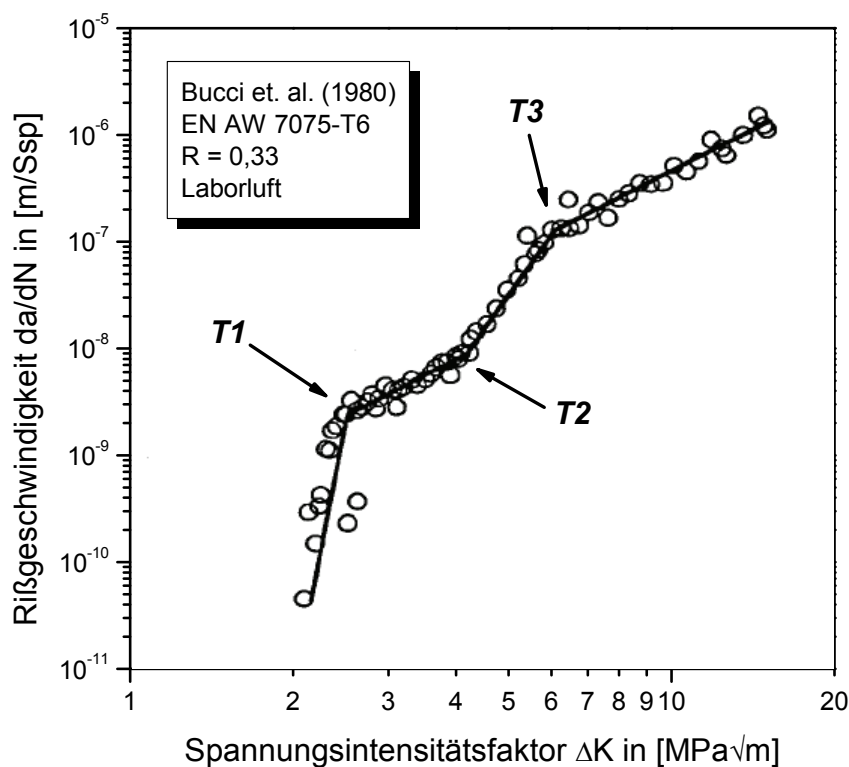


Abbildung 2.8 – Abhängigkeit der Rißausbreitungsrate von mikrostrukturellen Einflüssen nach [*Yoder82*]

2.3 Lebensdauervorhersage

Zur Vorhersage der Lebensdauer von Proben und Bauteilen, die mit veränderlichen Lastamplituden beansprucht werden, gibt es inzwischen eine Vielzahl unterschiedlicher, auf globalen Schädigungsgrößen beruhende Konzepte (vgl. *Abbildung 2.9*) [Gaßner68, Haibach71, Lang79, Radaj97, Buxbaum83, Grubisic82, Krä88, Bazios99, Dowling79, Hobbacher77, Berger00]. Lediglich das Rißfortschrittskonzept beruht mit dem Riß auf einer definierten Schädigungsgröße.

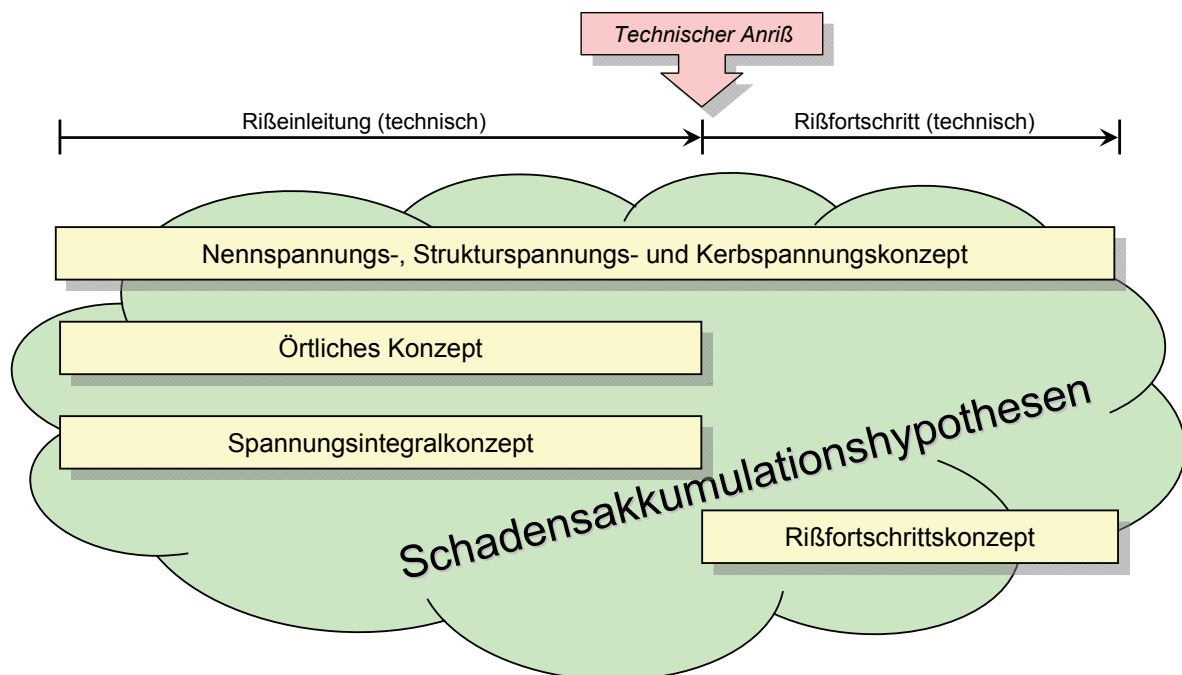


Abbildung 2.9 – mögliche Unterteilung von Lebensdauerberechnungskonzepten

Zur Abschätzung der Lebensdauer werden unter Verwendung unterschiedlicher Schadensakkumulationshypothesen die Teilschädigungen jedes einzelnen Schwingspiels bis zum Erreichen eines geeigneten Versagenskriteriums, zum Beispiel der Gesamtschädigung des Einstufenversuchs oder der Bruchfähigkeit des Materials, aufsummiert. Um mit erstgenannten rechnen zu können, werden die jeweiligen Wöhlerlinien aus Einstufenversuchen benötigt, die auf unterschiedliche Weise mathematisch beschrieben werden können. Im folgenden sollen einige der verschiedenen Beschreibungsmöglichkeiten aufgezeigt werden.

2.3.1 Beschreibung der Wöhlerlinien

Um die Schwingfestigkeit eines Werkstoffes, einer Probe oder eines Bauteiles zu ermitteln, wird der sogenannte *Wöhler-Versuch* durchgeführt. Dabei wird die Probe oder das Bauteil einer periodischen Beanspruchung konstanter Höhe bei gleichbleibender Mittellast ausgesetzt. Zu der jeweiligen Beanspruchungshöhe ergibt sich aus dem Experiment eine Lebensdauer, die auch von dem jeweils definierten Versagenskriterium abhängig ist. Meist wird der Probenbruch als Kriterium verwendet, da dieser eindeutig durch endgültige und vollständige Materialtrennung zu erkennen ist. Es kann aber auch der Steifigkeitsabfall um einen bestimmten Wert oder eine definierte Anrißlänge, oft der Technische Anriß (vgl. Kapitel 3.3.1), verwendet werden. Die jeweils aufgebrachten Beanspruchungshöhen (*auch*: Lasthorizonte) werden schließlich über der jeweiligen Lebensdauer in einem doppeltlogarithmischen Diagramm aufgetragen und stellen somit das Wöhlerdiagramm in der Basquin-Darstellung dar. Die so experimentell bestimmte Kurve kann schließlich mit unterschiedlichen Funktionen mathematisch beschrieben werden.

Die *Basquin-Gleichung* (vgl. Gleichung 2.13) stellt eine weit verbreitete Beschreibungsmöglichkeit der Zeitfestigkeit im Wöhler-Diagramm dar. Hier wird die Zeitfestigkeit als Gerade in doppeltlogarithmischer Darstellung bis zur Ecklastspielzahl N_D beschrieben. Zu kürzeren Lebensdauern wird die Gerade durch die Fließgrenze begrenzt und ab der Ecklastspielzahl durch eine horizontale Gerade, der sogenannten Dauerfestigkeit, beschrieben [Basquin10].

$$S_a = S_{a,D} \cdot \left(\frac{N_D}{N} \right)^{1/k} \quad 2.13$$

Eine solche Beschreibung der Meßwerte ist exemplarisch in *Abbildung 2.10* dargestellt.

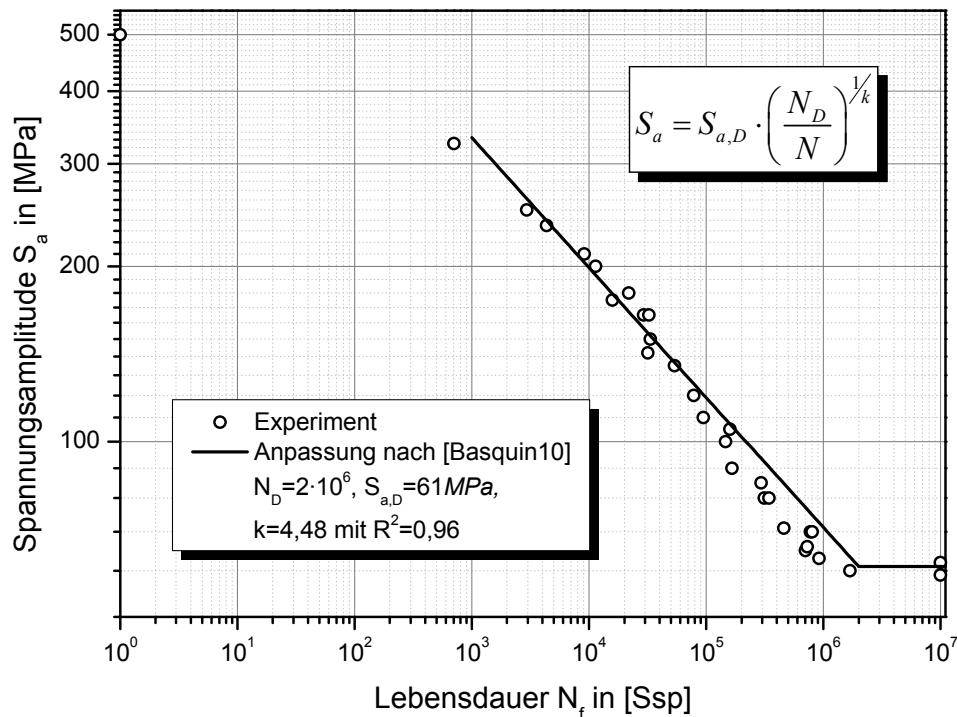


Abbildung 2.10 – Beschreibung experimenteller Schwingfestigkeitsdaten nach [Basquin10]

Nachteil dieser Beschreibungsweise ist die Tatsache, daß der Übergang von der Kurzzeit- zur Zeitfestigkeit und von dieser zur hohen Wechselfestigkeit durch einen Knick beschrieben wird. Im dargestellten Beispiel werden für $10^5 \leq N_f \leq 10^6$ die Lebensdauern durch die Anpassung nur unzureichend beschrieben und überschätzt. Ein deutlicher Vorteil der Beschreibung von Wöhlerdaten nach *Basquin* liegt in der einfachen mathematischen Beschreibung im Gegensatz zu den nachfolgend vorgestellten Alternativen. So gibt es eine Vielzahl anderer, weit aufwendigerer Funktionen, die diese Übergänge dann allerdings deutlich besser wiedergeben können. Hierzu sei zum einen auf die Funktion nach [Kohout01] verwiesen, die in unterschiedlichen Modifikationen auf die jeweils zur Verfügung stehenden Meßwertbereiche angepaßt werden kann. Die Ausgangsgleichung zur Beschreibung der Wöhlerkurve von der Kurzzeit- bis zur hohen Wechselfestigkeit ($1 \leq N < \infty$) ist in Gleichung 2.14 dargestellt.

$$S_a(N) = \tilde{a} \cdot \left[\frac{N+B}{N+C} \right]^b \quad 2.14$$

Die Parameter \tilde{a} und \tilde{b} liegen dabei in der gleichen Größenordnung wie die Parameter $S_{a,D}$ und $1/k$ bei der Beschreibung nach *Basquin*. Die Anpassung derselben experimentellen Daten ist in *Abbildung 2.11* dargestellt.

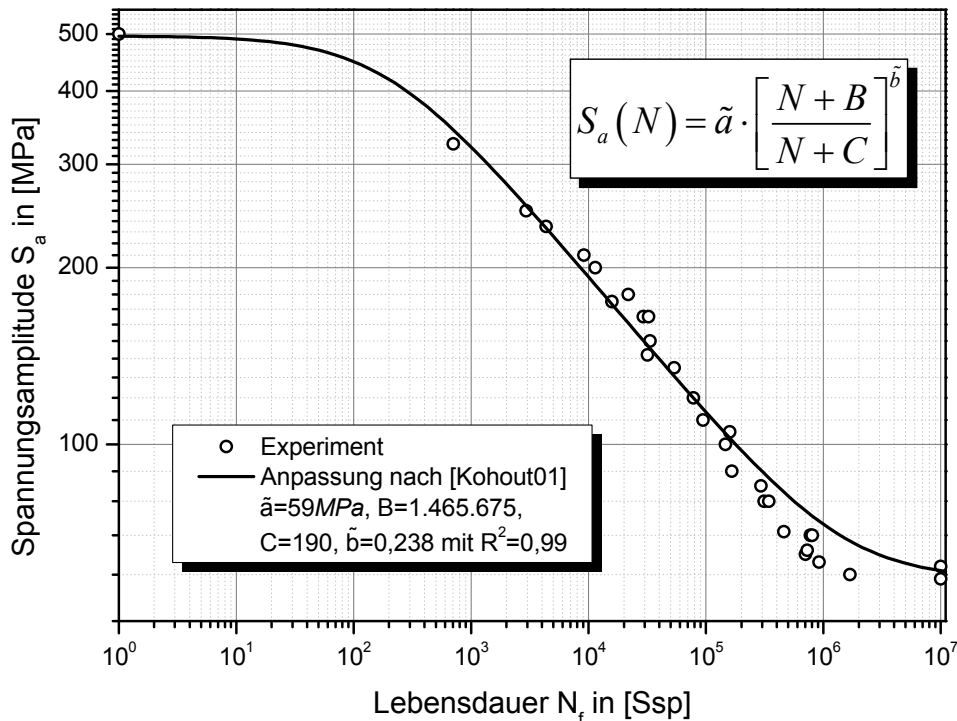


Abbildung 2.11 – Beschreibung experimenteller Schwingfestigkeitsdaten nach [Kohout01]

Es wird deutlich, daß der Bereich der Kurzzeitfestigkeit bis zur Zugfestigkeit für $1 \leq N_f \leq 10^4$ sehr gut durch die Anpassung beschrieben wird. Der Bereich der Zeitfestigkeit wird daran anschließend ähnlich gut wie bei der Anpassung nach *Basquin* beschrieben. Für $N_f \geq 10^6$ ergibt sich jedoch auch hier eine Überschätzung der Lebensdauern, auch wenn der Übergang zur hohen Wechselfestigkeit besser abgebildet wird. Insgesamt zeichnet sich diese Beschreibung der Wöhlerlinie dadurch aus, daß sie den sigmoidalen Verlauf der experimentellen Daten gut beschreiben kann und im Gegensatz zur Gleichung nach *Basquin* eine geschlossene Funktion darstellt.

Eine weitere mögliche Beschreibungsweise stellt die *Gecks-Och-Funktion* dar (vgl. [Schütz81]):

$$S_a(N) = S_{a,D} + (R_m - S_{a,D}) \cdot \exp \left\{ - \left(\frac{\log(N)}{\alpha} \right)^\beta \right\} \quad 2.15$$

Diese zeichnet sich im Gegensatz zu Gleichung 2.14 (Seite 29) dadurch aus, daß sie mit nur zwei Anpassungsparametern auskommt und neben der sogenannten Dauerfestigkeit $S_{a,D}$ auch die Zugfestigkeit R_m als Werkstoffkennwerte beinhaltet. Die Anpassung nach Gleichung 2.15 ist in *Abbildung 2.12* dargestellt.

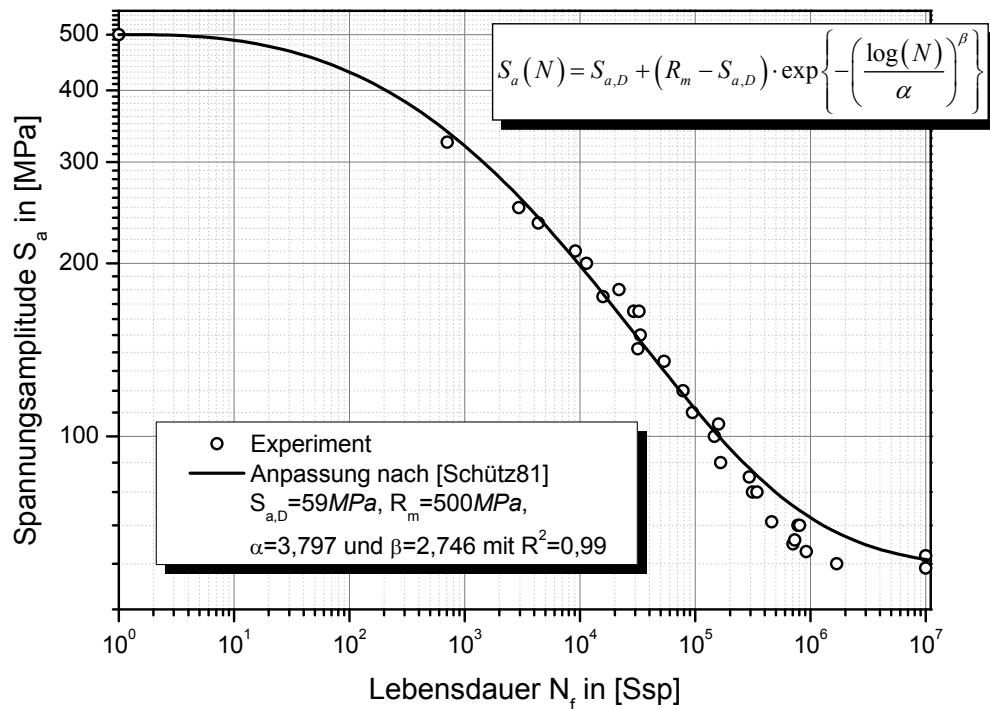


Abbildung 2.12 – Beschreibung experimenteller Schwingfestigkeitsdaten nach [Schütz81]

Auch hier ist der sigmoidale Verlauf zu erkennen, der die experimentellen Daten gut wiedergibt. Im Gegensatz zur Funktion nach *Kohout* werden die Meßwerte im Bereich der Übergänge von der Kurzzeit- zur Zeitfestigkeit sowie vom Bereich der Zeit- zur Dauerfestigkeit noch etwas besser beschrieben. Aus diesem Grund, und da diese Funktion einen Anpassungsparameter weniger benötigt, werden die im Rahmen dieser Arbeit ermittelten Wöhlerlinien mit der *Gecks-Och-Funktion* beschrieben. Eine weiterführende Diskussion der unterschiedlichen Funktionen zur Beschreibung der Wöhlerlinie können [Haibach89] entnommen werden.

2.3.2 Lineare Schadensakkumulation

Mit Hilfe der gewonnenen Schwingfestigkeitsdaten (Wöhlerlinie) ist es mit der *Miner-Regel* [Palmgren24, Miner45] möglich, auf Basis des linearen Schadensakkumulationskonzeptes eine Schadenssumme D zu berechnen und damit die Lebensdauer abzuschätzen. Dazu werden die Teilschädigungen D_i jeder einzelnen Laststufe berechnet und aufsummiert (vgl. [Miner45, Haibach89]):

$$D = \sum_{i=1}^n D_i = \sum_{i=1}^n \frac{\Delta N_i}{N_{f,i}} \leq 1 \quad 2.16$$

Dabei stellen in Gleichung 2.16 ΔN_i die Anzahl der Schwingspiele auf dem Lastniveau i eines n -stufigen Beanspruchungskollektivs und $N_{f,i}$ die Lebensdauer bis zum Bruch oder Anriß aus der Wöhlerlinie dar. Dabei wird angenommen, daß für eine definierte Schadenssumme, zum Beispiel $D=1$, Probenversagen eintritt bzw. der definierte Grenzwert (zum Beispiel der Technische Anriß) erreicht wird. Die Schadenssumme D ermöglicht jedoch nur eine erste Bewertung der Lebensdauer, da hierbei der grundlegenden Idee nach keinerlei makroskopische Schädigungs- und Reihenfolgeeffekte berücksichtigt werden. Auch diverse Modifikationen der *Miner-Regel* durch nicht-lineare Schadensakkumulation bzw. unterschiedliche Berücksichtigung der hohen Wechselfestigkeit haben keine globalen Verbesserungen in der Anwendung dieses Vorhersagekonzeptes gebracht (vgl. [Haibach89]).

2.3.3 Abschätzung der Rißfortschrittslebensdauer

Wenn als definierte Schädigungsgröße der Ermüdungsriß betrachtet wird, kann eine Schadensakkumulationshypothese mit mehr Erfolg angewendet werden. Bei schwingender Beanspruchung breitet sich ein derartiger Riß gemäß der LEBM kontinuierlich aus, d.h. er wächst Schwingspiel für Schwingspiel um einen Betrag Δa_i . Für die Abschätzung der Rißfortschrittslebensdauer unter betriebsnaher Beanspruchung müssen schließlich für jedes Schwingspiel die Rißgeschwindigkeit da/dN bei gegebener Rißlänge a für die aufgebrachte Belastung ΔS und dem dazugehörigen Spannungsverhältnis R bekannt sein. In den nachfolgenden Kapiteln sollen daher einige Ansätze zur Beschreibung der Rißgeschwindigkeit in Abhängigkeit der äußeren Belastung vorgestellt werden.

2.3.3.1 Rißfortschrittsmodelle

Das in Kapitel 2.2.3 vorgestellte *Paris-Gesetz* (Gleichung 2.11) ermöglicht es, die Rißgeschwindigkeit im Bereich II der Rißausbreitungskurve hinreichend gut zu beschreiben. Solange die äußere Belastung, also ΔK , in diesem Bereich liegt und das Spannungsverhältnis R konstant bleibt, ist eine Vorhersage der Rißfortschrittslebensdauer möglich. Sobald jedoch die Belastungen auch im Bereich I der Rißausbreitungskurve liegen, bedarf es eines erweiterten Modells, das auch diesen Bereich (Schwellenwertbereich) beschreibt. Einen solchen Ansatz stellt das Modell nach *Klesnil* und *Lukáš* dar [Klesnil72]:

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K^m - \Delta K_{th}^m) \quad 2.17$$

Dieser Ansatz wurde bereits mehrfach erfolgreich zur Beschreibung experimenteller Rißausbreitungsdaten eingesetzt (vgl. [Volpp99], [Bazios99], [Rödling03], [Steinbock08]). Eine andere Beschreibungsmöglichkeit für die Bereiche II und III stammt von *Forman*:

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \frac{\Delta K^m}{(1-R) \cdot K_c - \Delta K} \quad 2.18$$

Durch Weiterentwicklung von *Schütz* konnte schließlich auch in diesem Modell der Schwellenwertbereich (Bereich I) berücksichtigt werden, wie Gleichung 2.19 zeigt:

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \frac{\Delta K^m - \Delta K_{th}^m}{(1-R) \cdot K_c - \Delta K} \quad 2.19$$

Diese Gleichungen haben jedoch alle den Nachteil, daß Sie die Rißausbreitungskurve weder hinsichtlich ihrer Abhängigkeit vom Spannungsverhältnis R noch bezüglich des Schwellenwertes ΔK_{th} berücksichtigen. Lediglich die Abhängigkeit vom Spannungsverhältnis im Bereich III (und damit indirekt auch im Bereich II) wird bei den Gleichungen 2.18 und 2.19 berücksichtigt, was jedoch bei der Lebensdauervorhersage von untergeordneter Bedeutung ist. Wesentlich wichtiger ist die Berechnung der Rißausbreitung im Schwellenwertbereich, da die Rißgeschwindigkeit mit $da/dN < 10^{-9} \dots 10^{-8} \text{ m/Ssp}$ hier sehr niedrig ist und damit den größten Teil der Rißfortschrittslebensdauer beeinflusst. Insbesondere bei Betriebslastfolgen mit wechselnden Spannungsverhältnissen und Mittel-

spannungen ($R \neq const$) muß die Abhängigkeit des Schwellenwertes vom Spannungsverhältnis berücksichtigt werden.

Aus diesem Grund wurden unterschiedliche Ansätze unternommen, um diese Abhängigkeit zu berücksichtigen, welche im Folgenden vorgestellt werden sollen.

2.3.3.2 Berücksichtigung der R -Abhängigkeit der Reißausbreitungskurven

Volpp hat bereits im Jahr 1999 erste Untersuchungen zur Abhängigkeit der Reißausbreitung vom Spannungsverhältnis unternommen [Volpp99]. Er nutzte dafür neben dem herkömmlichen „Load-Shedding“-Experiment ($R = const$) [ASTM647] auch die Versuchsführung der „alternativen Schwellenwertermittlung“ ($K_{max} = const$) [ISO12108]. Im Rahmen seiner Experimente stellte er fest, daß die Abhängigkeit des Schwellenwertes ΔK_{th} vom Spannungsverhältnis R durch einen linearen Zusammenhang, wie ihn Gleichung 2.20 zeigt, berücksichtigt werden kann [Volpp99]:

$$K_{max,th}(R) = \frac{\Delta K_{th}(R=0) \cdot (1 - \xi \cdot R)}{(1 - R)} \quad 2.20$$

Da sich in *Volpps* Experimenten an partikelverstärkten Aluminiumlegierungen für negative Spannungsverhältnisse die Reißfortschrittsrate in erster Näherung nicht ändert, nimmt er für den Lageparameter $C(R)$ an:

$$C(R) = C(R = -1) \quad \text{für } -1 \leq R \leq 0 \quad 2.21$$

Für positive Spannungsverhältnisse ermittelt er die Lageparameter $C(R)$ über Gleichung 2.22 aus den experimentellen Daten der alternativen Schwellenwertmessung.

$$C(R) = C(R = -1) \cdot \frac{\left. \frac{da}{dN} \right|_R}{\left. \frac{da}{dN} \right|_{R=-1}} \quad \text{für } R > 0 \quad 2.22$$

Damit ist es möglich, die Rißausbreitungskurven für die experimentell verifizierten Spannungsverhältnisse $-1 \leq R \leq 0,9$ anhand Gleichung 2.23 auf Basis des Rißausbreitungsgesetzes nach *Klesnil-Lukáš* (vgl. Gleichung 2.17) zu bestimmen:

$$\frac{da}{dN}(R) = C(R) \cdot (K_{\max}^m - K_{\max,th}^m(R)) \quad 2.23$$

Rödling baute 2003 auf diesen Ergebnissen auf und erweiterte das Konzept durch eine eigene Beschreibungsmöglichkeit des Rißschließens [Rödling03]. Demnach wird die Kurve der alternativen Schwellenwertermittlung durch Gleichung 2.24 gut beschrieben. Die Rißgeschwindigkeit $da/dN|_{alt}(R=0)$ wird an der Stelle $R=0$ abgelesen und der Parameter ζ sowie $da/dN|_{alt}$ werden über die Anpassung der gesamten Funktion an die Meßergebnisse ermittelt.

$$\frac{da}{dN}|_{alt}(R) = \frac{da}{dN}|_{alt}(R=0) - \frac{da}{dN}|_{alt} \cdot R \cdot e^{-\zeta \cdot R^2} \quad 2.24$$

Mit der damit ermittelten Rißgeschwindigkeit der alternativen Schwellenwertermittlung in Abhängigkeit vom Spannungsverhältnis R kann anschließend der Lageparameter $C_{1/2}(R)$ bestimmt werden. Dieser ergibt sich unter Berücksichtigung des Lageparameters $C_{1/2}(R=-1)$ der Rißausbreitungskurve bei $R=-1$ und dem abgelesenen Wert $da/dN|_{alt}(R=-1)$ zu:

$$C_{1/2}(R) = C_{1/2}(R=-1) \cdot \frac{\frac{da}{dN}|_{alt}(R)}{\frac{da}{dN}|_{alt}(R=-1)} \quad 2.25$$

Dabei unterscheidet *Rödling* zwischen zwei Abschnitten der Rißausbreitungskurve. Dies wird nötig, da sich bei einigen Legierungen, wie zum Beispiel die von ihm verwendete EN AW 6013, ein Plateau in der Rißausbreitungskurve ausbilden kann. Um diesen „Knick“ bzw. diesen Übergang (vgl. Kapitel 2.2.3 Seite 26) in einer Rißausbreitungsrechnung zu berücksichtigen, schlägt er eine getrennte Beschreibung, unterhalb des Übergangs $T2$ anhand der Gleichung 2.17 nach *Klesnil-Lukáš* (Seite 33) und oberhalb anhand der Gleichung 2.11 nach *Paris* (Seite 25) mit dem gleichen Lageparameter $C_{1/2}(R)$ vor.

Darauf aufbauend entwickelte *Steinbock* 2008 ein 3D-Modell, mit dessen Hilfe die Rißausbreitung sowohl in Abhängigkeit des Spannungsverhältnisses R , als auch des maximalen Spannungsintensitätsfaktors K_{\max} beschrieben werden kann [Steinbock08]. In ihrer Arbeit kommt sie unter anderem zu dem Ergebnis, daß bei dem durchzuführenden Experiment zur alternativen Schwellenwertermittlung K_{\max} möglichst so groß zu wählen ist, daß bei einem Spannungsverhältnis $R = -1$ die Rißgeschwindigkeit groer $10^{-8} m/Ssp$ ist. Weiterhin empfiehlt sie, das „Load-Shedding“-Experiment bei einem möglichst kleinen Spannungsverhältnis $R \leq -1$ durchzuführen, um mit ihrem Konzept bessere Ergebnisse zu erzielen.

Anhand des Schwellenwertes $K_{\max,th}$ aus dem „Load-Shedding“-Experiment und dem Schwellenwert ΔK_{th} aus dem Experiment zur alternativen Schwellenwertermittlung können mit Hilfe der Gleichung 2.26 durch Anpassung sowohl der kritische maximale Schwellenwert $K_{\max,th,krit}$ sowie der kritische zyklische Schwellenwert $\Delta K_{th,krit}$ ermittelt werden.

$$K_{\max,th}(R) = K_{\max,th,krit} + \frac{\Delta K_{th,krit}}{1-R} \quad \text{für } -\infty < R < 1 \quad 2.26$$

Beide Groen stellen dabei werkstoffspezifische Konstanten dar.

Anschließend wird die Rißausbreitungskurve des „Load-Shedding“-Experimentes mit Hilfe eines geeigneten Rifortschrittsmodells angepaßt. *Steinbock* mußte bei ihren verwendeten Sthlen keine mikrostrukturell bedingten Übergange $T2$ und $T3$ berücksichtigen und konnte ihr Konzept daher ausschließlich auf dem Modell nach *Klesnil-Luk* aufbauen und die Rißausbreitungskurven geschlossen anhand Gleichung 2.23 (Seite 35) beschreiben.

Darauf folgend wird die Rißausbreitungskurve aus dem Experiment zur alternativen Schwellenwertermittlung über ΔK dargestellt und der materialabhängige Parameter C_0 aus Gleichung 2.27 ermittelt.

$$\left. \frac{da}{dN} \right|_{oRS} (R, K_{\max}) = C_0 \cdot \Delta K^m \quad 2.27$$

Dieser beschreibt die Lage der Rißausbreitungskurve in einem Belastungsbereich, in dem der Riß als offen angenommen werden kann, was für hinreichend große maximale Spannungsintensitätsfaktoren K_{\max} bei gleichzeitig

kleiner Schwingbreite ΔK zutreffen sollte. Der Exponent m ergibt sich aus der zuvor durchgeführten Anpassung der Rißausbreitungskurve aus dem „Load-Shedding“-Experiment und wird daher in Gleichung 2.27 als konstant angenommen.

Daran schließt sich die Berechnung der effektiven Spannungsintensit $\Delta K_{eff}(R, K_{max})$ aus den Ergebnissen der alternativen Schwellenwertbestimmung $da/dN|_{exp}$ nach Gleichung 2.28 an.

$$\Delta K_{eff}(R, K_{max}) = \left(\frac{\left. \frac{da}{dN} \right|_{exp} (R, K_{max})}{C_0} \right)^{\frac{1}{m}} \quad 2.28$$

Der so gewonnene Kurvenverlauf läßt sich nach *Steinbock* anhand der Exponentialfunktion in Gleichung 2.29 gut beschreiben.

$$\Delta K_{eff}(R, K_{max}) = \hat{a} \cdot e^{\frac{R}{\hat{b}}} + \hat{c} \quad 2.29$$

Davon ausgehend, kann nun die Rißgeschwindigkeit der alternativen Schwellenwertmessung geschlossen mit Hilfe der Gleichung

$$\left. \frac{da}{dN} \right|_{alt} (R, K_{max}) = C_0 \cdot \Delta K_{eff}(R, K_{max})^m \quad 2.30$$

bestimmt werden und ist damit im Gegensatz zu dem Modell von *Volpp* und *Rödling* zusätzlich in Abhängigkeit von K_{max} beschreibbar. *Steinbock* weist in ihrer Arbeit darauf hin, daß Gleichung 2.30 zwar die Rißausbreitung bei sehr niedrigen Spannungsverhältnissen ($R \leq -1$) besser als vergleichbare Rischliemodelle nach *Elber* oder *Schijve* beschreibt, jedoch bei hohen Spannungsverhältnissen die Rißausbreitungsgeschwindigkeit eher überschätzt wird.

Abschließend kann die Rißgeschwindigkeit für den gegebenen Werkstoff anhand der zuvor bestimmten Parameter mit Hilfe der Gleichung 2.31 für beliebige Spannungsverhältnisse R und maximale Spannungsintensitätsfaktoren K_{\max} unter Berücksichtigung von Rißschließen berechnet werden.

$$\frac{da}{dN}(R, K_{\max}) = \frac{\overbrace{C(R \leq -1)}^{\text{aus "Load-Shedding"-Experiment bei möglichst kleinem Spannungsverhältnis}} \cdot \overbrace{\left. \frac{da}{dN} \right|_{alt}(R, K_{\max})}^{\text{siehe Gleichung 2.30}}}{\underbrace{\left. \frac{da}{dN} \right|_{alt}(R = -1)}_{\text{abgelesen aus Kurvenverlauf der alternativen Schwellenwertmessung bei } R=-1}} \cdot \left(K_{\max}^m - \underbrace{K_{\max,th}^m(R)}_{\text{siehe Gleichung 2.26}} \right) \quad 2.31$$

aus der Anpassung an die Kurve des „Load-Shedding“-Experimentes

Eine auf diese Weise berechnete 3D-Rißausbreitungskurve ist exemplarisch in *Abbildung 2.13* dargestellt.

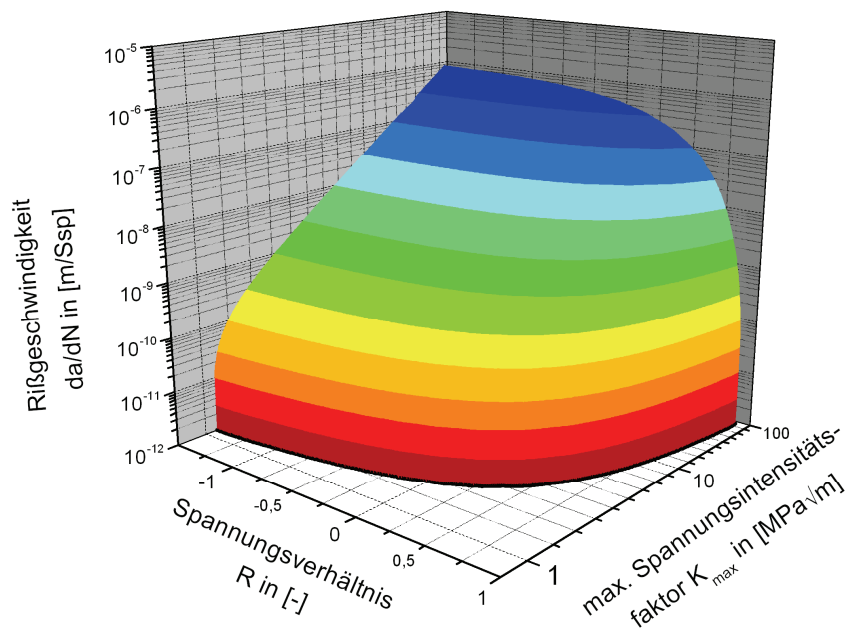


Abbildung 2.13 – dreidimensionale Rißausbreitungskurve eines Stahls nach Steinbock

Eine ausführliche Darstellung des Berechnungskonzeptes anhand zweier Stähle kann [Steinbock08] entnommen werden.

Eine weitere, bereits in der Ingenieurpraxis angewendete Möglichkeit, Rißausbreitungskurven in Abhängigkeit des Spannungsverhältnisses R und der Schwingbreite der Spannungsintensität ΔK unter Berücksichtigung von Rißschließen zu berechnen, ist in der *Bruchmechanik- und Rißausbreitungsanalyse-software NASGRO Version 5.2* implementiert [NASGRO08]. Das Rißschließen

wird dabei durch den Ansatz von *Newman* berücksichtigt [Newman84], wie er in Gleichung 2.32 dargestellt ist.

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op} = \frac{(1 - f_{op}(R))}{(1 - R)} \cdot \Delta K \quad 2.32$$

Für die Rißöffnungsfunktion f_{op} gilt dabei

$$f_{op}(R) = \frac{K_{op}}{K_{max}} = \begin{cases} \max\left(R, (A_0 + A_1R + A_2R^2 + A_3R^3)\right) & \text{für } R \geq 0 \\ A_0 + A_1R & \text{für } -2 \leq R < 0 \end{cases} \quad 2.33$$

Die einzelnen Parameter A_0 bis A_3 können anhand der Gleichungen 2.34 bis 2.37 berechnet werden. Dabei stellt die Größe α_c die Mehrachsigkeit vor der Rißspitze (*engl.*: constraint factor) dar und kann demnach Werte zwischen $\alpha_c = 1$ für den Ebenen Spannungszustand und $\alpha_c = 3$ für den Ebenen Dehnungszustand annehmen. Es hat sich jedoch gezeigt, daß sich eine bessere Beschreibung der experimentellen Daten ergibt, wenn α_c als einfacher Anpassungsparameter verwendet wird (vgl. [NASGRO08]).

$$A_0 = (0,825 - 0,34\alpha_c + 0,05\alpha_c^2) \cdot \left[\cos\left(\frac{\pi}{2} \cdot \frac{S_{max}}{\sigma_o}\right) \right]^{1/\alpha} \quad 2.34$$

$$A_1 = (0,415 - 0,071\alpha_c) \cdot \frac{S_{max}}{\sigma_o} \quad 2.35$$

$$A_3 = 2A_0 + A_1 - 1 \quad 2.36$$

$$A_2 = 1 - A_0 - A_1 - A_3 \quad 2.37$$

Der Faktor S_{max}/σ_o beschreibt die Höhe der Maximalspannung bezogen auf eine Fließspannung σ_o , welche nach *Newman*, wie in Gleichung 2.38 dargestellt, angenommen wird (vgl. [Newman84]).

$$\sigma_o = \frac{R_{p0,2} + R_m}{2} \quad 2.38$$

Die Abhängigkeit eines Schwellenwertes ΔK_{th} vom Spannungsverhältnis wird in *NASGRO* durch die recht komplizierten Gleichungen 2.39 und 2.40 berücksichtigt.

$$\Delta K_{th} = \Delta K_1^* \frac{\left[\frac{1-R}{1-f_{op}(R)} \right]^{(1+R \cdot C_{th}^+)}}{(1-A_0)^{(1-R) \cdot C_{th}^+}} \quad \text{für } R \geq 0 \quad 2.39$$

$$\Delta K_{th} = \Delta K_1^* \frac{\left[\frac{1-R}{1-f_{op}(R)} \right]^{(1+R \cdot C_{th}^-)}}{(1-A_0)^{(C_{th}^+ - R \cdot C_{th}^-)}} \quad \text{für } R < 0 \quad 2.40$$

Dabei stellen die Faktoren C_{th}^+ und C_{th}^- Anpassungsparameter der obigen Gleichungen an die experimentell ermittelten Schwellenwerte dar. Die Abhängigkeit des Schwellenwertes von der Rißlänge a wird in *NASGRO* berücksichtigt und ist in Gleichung 2.41 dargestellt.

$$\Delta K_1^* = \Delta K_1 \cdot \sqrt{\frac{a}{a+a_0}} \quad 2.41$$

Dabei ist der Wert ΔK_1 ebenfalls ein Anpassungsparameter und stellt den Schwellenwert $\Delta K_{th}(R \rightarrow 1)$ für mikrostrukturell lange Risse dar. Auch der Kurzrißparameter a_0 ist ein Anpassungsparameter, welcher zur Berücksichtigung der Abhängigkeit des Schwellenwertes von der Rißlänge benötigt wird (vgl. [Smith77, Tanaka80]).

Die eigentliche Rißausbreitungskurve ergibt sich schließlich aus dem Rißausbreitungsgesetz nach *Forman* und *Mettu*, wie es in Gleichung 2.42 dargestellt ist [Forman92, NASGRO08].

$$\frac{da}{dN}(R, \Delta K, a) = C \cdot \overbrace{\Delta K_{eff}^m}^{\text{Gleichung 2.32}} \cdot \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{th}(R, a)}{\Delta K} \right)^p}{\left(1 - \frac{K_{max}}{K_c} \right)^q} \quad 2.42$$

Es zeichnet sich dadurch aus, daß alle drei Bereiche der Rißausbreitungskurve, mit Ausnahme von mikrostrukturell bedingten Übergängen (vgl. Kapitel 2.2.3 Seite 26), berücksichtigt werden. Darüber hinaus haben Veränderungen des Schwellenwertes ΔK_{th} sowie des kritischen Spannungsintensitätsfaktors K_c nur einen geringen Einfluß auf die *Paris*-Gerade [NASGRO08]. Die zusätzlichen Größen p und q sind Anpassungsparameter und werden empirisch ermittelt.

2.4 Statistische Auswertung von Ermüdungsexperimenten mit der Weibullverteilung

Da die Ergebnisse von Ermüdungsexperimenten streuende Merkmale darstellen, müssen sie statistisch betrachtet werden [DIN40041]. Dabei hat sich gezeigt, daß die zweiparametrische Weibullverteilung (*aus*: [Weibull39, Weibull51]) zur statistischen Beschreibung von Lebensdauern technischer Produkte gut geeignet ist (vgl. z.B. [Krä88, Krüger96, Sheikh95]). Dabei kann der Ausfall, zum Beispiel als Bruch einer Probe oder als Bildung eines Technischen Anrisses definiert werden. Die Lebensdauer wiederum wird als Zeitangabe, zum Beispiel in Betriebsstunden, Einschaltvorgängen oder Lastwechseln angegeben. Die Summenhäufigkeit F der Weibullverteilung ist in Gleichung 2.43 dargestellt:

$$F(N_f) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{N_f}{T}\right)^b\right] \quad \text{mit } N_f \geq 0, T > 0 \text{ und } b > 0 \quad 2.43$$

Dabei stellt T die charakteristische Lebensdauer, d.h. das Maximum der Verteilung dar, bei der 63,2% aller Proben ausgefallen sind. Der Weibullexponent b beschreibt die Schärfe der Verteilung und hängt im Wesentlichen vom vorliegenden Ausfallmechanismus ab, so daß bei gleichem Versagenstyp und veränderter Belastung sich zwar die charakteristische Lebensdauer, nicht jedoch der Weibullexponent ändern sollte (vgl. [DGQ95]).

Da mit steigendem b die Schärfe der Verteilung zunimmt, ist der Weibullexponent ein direktes Maß für die Streuung der Meßwerte. Bei Werten von $b < 1$ erhält man eine Extremwertverteilung, d.h. man kann von Frühausfällen sprechen, die auf Herstellungsfehler zurückgeführt werden können. Bei einem Weibullexponenten $b = 1$ entspricht die Weibull- der Exponentialverteilung. Bei belastungsbezogenen Ausfällen können die Experimente mit Werten von $b > 1$ beschrieben werden.

$$\lambda_{WB}(N_f) = \frac{dF(N_f)}{dN_f} \cdot \frac{1}{1 - F(N_f)} = \frac{b}{T} \cdot \left(\frac{N_f}{T}\right)^{b-1} \quad 2.44$$

Die Ausfallrate λ_{WB} (vgl. Gleichung 2.44) steigt hier mit zunehmender Betriebsdauer aufgrund von zunehmendem Verschleiß oder Alterung [DGQ95].

Der Erwartungswert μ sowie die Standardabweichung s werden mit Hilfe der Gammafunktion Γ (Gleichung 2.45), wie in Gleichung 2.46 und 2.47 dargestellt, numerisch berechnet (vgl. [Reliasoft05]):

$$\Gamma(\tilde{n}) = \int_0^{\infty} e^{-x} x^{\tilde{n}-1} dx \quad 2.45$$

$$\mu = T \cdot \Gamma\left\{1 + \frac{1}{b}\right\} \quad 2.46$$

$$s = T \cdot \sqrt{\Gamma\left\{1 + \frac{2}{b}\right\} - \Gamma^2\left\{1 + \frac{1}{b}\right\}} \quad 2.47$$

Zur statistischen Auswertung der experimentell gewonnenen Lebensdauern werden diese ihrer Häufigkeit nach aufsteigender Ausfallgröße sortiert. Jedem Wert wird ein Schätzer entsprechend der Häufigkeitssumme H_j als Schätzung der Ausfallwahrscheinlichkeit $F(N_f)$ zugeordnet. Diese können schließlich im Lebensdauernetz über der jeweiligen Lebensdauer N_f aufgetragen und entweder durch graphische oder rechnerische Regression ausgewertet und durch eine Geradengleichung angepaßt werden. Dabei sollte die Stichprobe mindestens fünf Meßwerte umfassen [DGQ95].

$$H_j = \frac{j - 0,3}{\tilde{N} + 0,4} \cdot 100\% \quad 2.48$$

Als Schätzer werden in der Literatur unterschiedliche Gleichungen angegeben, die zum Teil auch vom Stichprobenumfang \tilde{N} abhängen. In [DGQ95] und [Reliasoft05] wird der Schätzer der *Median Ranks* (vgl. Gleichung 2.48) empfohlen. In der vorliegenden Arbeit werden dabei die exakten Lösungen der *Median Ranks* durch numerische Lösung der Beta-Binomiale nach Gleichung 2.49 verwendet [Reliasoft05], da diese auch für unterschiedliche statistische Sicherheiten tabelliert, zum Beispiel in [DGQ95], zu finden sind.

$$\sum_{i=j}^{\tilde{N}} \binom{\tilde{N}}{i} (H_j)^i \cdot (1 - H_j)^{\tilde{N}-i} = 0,5 \hat{=} 50\% \quad 2.49$$

Zur Bestimmung der Vertrauensgrenzen kann ebenfalls die Beta-Binomiale verwendet werden, wobei statt des Konfidenz-Levels von 50% das jeweils interessierende eingesetzt werden kann [Kececioglu93].

2.5 Thermographie zur Zerstörungsfreien Werkstoffprüfung

Mit Hilfe von Thermographie ist es möglich, Temperaturverteilungen auf Oberflächen zu ermitteln. Nach dem Wortlaut handelt es sich bei der Thermographie um ein berührend aufzeichnendes, und nur bei der Infrarot-Thermographie um ein berührungsloses Meßverfahren. Heutzutage wird unter Thermographie üblicherweise das berührungslose Verfahren verstanden.

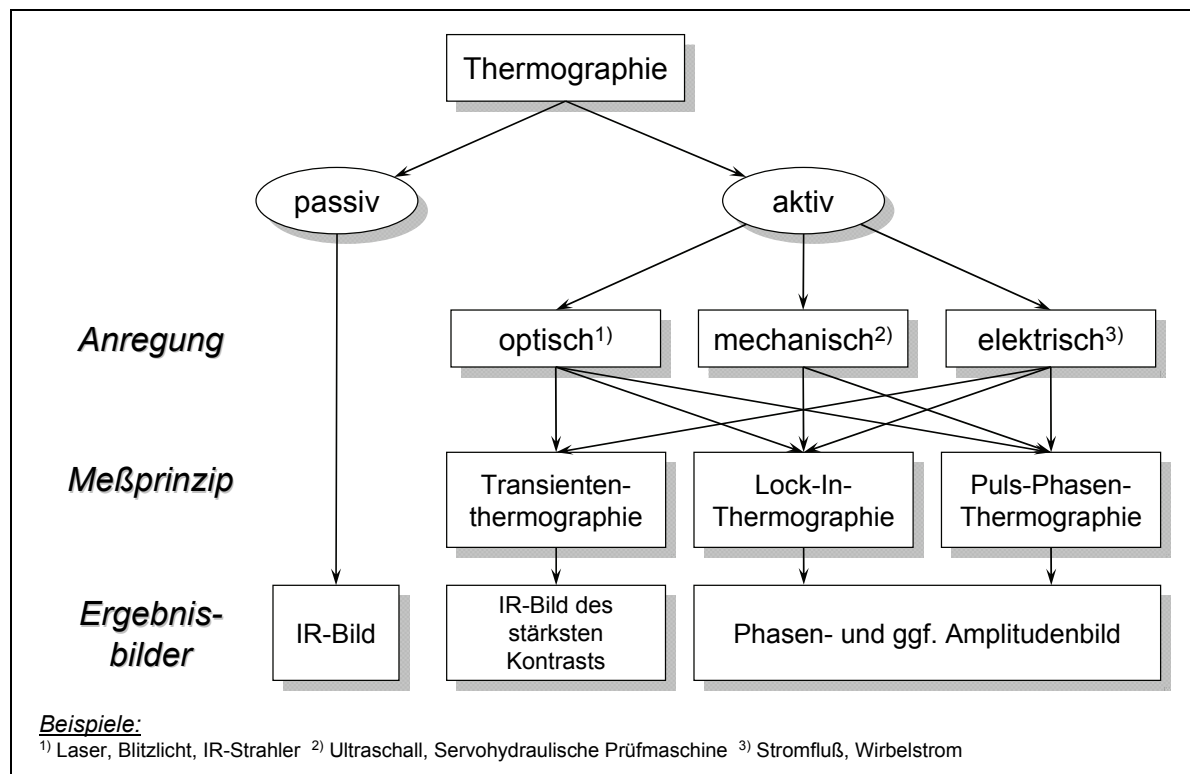


Abbildung 2.14 – mögliche Einteilung der Thermographieverfahren nach [Riegert07]

Grundsätzlich können Thermographiemethoden in aktive und passive Verfahren unterteilt werden. In *Abbildung 2.14* ist eine mögliche Einteilung der Thermographieverfahren zur Anwendung in der Zerstörungsfreien Werkstoffprüfung dargestellt.

Die passive Thermographie nutzt dabei die Abstrahlung von Wärme des zu untersuchenden Objektes, ohne es von außen anzuregen. Bei der Auswertung wird schließlich die Infrarotstrahlung des Temperaturfeldes detektiert und durch untypische Temperaturverteilungen oder sogenannte „Hot Spots“ auf mögliche Schäden geschlossen (vgl. [Maldague01]). Beispielsweise können mit dieser Methode Gebäude auf Wärmebrücken oder mechanische Anlagen im Betrieb auf beschädigte Gleitlager, die Reibungswärme erzeugen, hin untersucht

werden. Ist es jedoch erforderlich, ein einzelnes Bauteil im ausgebauten Zustand auf zum Beispiel Delamination oder Rißbildung hin zu untersuchen, so stellt sich die passive Thermographie als ungeeignet heraus, da das zu untersuchende Bauteil im stationären Zustand die Umgebungstemperatur annehmen wird und damit eine homogene Temperaturverteilung aufweist. Im Gegensatz dazu wird bei aktiven Thermographiemethoden das Bauteil extern angeregt, die Systemantwort mit Hilfe einer Thermographiekamera aufgenommen und diese durch unterschiedliche mathematische Methoden ausgewertet.

Die Anwendung der jeweiligen Verfahren hängt dabei von der Aufgabenstellung, dem zu untersuchenden Material, der zu detektierenden Defektart und -größe sowie der Bauteildicke ab. Dabei haben alle aktiven Thermographiemethoden ihre Vor- und Nachteile [Mulaveesala08]. Nachfolgend sollen daher einige aktive Thermographieverfahren (als Kombination aus Anregung und Meßprinzip) näher vorgestellt werden.

2.5.1 Transiententhermographie

Bei der Transiententhermographie wird das Abkühlungsverhalten eines Bauteils nach einer vorherigen Erwärmung untersucht. Die Erwärmung erfolgt dabei entweder über einen längeren Zeitraum (Abkühlungsthermographie und Stepped-Thermographie) oder durch einen kurzen Energiepuls (Pulsthermographie).

Bei der Abkühlungsthermographie wird die Probe nach der Aufheizung, zum Beispiel in einem Ofen, unter Raumtemperaturbedingungen abgekühlt. Das Abkühlungsverhalten der Oberfläche kann dann mit einer Thermographiekamera aufgezeichnet werden. Die Wärme fließt während der Abkühlung dabei vom Bauteilinneren zur Oberfläche. Der Fluß wird von Defekten, wie zum Beispiel Delaminationen oder Hohlräumen, behindert. Dadurch stellt sich auf der Oberfläche kurzzeitig eine inhomogene Temperaturverteilung ein, die gemessen werden kann [Busse08].

Bei der Pulsthermographie wird hingegen durch eine pulsartige Energie-disposition auf der Oberfläche eine Wärme-front erzeugt, die sich durch Diffusion im Bauteil ausbreitet und durch Hindernisse bzw. Schädigungen des Bauteils behindert wird. Dies wirkt sich wiederum auf die Wärmeverteilung an

der Oberfläche aus und kann dort detektiert werden [Riegert07]. Dabei erscheinen tiefere Defekte später und werden mit niedrigerem Kontrast sichtbar gemacht. Nach *Cielo* ergibt sich die Detektionszeit t_z in erster Näherung wie in Gleichung 2.50 dargestellt, wobei α_T die Temperaturleitfähigkeit und z die Defekttiefe unter der Bauteiloberfläche sind [Maldague01].

$$t_z \approx \frac{z^2}{\alpha_T} \quad 2.50$$

Jedoch ist hier aufgrund der pulsartigen Erwärmung oft ein sehr hoher Energieeintrag notwendig, der eventuell zu einer Beschädigung der Bauteiloberfläche führen kann [Mulaveesala08].

Die Auswertung der Transiententhermographie kann durch Bildverarbeitungsalgorithmen erfolgen, wobei als Basis zum Beispiel das Infrarotbild des Bauteils vor der Erwärmung dienen kann.

Nachteil beider Verfahren ist die Abhängigkeit des Meßergebnisses von der Emissivitätsverteilung der Bauteiloberfläche infolge unterschiedlicher Oberflächenbeschaffenheiten sowie der Homogenität der Erwärmung durch die verwendete Wärmequelle [Mulaveesala08]. Weiterhin ergibt sich häufig nur ein sehr geringer Kontrast. *Vavilov* und *Taylor* geben als Daumenregel an, daß der Defekt, bezogen auf die Tiefe in der er sich befindet, doppelt so groß sein sollte [Maldague01]. Ein großer Vorteil liegt hingegen im einfachen Versuchsaufbau und der wenig aufwendigen Auswertung der Meßergebnisse.

2.5.2 Lock-In-Thermographie

Die Lock-In-Thermographie basiert auf dem Prinzip, thermische Wellen in einem zu untersuchenden Bauteil zu erzeugen [Busse79, Busse92]. Dabei wird die Probe einer sinusförmigen intensitätsmodulierten Wärmeanregung konstanter Kreisfrequenz ω ausgesetzt, die wiederum im Bauteilinneren eine abgeschwächte und gestreute thermische Welle der gleichen Frequenz erzeugt. Für die Wellenlänge λ gilt (siehe auch: [Mulaveesala08]):

$$\lambda = 2\pi \sqrt{\frac{2\alpha_T}{\omega}} \quad 2.51$$

Die Temperatur im Bauteil läßt sich unter der Annahme einer halbunendlichen flachen Probe, die mit einer gleichförmigen Wärmequelle sinusförmig angeregt

wird, auf den eindimensionalen Fall reduzieren und anhand Gleichung 2.52 als Funktion der Bauteiltiefe z und der Zeit t beschreiben [Maldague01]. Dabei nimmt die Amplitude mit der Tiefe exponentiell ab:

$$T_M(z, t) = T_{M,0} \cdot e^{-\frac{z}{\mu_T}} \cdot \cos\left(\omega t - \frac{2\pi z}{\lambda}\right) \quad 2.52$$

Dabei stellt μ_T die thermische Diffusionslänge dar, die durch Gleichung 2.53 beschrieben werden kann:

$$\mu_T = \sqrt{\frac{2\alpha_T}{\omega}} \quad 2.53$$

Der Phasenwinkel ϕ der thermischen Welle ergibt sich zu:

$$\phi = \frac{2\pi z}{\lambda} \quad 2.54$$

Die Eindringtiefe der thermischen Welle wird von der Frequenz und der Temperaturleitfähigkeit des Materials bestimmt. Je niedriger die Frequenz ist, desto größer wird die Eindringtiefe [Mulaveesala08]. Gleichzeitig verringert sich jedoch die Ausbreitungsgeschwindigkeit v [Maldague02]:

$$v = \lambda \cdot \frac{\omega}{2\pi} = \sqrt{2\omega\alpha_T} \quad 2.55$$

Die derart beschreibbare thermische Welle breitet sich in das Innere des Bauteils aus und wird dort von Defekten behindert und zur Oberfläche zurückgestreut. Mit Hilfe einer Infrarotkamera kann schließlich an der Bauteiloberfläche das resultierende oszillierende Wärmestrahlungsfeld aufgezeichnet werden [Busse92, Busse08]. In *Abbildung 2.15* sind das Anregungs- sowie das aufgezeichnete Signal für einen Bildpunkt der Thermographiekamera dargestellt. Unter der Annahme, daß die verwendete Kamera über einen Detektorchip (**Focal Plane Array = FPA**) verfügt, der das gleichzeitige Auslesen aller Bildpunkte ermöglicht, kann damit für alle Bildpunkte das Meßsignal \tilde{S} mit der verwendeten Bildfrequenz f_{Kam} synchron aufgezeichnet werden. Man erkennt dabei deutlich, daß die Frequenz der äußeren Anregung auch der des Meßsignals entspricht. Im stationären Fall kann somit die thermische Welle an jedem Bildpunkt mit Hilfe des Vierpunktverfahrens rekonstruiert werden, indem

man während eines Modulationszyklus vier äquidistante Meßwerte $\tilde{S}_{1...4}$ auswertet [Busse92].

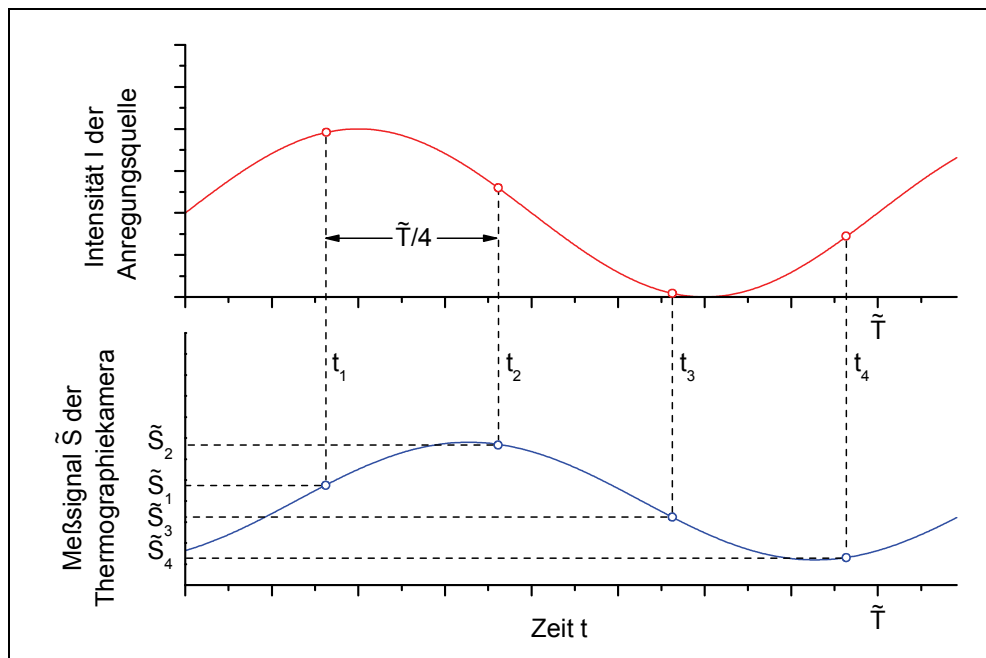


Abbildung 2.15 – Prinzip zur Bestimmung von Phasen- und Amplitudenbild bei thermographischen Lock-In-Messungen nach [Busse92]

In diesem einfachen Fall ergibt sich die Amplitude der thermischen Welle zu [Busse92]:

$$\tilde{A} = \sqrt{(\tilde{S}_1 - \tilde{S}_3)^2 + (\tilde{S}_2 - \tilde{S}_4)^2} \quad 2.56$$

sowie die Phasenverschiebung zu:

$$\phi = \arctan\left(\frac{\tilde{S}_1 - \tilde{S}_3}{\tilde{S}_2 - \tilde{S}_4}\right) \quad 2.57$$

Diese Ergebnisse werden bildpunktweise bestimmt und können schließlich zu einem Amplituden- und einem Phasenbild zusammengefügt werden. Das Amplitudenbild ist dabei der Temperaturleitfähigkeit und das Phasenbild der Ausbreitungszeit der thermischen Welle zugeordnet [Maldague01]. Ein großer Vorteil des Phasenbildes besteht in der Tatsache, daß durch die Quotientenbildung Einflüsse durch lokal unterschiedliche Emissivitäten weitestgehend vermieden werden.

Neben diesen Lock-In-Ergebnisbildern kann zusätzlich das Passivbild durch eine bildpunktweise Mittelwertbildung nach Gleichung 2.58 bestimmt werden:

$$\bar{T} = \frac{\tilde{S}_1 + \tilde{S}_2 + \tilde{S}_3 + \tilde{S}_4}{4} \quad 2.58$$

Bei modernen Thermographiesystemen können alle während eines Meßzyklus aufgezeichneten Werte mit Hilfe der diskreten Fouriertransformation bei der Anregungsfrequenz ausgewertet und damit eine deutliche Reduktion von Störeinflüssen erzielt werden (vgl. [Riegert07]).

Neben der Anregung mit Hilfe von Wärmestrahlern (optische Thermographie) haben sich inzwischen eine Vielzahl anderer Anregungsarten und damit eigene Lock-In-Verfahren etabliert. Zum Beispiel besteht eine weitere Möglichkeit in der Verwendung von piezoelektrischen Aktuatoren (*auch*: Vibrothermographie) [Maldague01]. Dabei wird der Thermoelastische Effekt ausgenutzt, der besagt, daß eine Materialverlängerung infolge einer Änderung der Summe der Hauptspannungen $\Delta\sigma$ eine Temperaturänderung ΔT des betroffenen Materials bewirkt (vgl. Gleichung 2.59).

$$\Delta T = -K_m \cdot T_0 \cdot \Delta\sigma \quad \text{mit} \quad K_m = \frac{\alpha_L}{\rho \cdot c_p} \quad 2.59$$

Der thermoelastische Koeffizient K_m ist dabei eine materialspezifische Größe, die von der Dichte ρ , der spezifischen Wärmekapazität c_p und dem linearen Wärmeausdehnungskoeffizienten α_L des Materials abhängt [Thomson53]. Bei diesem Verfahren wird demnach ein Ultraschallsignal mit einem niederfrequenten Signal moduliert und somit eine thermische Welle dieser Modulationsfrequenz erzeugt. An Stellen mit signifikanten Spannungskonzentrationen, wie sie an Kerben und Defekten auftreten, entstehen somit aufgrund des Thermoelastischen Effektes sogenannte "Hot Spots" im Amplitudenbild. Aber auch Reibungseffekte, wie sie beim Aufeinanderreiben von Ribflanken auftreten, können somit Aufschluß auf Defekte geben. Da Ungängen unterschiedlicher Größe und Art bei unterschiedlichen Modulationsfrequenzen in Resonanz gehen, kann die Erkennbarkeit dieser Defekte jedoch frequenzabhängig sein [Maldague01]. Großer Vorteil dieses Verfahrens ist die Tatsache, daß Defekte erkannt werden können, die zum

Beispiel wie geschlossene Risse in einer Passivaufnahme nur schwer zu erkennen sind. Ein Nachteil besteht jedoch in der Möglichkeit, daß sich Defekte durch die mechanische Beanspruchung vergrößern oder das Bauteil sogar zerstört wird. Weiterhin ist es aufgrund der Frequenzabhängigkeit erforderlich, die Messungen bei unterschiedlichen Modulationsfrequenzen durchzuführen, was den Meßaufwand deutlich erhöht [Mulaveesala08]. Üblicherweise wird dieses Verfahren zur Detektion von korrodierten Bereichen, vertikalen Rissen und Delaminationen verwendet [Maldague01].

2.5.3 Puls-Phasen-Thermographie

Bei der Puls-Phasen-Thermographie wird das zu untersuchende Bauteil pulsartig, also mit einem Energieeintrag sehr kurzer Dauer und hoher Energiedichte, vergleichbar der Pulsthermographie, erwärmt. Die Anregung kann dabei über verschiedene Quellen, wie zum Beispiel eine Blitzlichtlampe (optisch) oder einen Ultraschall-Rechteckimpuls (mechanisch) erfolgen, wobei bei letzterem auch von Burst-Phasen-Thermographie gesprochen wird. Die „thermische Antwort“ des Systems wird synchron mit Hilfe einer Thermographiekamera aufgezeichnet. Bei der anschließenden Auswertung werden ebenfalls mit Hilfe einer Fouriertransformation das Phasen- sowie Amplitudenbild bestimmt.

Im Gegensatz zur Lock-In-Thermographie wird mit einem Puls bzw. „Burst“ eine Mehrfrequenzmessung durchgeführt, die Wärmewellen in vielen Frequenzen erzeugt und damit in unterschiedliche Tiefen des Bauteils eindringen läßt. Ein Rechteckimpuls der Länge τ ergibt im Frequenzbereich eine Frequenzverteilung der Form:

$$\mathfrak{F}(\omega) = \int_{-\frac{\tau}{2}}^{\frac{\tau}{2}} e^{-i\omega t} dt = \tau \cdot \text{sinc}\left(\frac{\omega\tau}{2}\right) \quad \text{wobei} \quad \text{sinc}(x) = \frac{\cos(x)}{x} \quad 2.60$$

Dies reduziert die Versuchszeit erheblich, da zum Vergleich bei der Lock-In-Thermographie mehrere Versuchsreihen unterschiedlicher Frequenz notwendig gewesen wären [Riegert07].

Ein Nachteil dieses Verfahrens ist die Notwendigkeit einer polychromatischen Wärmequelle mit hoher Energiedichte, da ein kurzer Puls

vor allem Wärmewellen hoher Frequenzen im Bauteil induziert und damit die thermische Eindringtiefe nur gering ist. Um die Energie zu erhöhen, müßte die Amplitude des Pulses weiter erhöht werden, was eventuell zur Beschädigung des Prüflings bzw. dessen Oberfläche führen könnte. Alternativ bietet sich hier die Verwendung eines „Burst“, also eines Rechtecksignals größerer Breite an, da hier niedrigere Energien notwendig sind, um niederfrequente Wärmewellen hinreichend großer Amplitude zu erzeugen. Ein großer Vorteil der Puls-Phasen-Thermographie ist der einfache Versuchsaufbau sowie die geringere Meßzeit gegenüber der Lock-In-Thermographie [Mulaveesala08].

Damit stellt die Puls- bzw. Burst-Phasen-Thermographie die Schnittstelle zwischen der einfachen Puls-Thermographie und der Lock-In-Thermographie dar [Riegert07].

3. Versuchsdurchführung

3.1 Verwendeter Werkstoff

Für die im Rahmen der vorliegenden Arbeit durchgeführten Untersuchungen wurde ein Werkstoff verwendet, der in der Luftfahrttechnik seine Anwendung findet und in den Teilen von Luftfahrzeugstrukturen eingesetzt wird, die im Betrieb besonders hohen zyklischen Belastungen ausgesetzt sind. Bei diesem Werkstoff handelt es sich um die hochfeste, aushärtbare Aluminiumknetlegierung AlZn5.5MgCu (EN AW 7475-T761). Sie wurde von der Fa. Alcoa speziell für Platten und Bleche entwickelt, die bezüglich ihres Einsatzspektrums hohe Anforderungen an die Bruchzähigkeit und den Widerstand gegen Rißausbreitung erfüllen müssen. Der Werkstoff weist darüber hinaus eine geringe Korrosionsempfindlichkeit sowie eine hohe Ermüdungsfestigkeit auf, die mit den üblichen hochfesten Aluminiumlegierungen wie 7075, 7050 und 2024 vergleichbar sind. In der Luftfahrt wird dieser Werkstoff vor allem im Bereich von Rumpf- und Flügelbeplankung sowie Flügelrippen und Rumpfspanten eingesetzt [AlcoaPS]. Besonders hier sind die Strukturen einer wechselnden Belastung sowohl durch Druckunterschiede (Rumpfbeplankung), als auch durch den Wechsel von hängenden Flügeln am Boden sowie tragenden Flügeln im Flug (Flügelbeplankung) sowie einer überlagerten schwingenden Beanspruchung durch Reiseflug und Flugmanöver ausgesetzt.

3.1.1 Chemische Zusammensetzung

Das Probenmaterial lag in Form von 2,88mm dicken, gewalzten Blechen vor, wobei diese beidseitig über eine ca. 80µm dicke Plattierschicht verfügen. Die Bleche hatten eine Abmessung von 2,50m in Längs- und 1,20m in Querrichtung. Die chemische Zusammensetzung des Grundmaterials sowie der Plattierschicht können *Tabelle 3.1* entnommen werden.

Tabelle 3.1 – Chem. Zusammensetzung des verwendeten Werkstoffs (Angaben in Gew.-%)

Angaben in Gew.-%	Legierungsbestandteile								Bei- mengenungen		Al	
	Element	Zn	Mg	Cu	Mn	Fe	Cr	Si	Ti	einzeln		gesamt
Grundmaterial (Grenzwerte)	5,2-6,2	1,9-2,6	1,2-1,9	<0,06	<0,12	0,18- 0,25	<0,1	<0,06	<0,06	<0,05	<0,15	Rest
Grundmaterial (gem. [Alcoa01])	5,84	2,15	1,64	0,01	0,03	0,19	0,03	0,042	-	-	-	Rest
Plattierschicht (gem. [Alcoa01])	1,06	0,06	0,01	0,01	0,17	-	0,09	-	-	-	-	Rest

Durch die Zugabe von 1,2% bis 1,9% Kupfer wird einerseits eine hohe Festigkeit erreicht, andererseits der nutzbare Bereich für Zink und Magnesium unter Beimengung von Chrom auf etwa 9% erweitert. Darüber hinaus wirkt die Zugabe von Kupfer der Neigung zur Spannungsrißkorrosion entgegen [Kammer03].

Wie bereits dargestellt, verfügt der verwendete Werkstoff über eine beidseitig aufgebrachte Plattierschicht aus dem Werkstoff AlZn1 (EN AW 7072). Diese dient vor allem dem Schutz der Oberfläche vor korrosiven Einflüssen.

3.1.2 Wärmebehandlungszustand

Das Probenmaterial wurde im Wärmebehandlungszustand T761 angeliefert [Alcoa01]. Dabei handelt es sich um den überalterten Wärmebehandlungszustand, in dem das Material von den Luftfahrtunternehmen eingesetzt wird. Gemäß Spezifikation (vgl. [ASM07]) wird der Werkstoff hierbei zunächst bei 413°C gegläht, anschließend bei 516°C lösungsgeglüht und nach erfolgtem Abschrecken in einer ersten Stufe bei 105–135°C und in einer zweiten Stufe bei 160–190°C ausgelagert. Während dieser Wärmebehandlung wird die Legierung kontrolliert um 0,5–2% gereckt. Unabhängig von den bei der ersten Auslagerung erzielten statischen Festigkeitskennwerten werden nach der zweiten Auslagerung, nach einem am Anfang eintretenden Rückgang der Zugfestigkeit und der 0,2%-Dehngrenze, etwa die gleichen maximalen Festigkeitswerte erreicht. Über das verwendete Abschreckmedium sowie die notwendigen Zeiten geben [Kammer03] und [ASM07] jedoch keine Auskunft.

3.1.3 Eigenschaften des verwendeten Werkstoffs

Die verwendete Legierung EN AW 7475 ist eine Weiterentwicklung aus dem Werkstoff EN AW 7075, der bereits Mitte der vierziger Jahre des zwanzigsten Jahrhunderts im Flugzeugbau eingesetzt wurde. Bei dieser Entwicklung bestand das Ziel, einen Werkstoff zu schaffen, der die Bruchzähigkeit der Legierung EN AW 2024-T3 bei signifikant höherer Festigkeit erreicht [Alcoa07]. So soll die Bruchzähigkeit im vergleichbaren Wärmebehandlungszustand bei EN AW 7475 im Mittel 40% höher als bei EN AW 7075 sein. Die Korrosionseigenschaften sowie das Ermüdungsverhalten sollen gleichwertig bzw. in Einzelfällen sogar besser als bei ähnlichen hochfesten Aluminiumlegierungen sein [AlcoaTFS]. Eine Übersicht über die aus unterschiedlichen Quellen gewonnenen sowie experimentell ermittelten statischen Festigkeitskennwerte kann *Tabelle 3.2* entnommen werden.

Tabelle 3.2 – Übersicht über die statischen Festigkeitskennwerte von EN AW 7475-T761

	Zugfestigkeit R_m in [MPa]	0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ in [MPa]	Bruchdehnung A in [%]	Elastizitätsmodul E in [GPa]	Bruchzähigkeit K_c in [MPa \sqrt{m}]
[AlcoaTFS]	462	386	9	-	95,6 (T-L)*
[AlcoaGL85]	483	421	9	69	109,8 (L-T)*
[MILHDBK03]					-
[ASM07]	517	448	12	70	-
Auslieferungszustand gem. [Alcoa01]	498	437	9	-	86
experimentell ermittelt (Längsrichtung L)	500	447	11	69	-

* nach ASTM-Methode B646-78

Die experimentell ermittelten Kennwerte überschreiten die vom Hersteller angegebenen. Eine Zusammenstellung weiterer Eigenschaften des verwendeten Werkstoffes ist in *Tabelle 3.3* nach [ASM07] sowie eigenen Untersuchungen dargestellt.

Tabelle 3.3 – Übersicht über weitere Eigenschaften von EN AW 7475-T761

gem. [ASM07]		experimentell bzw. meßtechnisch ermittelt	
Dichte ρ in [g/cm ³]	2,81	Blechdicke in [mm]	2,86-2,89
Brinellhärte HBW 10/500	140	Dicke der Plattierschicht in [μ m]	78-87
Querkontraktion ν in [-]	0,33	Brinellhärte des Grundmaterials HBW 2,5/50/20	109 \pm 3
spez. elektrischer Widerstand ρ_{el} in [Ω ·m]	4,32·10 ⁻⁸	Vickershärte des Grundmaterials HV 50/20	139 \pm 3
spez. Wärmekapazität c_p in [J/(kg·K)]	880	Streckgrenzenverhältnis S_p in [-]	0,895
Wärmeleitfähigkeit κ in [W/(m·K)]	147	mittlere Korndurchmesser in Walzrichtung (L) in [μ m]*	20,4 \pm 2,0
		mittlere Korndurchmesser in Walzquerrichtung (T) in [μ m]*	23,0 \pm 2,3

* nach [Heutling08]

3.2 Probengeometrien und deren Herstellung

3.2.1 Probengeometrien für Ermüdungsexperimente

Zur Durchführung der Ermüdungsexperimente, d.h. zur Ermittlung der Wöhlerlinie, wurden Proben in Anlehnung an ASTM E466-96 in Längsrichtung hergestellt (vgl. [ASTM466]). Dazu wurden die Bleche zunächst mit einer Bandsäge in Streifen geschnitten. Vom Rand der Bleche wurden jeweils 20mm entfernt, da dieser Bereich aufgrund des unbekanntem Herstellungsprozesses der Bleche als vorgeschädigt angesehen werden mußte. Nach dem Trennen wurden alle Proben gefräst und mit einer Kantenfräse im Bereich der Einspannung mit einem Winkel von 45° angefast. Im Bereich der Uhrglasgeometrie wurden die Kanten auf einen Radius von 0,5mm abgefräst. Die beschriebene Probengeometrie ist in *Abbildung 3.1* dargestellt.

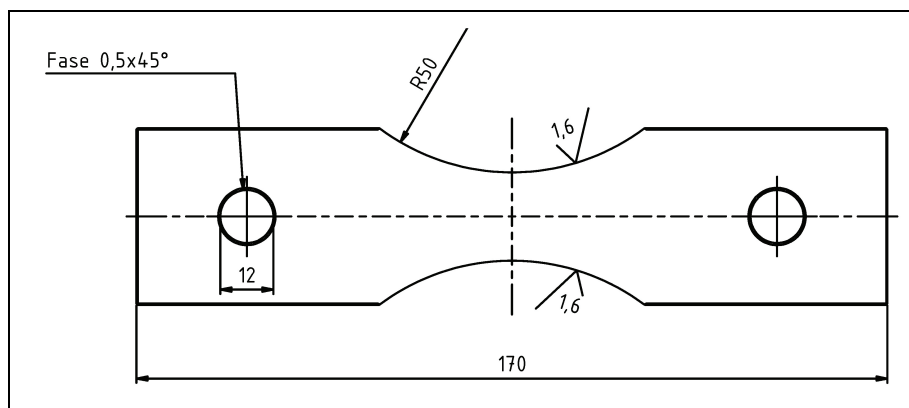


Abbildung 3.1 – Probengeometrie der ungelochten Ermüdungsprobe

Für die Versuche zur Ermittlung der Wöhlerlinie sowie des Ermüdungsverhaltens unter betriebsnaher Beanspruchung wurde eine abgewandelte Probengeometrie mit einem Mittelloch (Centre Cracked Tension = CCT-Probe), als Kerbfall eines gelösten Niets, verwendet. Dazu wurde in der Mitte der Probe ein Loch mit dem Durchmesser $2R_{CCT} = 3,95\text{mm}$ gebohrt und anschließend vorsichtig entgratet. Zur Messung der Länge, des sich unter schwingender Belastung bildenden Risses, wurden zusätzlich Potentialabgriffe ober- und unterhalb der Bohrung angebracht (vgl. *Abbildung 3.2*). Der halbe Potentialabgriffsabstand y_0 beträgt dabei $3,5\text{mm}$. Die physikalische Grundlage sowie die dazu notwendige Meßtechnik für diese sogenannte Potentialsondenmessung werden in Kapitel 3.3.2 vorgestellt.

Um den vorliegenden Kerbfall beschreiben zu können, bietet sich die Berechnung des Kerbfaktors bzw. der Formzahl K_t an. Da dieser jedoch analytisch aufgrund der durch die Potentialabgriffe vorhandenen zusätzlichen Bohrungen nicht bestimmt werden kann, wurde eine zweidimensionale Finite-Elemente-Rechnung mit dem Programm *Ansys Workbench 11.0* durchgeführt. Diese ergab für die Annahme linear-elastischen Werkstoffverhaltens für den vorliegenden Kerbfall eine Formzahl von $K_t \cong 2,2$.

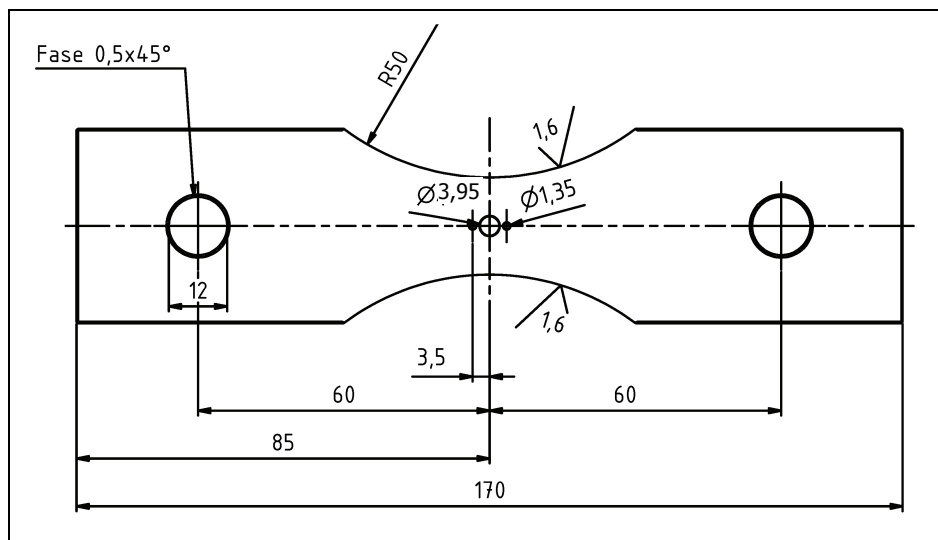


Abbildung 3.2 – Probengeometrie der gelochten Ermüdungsprobe (CCT-Probe) mit Potentialabgriffen

Zur Einspannung der vorgestellten Ermüdungsproben wurde ein starres Spannzeug entworfen und gefertigt, welches eine parallele Probenführung

ermöglicht. Die Probe wird darin kraftschlüssig mit Hilfe zweier Schrauben (vgl. *Abbildung 3.3*) befestigt und kann, solange die zulässige Knicklast nicht überschritten wird, für positive und negative Spannungsverhältnisse verwendet werden, da sie ohne Gelenke auskommt.

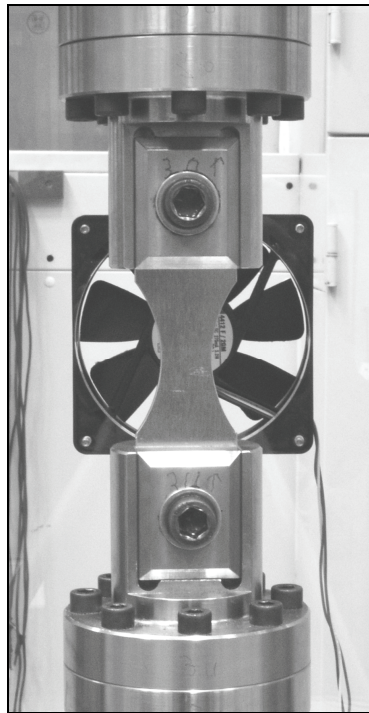


Abbildung 3.3 – Einspannvorrichtung für die ungelochten und gelochten Ermüdungsproben

3.2.2 Probengeometrie für Rißausbreitungsmessungen

Für die durchgeführten Rißausbreitungsmessungen mit Hilfe der Versuchsanlage ERIKA 3 (vgl. [Volpp99, Bär01, Rödling03, Broll06] und [Steinbock08]) wurden einseitig gekerbte Flachproben (Single Edge Notched Specimen = SEN-Proben) gefertigt. Diese wurden ebenfalls aus dem Blech gefräst und an den Kanten mit einem Kantenfräser in einem 45° -Winkel angefast. Die detaillierte Probengeometrie zeigt *Abbildung 3.4*.

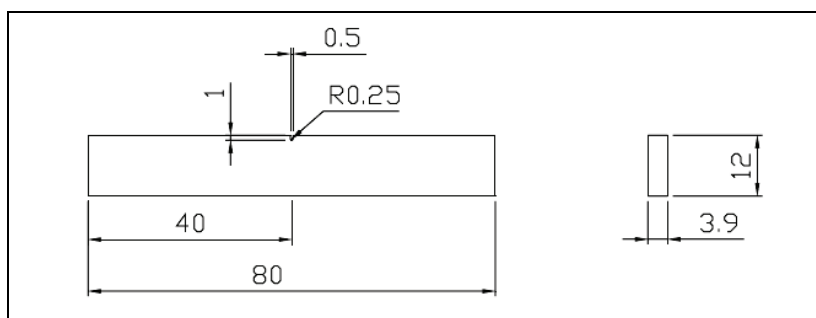


Abbildung 3.4 – Probengeometrie der einseitig gekerbten Flachprobe (SEN-Probe) [Broll06]

Nach der Fertigung der Außenmaße wurden die SEN-Proben mit Hilfe einer Diamantdrahtsäge der Fa. Well mit einer Starterkerbe versehen. Diese dient als Ausgangsstelle für den Ermüdungsriß, da aufgrund des hohen Kerbfaktors von $K_t \cong 4,8$ (FE-Rechnung mit Ansys Workbench 11.0) im Kerbgrund eine starke Spannungsüberhöhung auftritt.

Grundsätzlich wurde bei allen Bearbeitungsschritten die Oberfläche der Proben nicht verändert. Für einzelne Untersuchungen wurde jedoch ein Teil der Oberfläche mit einem Fräser abgetragen, um den Einfluß der Plattierschicht zu unterdrücken und lediglich das Grundmaterial näher untersuchen zu können.

3.3 Versuchsaufbau

Im Rahmen dieser Arbeit wurden verschiedene Experimente durchgeführt, die teilweise unterschiedliche Versuchsaufbauten erforderten. Im Folgenden sollen die versuchstechnischen Grundlagen dargestellt werden.

3.3.1 Ermüdungsversuche zur Ermittlung der Wöhlerlinien

Um für den verwendeten Werkstoff EN AW 7475-T761 die Wöhlerlinien für die Spannungsverhältnisse $R=0$ und $R=-1$ zu ermitteln, wurden die in Kapitel 3.2.1 vorgestellten ungelochten und gelochten Proben (CCT-Proben) verwendet. Diese wurden mit Hilfe des speziell angefertigten Spannzeugs (vgl. *Abbildung 3.3*) in eine servohydraulische Prüfanlage PSB 63 der Fa. Schenk eingespannt und kraftgeregelt mit einer Frequenz von $\tilde{f} = 20\text{Hz}$ ermüdet. In dieser Versuchsanlage für Betriebsfestigkeits- und Ermüdungsrißausbreitungsexperimente bei temperaturstabilisierter Einspannung (BERTA) konnte durch die verwendete Probenkammer mit temperaturgeregeltem Lüfter (vgl. *Abbildung 3.5*) die Proben temperatur im höchstbeanspruchten Bereich auf $\pm 0,3^\circ\text{C}$ konstant gehalten werden.

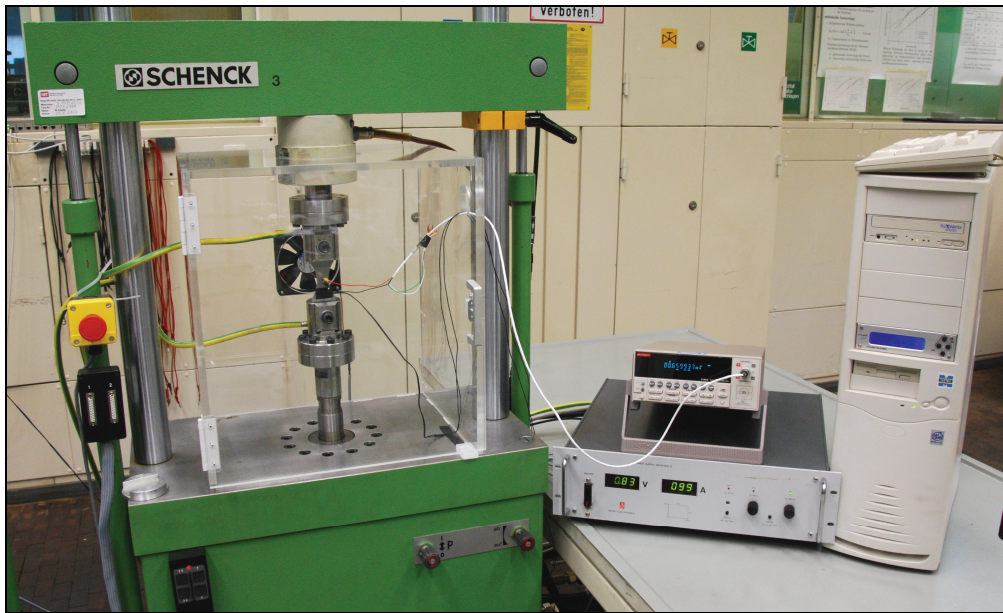


Abbildung 3.5 – Versuchsanlage BERTA mit temperaturstabilisierter Probenkammer

Bei den CCT-Proben wurde neben der Gesamtlebensdauer auch die Anrißlebensdauer bis zum Technischen Anriß ($a_{tech} = 250\mu m$) bestimmt. Die Versuchsanordnung mußte hierzu durch eine spezielle Meßeinrichtung zur Bestimmung der Rißlänge während des laufenden Experimentes erweitert werden. Diese sogenannte Gleichstrompotentialsonde soll im Folgenden näher beschrieben werden.

3.3.2 Gleichstrompotentialsonde

Zur Ermittlung der Rißlänge in einem metallischen Bauteil homogener Widerstandsverteilung bietet sich die Gleichstrompotentialsonde als Meßverfahren an. Hierbei wird durch die Probe ein konstanter Gleichstrom geleitet. Symmetrisch zum zu erwartenden Riß befinden sich ober- und unterhalb Potentialabgriffe (vgl. *Abbildung 3.2* Seite 55), an denen mit Hilfe eines hochempfindlichen Spannungsmeßgerätes die Änderung des Potentialfeldes in der Probe gemessen werden kann.

Dieses Potentialfeld in einem stromdurchflossenen elektrischen Leiter gehorcht der Laplace-Gleichung (vgl. Gleichung 3.1).

$$\nabla\nabla\Phi = \Delta\Phi = 0 \quad 3.1$$

Da die Potentialfunktion Φ diese Funktion sowohl mit, als auch ohne Riß erfüllen muß, ändert sich mit zunehmender Gesamtrißlänge a_{ges} das Potentialfeld [Halliday80], welches man in Form einer Spannungsänderung zwischen den

oben beschriebenen Potentialabgriffen messen kann (vgl. Abbildung 3.7 Seite 61). Da der Riß zu einer Verdichtung der Potentialfeldlinien im Restquerschnitt führt, ergibt sich ein Potentialanstieg, den Johnson erstmals 1965 durch Lösung der Laplace-Gleichung für eine symmetrische mittig angerissene oder einseitig angerissene Scheibe mit der Gesamtrißlänge a_{ges} korreliert hat. Die zugrundegelegte Geometrie sowie seine Lösung (*Johnson-Formel*) sind in *Abbildung 3.6* bzw. Gleichung 3.2 dargestellt.

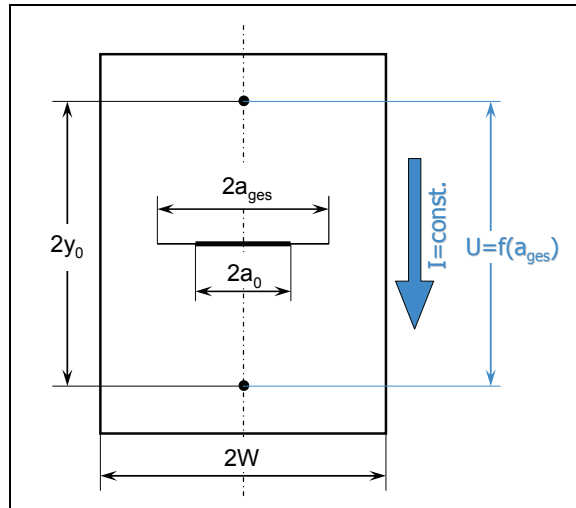


Abbildung 3.6 – Geometrie für die Lösung der Potentialgleichung nach [Johnson65]

$$\frac{U(a_{ges})}{U_0} = \frac{\operatorname{arcosh} \left[\frac{\cosh \left(\frac{\pi \cdot y_0}{2W} \right)}{\cos \left(\frac{\pi \cdot a_{ges}}{2W} \right)} \right]}{\operatorname{arcosh} \left[\frac{\cosh \left(\frac{\pi \cdot y_0}{2W} \right)}{\cos \left(\frac{\pi \cdot a_0}{2W} \right)} \right]} \quad 3.2$$

Durch Auflösung der *Johnson-Formel* nach der Gesamtrißlänge a_{ges} kann diese somit für jeden Zeitpunkt, an dem das Potential $U(a_{ges})$ gemessen wurde, bestimmt werden. Dabei ist jedoch zu beachten, daß zu Beginn eines Versuches das Anfangspotential U_0 gemessen werden muß. Hierbei und auch bei der Messung während des laufenden Versuchs sollte man nach Möglichkeit darauf achten, eine konstante Labortemperatur einzuhalten [Halliday80]. Da der

elektrische Widerstand von der Materialtemperatur T_M abhängig ist (vgl. Gleichung 3.3) und damit bei größeren Temperaturschwankungen die *Johnson-Formel* zu fehlerhaften Rißlängen führen würde, wurde bei den vorliegenden Experimenten die Proben temperatur konstant gehalten (vgl. Kapitel 3.3.1 Seite 57).

$$R_{el}(T_M) = R(T_0) \cdot [1 + \alpha_{T_0} \cdot (T_M - T_0)] \quad \text{mit } T_0 = 293K \quad 3.3$$

Darüber hinaus sollte beachtet werden, daß es sich bei der Gleichstrompotentialsonde um ein integrierendes Meßverfahren handelt, welches somit immer nur Auskunft über eine mittlere Rißlänge, unabhängig von der Geometrie der Rißfront, geben kann. Dies hat zwar einerseits den Nachteil, daß anhand der Meßergebnisse bei einer CCT-Probe nicht zwischen links- und rechtsseitigem Riß unterschieden werden kann. Andererseits wird aber auch die Krümmung der Rißfront auf der Bruchfläche berücksichtigt, so daß die Potentialsonde immer eine mittlere Rißlänge ermittelt.

Bei der Wahl der Position der Potentialabgriffe sollte darauf geachtet werden, daß diese einen Einfluß auf die Meßergebnisse besitzt. Bei einer Positionierung nahe dem Kerbgrund erhält man eine hohe Empfindlichkeit, mit dem Nachteil einer hohen Sensitivität auf Abweichungen in der Positionierung. Wählt man hingegen eine Position dicht ober- und unterhalb der Mittellochbohrung und damit im „Schatten“ der Kerbe, erhält man sowohl eine hohe Empfindlichkeit bezogen auf Rißlängenänderungen, als auch eine geringe Empfindlichkeit gegenüber Positionierungsfehlern (vgl. [Knott80]), wie sie bei der Fertigung der Proben auftreten können. In *Abbildung 3.7* ist die Potentialverteilung an einer stromdurchflossenen CCT-Probe schematisch anhand einer FE-Rechnung mit Ansys Workbench dargestellt. Man erkennt dabei deutlich die stärkere Veränderung des Potentialfeldes direkt oberhalb der Bohrung (hohe Empfindlichkeit) sowie den deutlich größeren Abstand der Äquipotentiallinien (geringe Sensitivität auf Positionierungsfehler).

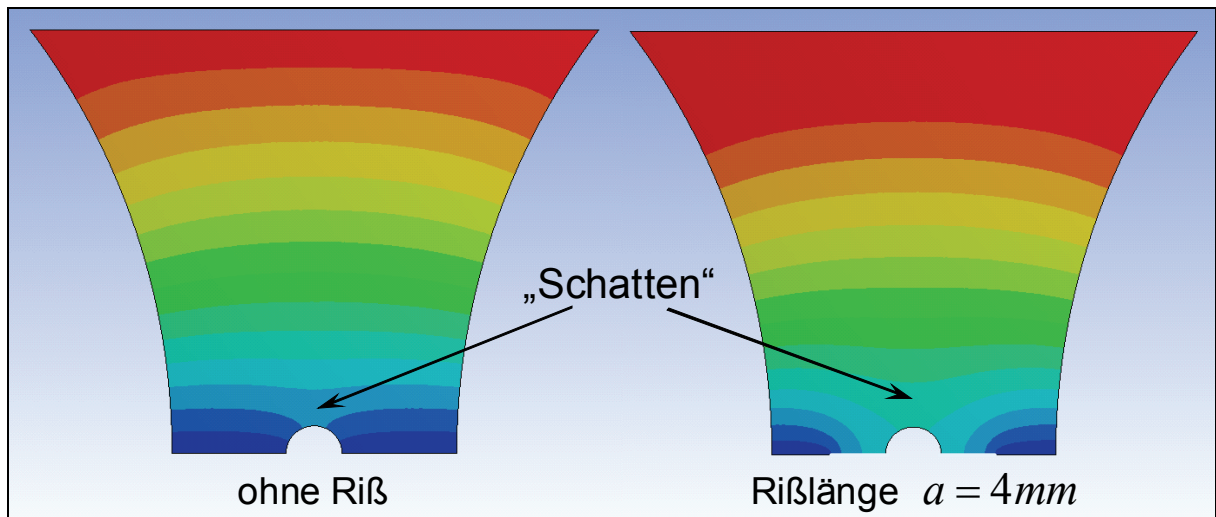


Abbildung 3.7 – Potentialverteilung an einer stromdurchflossenen CCT-Probe (schematisch)

Bei den durchgeführten Experimenten wurde eine Konstantstromquelle SM15-200D der Fa. Delta Elektronik verwendet. Zur Messung des Potentials zwischen den beiden Potentialabgriffen diente ein Nanovoltmeter 2182 der Fa. Keithley, welches über eine IEEE488-Schnittstelle und einen KUSB-488-Adapter des gleichen Herstellers mit einem Rechner verbunden ist. Über diese Anbindung und mit Hilfe des gerätespezifischen Befehlssatzes ist es möglich, die Messung mit Hilfe eigener Programme zu automatisieren.

3.3.2.1 Programm „Messdatenerfassung“ zur Aufzeichnung der Rißlänge

Um während der Versuche zur Ermittlung der Wöhlerlinien sowie den späteren Betriebslastexperimenten die Rißlänge zu überwachen, wurde ein Programm in C++ entwickelt, mit dessen Hilfe das Potential aus dem Nanovoltmeter ausgelesen werden kann.

Dieses Programm ruft zunächst über den Meßverstärker *MGCplus* der Fa. HBM das Kraftsignal des servohydraulischen Prüfrahmens ab und überwacht dieses. Sobald die Steigung des Kraftsignals bei aufsteigender Flanke einen bestimmten, einstellbaren Wert unterschreitet, liest das Programm über die IEEE488-Schnittstelle mit Hilfe des gerätespezifischen Befehlssatzes den Spannungswert, den das Keithley Nanovoltmeter zwischen den Potentialabgriffen mißt, aus. Diese Meßwerte werden dem jeweiligen Schwingenspiel zugeordnet und mit Hilfe der Johnson-Formel (Gleichung 3.2 Seite 59) und der eingegebenen Probengeometrie in eine Rißlänge umgerechnet. Dies hat den

Vorteil, daß am Ende des Versuchs eine schnelle Auswertung ohne lange Umrechnung der Spannungswerte in die Rißlänge möglich ist. Darüber hinaus ist mit dieser steigungsabhängigen Aufzeichnungsmethode die Streuung der Potentialmeßwerte geringer, da die dehnungsbedingte Widerstandsänderung (vgl. [Halliday80]) innerhalb der einzelnen Schwingspiele weitestgehend ausgeblendet wird (vgl. *Abbildung 3.8*). Ferner können typische Fehler der Potentialsondenmessung, wie die Brückenbildung zwischen den Rißflächen (vgl. [Riemelmoser93]), weitestgehend vermieden werden, da bei größeren Rißlängen die Messung immer dann erfolgt, wenn der Riß geöffnet oder zumindest unter Zugspannung steht.

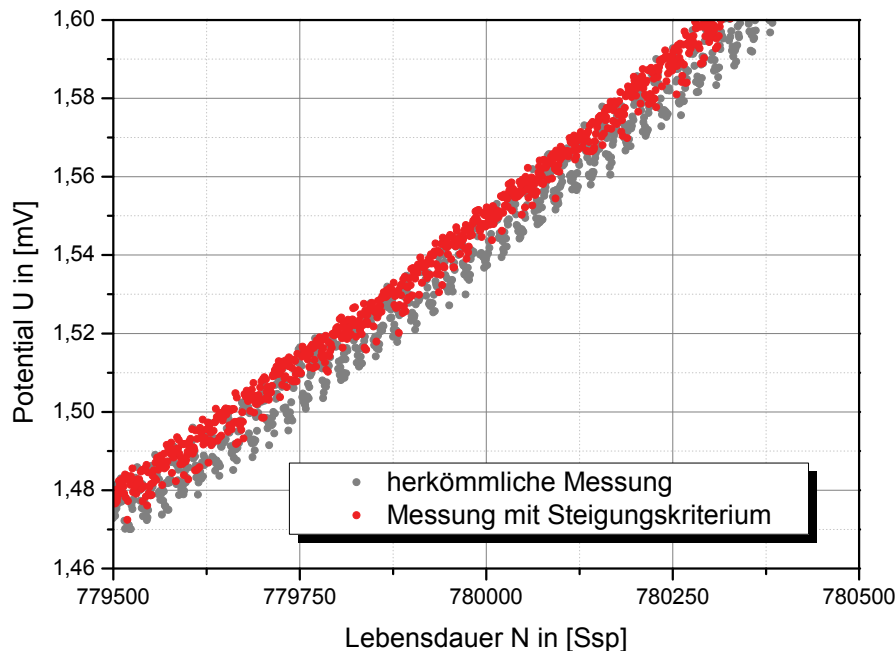


Abbildung 3.8 – Vergleich der herkömmlichen Potentialmessung mit der steigungsabhängigen Triggerung

Als weiteres Merkmal bietet die *Messdatenerfassung* die synchrone Aufzeichnung von weiteren Meßkanälen, die an das *MGCplus* angeschlossen sind. So ist es zum Beispiel möglich, während der Messung die Labor- und Proben temperatur aufzuzeichnen. Bereits während des Versuchs kann aus der bestimmten Rißlänge, der gemessenen Kraft und den Proben daten der Spannungsintensitätsfaktor oder beispielsweise die Rißgeschwindigkeit berechnet und in einer Datei abgespeichert werden. Die abgelaufenen Schwingspiele sowie die errechnete Rißlänge werden bereits während des Versuches durch das Programm angezeigt. Für verschiedene Anwendungen, wie

zum Beispiel die Kalibrierversuche zur Überprüfung der Potentialsonde (vgl. Kapitel 3.3.2.2), steht somit die Rißlänge als Meßgröße *in-situ* zur Verfügung.

3.3.2.2 Kalibrierung der Gleichstrompotentialsonde

Um die Genauigkeit und die korrekte Funktionsweise der Gleichstrompotentialsonde im Zusammenspiel mit der Versuchssoftware *Meßdatenerfassung* zu überprüfen, wurden CCT-Proben (vgl. *Abbildung 3.2* Seite 55) gezielt ermüdet. Dabei wurden die Proben bei einer Oberspannung von $S_o = 140\text{MPa}$ und einem Spannungsverhältnis von $R = -1$ so lange zyklisch belastet, bis eine vorgegebene Rißlänge erreicht wurde. Durch Setzen von Markerloads, sogenannten „Beachmarkings“ oder „Marker Bands“ (vgl. [Hicks81], [Willard95, Piascik97]), also der Veränderung des Belastungszustands von $R = -1$ auf $R = 0,7$ zur Markierung der aktuellen Rißlänge, war es möglich, bei verschiedenen Rißlängen gezielt Rastlinien (Bänder) zu erzeugen, die nach Versuchsende mit Hilfe eines Photomakroskops mit polarisiertem Licht vermessen werden konnten (vgl. *Abbildung 3.9*).

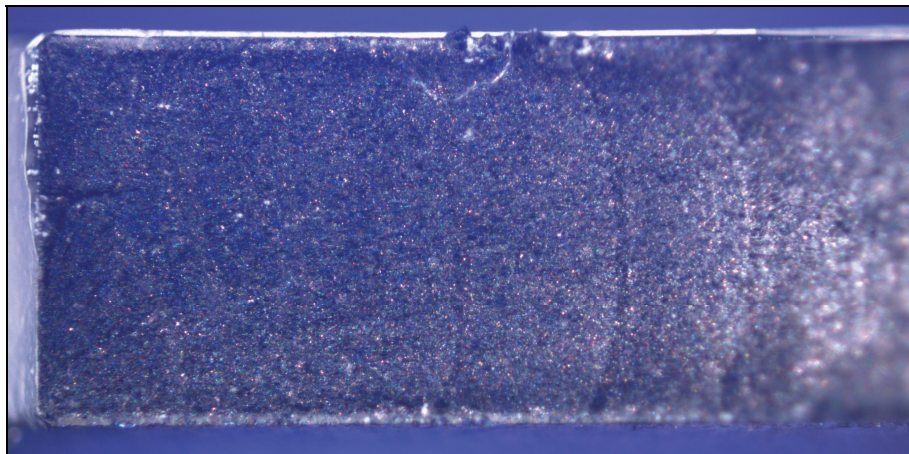


Abbildung 3.9 – Markerloads zur Markierung unterschiedlicher Rißlängen (polarisiertes Licht)

Als ein weiteres Verfahren wurde das gezielte Einbringen von Überlasten verwendet. Dabei wird die Oberspannung bei der entsprechenden Rißlänge für einige wenige Schwingspiele auf 250% erhöht und damit eine kurzzeitige Rißbeschleunigung eingestellt. Diese Überlasten sind schließlich nach Versuchsende ebenfalls unter dem Photomakroskop mit polarisiertem Licht

aufgrund der von der Grundlast abweichenden Bruchflächenmorphologie deutlich zu erkennen (vgl. *Abbildung 3.10*).

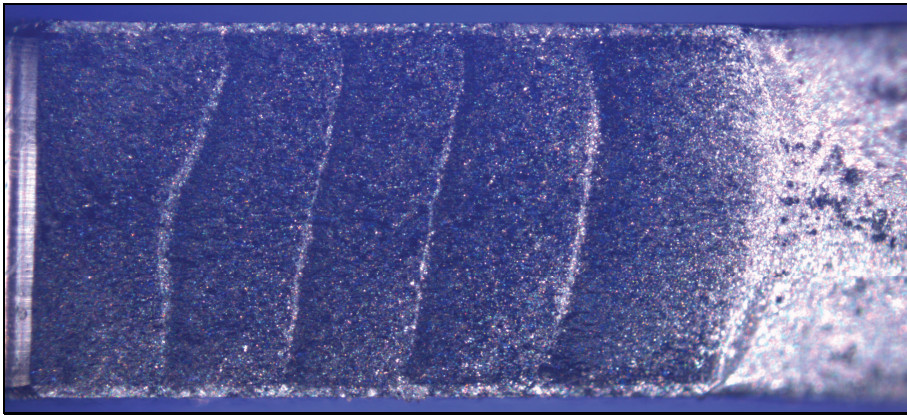


Abbildung 3.10 – Überlasten zur Markierung unterschiedlicher Rißlängen (polarisiertes Licht) – in Abhängigkeit von der Rißlänge zwei bis fünf Überlasten

Trotz der besseren Erkennbarkeit eignet sich dieses Verfahren nur für relativ kurze Rißlängen, da die Überlasten beim Überschreiten der Bruchzähigkeit bei langen Rissen zum Probenbruch führen können, was bei gleicher Rißlänge bei einer Markierung mit Markerloads nicht der Fall wäre.

Bei der anschließenden Vermessung der Rißlänge wurde die Probe mit elf äquidistanten Hilfslinien unterteilt und entlang jeder Hilfslinie die Rißlänge vermessen. Zur Auswertung wurde aus diesen elf Meßwerten der Mittelwert gebildet. Dieser wurde bezogen auf die Probenbreite über dem normierten Potential aufgetragen und konnte so mit der Vorhersage nach der *Johnson-Formel* (Gleichung 3.2 Seite 59) verglichen werden.

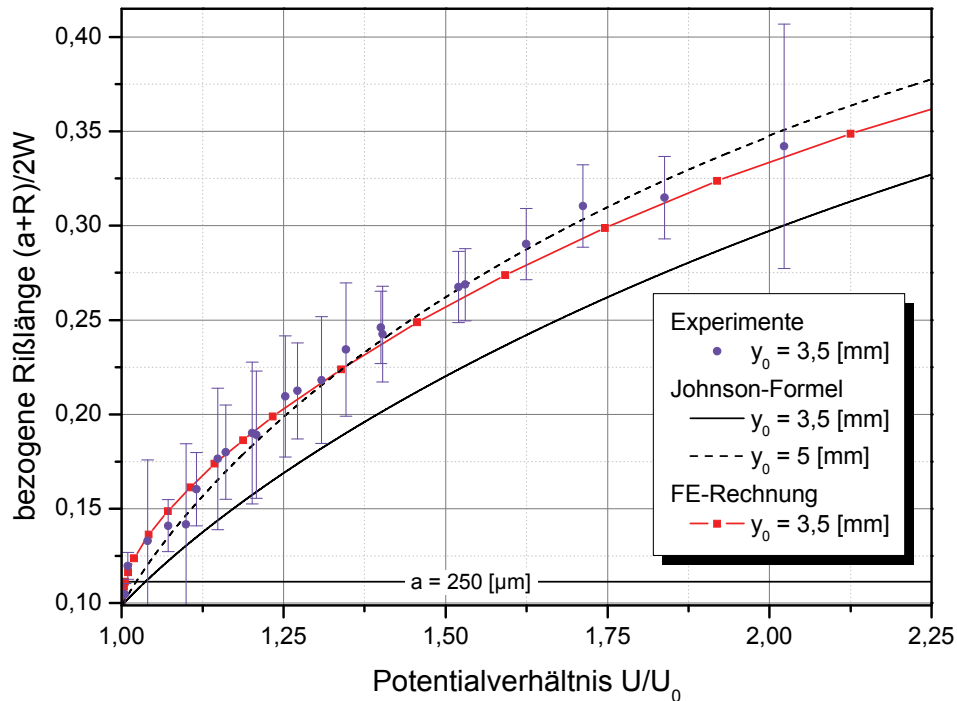


Abbildung 3.11 – Kalibrierung der Gleichstrompotentialsonde durch fraktographisch bestimmte Rißlängen

Abbildung 3.11 zeigt, daß die *Johnson-Formel* mit einem halben Potentialabgriffsabstand von $y_0 = 3,5\text{mm}$ keine gute Übereinstimmung mit den fraktographisch ermittelten Rißlängen ergibt (schwarze Linie). Eine Variation auf $y_0 = 5\text{mm}$ (gestrichelte Linie) hingegen lieferte für diese Probengeometrie gute Ergebnisse. Die FE-Rechnungen zeigen, daß aufgrund der Mittellochbohrung eine Korrektur der klassischen Johnson-Formel nötig ist. Diese gelingt durch die Veränderung des Parameters y_0 . Die Ergebnisse der FE-Rechnung für die verwendete Probengeometrie sind ebenfalls in *Abbildung 3.11* dargestellt (rote Linie). Eine Anpassung mit Hilfe der parametrisierten Ellipsengleichung hat hier zu einem Fehler in der Rißlängenbestimmung von ca. 5% geführt. Da diese Anpassung jedoch die veränderbaren geometrischen Größen wie den Lochdurchmesser oder die Probenbreite nicht explizit berücksichtigt, wird bei den vorliegenden Experimenten unter Inkaufnahme einer etwas geringeren Genauigkeit die *Johnson-Formel* mit einem halben Potentialabgriffsabstand von $y_0 = 5\text{mm}$ bevorzugt.

Stellt man die optisch, anhand der Markerloads ermittelten Rißlängen a_{optisch} den während des Versuchs aufgezeichneten Rißlängen aus der

Potentialsondenmessung a_{PS} gegenüber, so erkennt man, daß diese Vorgehensweise eine gute Übereinstimmung beider Messungen ergibt. In *Abbildung 3.12* sind die Ergebnisse der Kalibrierversuche dargestellt. Die Fehlerbalken beschreiben hierbei die Asymmetrie der Rißlängen beiderseits der Bohrung. Je kürzer der Fehlerbalken, desto symmetrischer lagen die beiden Rißlängen vor.

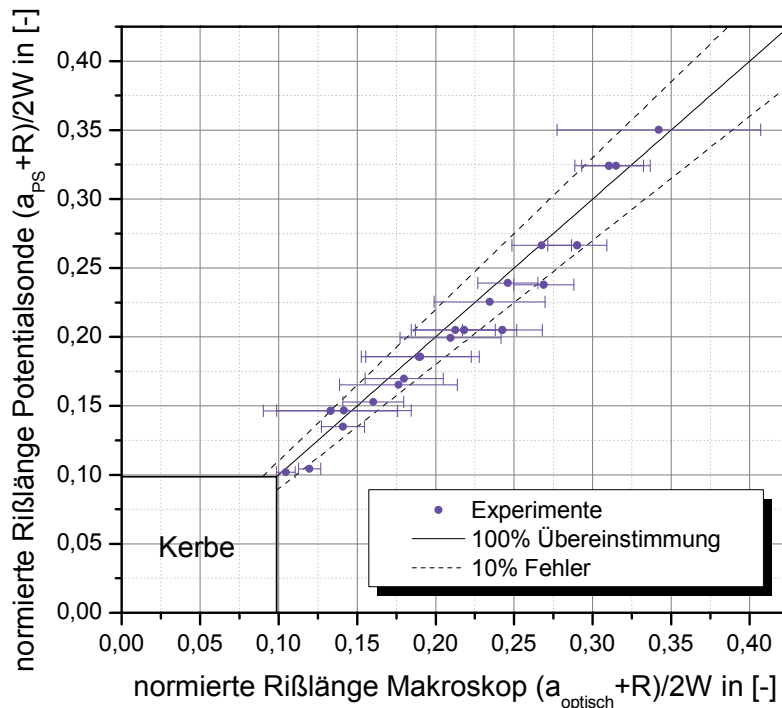


Abbildung 3.12 – Vergleich der experimentell ermittelten Rißlängen mit den nach Johnson errechneten

3.3.3 Versuche zur Ermittlung des Rißausbreitungsverhaltens

Um die Rißausbreitungseigenschaften zu bestimmen, wurde auf die bewährte Versuchsanlage zur Ermittlung der Ermüdungsrißausbreitung in korrosiven Atmosphären (ERIKA) zurückgegriffen. Dabei handelt es sich um eine servohydraulische Prüfanlage PSA 10 der Fa. Schenk, die eine zyklische Belastung mit $\pm 8kN$ bei einer Frequenz von 0,01 bis 200Hz ermöglicht.

Kern dieser Anlage ist die Versuchskammer mit einem speziellen Spannzeug, das eine parallele Probenführung ermöglicht. Hier können die in Kapitel 3.2.2 (Seite 56) vorgestellten SEN-Proben eingespannt und ermüdet werden (vgl. *Abbildung 3.13*). Durch diese parallele Probenführung ist es möglich, die Proben auch bei negativen Spannungsverhältnissen unter reiner Modus-I-Belastung zu ermüden.

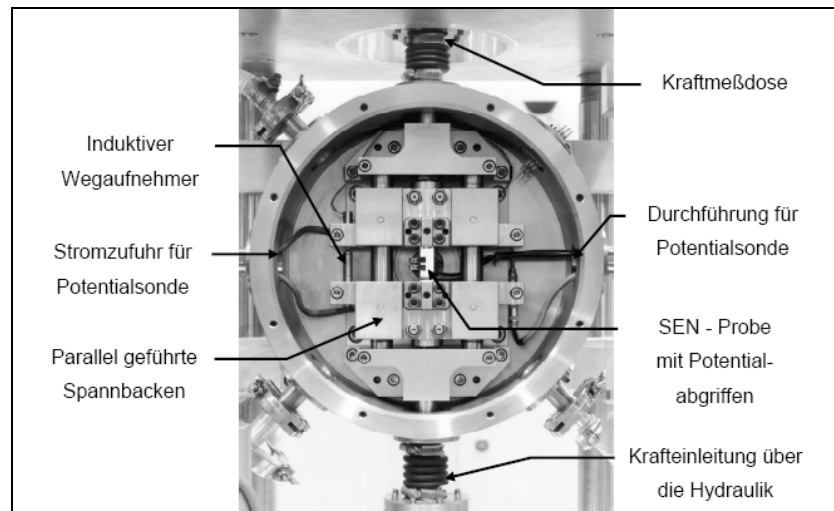


Abbildung 3.13 – Versuchskammer der Prüfanlage ERIKA mit eingespannter SEN-Probe [Broll06]

Zur Messung der Rißlänge wurde auch bei der Versuchsanlage ERIKA die Gleichstrompotentialsonde eingesetzt. Es wurde eine Konstantstromquelle vom Typ SM 15-200 D der Fa. Delta Elektronik und als Spannungsmeßgerät ein Nanovoltmeter vom Typ 182 der Fa. Keithley verwendet. Mit Hilfe der am Institut programmierten Regelungssoftware ist es möglich, die Rißausbreitungsversuche auch spannungsintensitätsgeregelt durchzuführen. Die Versuchsanlage, die Kalibrierung der Potentialsonde sowie die Möglichkeiten der Versuchsführung sind in [Volpp99, Bär01, Rödling03, Broll06] sowie [Steinbock08] ausführlich dokumentiert.

3.4 Betriebsfestigkeitsversuche

Neben den Versuchen zur Bestimmung der Schwingfestigkeitskennwerte der verwendeten Aluminiumlegierung wurden auch Experimente unter betriebsnaher Beanspruchung durchgeführt. Diese fanden unter Laborbedingungen (bei Temperaturen von $T_{Lab} = 25,6 \pm 1,6^\circ\text{C}$ und einer relativen Luftfeuchtigkeit von $\varphi_{Lab} = 40,6 \pm 10,2\%$) statt. Dazu wurden die CCT-Proben (vgl. *Abbildung 3.2* Seite 55) in der Versuchsanlage BERTA mit Hilfe der Versuchsoftware *RS-LabSite* der Fa. IST mit einer sich wiederholenden Zufallsspitzenwertfolge ermüdet. Basis für die verwendeten Lastfolgen waren zwei unterschiedliche Kollektivformen, die allgemein anhand Gleichung 3.4 beschrieben und durch den Exponenten n charakterisiert werden können.

$$\log\left(\frac{H_i}{H_0}\right) = -5 \cdot \left(\frac{S_a}{S_{a,\max}}\right)^n \quad 3.4$$

Dabei entspricht das eine Ausgangskollektiv mit $n=1$ einer Geradenverteilung, wie sie zum Beispiel aus der Zusammensetzung mehrerer Einzelkollektive mit unterschiedlichen Belastungszuständen hervorgehen und zum Beispiel bei Böenbelastungen auftreten kann (vgl. *Abbildung 3.14* – *blaue* Kurve). Diese Kollektivform kann am ehesten einem Transportflugzeug zugeordnet werden (vgl. [Schijve85]). Das zweite Ausgangskollektiv mit $n=2$ (*rote* Kurve) entspricht einer Normalverteilung und somit einem rein stochastischen Prozeß. Diese Kollektivform wird in der Literatur auch als Manöverkollektiv bezeichnet, wie es zum Beispiel bei Kampfflugzeugen auftritt (vgl. [Schijve85]). Beide Kollektive sind mittelspannungsfrei.

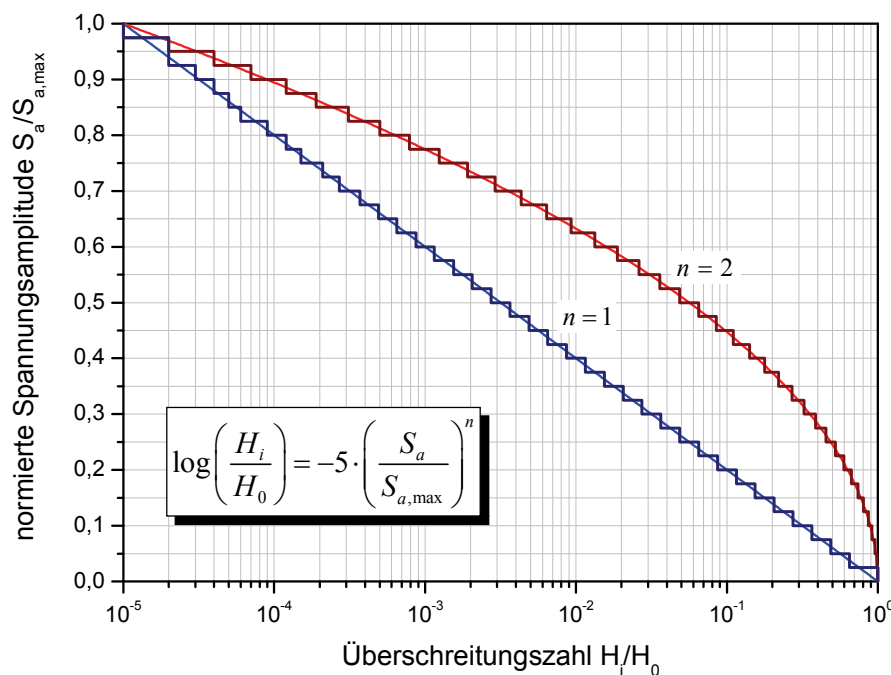


Abbildung 3.14 – Kollektivformen der verwendeten Ausgangskollektive mit $n=1$ und $n=2$

Zur Generierung der Spitzenwertfolge wurden die Kollektive in 40 Klassen (vgl. *Abbildung 3.14* – getreppter Kurvenverlauf) unterteilt und anschließend mit Hilfe der verwendeten Versuchssoftware in Zufallslastfolgen umgewandelt. Dabei wurde der Kollektivumfang auf $H_0 = 10^5 S_{sp}$ festgelegt. Die genaue Klassierung kann dem Anhang *Tabelle 7.1* entnommen werden.

Zur Bestimmung eines geeigneten Lasthorizonts $S_{a,\max}$ wurden Proben mit beiden Ausgangskollektiven auf unterschiedlichen Lasthorizonten ermüdet.

Anhand der Ergebnisse des so gewonnenen groben Verlaufs beider Lebensdauerlinien wurde der Lasthorizont auf $S_{a,\max} = 280\text{MPa}$ festgelegt, was einer maximalen Lebensdauer von $2 \cdot 10^6$ Ssp entspricht. Die Mittellast wurde auf $S_m = 0$ und die Versuchsfrequenz auf $\tilde{f} = 20\text{Hz}$ eingestellt. Während der Versuche wurde in der verwendeten Software der sogenannte *ECOR-Modus* verwendet, wonach beim Nachfahren der Spitzenwertfolge ein ständiger Vergleich von Soll- und Istwert erfolgt. Durch einen iterativen Prozeß wird für jeden Klassenübergang ein Korrekturfaktor ermittelt und dieser beim nächsten Auftreten desselben Übergangs berücksichtigt (vgl. [IST07]). Damit kann die Regelabweichung bei den Betriebslastversuchen über einen weiten Bereich der Belastungshöhe unter 5% gehalten werden.

Mit diesen Vorgaben wurden jeweils mindestens 20 Proben mit beiden Ausgangskollektiven ermüdet und bei jeweils zehn Proben mit der Potentialsonde die Anrißbildung sowie der Rißfortschritt aufgezeichnet. Dabei waren bei allen Versuchen mit einer Kollektivform die Last-Zeit-Folgen identisch.

3.4.1 Versuche zur Reduzierung der Versuchsdauer durch Omission

Wie bereits in den 1970er Jahren von *Jarfall*, *Schütz*, *Lowak* und anderen (vgl. [Jarfall75, Schütz76, Lowak79]) gezeigt wurde, ist es mit Hilfe der Unterdrückung der kleinsten Spannungsamplituden (*engl.*: *Omission*) möglich, die zeit- und damit kostenaufwendigen Betriebsfestigkeitsexperimente zu verkürzen. In einigen englischsprachigen Quellen wird *Omission* als „Truncation of small cycles“ (vgl. [NASGRO08, Verhoeven05, Potter74]) bezeichnet. Um eine klare Trennung von der in Kapitel 3.4.2 vorgestellten Methode zur Begrenzung des Kollektivhöchstwertes (*Truncation*) zu finden, wird im Folgenden jedoch immer von *Omission* gesprochen, wenn die Schwingspiele mit den kleinsten Spannungsamplituden unterdrückt werden.

Um die oben beschriebene Verkürzung der Versuchsdauer zu erreichen, wurden alle Laststufen eines Kollektivs, die unterhalb eines Filter- oder Omission-Levels liegen, unterdrückt. Dieser Vorgehensweise liegt die Annahme zugrunde, daß die Schwingspiele, die unterhalb einer sogenannten Dauer-

festigkeit liegen, keinen oder nur einen sehr geringen Einfluß auf die Gesamtschädigung eines Bauteils besitzen und damit experimentell nicht berücksichtigt werden müssen. Da diese Untersuchungen zur *Omission* überwiegend an den standardisierten Lastfolgen TWIST (Transport **W**ing **S**tandard) [Schütz73] und MINITWIST [Lowak79] durchgeführt wurden, soll im Rahmen dieser Arbeit generell untersucht werden, welchen Einfluß *Omission* in unterschiedlicher Höhe auf die beiden Kollektivformen mit $n=1$ und $n=2$ hinsichtlich der Gesamt-, aber auch der Anriß- und Rißfortschrittslebensdauer hat. Dazu wird bei beiden Ausgangskollektiven schrittweise der Omission-Level auf maximal 30% erhöht. Die so modifizierten Kollektive wurden mit jeweils mindestens 20 Proben getestet und die Ergebnisse statistisch ausgewertet. Da sich durch *Omission* der Kollektivumfang ändert, werden bei der Erzeugung der Last-Zeit-Funktion durch einen Zufallsgenerator die Lasten in einer anderen Reihenfolge auftreten, was bei der Beurteilung von Reihenfolgeeffekten zu beachten ist.

Die Modifikation der Ausgangskollektive ist für ein Omission-Level von 20% exemplarisch in *Abbildung 3.15* dargestellt. Dabei vermindert sich der Kollektivumfang für $n=1$ auf $8660 S_{sp}$ und für $n=2$ auf ca. $6 \cdot 10^4 S_{sp}$.

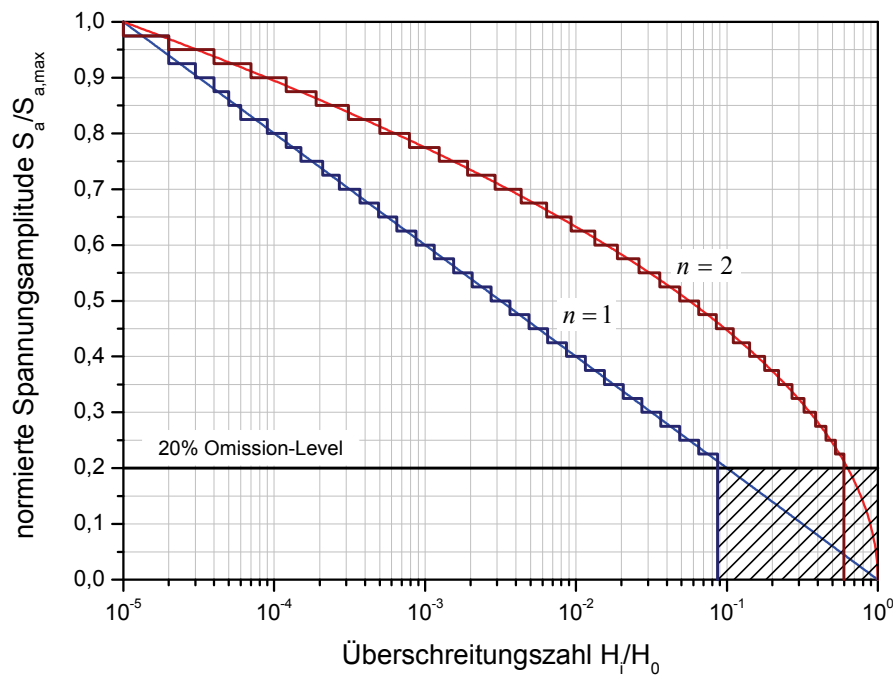


Abbildung 3.15 – Kollektivformen bei 20% Omission-Level

3.4.2 Versuche zur Begrenzung des Kollektivhöchstwertes durch Truncation

Im realen Bauteil werden nicht immer singuläre Einzelereignisse auftreten, die in der Betriebslastfolge durch hohe Spannungsamplituden simuliert werden. Daher ist es von Interesse, besonders hohe Laststufen eines Kollektivs abzusenken (*engl.*: Truncation), um zum Beispiel Kosten bei der Auslegung der Versuchsausrüstung zu sparen, indem Hydraulikzylinder mit geringerer Maximallast verwendet werden können. Weiterhin stellen vereinzelt auftretende, besonders hohe Lasten, eine regelungstechnische Herausforderung dar und erfordern aufwendige Regelalgorithmen, wie zum Beispiel den in Kapitel 3.4.1 vorgestellten *ECOR-Modus*. Auch durch die Tatsache, daß Luftfahrzeuge in ihrer Nutzung sehr unterschiedlich belastet werden, wird nicht jedes Strukturelement gleichermaßen den sehr hohen Lasten ausgesetzt. Um daher nicht-konservative Lebensdauervorhersagen zu vermeiden, wird der Kollektivhöchstwert begrenzt [tenHave89].

Um den Einfluß dieser Maximallastreduzierung auf die beiden in Kapitel 3.4 vorgestellten Kollektive zu untersuchen, werden die Ausgangskollektive derart modifiziert, daß alle Laststufen, die oberhalb des Truncation-Levels liegen, bis auf dieses Niveau reduziert werden (vgl. *Abbildung 3.16*). Für das Kollektiv $n = 1$ bedeutet dies beispielsweise, daß auf der Laststufe 0,9 nicht mehr nur ein, sondern vier Schwingenspiele auftreten.

Im Gegensatz zu *Omission* erfolgt hier keine Verkürzung des Kollektivs und damit auch keine Einsparung an Versuchszeit. Ein Vorteil bei diesem Verfahren besteht darin, daß bei anschließender Erzeugung der Last-Zeit-Funktion mit Hilfe eines Zufallsgenerators bei Verwendung gleicher Parameter, die Lasten in derselben Reihenfolge durchmischt werden, wie bei den Ausgangskollektiven. Bei diesen Experimenten wird für beide Kollektivformen das Truncation-Level stufenweise auf 20% erhöht und damit jeweils mindestens 20 Proben ermüdet. Auch diese Ergebnisse werden anschließend statistisch ausgewertet.

Die Modifikation der Ausgangskollektive ist in *Abbildung 3.16* exemplarisch für ein Truncation-Level von 10% dargestellt.

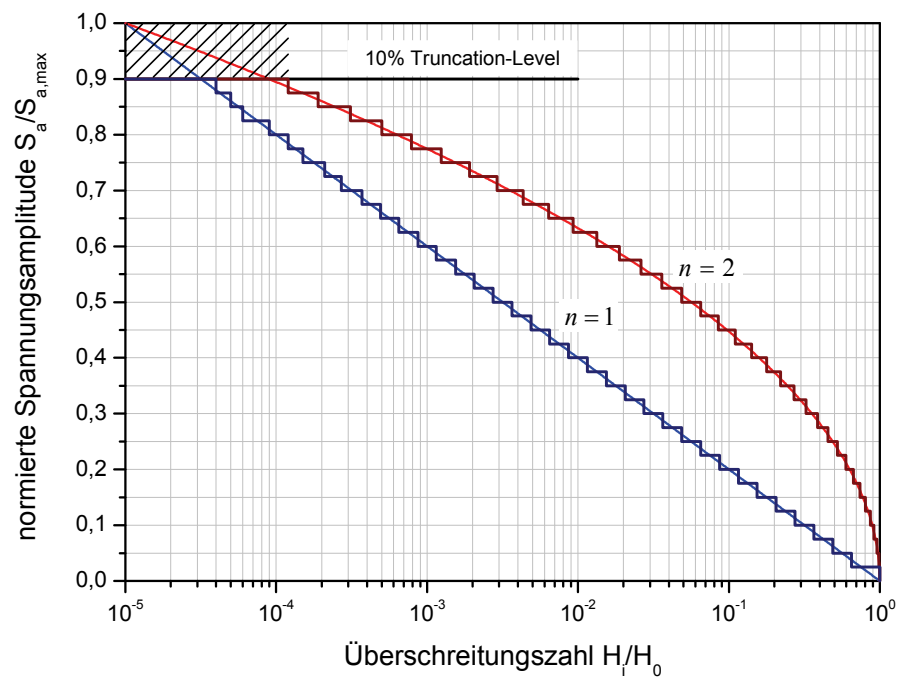


Abbildung 3.16 – Kollektivformen bei 10% Truncation-Level

3.5 Experimente zur Anrißerkennung mit Hilfe der Lock-In-Thermographie

Das berührungsfreie Meßverfahren der Lock-In-Thermographie wurde bereits in vielen verschiedenen Anwendungsfällen zur Zerstörungsfreien Werkstoffprüfung eingesetzt. So kann es zum Beispiel zur Erkennung von Herstellungsfehlern von Solarzellen in einem frühen Stadium des Produktionsprozesses mit Hilfe der optischen Anregung durch IR-LEDs verwendet werden [Krauß06]. Die optische Lock-In-Thermographie konnte aber auch von *Dillenz* erfolgreich bei der Detektion von Delaminationen in Glasfaserverstärkten Kunststoffen (GFK) eingesetzt werden [Dillenz03]. Hierbei diente eine Halogenlampe als Anregungsquelle. Als mechanische Anregungsquelle verwendete er darüber hinaus eine Ultraschallsonotrode, die schließlich auch eine Detektion der Schadstellen in einer Tiefe von 11mm ermöglichte. *Riegert* verwendete in seiner Arbeit eine Induktionsspule als Anregungsquelle und konnte auch damit vielfältige Defektypen detektieren. So ist es mit diesem Verfahren zum Beispiel grundsätzlich möglich, Impactschäden in kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen (CFK) nachzuweisen [Riegert07]. Ausgehend von diesen Anwendungsbereichen (vgl. [Maldague01, Breitenstein03, Busse08]) und den Ergebnissen von *Jones*, wonach sich mit Hilfe der Lock-In-Thermographie aufgrund der Energiedissipation lange Risse nachweisen lassen (vgl. [Jones06]), soll untersucht werden, ob diese Technik grundsätzlich auch zur berührungslosen Anrißerkennung in Betriebsfestigkeitsexperimenten eingesetzt werden kann. Die Technik ist weiterhin interessant, da man bei Bauteil- oder Gesamtstrukturversuchen mit der Gleichstrompotentialsonde als Verfahren zur Anrißerkennung und *in-situ* Rißlängenmessung schnell an die Grenzen der Anwendbarkeit stößt.

Daher wird zunächst untersucht, ob mit Hilfe der mechanisch angeregten Lock-In-Thermographie an einer CCT-Probe, eingespannt und ermüdet in der Versuchsanlage BERTA, Risse nachgewiesen werden können. Als Signal der Anregung soll dabei das Kraftsignal der Kraftmeßdose des servohydraulischen Prüfrahmens dienen. Im zweiten Schritt wird das Anregungssignal, unabhängig von der äußeren mechanischen Anregung durch unterschiedliche Dehnmeßstreifen (DMS) gewonnen, die auf der Probe appliziert werden.

Da die in Großversuchen untersuchten Luftfahrzeugstrukturen auf der Bauteiloberfläche mit einem Luftfahrtpriemer grundiert sind, werden die hier untersuchten Proben mit einer handelsüblichen Grundierung beschichtet. Dies bietet für die Experimente den großen Vorteil, daß die bei Aluminium sehr niedrige Emissivität deutlich erhöht werden kann.

Alle Versuche werden mit einer Thermographiekamera vom Typ Titanium 560M der Fa. Cedip/FLIR mit integriertem Lock-In-Modul durchgeführt. Die technischen Daten der Kamera können *Tabelle 3.4* (Seite 75) entnommen werden. Der Abstand der Kamera von der Probe beträgt 40cm. Der Versuchsaufbau ist in *Abbildung 3.17* dargestellt.

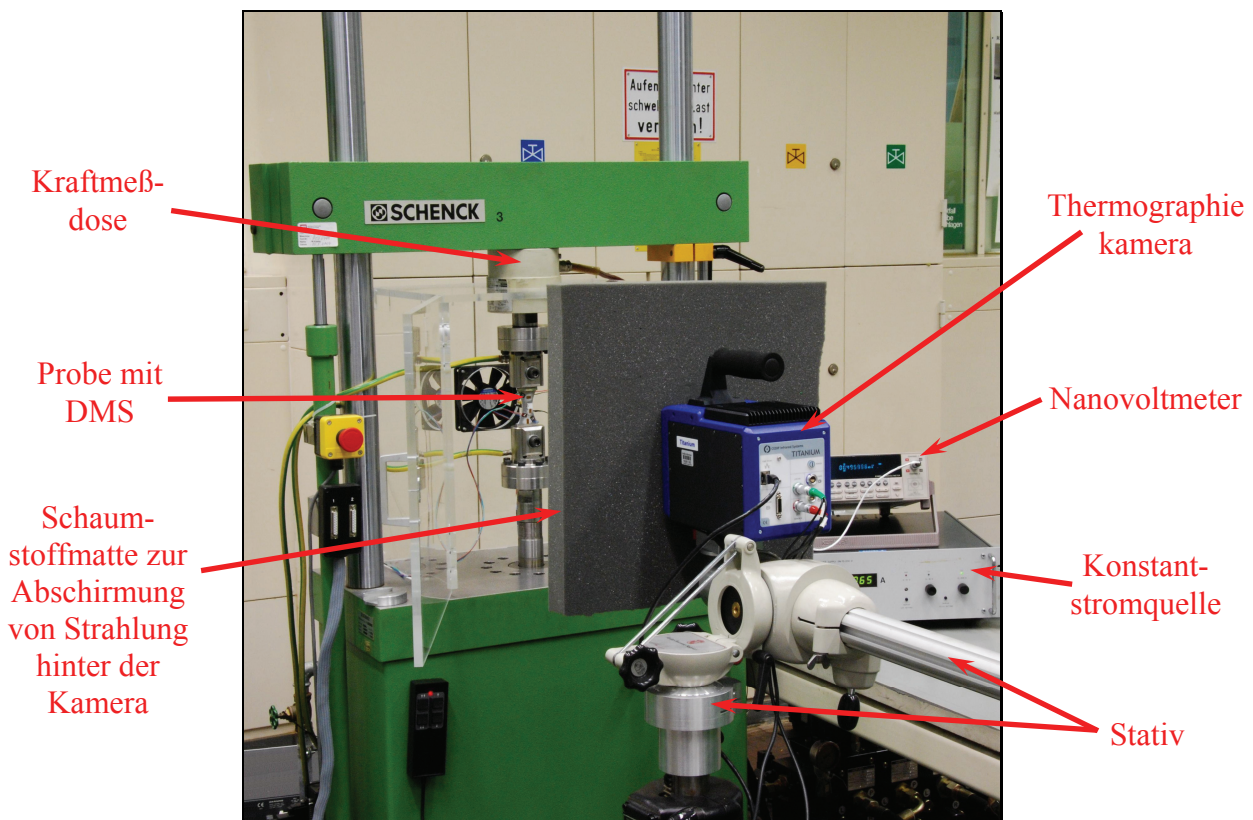


Abbildung 3.17 – Versuchsaufbau zur Anrißerkennung mit Hilfe der Lock-In-Thermographie

Zur Verringerung von äußeren Einflüssen, zum Beispiel durch die Körperwärme des Bedieners oder die Eigenwärme der Kamera, wird eine Schaumstoffmatte um das Objektiv herum befestigt. Darüber hinaus wird die Kamera nicht exakt senkrecht zur Probenoberfläche ausgerichtet, um direkte Eigenreflexionen zu verhindern. Die Probenkammer muß für diese Versuche geöffnet bleiben, um der Kamera eine freie Sicht auf die Probe zu ermöglichen.

Tabelle 3.4 – Eigenschaften der verwendeten Thermographiekamera

<i>Eigenschaft</i>	<i>Wert</i>
Hersteller und Name	Cedip Titanium 560M
Halbleiterwerkstoff des Detektors	InSb
Zahl der Bildpunkte	640×512px
Spektrale Empfindlichkeit	3,6...5,1μm
Bildwiederholfrequenz	bis 100Hz (640×512px) bis 4980Hz (16×4px)
Bildpunktabstand	15×15μm
relative Temporaufösung (NETD)	< 25mK bei 25°C
Lock-In-Modul	integriert in Kameragehäuse

Zur Auswertung der Versuche wird die Software *Altair-LI* des Kameraherstellers verwendet. Dieses Programm ermöglicht eine schnelle Erstellung der Amplituden und Phasenbilder, sowohl für den sogenannten *E-Modus* (Berechnung des Spannungsfeldes mit Hilfe des thermoelastischen Effektes), als auch für den *D-Modus* (Berechnung des „dissipativen Anteils“ mit Hilfe eines firmeninternen Algorithmus). Die Passivaufnahmen werden durch eine Mittelwertbildung für jeden einzelnen Bildpunkt des aufgenommenen Bildstapels erstellt.

4. Ergebnisse

4.1 Werkstoff-Wöhlerlinien EN AW 7475-T761

Im Rahmen der Lebensdauervorhersage unter betriebsnaher Beanspruchung sind die Schwingfestigkeitsdaten für unterschiedliche Spannungsamplituden und Mittelspannungen unabdingbare Voraussetzung. Für deren Ermittlung wurde die in Kapitel 3.2.1 vorgestellte ungelochte Probengeometrie (vgl. *Abbildung 3.1* Seite 54) verwendet und entsprechende Proben bei einer Frequenz von $\tilde{f} = 20\text{Hz}$ auf unterschiedlichen Lasthorizonten bei den Spannungsverhältnissen $R=0$ und $R=-1$ bis zum Probenbruch ermüdet. Die Ergebnisse sind in *Abbildung 4.1* als Werkstoff-Wöhlerlinien für beide Spannungsverhältnisse dargestellt. Zur Anpassung wurde die *Gecks-Och-Funktion* nach [Schütz81] verwendet. Es ist zu erkennen, daß bei einem Spannungsverhältnis von $R=-1$ die Streuungen der Meßwerte geringer ist, als bei $R=0$. Zur Überprüfung, ob die „Durchläufer“ mit einer Lebensdauer von 10^7 Ssp tatsächlich als „dauerfest“ einzustufen sind, wurden die entsprechenden Proben auf einem höheren Lastniveau erneut ermüdet. Dabei zeigte sich, daß diese deutlich kürzere Lebensdauern erreichten, als erwartet. Damit konnte der Beweis für eine Vorschädigung erbracht werden. Diese hochgesetzten Proben wurden folglich für die Wöhlerkurve nicht gewertet.

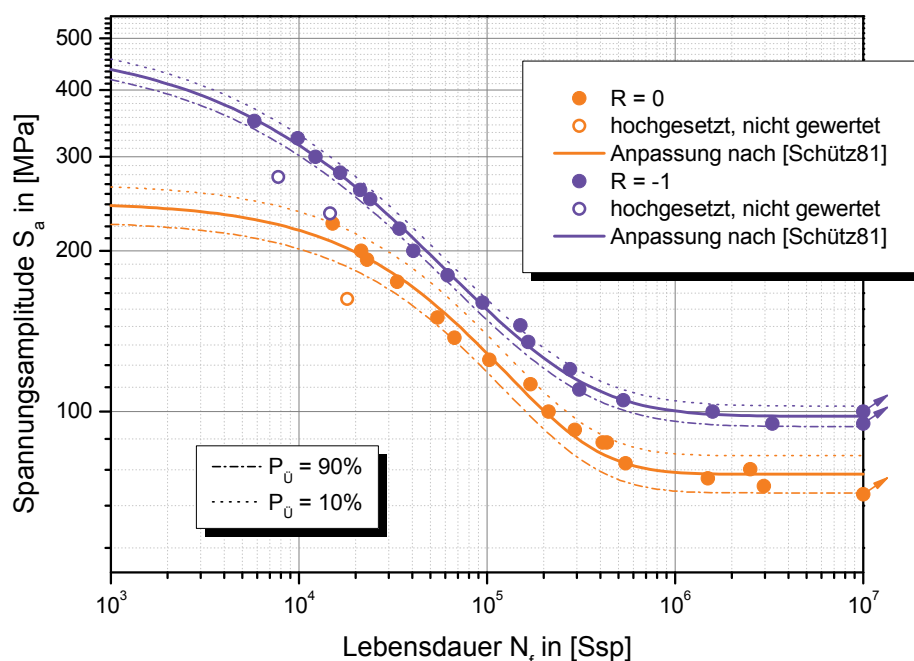


Abbildung 4.1 – Werkstoff-Wöhlerlinien für EN AW 7475-T761 bei $R=0$ und $R=-1$

Die Parameter, die bei der Anpassung der Versuchsergebnisse mit Hilfe der *Gecks-Och-Funktion* ermittelt wurden, sind in *Tabelle 4.1* aufgeführt:

Tabelle 4.1 – Anpassungsparameter der Werkstoff-Wöhlerlinien für EN AW 7475-T761

	R_m in [MPa]*	S_D in [MPa]*	α	β	R^2
$R = 0$	490,8	152,7	4,91	8,60	0,987
$R = -1$	479,0	98,0	4,45	5,46	0,998

* bezogen auf die Oberspannung S_o

Weiterhin ist zu erkennen, daß die ertragbaren Spannungsamplituden mit steigender Mittelspannung zu niedrigeren Werten hin verschoben sind. Dieser Befund kann mit Hilfe der Mittelspannungsempfindlichkeit M beschrieben werden (vgl. [Schütz66]), wie sie sich nach Gleichung 4.1 näherungsweise berechnen läßt:

$$M = \frac{S_{a,D}(R = -1) - S_{a,D}(R = 0)}{S_{a,D}(R = 0)} \quad 4.1$$

Die Mittelspannungsempfindlichkeit für das verwendete Material ergibt sich demnach zu $M = 0,28$ und liegt damit unter den für hochfeste Aluminiumlegierungen zu erwartenden Werten (vgl. [Schütz66]).

4.2 Proben-Wöhlerlinie der CCT-Proben für $R = -1$

Ausgehend von den Werkstoff-Wöhlerlinien wurde für die gelochte Probengeometrie (vgl. *Abbildung 3.2* Seite 55) die Wöhlerlinie für das Spannungsverhältnis von $R = -1$ ermittelt. Hierfür kam die Potentialsonde zur Rißdetektion zum Einsatz und daher wurde bereits der vollständige Versuchsaufbau der BERTA verwendet (vgl. Kapitel 3.3.1ff Seite 57.) Damit konnte neben der Gesamtlebensdauer N_f auch die Anrißlebensdauer $N_{250\mu m}$ (für $a_{tech} = 250\mu m$) ermittelt werden. Die verwendeten CCT-Proben wurden auch bei diesen Versuchen auf unterschiedlichen Lasthorizonten bei einer Versuchsfrequenz von $\tilde{f} = 20\text{Hz}$ ermüdet. Die Ergebnisse sind in *Abbildung 4.2* und die Anpassungsparameter für die Beschreibung der Versuchsergebnisse mit Hilfe der *Gecks-Och-Funktion* in *Tabelle 4.2* dargestellt. Von den „Durchläufern“ wurden nur die zwei mit der höchsten Spannungsamplitude für die Anpassung

berücksichtigt, da bei den übrigen die Vorschädigung als gering einzuschätzen war.

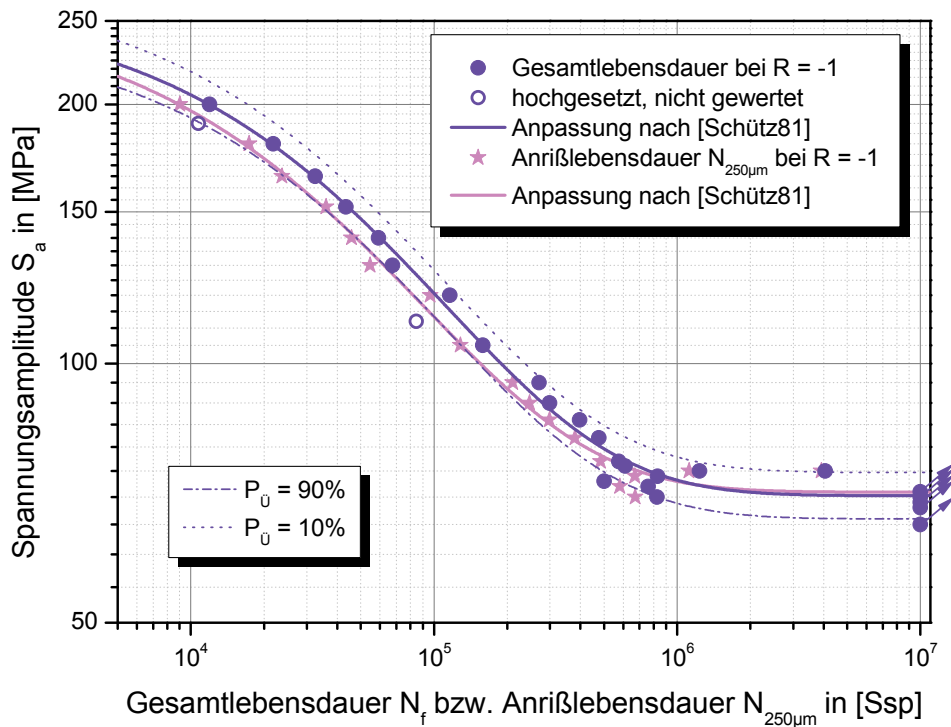


Abbildung 4.2 – Proben-Wöhlerlinie für EN AW 7475-T761 bei $R = -1$

Tabelle 4.2 – Anpassungsparameter der Proben-Wöhlerlinien für EN AW 7475-T761

$R = -1$	R_m in [MPa]	S_D in [MPa]	α	β	R^2
$N_{250\mu m}$	252,3*	70,9*	4,71	6,17	0,995
N_f	255,2	70,2	4,80	6,34	0,995

*hier nur als Anpassungsparameter zu verstehen

Im Vergleich zur Werkstoff-Wöhlerlinie bei $R = -1$ ist bei den CCT-Proben eine deutlich größere Streuung der experimentellen Daten, insbesondere im Bereich des Übergangs von der Zeit- zu hohen Wechselfestigkeit festzustellen. Die Anriß-Wöhlerlinie für einen Technischen Anriß von $a_{tech} = 250\mu m$, gemessen mit der Potentialsonde der Versuchsanlage BERTA, verläuft in weiten Teilen der Zeitfestigkeit parallel zur Proben-Wöhlerlinie. Beim Übergang zur hohen Wechselfestigkeit nähern sich beide Kurven an, da entweder bei den „Durchläufern“ zum Teil kein technischer Anriß erreicht wurde oder der Anteil der Anrißlebensdauer ($250\mu m$) an der Gesamtlebensdauer gestiegen ist. Dieser Befund ist in *Abbildung 4.3* als Verhältnis von Anriß- zur Gesamtlebensdauer über der Gesamtlebensdauer N_f dargestellt. Dabei fällt jedoch auf, daß eine

erste meßbare Schädigung der Proben mit einer angezeigten Rißlänge von $a_{PS} = 50\mu m$ mit steigender Gesamtlebensdauer (also abnehmender Spannungsamplitude S_a) früher eintritt, dafür aber anteilig deutlich mehr Zeit bis zur Entwicklung des Technischen Anrisses benötigt wird.

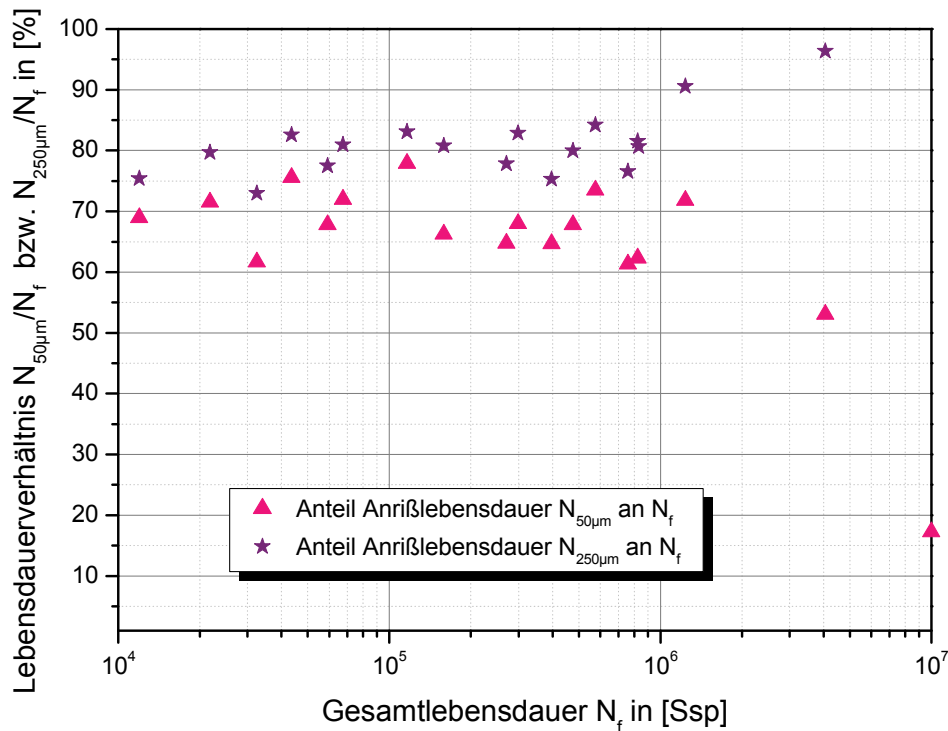


Abbildung 4.3 – Anteil der Anrißlebensdauern an den Gesamtlebensdauern bei den Wöhler-Versuchen an CCT-Proben bei $R = -1$

Auch bei diesen Experimenten wurden einige der „Durchläufer“ auf einem höheren Lastniveau weiter ermüdet. Dabei ergaben sich für die so vorgeschädigten Proben niedrigere Gesamtlebensdauern. Diese Erkenntnis wird auch durch die Auswertung der Potentialsondenmessungen gestützt, wonach die „Durchläufer“ noch keinen Technischen Anriß im Sinne der Kontinuumsmechanik entwickelt haben. Die Potentialsonde detektierte jedoch bei einigen Versuchen bereits eine Rißlänge von mehreren Mikrometern (vgl. *Tabelle 4.3*). Dieser entspricht einem „kurzen Riß“, der nicht mit der Bruchmechanik beschrieben werden kann.

Tabelle 4.3 – Auflistung der „Durchläufer“ und deren Vorschädigung

Proben- Nummer	S_o in [MPa]	angezeigte Rißlänge a_{PS} in [μm] nach 10^7 [Ssp]
I.D.5	71	keine Anzeige
I.A.5	70	keine Potentialsondenmessung
I.D.8	69	34,5
I.D.12	68	41,1
I.L.22	65	111,3

Anhand der Ergebnisse aus *Tabelle 4.3* wird deutlich, daß selbst bei den Durchläufern bei Ermüdung mit Spannungsamplituden deutlich unter der ermittelten „Dauerfestigkeit“ eine Vorschädigung aufgetreten ist, die sich anhand einer Anzeige der Potentialsondenmessung erfassen läßt. Auch raster-elektronenmikroskopische Untersuchungen haben gezeigt, daß es bereits zu einer Schädigung durch Bildung einer Vielzahl sogenannter kurzer Risse gekommen ist, wie in *Abbildung 4.4* zu erkennen ist.

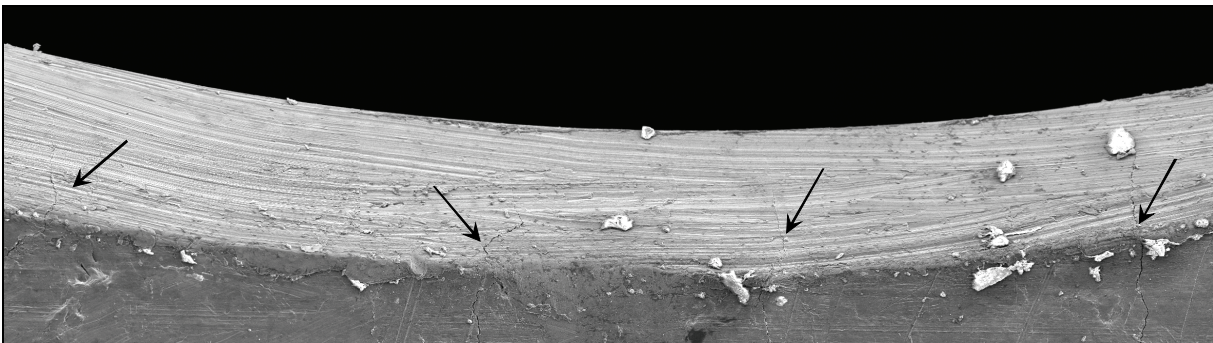


Abbildung 4.4 – REM-Aufnahme des Durchläufers Probe I.L.22 (300x)

Aus diesem Grund wurden die so vorgeschädigten Proben auf einem höheren Lastniveau erneut bis zum Bruch ermüdet, aber im Wöhler-Diagramm nicht bewertet (vgl. *Abbildung 4.2*).

Durch das Ergebnis von Probe I.D.5 läßt sich schließlich vermuten, daß die Vorschädigung nicht unbedingt in Form eines meßbaren lokalen Mikrorisses auftreten muß, den die Potentialsonde detektieren kann.

4.3 Betriebsfestigkeitsversuche mit den Ausgangskollektiven

4.3.1 Kollektiv mit $n = 1$

Die statistische Auswertung der Ermüdungsexperimente an den CCT-Proben mit dem Ausgangskollektiv $n=1$ ist in *Abbildung 4.5* im Weibullnetz graphisch dargestellt. Dabei sind die Anrißlebensdauern bis zu einer Anzeige der Potentialsonde von $a = 50\mu\text{m}$ (Dreieck), bis zum Technischen Anriß von $a_{\text{tech}} = 250\mu\text{m}$ (Stern) und die Gesamtlebensdauer bis zum Probenversagen (Kreis) separat ausgewertet worden.

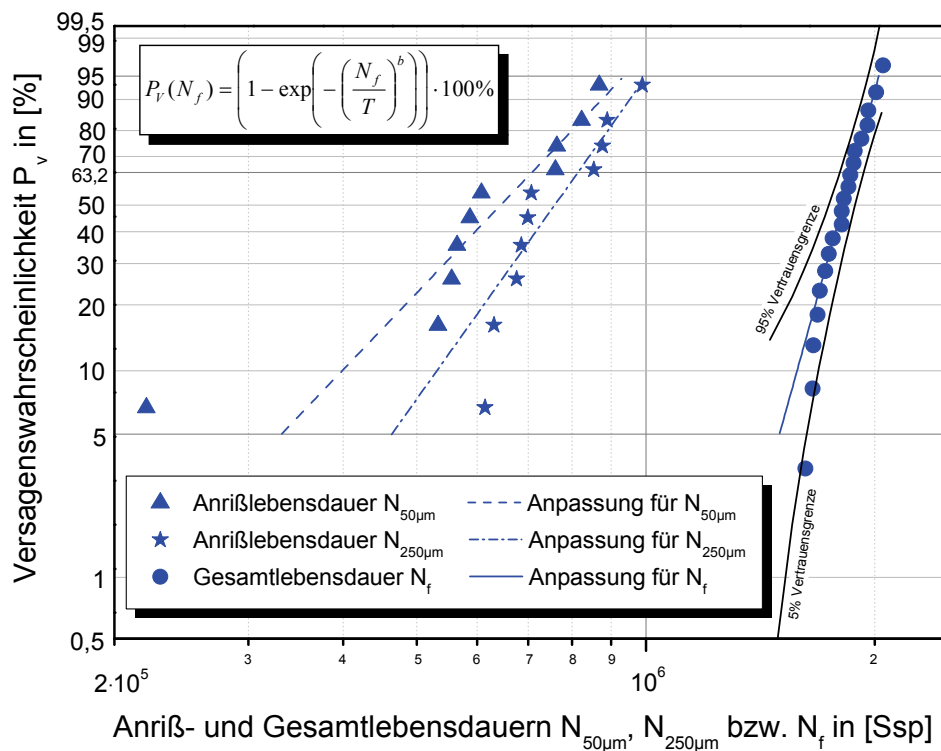


Abbildung 4.5 – Weibullnetz für die Anriß- und Gesamtlebensdauern des Ausgangskollektivs mit $n = 1$ und $S_{a,\text{max}} = 280\text{MPa}$

Die charakteristische Gesamtlebensdauer wurde zu $T = 1.867.006\text{Ssp}$ berechnet. Der entsprechende Weibullexponent beträgt $b \cong 13,5$. Es ist deutlich zu erkennen, daß die Streuung der Meßwerte äußerst gering ist, was für eine gute Probenbearbeitung bei der Herstellung spricht. In Bezug auf die Streuung gilt gleiches für die Anrißlebensdauern $N_{250\mu\text{m}}$. Ein Einfluß der Prüfrahmen auf die Lebensdauer konnte aufgrund der Meßdatenauswertung ausgeschlossen werden.

Die Ergebnisse der statistischen Auswertung sind in *Tabelle 4.4* zusammengefaßt.

Tabelle 4.4 – Ergebnisse der statistischen Auswertung für das Ausgangskollektiv mit $n = 1$

<i>Kriterium</i>	<i>charakteristische Lebensdauer T in [Ssp]</i>	<i>Weibullexponent b</i>	R^2
Anriß $N_{50\mu m}$	707.772	3,92	0,93
Anriß $N_{250\mu m}$	813.783	5,28	0,91
Probenbruch N_f	1.867.006	13,53	0,99

Dabei kann man erkennen, daß bei der Auswertung anhand der unterschiedlichen Kriterien der Weibullexponent vom frühen Anriß bis zum Bruch weiter zunimmt, also die Streuung der Meßwerte abnimmt.

Vergleicht man die Anteile der Anriß- an den Gesamtlebensdauern mit denen aus den einstufigen Wöhler-Versuchen (vgl. *Abbildung 4.3* Seite 79), so fällt auf, daß diese mit 35,7% für $N_{50\mu m}$ und 45,3% für $N_{250\mu m}$ kleiner sind und damit die Rißausbreitung einen größeren Anteil an der Gesamtlebensdauer ausmacht.

4.3.2 Kollektiv mit $n = 2$

Die Ergebnisse der Betriebsfestigkeitsexperimente mit dem Ausgangskollektiv $n = 2$ sind in *Abbildung 4.6* dargestellt. Im Vergleich mit dem Kollektiv mit $n = 1$ lassen sich die Ergebnisse dieser Versuche anhand der Weibullverteilung, auch für die Anrißlebensdauern, deutlich besser beschreiben, was an den höheren Korrelationskoeffizienten (vgl. *Tabelle 4.5*) zu erkennen ist. Bei den Verteilungen der Anrißlebensdauern treten keine Abweichungen von der Regressionsgeraden, wie dies bei $n = 1$ der Fall war, auf. Somit streuen die Lebensdauerwerte, insbesondere die der Anrißlebensdauern, bei diesem Kollektiv deutlich weniger, was sich in höheren Weibullexponenten äußert (vgl. *Tabelle 4.4* und *Tabelle 4.5*).

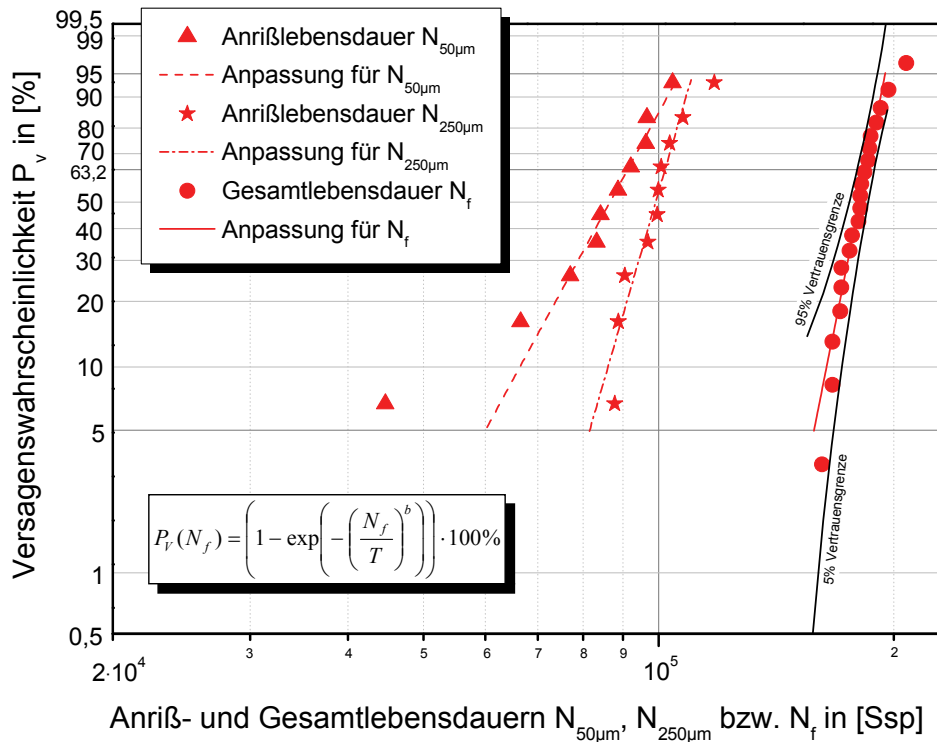


Abbildung 4.6 – Weibullnetz für die Anriß- und Gesamtlebensdauern des Ausgangskollektivs mit $n = 2$ und $S_{a,max} = 280\text{MPa}$

Auch bei dieser Kollektivform liegt der Anteil der Anriß- an der Gesamtlebensdauer mit 47,7% für $N_{50\mu m}$ und 54,7% für $N_{250\mu m}$ unter denen der Einstufenversuche.

Tabelle 4.5 – Ergebnisse der statistischen Auswertung für das Ausgangskollektiv mit $n = 2$

Kriterium	charakteristische Lebensdauer T in [Ssp]	Weibullexponent b	R^2
Anriß $N_{50\mu m}$	91.222	7,10	0,98
Anriß $N_{250\mu m}$	101.832	13,39	0,96
Probenbruch N_f	184.216	19,40	0,99

4.4 Einfluß von Omission auf Anriß- und Gesamtlebensdauer

Zur Untersuchung der Auswirkung von *Omission*, wurden beide Ausgangskollektive, wie in Kapitel 3.4.1 (Seite 69) beschrieben, um diejenigen Laststufen reduziert, die unterhalb des entsprechenden Omission-Levels liegen. Bei der Auswertung wurden sowohl die Anrißlebensdauern $N_{50\mu m}$ und $N_{250\mu m}$, als auch die Gesamtlebensdauer N_f bis zum Probenbruch statistisch mit der Weibullverteilung betrachtet.

Tabelle 4.6 – Ergebnisse der statistischen Auswertung für die Omission-Kollektive mit $n = 1$

<i>Omission-Level in [%]</i>	<i>Kriterium</i>	<i>charakteristische Lebensdauer T in [Ssp]</i>	<i>Weibull-exponent b</i>	R^2
0 (Original)	Anriß $N_{50\mu m}$	707.772	3,92	0,93
	Anriß $N_{250\mu m}$	813.783	5,28	0,91
	Probenbruch N_f	1.867.006	13,53	0,99
10	Anriß $N_{50\mu m}$	152.338	0,93	0,81
	Anriß $N_{250\mu m}$	207.515	9,56	0,92
	Probenbruch N_f	506.422	16,16	0,92
15*	Anriß $N_{50\mu m}$	111.279	1,80	0,92
	Anriß $N_{250\mu m}$	134.755	3,40	0,97
	Probenbruch N_f	304.827	22,81	0,97
20	Anriß $N_{50\mu m}$	71.409	3,69	0,85
	Anriß $N_{250\mu m}$	83.771	5,41	0,94
	Probenbruch N_f	179.737	13,77	0,98
30	Anriß $N_{50\mu m}$	28.762	10,37	0,93
	Anriß $N_{250\mu m}$	32.650	12,35	0,97
	Probenbruch N_f	69.807	14,31	0,98

* Kollektiv nur mit zehn Proben untersucht

In *Tabelle 4.6* sind die Ergebnisse der gesamten Auswertung für die Kollektivform mit $n = 1$ aufgelistet. Dabei fällt auf, daß auch hier die „Schärfe der Verteilung“ vom Kriterium des frühen Anrisses $N_{50\mu m}$ bis zum Proben-

bruch N_f deutlich zunimmt. Weiterhin nimmt die charakteristische Lebensdauer, ausgehend von $T = 1.867.006 Ssp$ für Probenbruch beim Ausgangskollektiv, mit zunehmendem Omission-Level aufgrund der Verringerung der Anzahl an schwach schädigenden Lastwechseln ab.

Ähnlich stellt sich das Ergebnis bei der Kollektivform mit $n = 2$ dar, wie *Tabelle 4.7* zu entnehmen ist. Dabei fällt vor allem auf, daß die Lastkollektive mit $n = 2$ im Mittel, sowohl für die Anriß-, als auch für die Gesamtlebensdauer, eine geringere Streuung der Meßwerte aufweisen.

Tabelle 4.7 – Ergebnisse der statistischen Auswertung für die Omission-Kollektive mit $n = 2$

<i>Omission-Level in [%]</i>	<i>Kriterium</i>	<i>charakteristische Lebensdauer T in [Ssp]</i>	<i>Weibull-exponent b</i>	R^2
0 (Original)	Anriß $N_{50\mu m}$	91.222	7,10	0,98
	Anriß $N_{250\mu m}$	101.832	13,39	0,96
	Probenbruch N_f	184.216	19,40	0,99
10	Anriß $N_{50\mu m}$	84.132	10,17	0,91
	Anriß $N_{250\mu m}$	96.473	11,39	0,91
	Probenbruch N_f	168.030	17,85	0,96
20	Anriß $N_{50\mu m}$	49.054	1,85	0,90
	Anriß $N_{250\mu m}$	61.307	12,17	0,97
	Probenbruch N_f	115.006	17,17	0,96
30	Anriß $N_{50\mu m}$	21.199	0,83	0,95
	Anriß $N_{250\mu m}$	37.865	6,32	0,98
	Probenbruch N_f	68.217	18,89	0,97

In *Abbildung 4.7* sind exemplarisch die Ergebnisse für das Kollektiv mit $n = 2$ und 10% Omission-Level graphisch dargestellt.

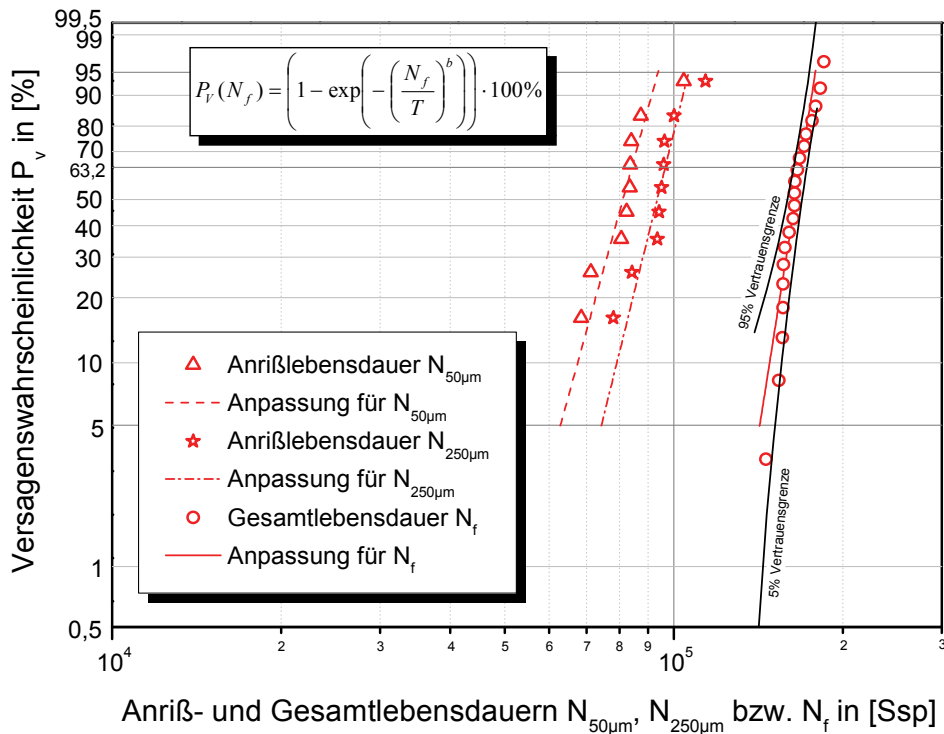


Abbildung 4.7 – Weibullnetz für die Anriß- und Gesamtlebensdauern des 10%-Omission-Kollektivs mit $n = 2$

Ein unmittelbarer Vergleich der Lebensdauern ist aufgrund der unterschiedlichen Kollektivumfänge nicht sinnvoll. Für die Auswertung der Lebensdauern wurden daher jeweils der Erwartungswert μ sowie die Standardabweichung s ermittelt (vgl. Gleichungen 2.46 und 2.47 Seite 42) und diese schließlich auf den Kollektivumfang H_0 bezogen. Damit ist eine Aussage über die Anzahl der experimentell durchgeführten „Flüge“ bzw. Kollektivdurchläufe möglich (vgl. Gleichung 4.2).

$$N_{\text{Flüge}} = \frac{1}{H_0} \cdot \{\mu \pm s\} \quad 4.2$$

Die einzelnen Umfänge der Kollektive bei den experimentell betrachteten Omission-Levels sind in *Tabelle 4.8* zusammengefaßt.

Tabelle 4.8 – Kollektivumfänge der einzelnen Omission-Kollektive

Omission-Level in [%]	Kollektivumfang H_0	
	$n = 1$	$n = 2$
0	100.000	100.000
10	27.384	86.441
15	15.399	nicht betrachtet
20	8.660	59.459
30	2.738	32.488

In *Abbildung 4.8* ist die Anzahl der Kollektivdurchläufe über dem Omission-Level für das Kollektiv mit $n = 1$ dargestellt.

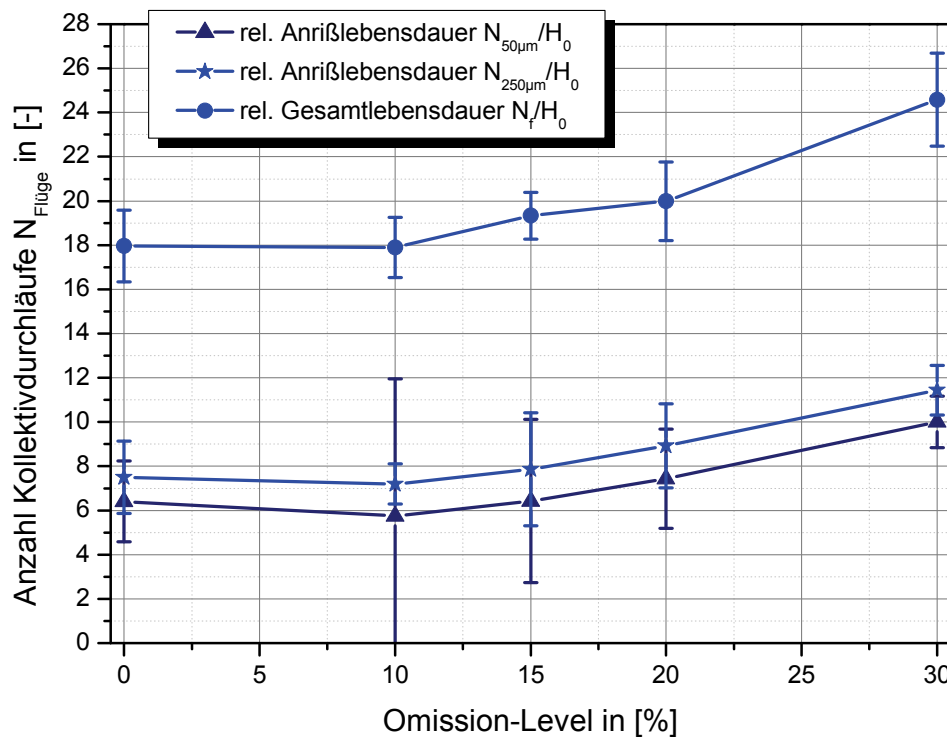


Abbildung 4.8 – Verlauf der Kollektivdurchläufe bzw. „Flüge“ über dem Omission-Level für $n = 1$

Dabei ist zu erkennen, daß im Rahmen der Fehlerbalken bis zu einem Omission-Level von 10% keine Veränderung der relativen Lebensdauer bei Anriß und Probenbruch auftritt. Zwischen 10% und 20% ist hingegen bereits ein leichter Anstieg der relativen Lebensdauern zu erkennen, der jedoch im Rahmen der Streuung der Meßwerte auf den ersten Blick als nicht signifikant eingestuft werden kann. Um diesen Effekt zu überprüfen, wurde das zusätzliche Kollektiv mit 15% Omission-Level experimentell untersucht. Trotz des geringeren

Stichprobenumfangs von nur zehn Proben fügt sich dieses Kollektiv in die Tendenz der übrigen Ergebnisse ein. Werden diese Ergebnisse normiert auf die Anzahl der Kollektivdurchläufe des Ausgangskollektivs bezogen, so ergibt sich eine deutliche Erhöhung der relativen Gesamtlebensdauer um ca. 11% bei einem Omission-Level von 20%. Die Anrißlebensdauer $N_{250\mu\text{m}}$ steigt bei gleicher *Omission* um fast 20%.

Bei weiterer Betrachtung der Ergebnisse bestätigt sich auch für die Omission-Kollektive, daß der Anteil der Anrißphase an der Gesamtlebensdauer deutlich niedriger liegt, als bei den Einstufenversuchen (vgl. *Abbildung 4.3* Seite 79). Die Entwicklung dieser Anteile ist in *Abbildung 4.9* graphisch dargestellt.

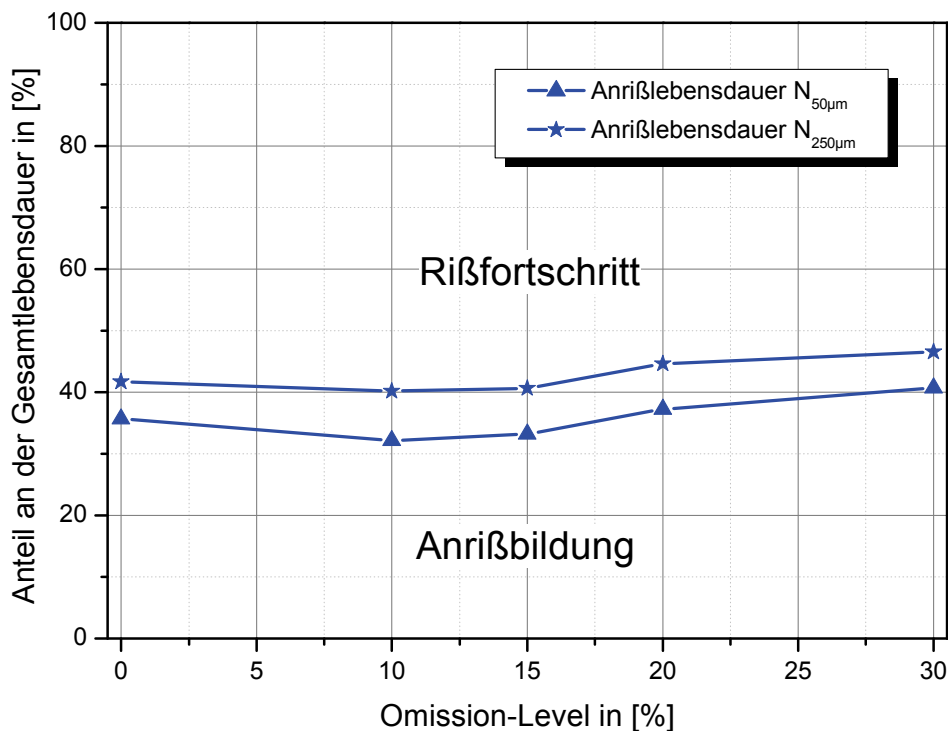


Abbildung 4.9 – Anteil der Rißbildungs- und Rißfortschrittsphase an der Gesamtlebensdauer für $n = 1$

Dabei stellt sich bis zu einem Omission-Level von 15% eine weitgehend gleichbleibende Aufteilung von Anriß- zu Rißfortschrittsphase ein. Bei einer weiteren Verkürzung des Kollektivs läßt sich eine leichte Zunahme des Anteils der Anrißbildung an der Gesamtlebensdauer feststellen. Für eine über die experimentell untersuchte hinausgehende Erhöhung der *Omission* ist eine Verschiebung bis hin zu den Werten der Wöhlerlinie zu erwarten, da sich mit

steigendem Omission-Level die Kollektivform der des Einstufenversuchs annähert.

Im Vergleich dazu stellt sich die Gesamtlebensdauer beim Kollektiv mit $n = 2$ weniger beeinflusst von *Omission* dar, wie *Abbildung 4.10* zeigt. Hier zeigt sich zwar bereits ab 10% Omission-Level ein leichter Anstieg von rund 5%, der jedoch im Rahmen der Streuung der Meßwerte liegt. Auffällig ist jedoch, daß im Gegensatz zu den Kollektiven mit $n = 1$ nach einem anfänglichen Anstieg der relativen Anrißlebensdauer bezogen auf $N_{250\mu\text{m}}$, diese bei 20% Omission-Level wieder auf ihren Ausgangswert fällt. Dieser Effekt liegt zwar ebenfalls im Rahmen der Fehlerbalken, scheint sich jedoch durch den etwas stärker ausgeprägten Abfall der relativen Anrißlebensdauer bezogen auf $N_{50\mu\text{m}}$ um ca. 14% vom Ausgangswert zu bestätigen. Erst bei weiterer Erhöhung der *Omission* ist ein deutlicher Anstieg der relativen Lebensdauer festzustellen.

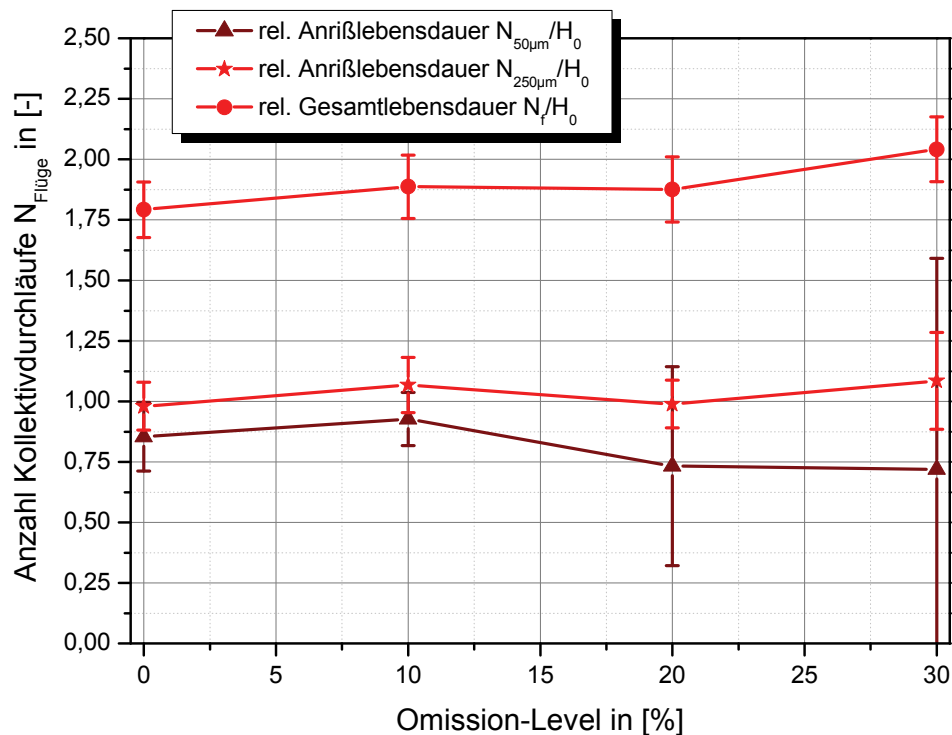


Abbildung 4.10 – Verlauf der Kollektivdurchläufe bzw. „Flüge“ über dem Omission-Level für $n = 2$

Betrachtet man die Anteile von Anrißbildung- und Rißfortschrittsphase an der Gesamtlebensdauer, so dauert die Anrißphase im Vergleich zu den Kollektiven mit $n = 1$ deutlich länger. Dies liegt vermutlich ebenfalls daran, daß die Kollektive mit $n = 2$ mit ihrer Völligkeit dem Einstufenversuch näher kommen.

Mit steigendem Omission-Level nähern sich schließlich beide Kollektivformen bezogen auf diese Anteile – wie zu erwarten – aneinander an (vgl. *Abbildung 4.9* und *Abbildung 4.11*).

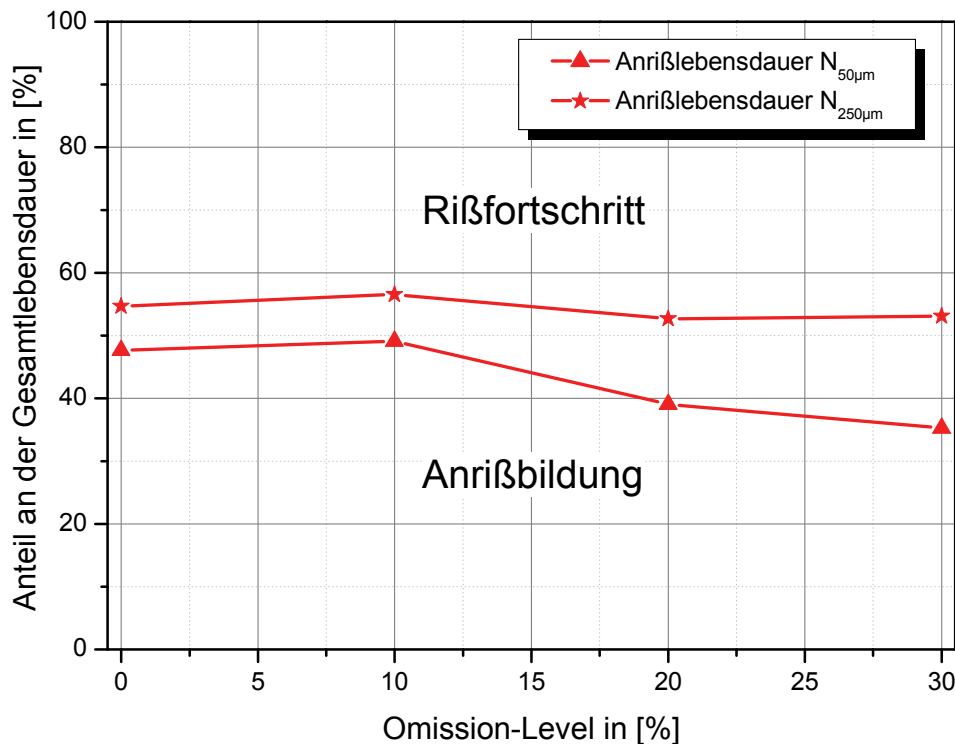


Abbildung 4.11 – Anteil der Rißbildungs- und Rißfortschrittsphase an der Gesamtlebensdauer für $n = 2$

Um zu überprüfen, ob die Veränderungen in den relativen Lebensdauern auch anhand der Durchmischung der Kollektive bei der Erstellung der Last-Zeit-Funktionen zu erklären sind, wurden bei einem Omission-Level von 20% für beide Kollektivformen je zwei zusätzliche Spitzenwertfolgen mit einer anderen zufälligen Durchmischung erzeugt, wobei lediglich der Startwert des Zufalls-generators verändert wurde. Dabei zeigte sich, daß die Reihenfolge der Lasten praktisch keine Rolle spielt, wenn die Streuungen der Lebensdauern mit betrachtet werden (vgl. *Abbildung 4.12* und *Abbildung 4.13*).

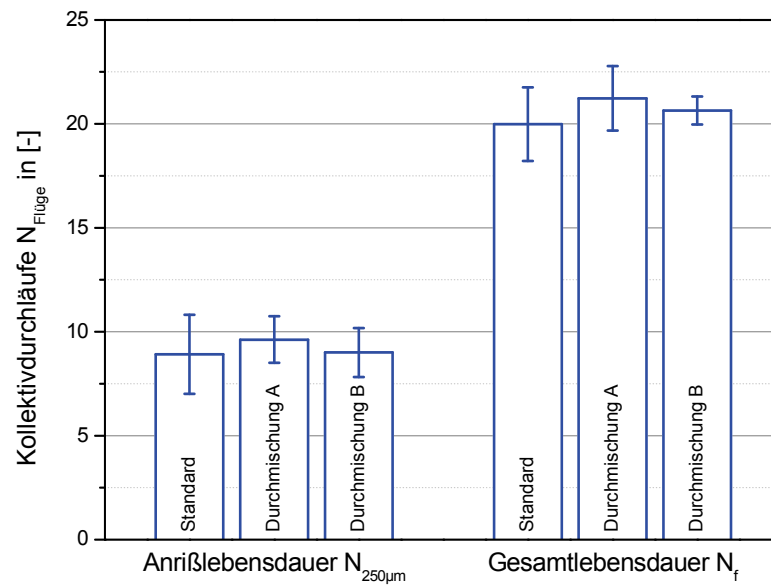


Abbildung 4.12 – Vergleich der Kollektivdurchläufe bei unterschiedlicher Durchmischung für $n = 1$

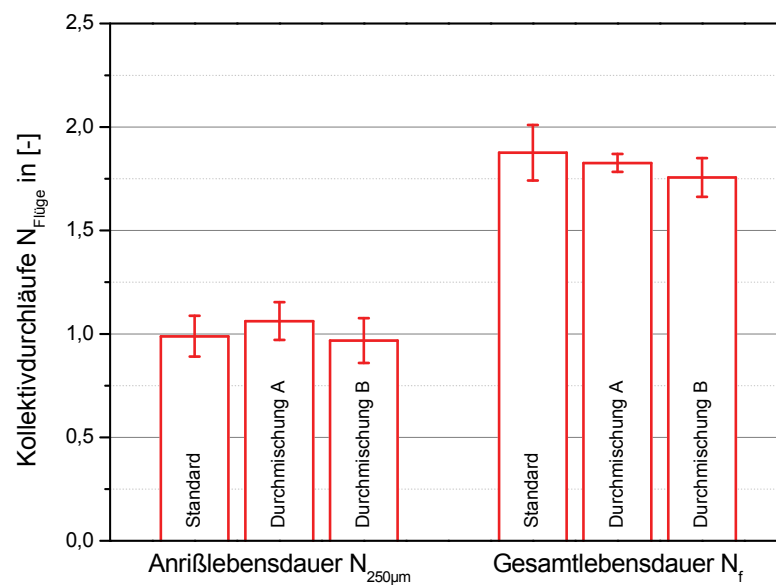


Abbildung 4.13 – Vergleich der Kollektivdurchläufe bei unterschiedlicher Durchmischung für $n = 2$

4.5 Einfluß von Truncation auf Anriß- und Gesamtlebensdauer

Neben den Experimenten zur Verkürzung der Versuchsdauer wurden auch, wie in Kapitel 3.4.2 beschrieben, Versuche zur Reduzierung des Kollektivhöchstwertes durchgeführt. Die Ergebnisse wurden ebenfalls statistisch anhand der Weibullverteilung ausgewertet und können für die Kollektive mit $n=1$ Tabelle 4.9 entnommen werden.

Tabelle 4.9 – Ergebnisse der statistischen Auswertung für die Truncation-Kollektive mit $n = 1$

Truncation-Level in [%]	Kriterium	charakteristische Lebensdauer T in [Ssp]	Weibull-exponent b	R^2
0 (Original)	Anriß $N_{50\mu m}$	707.772	3,92	0,93
	Anriß $N_{250\mu m}$	813.783	5,28	0,91
	Probenbruch N_f	1.867.006	13,53	0,99
10	Anriß $N_{50\mu m}$	702.494	1,32	0,87
	Anriß $N_{250\mu m}$	923.825	7,20	0,96
	Probenbruch N_f	1.855.336	22,30	0,96
20	Anriß $N_{50\mu m}$	1.024.987	4,17	0,87
	Anriß $N_{250\mu m}$	1.171.603	5,47	0,93
	Probenbruch N_f	1.981.141	17,34	0,94

Ähnlich wie bei den Omission-Versuchen ist deutlich zu erkennen, daß die Streuung der Meßwerte, quantitativ beschreibbar durch den Weibull-exponenten b , vom frühen Anriß $N_{50\mu m}$ bis zum Probenbruch N_f immer weiter abnimmt. Die Regressionskoeffizienten R^2 sind für jeden Truncation-Level nahezu identisch. Auffällig ist hier jedoch der sehr niedrige Weibullexponent bei einem *Truncation*-Level von 10% für die Lebensdauer bis zum frühen Anriß $N_{50\mu m}$ (blau gekennzeichnet). Dieser ergibt sich anhand der Auswertung aller Experimente, da einige Proben bereits bei einer sehr geringen Zyklenzahl Risse zeigten. Eine rasterelektronenmikroskopische Untersuchung ergab jedoch keinen signifikanten Unterschied der Bruchflächenmorphologie im Kerbgrund im Bezug auf die Proben mit längeren Anrißlebensdauern, so daß diese Proben

nicht als „Ausreißer“ bewertet werden können. Um die Auswertung anhand des Kriteriums einer durch die Potentialsonde angezeigten Rißlänge von $a_{PS} = 50\mu\text{m}$ einheitlich durchzuführen und diese mit denen des Technischen Anrisses $a_{tech} = 250\mu\text{m}$ vergleichen zu können, wird keine Unterdrückung von Meßdaten vorgenommen. Dabei zeigt sich nun, daß die frühzeitigen Ausfälle gegen eine Definition des Technischen Anrisses bei Rißlängen unter $250\mu\text{m}$ sprechen. Die Auswertung der Potentialsondenaufzeichnung einstufig belasteter Proben ergibt beispielsweise, daß unterhalb der Rißlänge des Technischen Anrisses kein quasi-kontinuierlicher Rißfortschritt auftritt, sondern die Rißgeschwindigkeit an mikrostrukturellen Barrieren immer wieder einbricht und eher der Kurzrißbruchmechanik zuzuordnen ist (vgl. *Abbildung 4.14*). Dies entzieht sich jedoch der klassischen bruchmechanischen Betrachtungsweise.

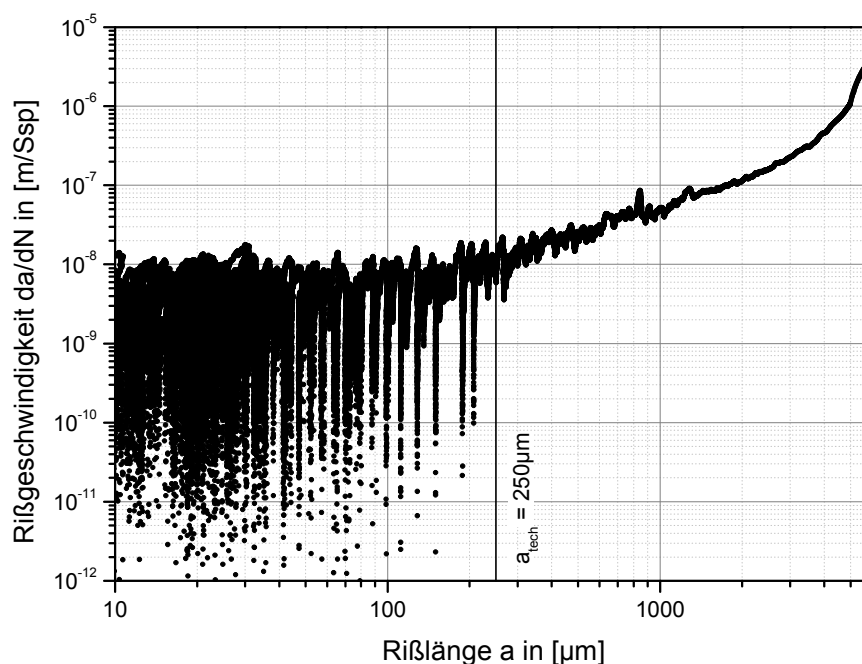


Abbildung 4.14 – Rißgeschwindigkeit als Funktion der Rißlänge im Einstufenversuch – Geschwindigkeitseinbrüche infolge mikrostrukturell wirksamer Barrieren

Die Verteilung der Versuchsergebnisse für das Kollektiv $n=1$ mit einem Truncation-Level von 20% im Weibullnetz ist exemplarisch in *Abbildung 4.15* dargestellt. Dabei zeigt sich ebenfalls, daß die Daten der Anrißlebensdauer $a_{PS} = 50\mu\text{m}$ stark streuen und durch eine Weibullverteilung beschrieben werden können. Diese ausgeprägte Streuung ist für Anrisse mit $a_{tech} = 250\mu\text{m}$ praktisch kaum noch zu erkennen.

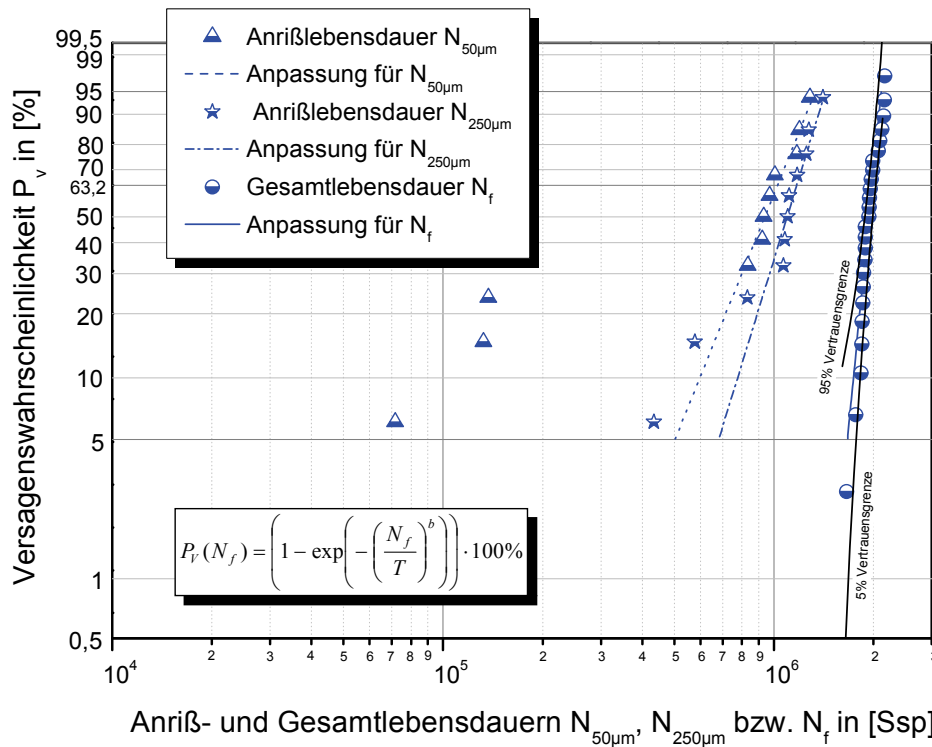


Abbildung 4.15 – Weibullnetz für die Anriß- und Gesamtlebensdauern des 20%-Truncation-Kollektivs mit $n = 1$

Für die Kollektivform $n = 2$ können die Ergebnisse der statistischen Auswertung *Tabelle 4.10* entnommen werden. Hier wurde, wie bei den Omission-Versuchen, ein zusätzliches Kollektiv mit einem Truncation-Level von 15% eingefügt, um eine weitere Stützstelle zu erhalten.

Im Vergleich der beiden Kollektivformen bestätigt sich auch bei der *Truncation*, daß die Kollektivform mit $n = 2$, aufgrund ihrer größeren Völligkeit, zu schärferen Verteilungen der Meßergebnisse führt.

Zur Auswertung der Lebensdauern soll auch bei diesen Versuchen die normierte Lebensdauer, also die Anzahl der Kollektivdurchläufe nach Gleichung 4.2, betrachtet werden. Bei allen Truncation-Versuchen bleibt der Kollektivumfang mit $H_0 = 10^5 \text{ Ssp}$ bestehen, da nur die Höhe der Laststufen verändert wird.

Tabelle 4.10 – Ergebnisse der statistischen Auswertung für die Truncation-Kollektive $n = 2$

Truncation-Level in [%]	Kriterium	charakteristische Lebensdauer T in [Ssp]	Weibull-exponent b	R^2
0 (Original)	Anriß $N_{50\mu m}$	91.222	7,10	0,98
	Anriß $N_{250\mu m}$	101.832	13,39	0,96
	Probenbruch N_f	184.216	19,40	0,99
10	Anriß $N_{50\mu m}$	86.905	6,43	0,77
	Anriß $N_{250\mu m}$	101.464	7,47	0,96
	Probenbruch N_f	189.581	32,55	0,98
15*	Anriß $N_{50\mu m}$	112.340	5,64	0,90
	Anriß $N_{250\mu m}$	128.877	16,43	0,95
	Probenbruch N_f	198.415	14,40	0,87
20	Anriß $N_{50\mu m}$	130.239	7,58	0,97
	Anriß $N_{250\mu m}$	142.248	10,13	0,95
	Probenbruch N_f	206.258	15,09	0,93

* nur mit zehn Proben untersucht

Für die Kollektivform mit $n=1$ erkennt man in *Abbildung 4.16*, daß die Gesamtlebensdauer N_f innerhalb der Streuung der Meßwerte konstant bleibt und erst bei einem Truncation-Level von 20% zu etwas höheren Werten tendiert. Im Vergleich dazu ist jedoch ein deutlicher Anstieg der Anrißlebensdauer $N_{250\mu m}$ festzustellen, der grundsätzlich auch von der Lebensdauer bis zum frühen Anriß $N_{50\mu m}$ bestätigt wird. Wenn diese Ergebnisse normiert auf die jeweiligen Lebensdauern des Ausgangskollektivs betrachtet werden, so wird dieser Anstieg noch deutlicher. Während sich die Gesamtlebensdauer bei einem Truncation-Level von 20% nur um ca. 7% erhöht hat, sind die Anrißlebensdauern $N_{50\mu m}$ sowie $N_{250\mu m}$ um ca. 45% angestiegen. Gleichmaßen kommt es zu einer Verschiebung der Anteile von Anriß- zur Gesamtlebensdauer, wie in *Abbildung 4.17* deutlich wird. Der Anteil der Anrißlebensdauer $N_{250\mu m}$ steigt kontinuierlich von ca. 42% auf 56% und nähert sich bereits dem Anteil an, der bei den Einstufenversuchen (vgl. *Abbildung 4.3* Seite 79) bei entsprechenden Lebensdauern gefunden wurde.

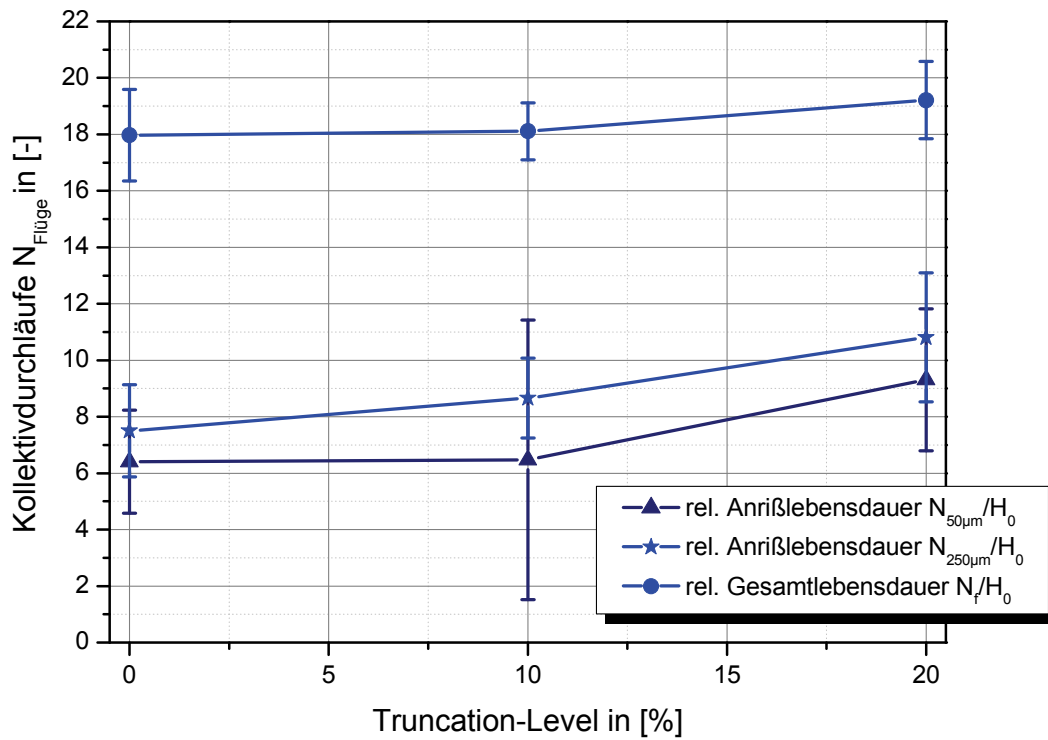


Abbildung 4.16 – Verlauf der Kollektivdurchläufe bzw. „Flüge“ über dem Truncation-Level für $n = 1$

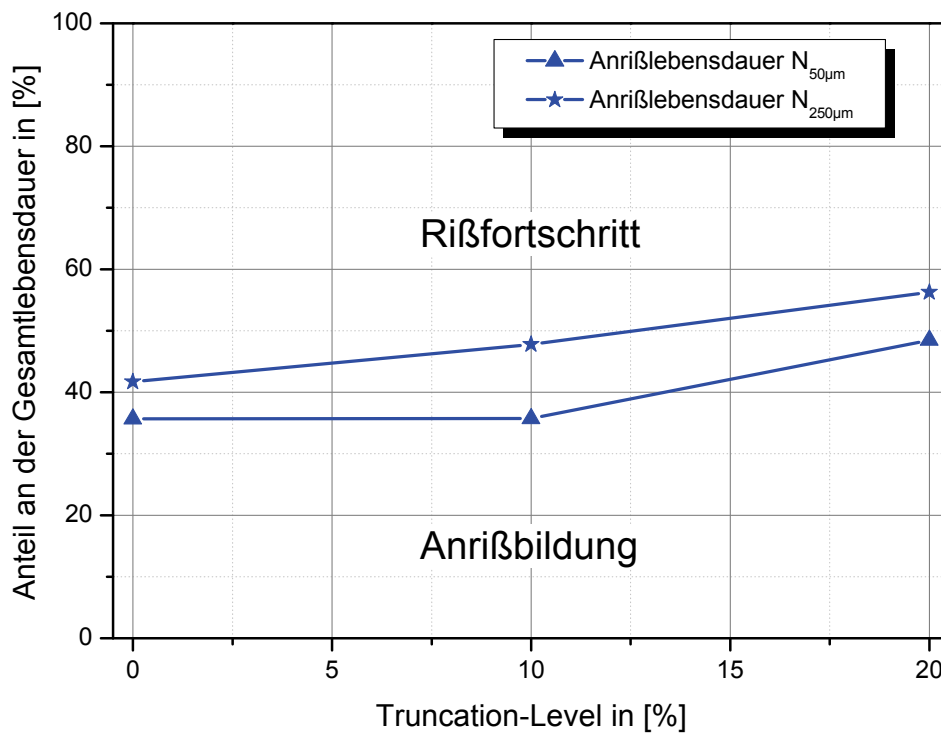


Abbildung 4.17 – Anteil der Rißbildungs- und Rißfortschrittsphase an der Gesamtlebensdauer für $n = 1$

Betrachtet man dagegen die Kollektivform $n = 2$, so ergibt sich bereits ab einem Truncation-Level von 10% ein leichter Anstieg der Gesamtlebensdauer, wie *Abbildung 4.18* zeigt. Die Anrißlebensdauern wiederum nehmen erst ab einem Truncation-Level von ca. 15% deutlich zu. Betrachtet man die relativen Änderungen bezogen auf das Ausgangskollektiv, so ergibt sich bei der Gesamtlebensdauer N_f insgesamt einen Anstieg um ca. 10%.

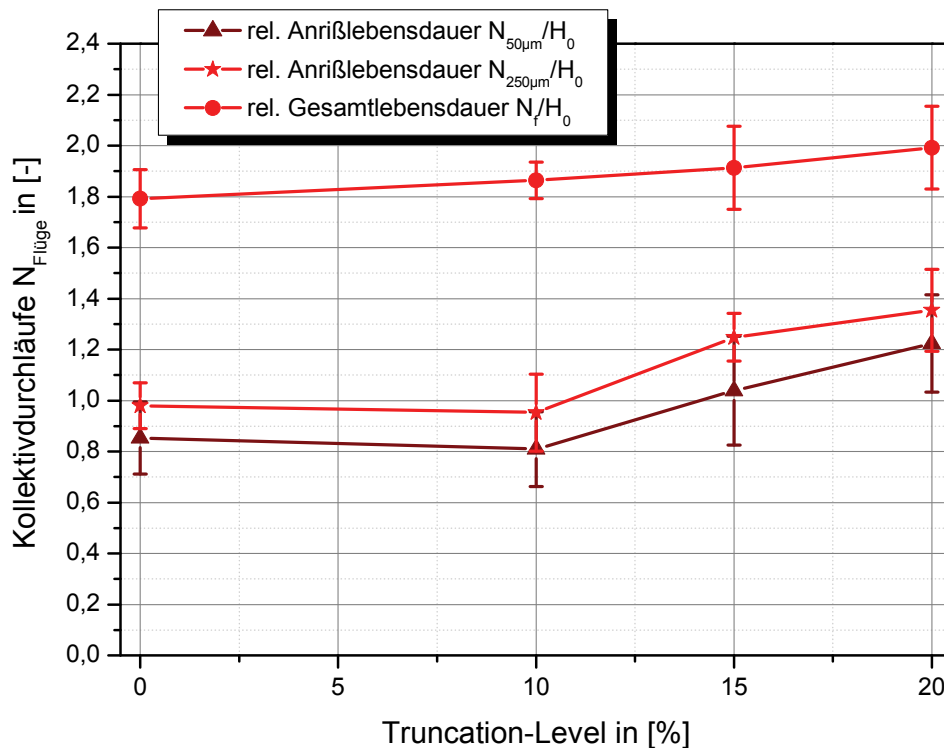


Abbildung 4.18 – Verlauf der Kollektivdurchläufe bzw. „Flüge“ über dem Truncation-Level für $n = 2$

Die Anrißlebensdauern hingegen zeigen bei einem Truncation-Level von 10% eine geringe Abnahme, die jedoch im Rahmen der Streuung der Meßwerte vernachlässigt werden kann. Erst ab 15% Truncation-Level nehmen die Anrißlebensdauern um insgesamt rund 40% (gegenüber der Gesamtlebensdauer überproportional) zu. Das führt wiederum zu einer Verschiebung der Anteile von Anriß- zu Gesamtlebensdauer, wie in *Abbildung 4.19* dargestellt. Auch hier nähert sich mit einem Anteil von ca. 68% die Anrißlebensdauer $N_{250\mu\text{m}}$ deutlich den Werten der Einstufenversuche bei entsprechenden Gesamtlebensdauern von rund $2 \cdot 10^5 Ssp$ an (vgl. *Abbildung 4.3* Seite 79).

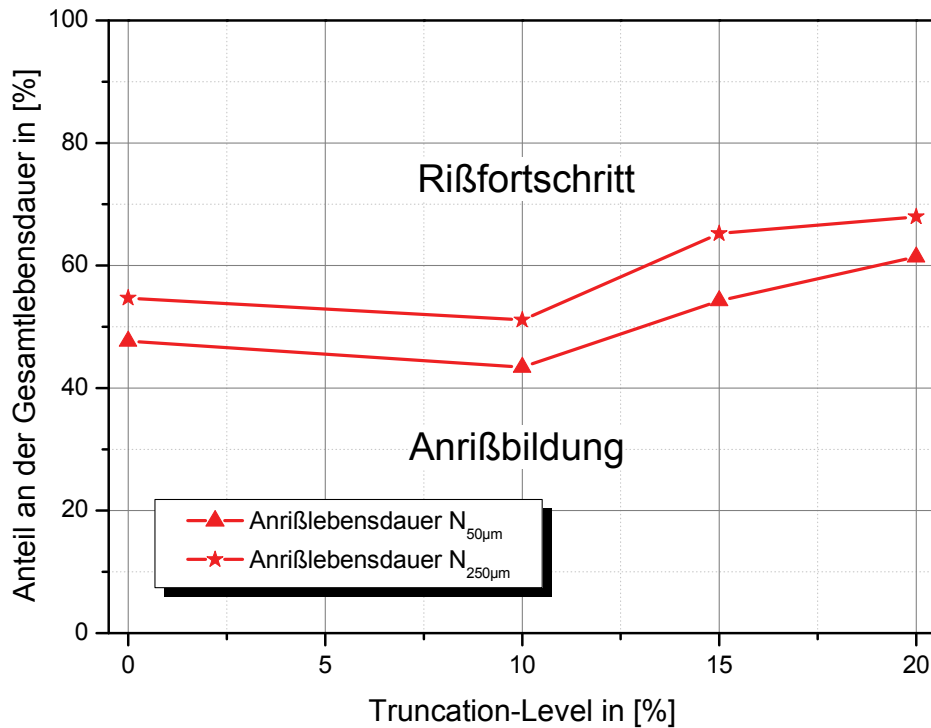


Abbildung 4.19 – Anteil der Rißbildungs- und Rißfortschrittsphase an der Gesamtlebensdauer für $n = 2$

Aufgrund des gleichen Umfangs aller Truncation-Kollektive und der identischen zufälligen Durchmischung, treten alle Schwingspiele in derselben Reihenfolge auf. Die reduzierten Lastspiele werden demnach in der Last-Zeit-Funktion nur entsprechend des gewählten Truncation-Levels in ihrer Höhe begrenzt, so daß Reihenfolgeeffekte aufgrund unterschiedlicher Durchmischung im Gegensatz zur *Omission* nicht auftreten können.

4.6 Rißausbreitungsexperimente

Zur Berechnung der Rißfortschrittslebensdauer unter betriebsnaher Beanspruchung werden die Rißausbreitungskurven für die unterschiedlichen Spannungsverhältnisse benötigt. Da das Belastungskollektiv der Betriebsfestigkeitsversuche statistisch durchmischt ist und auch ständig wechselnde Spannungsverhältnisse auftreten können, wäre es erforderlich, eine Vielzahl von Rißausbreitungskurven $da/dN(R)$ bei unterschiedlichen Spannungsverhältnissen R aufzunehmen. Um den experimentellen Aufwand zu begrenzen, sollen anhand zweier Rißausbreitungsexperimente die Parameter für die in Kapitel 2.3.3.2 (Seite 34) vorgestellten Methoden zur Bestimmung der Rißausbreitungsgeschwindigkeit in Abhängigkeit des Spannungsverhältnisses R ermittelt werden.

Zur Bestimmung der Parameter der Methoden nach *Volpp*, *Rödling* und *Steinbock* wurde zunächst eine Rißausbreitungskurve bei einem konstanten Spannungsverhältnis von $R = -1,5$ in Laborluft aufgenommen, wie sie in *Abbildung 4.20* dargestellt ist. Der Schwellenwert $K_{\max,th}$ wurde dabei nach der Methode der Lastverminderung bei spannungsintensitätsgeregelter Versuchsführung bestimmt. Die Kurve setzt sich aus mehreren Einzelerperimenten zusammen.

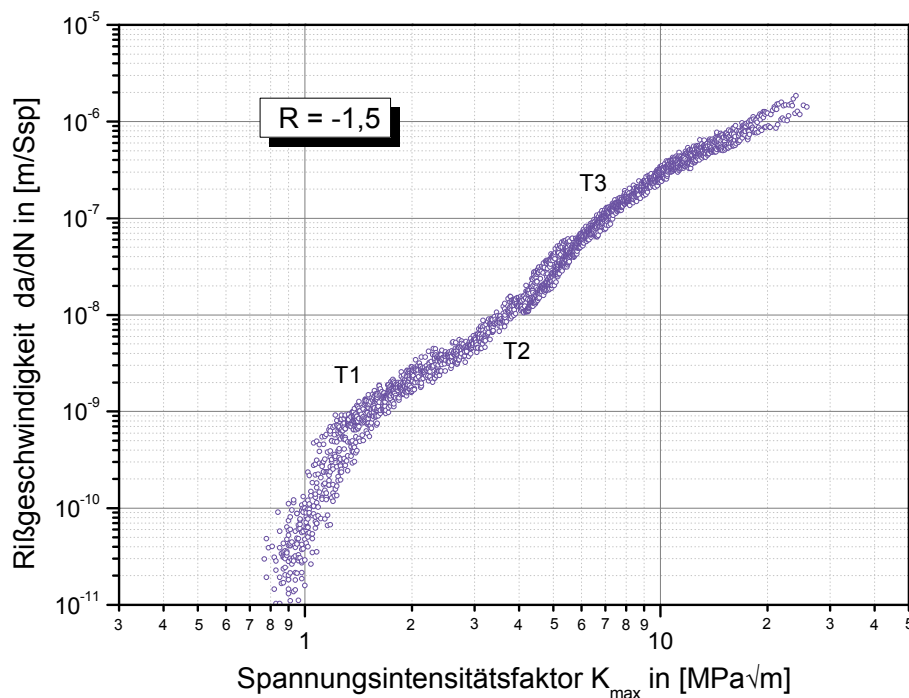


Abbildung 4.20 – Rißausbreitungskurve bei konstantem Spannungsverhältnis $R = -1,5$

Weiterhin wurde ein Experiment zur alternativen Schwellenwertmessung bei einem maximalen Spannungsintensitätsfaktor $K_{\max} = 6,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ durchgeführt. Daraus erhält man die Rißgeschwindigkeit als Funktion des Spannungsverhältnisses, und es läßt sich der Schwellenwert bei hohen Spannungsverhältnissen und möglichst ohne den Einfluß von Rißschließen ermitteln. Das Ergebnis dieses Experimentes ist in *Abbildung 4.21* dargestellt.

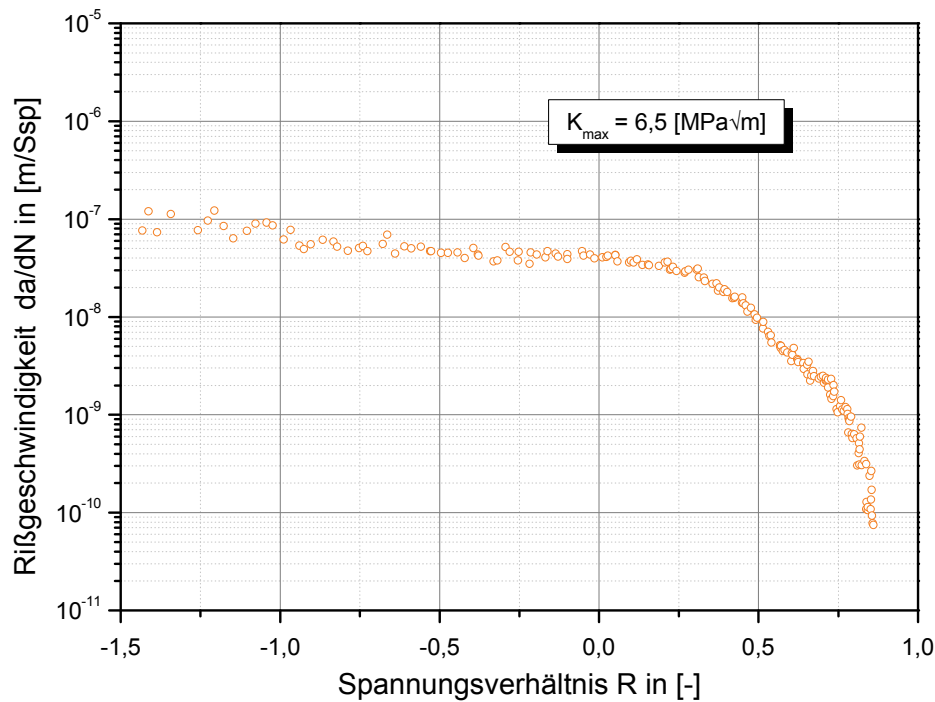


Abbildung 4.21 – alternatives Schwellenwertexperiment bei $K_{\max} = 6,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

Dabei ergibt sich mit $K_{\max} = 6,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ dieser Schwellenwert anhand des Einbruchs der Rißgeschwindigkeit bei dem Spannungsverhältnis $R = 0,86$.

Bei beiden Kurven fällt auf, daß diese ebenfalls die von *Wanhill* untersuchten Übergänge $T1 \dots T3$, wie sie auch von *Rödling* beobachtet wurden, aufweisen (vgl. [Wanhill88, Rödling03]). Bei der Kurve der alternativen Schwellenwertmessung kann man erkennen, daß rißschließbedingt im Bereich von $-1,5 \leq R \leq 0$ die Rißgeschwindigkeit geringfügig, und erst ab $R > 0$ deutlich abfällt.

5. Diskussion der Ergebnisse

Um eine sinnvolle Lebensdauervorhersage für angerissene Bauteile zu ermöglichen, muß zunächst der Anrißort bekannt sein. Im Rahmen der bereits vorgestellten Experimente wurde zu diesem Zweck die Gleichstrompotentialsonde der Versuchsanlage BERTA verwendet. Da diese jedoch nur im Labormaßstab sinnvoll einsetzbar ist, soll im folgenden Kapitel zunächst eine Möglichkeit der berührungslosen Anrißerkennung vorgestellt werden, die auch für Strukturversuche denkbar ist.

Ausgehend von einem detektierten Anriß werden für eine sinnvolle bruchmechanische Betrachtung im Sinne einer schadenstoleranten Auslegung weitere Kenndaten zur Qualifizierung des Rißausbreitungsverhaltens benötigt. Daher sollen zunächst anhand von Experimenten zur Bestimmung von Rißausbreitungskurven unterschiedliche Verfahren zur Vorhersage von Rißausbreitungsdaten in Abhängigkeit des Spannungsverhältnisses für den verwendeten Werkstoff getestet und auf ihre Anwendbarkeit hin überprüft werden. In diesem Zusammenhang wird auch ein Verbesserungsvorschlag erarbeitet.

Ausgehend von den bekannten Anriß- und Gesamtlebensdauern werden die Rißfortschrittslebensdauern der unterschiedlichen Kollektivmodifikationen, die als Datenbasis dienen sollen, rechnerisch anhand einfacher Lastinteraktionsmodelle abgeschätzt. Diese Rechnungen werden den experimentellen Ergebnissen gegenübergestellt, um die Vorhersagegenauigkeit der unterschiedlichen Modelle zu überprüfen.

Ziel soll es darüber hinaus sein, ein eigenes empirisches Modell zu entwerfen, was neben dem bekannten Verzögerungseffekt den von *Rödling*, *Broll*, *Steinbock* und anderen gefundenen Beschleunigungseffekt nach einer einzelnen Überlast berücksichtigt. Weiterhin sollen die gefundenen Ergebnisse bezüglich ihrer Störgrößen diskutiert werden.

5.1 Anrißerkennung mit Hilfe der Lock-In-Thermographie

Für den Betriebsfestigkeitsnachweis an schadenstolerant ausgelegten Luftfahrzeugstrukturen werden noch immer Großversuche an der fast vollständigen Luftfahrzeugzelle benötigt. Trotz moderner Meßverfahren und einer aufwendigen Applikation von Sensornetzwerken ist es weiterhin notwendig, die Versuche zu unterbrechen und die Struktur durch Inspektionspersonal auf Schäden prüfen zu lassen. Ziel aktueller Untersuchungen im Bereich der Zerstörungsfreien Werkstoffprüfung muß daher sein, neue technische Prüfmethoden zu entwickeln, die bestehenden zu verbessern und eine entsprechende Zertifizierung für die Luftfahrt zu erhalten.

Das in letzter Zeit durch moderne Infrarotdetektoren deutlich verbesserte Meßverfahren der Lock-In-Thermographie bietet dabei ein hohes Potential für vielfältige Anwendungsbereiche. Dieses Verfahren wurde daher zur Beantwortung der *ersten Frage* aus der Einleitung, nämlich wo Risse in der Struktur entstehen, auf seine Eignung als berührungsloses Detektionsverfahren zur Erkennung von Ermüdungsrissen überprüft.

Wird bei der Ermüdung einer CCT-Probe in der Versuchsanlage BERTA als Anregungssignal der Lock-In-Thermographiekamera das Ist-Signals der Kraftmeßdose verwendet, so läßt sich bei einem Arbeitsabstand von 40cm zur Probe der Anriß ab einer Länge von ca. 1mm sicher nachweisen. In *Abbildung 5.1* ist dargestellt, wie sich die Phasenbilder des D-Modus mit wachsendem Riß verändern.

Dabei ist anhand des Kurvenverlaufs der Rißlänge aus der Potentialsondenmessung (orange) zu erkennen, daß sich bereits recht früh (nach ca. $6 \cdot 10^4 Ssp$) ein kurzer Riß, in diesem Fall ein Eckanriß auf der nicht grundierten Rückseite der Probe, gebildet hat. Aufgrund der mit einer Oberspannung $S_0 = 80MPa$ recht geringen Belastung ($R = -1$ und $\tilde{f}_{BERTA} = 2Hz$) breitet sich dieser Riß allmählich zu einem durchgängigen Riß bei ca. 250.000Ssp aus. Ab diesem Zeitpunkt ist dieser anhand der Phasenbilder auf der linken Seite und ab ca. 270.000Ssp auch auf der rechten Seite der Mittellochbohrung bei einer durch die Potentialsonde angezeigten Rißlänge von $a_{PS} \approx 600\mu m$ deutlich zu erkennen. Im Vergleich dazu ist die Erkennbarkeit bei

der Auswertung anhand der Amplitudenbilder (Darstellung in *Digital Level* der Kamera) deutlich schlechter, wie in *Abbildung 5.2* zu sehen ist. Anhand der Passivaufnahme, die lediglich die Temperaturverteilung der Probe infolge einer Aufwärmung durch die Versuchsanlage wiedergibt, sind die Anrisse praktisch nicht zu erkennen.

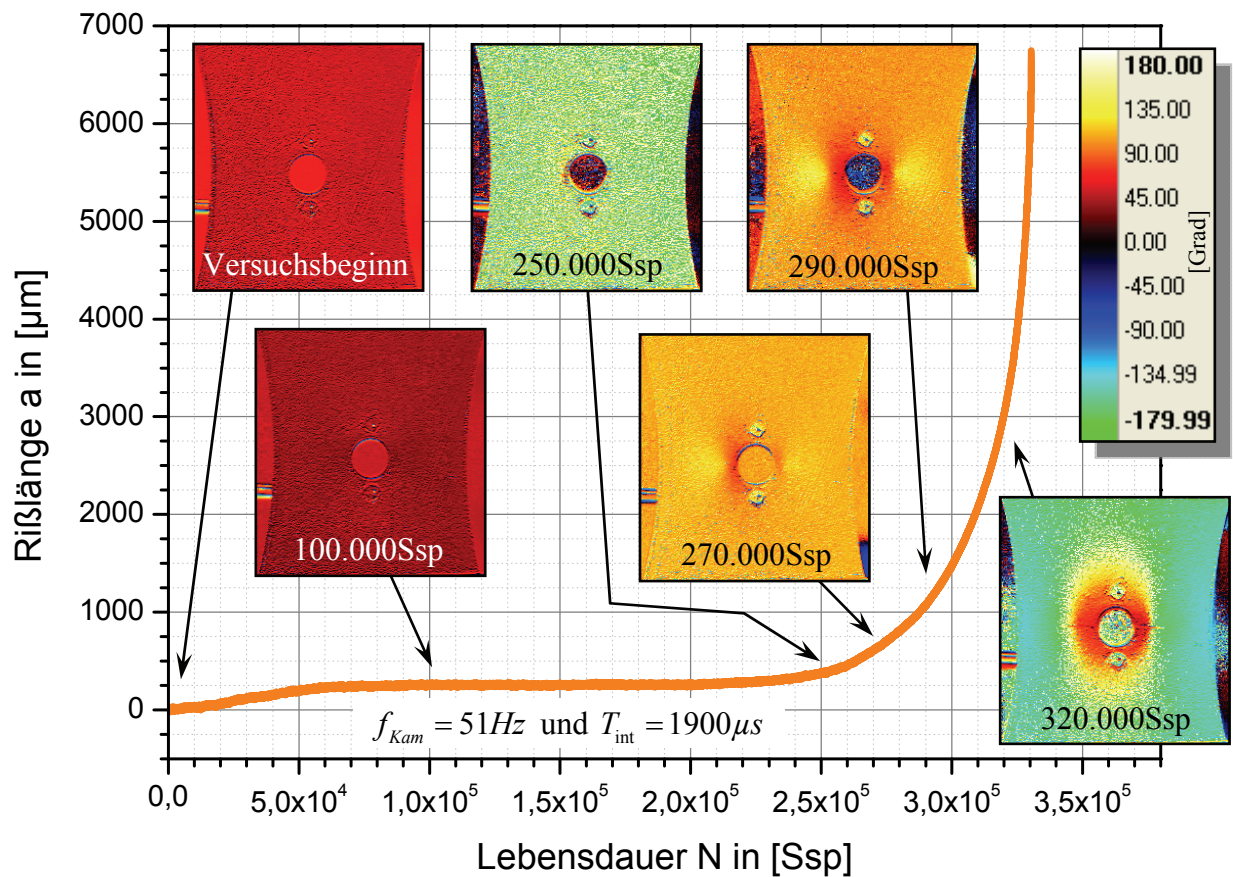


Abbildung 5.1 – Nachweis eines Ermüdungsrisses mit Hilfe der Lock-In-Thermographie an einer grundierten CCT-Probe – Phasenbilder des D-Modus entlang der mit der Potentialsonde bestimmten Rißlänge $a(N)$

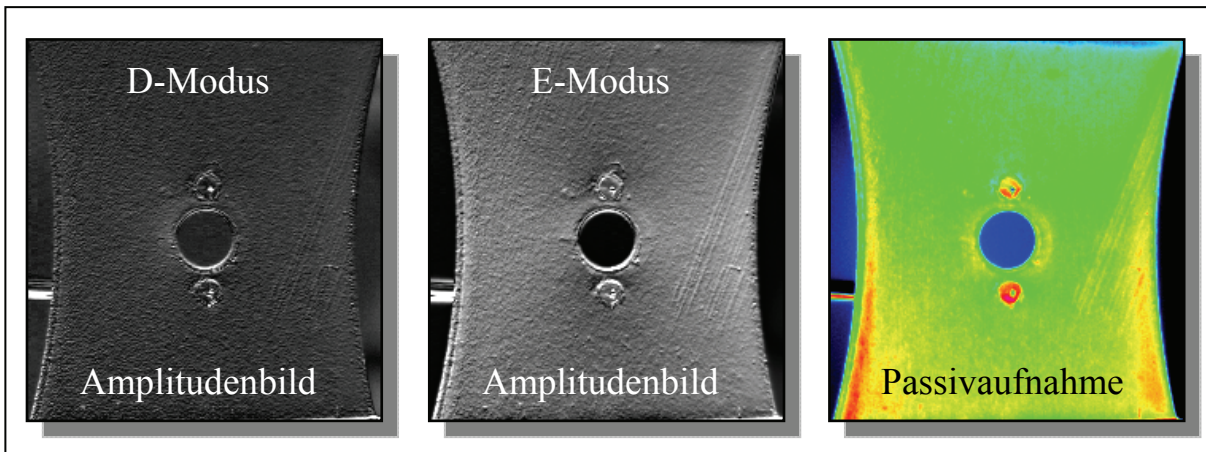


Abbildung 5.2 – Auswertung der Lock-In-Messung nach 270.000 Sps mit unterschiedlichen Modi

Im zweiten Schritt wird als Anregungssignal für die Lock-In-Kamera nicht mehr das Ist-Signal der Kraftmeßdose, sondern das DMS-Dehnungssignal über den Meßverstärker *MGCplus* verwendet. Dabei ist es sogar möglich, die recht kleinen Dehnungen aus der Querkontraktion der Probe als Lock-In-Signal zu nutzen (vgl. *Abbildung 5.3*).

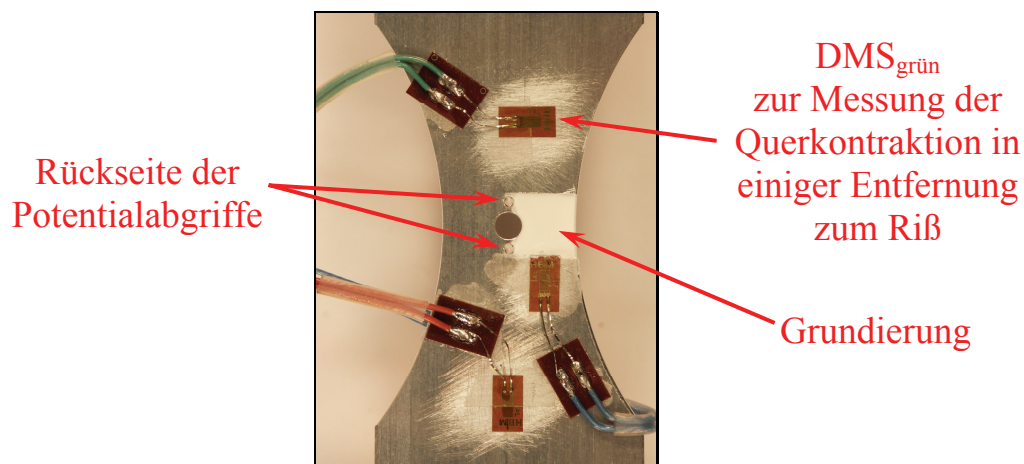


Abbildung 5.3 – DMS-Anordnung auf Probe V.E.25 zur Anrißerkennung mit Hilfe des Dehnungssignals als Eingangsgröße für die Lock-In-Auswertung

Als Referenz zur Rißlängenmessung dient bei diesem Versuch ebenfalls die Gleichstrompotentialsonde. Eine Messung der Rißlänge auf der Vorderseite der Probe mit Hilfe eines Photomakroskops ist erst bei größeren Rißlängen möglich, da sich der Riß unterhalb der Grundierung ausgebreitet und erst spät die Grundierung sichtbar beschädigt hat. Dies ist bereits ein deutlicher Vorteil der Lock-In-Thermographie gegenüber einer rein visuellen Inspektion, bei der ein solcher Defekt nicht erkannt werden kann. Das Ergebnis dieser

DMS-Lock-In-Messung ist exemplarisch anhand des Amplitudenbildes des D-Modus in *Abbildung 5.4* dargestellt.

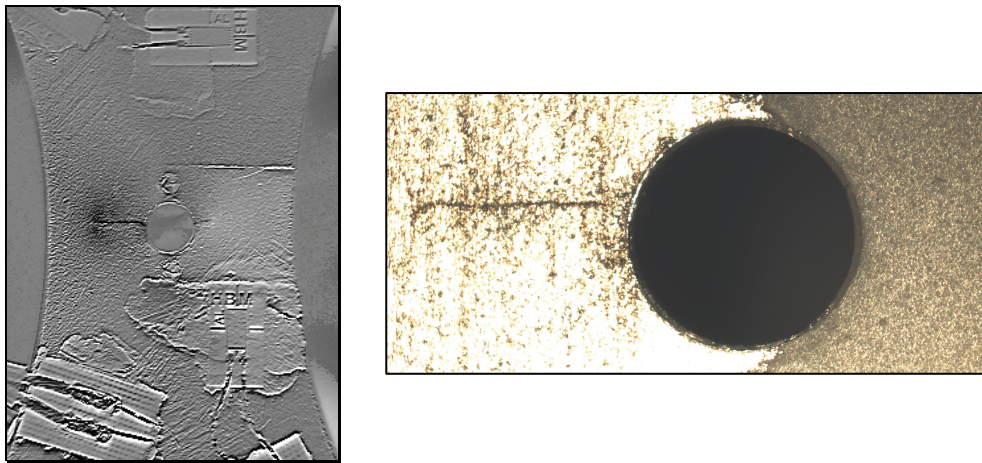


Abbildung 5.4 – links: Amplitudenbild des D-Modus bei Messung mit dem DMS-Signal der Querkontraktion – rechts: Aufnahme mit Photomakroskop

Dabei ist zu sehen, wie sich auf der linken Seite der Probe der Riß dominant ausgebreitet hat. Der Riß auf der rechten Seite der Mittellochbohrung unterhalb der Grundierung ist durch visuelle Inspektion noch nicht, anhand der Lock-In-Thermographie dagegen schon deutlich zu erkennen.

Bei der Beanspruchung mit höheren Lasten ist es darüber hinaus bei grundierten Proben möglich, zwei Wärmepole entlang eines Ermüdungsrisses mit Hilfe des Amplitudenbildes des D-Modus sichtbar zu machen (vgl. *Abbildung 5.5*).

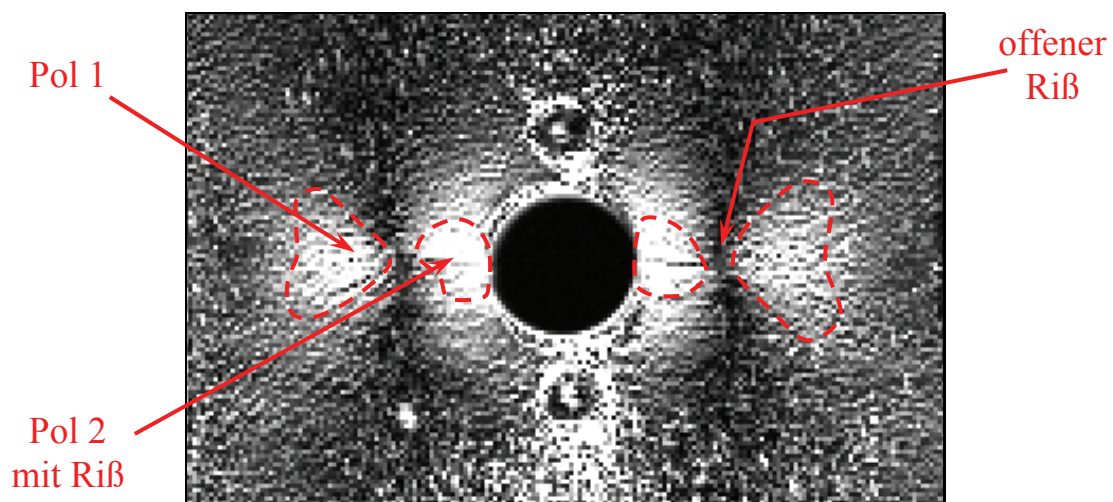


Abbildung 5.5 – Wärmepole im Umfeld eines Ermüdungsrisses im Amplitudenbild des D-Modus (Probe I.A.4 mit $S_0 = 200\text{MPa}$ und $R = -1$)

Dabei zeichnet sich ein Wärmepol unmittelbar vor der Rißspitze ab (Pol 1), der aufgrund dissipativer Energie durch plastische Wechselverformungen entsteht (zyklische Plastische Zone). Ein zweiter Wärmepol (Pol 2) bildet sich im Kerbgrund entlang der Riflanken aus, der durch Reibungseffekte zwischen den aufeinandertreffenden Riflanken ($R = -1$) erklärt werden kann. Ein ähnliches Ergebnis erhält auch *Jones* bei seiner Untersuchung zur Energiedissipation infolge plastisch induzierten Rißschließens an deutlich größeren Proben mit längeren Rissen [Jones06]. Er kommt ebenfalls zu dem Schluß, daß der erste Wärmepol unmittelbar vor der Rißspitze in direktem Bezug zur Rispitzenplastifizierung steht. Der Bereich zwischen diesen beiden Polen ist auch bei seinen Messungen frei von dissipativen Anteilen, was für einen in diesem Bereich permanent offenen Riß spricht. Im Sinne der LEBM wäre dort der Riß krftfrei, wie es die Theorie vorsieht.

Anhand dieser Ergebnisse kann somit festgestellt werden, daß die Lock-In-Thermographie ein geeignetes Verfahren zur Anridetektion im Laborversuch darstellt. Unter Verwendung des Ist-Signals der Kraftmeßdose oder desverstrkten Dehnungssignals eines in der Nähe des Risses applizierten DMS ist es möglich, Anrisse zu detektieren und deren Ausbreitung an Laborproben zu verfolgen. Ausgehend von diesen Ergebnissen sollten daher Versuche an Luftfahrzeugstrukturen durchgeführt werden, um eine Übertragbarkeit auf den Großstruktur-Ermüdungsversuch zu prüfen. Damit eröffnet dieses Verfahren dem Anwender die Möglichkeit, die *erste Frage* aus der Einleitung zu beantworten und während eines laufenden Ermdungsexperimentes einen Ermüdungsriß zerstörungsfrei zu detektieren. Bezogen auf die Lebensdauer vorhersage ergibt sich damit die prinzipielle Möglichkeit, nicht nur zu diskreten Zeitpunkten aufgrund von Inspektionsintervallen, sondern auch während des Ermdungsversuchs die Anrißlebensdauer zu bestimmen und Rifortschrittsrechnungen im Sinne eines schadenstoleranten Nachweises durchzuführen.

5.2 Versuche zur Reduzierung der Versuchsdauer durch Omission

Die Methodik der *Omission* soll zur Verkürzung von Betriebsfestigkeitsversuchen führen und somit Versuchszeit sparen. Sie ist bereits seit den 1970er Jahren Gegenstand vielfältiger Diskussionen. So können die Ergebnisse zur Untersuchung des Einflusses von *Omission* auf die unterschiedlichen Lebensdauern aus Kapitel 4.4 (Seite 84ff) auch von *Jarfall* bestätigt werden, wonach der Einfluß von *Omission* auf die Gesamtlebensdauer im Vergleich zur Streuung eher gering ist [Jarfall75]. *Heuler* stellte fest, daß bei Aluminiumlegierungen bis zu einem Omission- bzw. Filterlevel von 45% der jeweiligen Werkstoffdauerfestigkeit die Anrißlebensdauer durch das gekürzte Kollektiv gut reproduzierbar ist [Heuler85]. Weiterhin fand er heraus, daß für höhere Omission-Level die relative Anrißlebensdauer ansteigt und damit Lebensdauervorhersagen, wie auch *Potter* und *Lowak* bemerken, nicht-konservativ ausfallen [Potter74, Lowak79].

Heuler und *Socie* bemerken eine stärkere Auswirkung auf die Rißfortschrittsphase als auf die Anrißlebensdauer [Heuler85, Socie80]. *Verhoeven* hingegen stellt keinen Einfluß auf die Rißfortschrittslebensdauer fest [Verhoeven05].

Die in dieser Arbeit vorgestellten Experimente haben jedoch gezeigt, daß sich keine derartige allgemeingültige Aussage treffen läßt, da beim Kollektiv mit $n=1$ die Rißfortschrittslebensdauer bei steigendem Omission-Level weniger als die Anrißlebensdauer ansteigt und beim Kollektiv mit $n=2$ der umgekehrte Fall eintritt, wie in *Abbildung 5.6* (Seite 108) dargestellt ist.

Demnach sind die Auswirkungen von *Omission* auf Anriß- und Rißfortschrittslebensdauer und damit auf die Gesamtlebensdauer sehr stark von der Kollektivform abhängig, was die Vermutung bestätigt, daß kleine Schwingspiele unterhalb der sogenannten Dauerfestigkeit ebenfalls einen nicht zu vernachlässigenden schädigenden Beitrag in allen Phasen der Ermüdung leisten. Da beim Kollektiv mit $n=1$ bei gleicher *Omission* deutlich mehr kleine Schwingspiele weggelassen werden (vgl. *Abbildung 3.15* Seite 70), treten hier auch entsprechend größere Lebensdauererlängerungen auf, als dies bei $n=2$

der Fall ist. Diese Vermutung wird auch durch die Aussagen von *Schijve* gestützt, wonach der Effekt bei Transportflugzeug-Kollektiven ($n=1$) im Allgemeinen größer als bei Manöver-Kollektiven ($n=2$) ist [Schijve85].

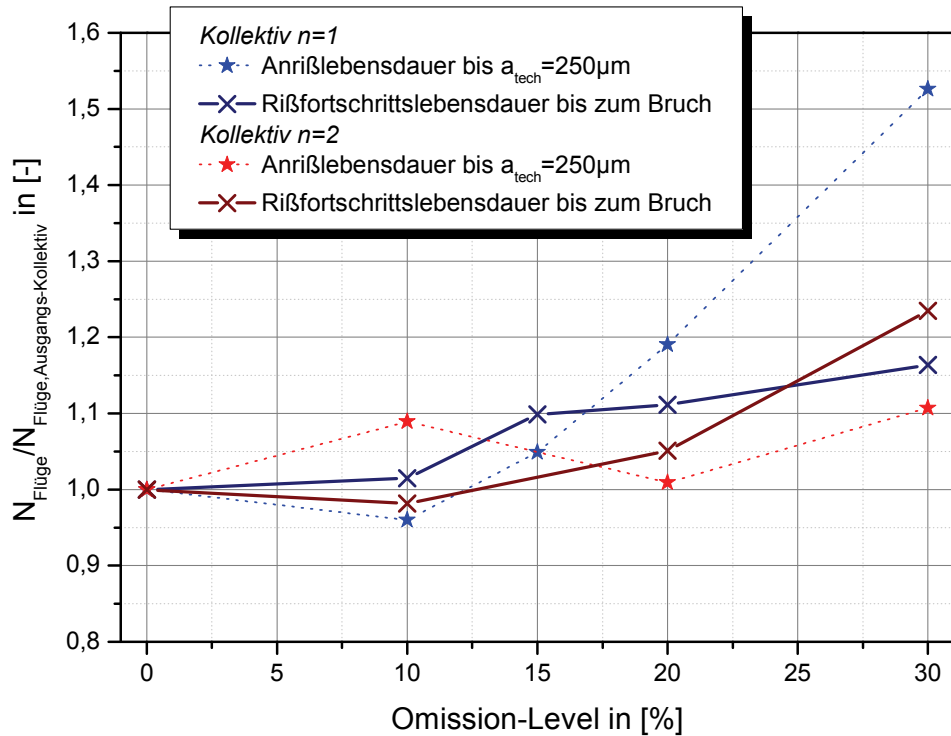


Abbildung 5.6 – Änderung der Anriß- und Rißfortschrittslebensdauer in Abhängigkeit des Omission-Levels

Um dennoch eine für beide untersuchten Kollektive gleichermaßen gültige Aussage bezüglich des zulässigen Omission-Levels für die Betrachtung der Rißfortschrittslebensdauer zu treffen, reicht eine einfache bruchmechanische Abschätzung aus. Mit Gleichung 2.5 (Seite 22) unter Berücksichtigung des detektierbaren frühen Anrisses von $a = 50\mu\text{m}$ und eines intrinsischen Schwellenwertes von $\Delta K_{th,krit} = 0,83\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ (vgl. Tabelle 5.4 Seite 123) ergibt sich danach eine „bruchmechanische Dauerfestigkeit“ von:

$$\Delta S_{th} = \frac{\Delta K_{th,krit}}{\sqrt{\pi \cdot a}} \approx 66\text{MPa} \quad 5.1$$

Unter der Annahme eines mittleren Spannungsverhältnisses von $R \approx -1$ und unter Berücksichtigung des Kollektivhöchstwertes von $S_{a,max} = 280\text{MPa}$ (vgl. Kapitel 3.4 Seite 67ff) ergibt sich danach bezüglich der Rißfortschrittslebensdauer ΔN_{RF} ein maximal zulässiges Omission-Level von rund 12%.

Dieser Befund deckt sich mit den experimentell ermittelten Ergebnissen (vgl. *Abbildung 5.6*).

Ein Überblick über die in der Literatur veröffentlichten Ergebnisse zum Einfluß von *Omission* auf die Lebensdauer ist ausschnittsweise im Anhang in *Tabelle 7.2* (Seite 160) zusammengefaßt.

5.3 Versuche zur Begrenzung des Kollektivhöchstwertes durch Truncation

Über den Einfluß von *Truncation* auf die Lebensdauer von Bauteilen liefert die Literatur unterschiedliche Aussagen. So stellt beispielsweise *Jarfall* fest, daß die Begrenzung des Kollektivhöchstwertes zu einer schädigungstechnisch nicht erklärbaren Verkürzung der Gesamtlebensdauer führt [Jarfall75]. Nach *Kiddles* Vorstellungen haben die hohen Lastspiele einen beschleunigenden Einfluß auf die Anrißbildung, was bei *Truncation* zu einer Verlängerung der Anrißlebensdauer führt [Kiddle77], wie es auch in der vorliegenden Untersuchung der Fall ist. Die Rißausbreitungsphase ist jedoch sowohl von den größeren Rißgeschwindigkeiten durch die höheren Lasten, als auch durch Lastinteraktionen durch Plastifizierung vor der Rißspitze bestimmt. Daher kommt *Kiddle* zu keiner eindeutigen Aussage in Bezug auf die Rißfortschrittslebensdauer. *Wanhill* stellt wiederum in seinen Untersuchungen fest, daß es bei allen von ihm untersuchten Werkstoffen durch *Truncation* zu einer Verkürzung der Rißfortschrittslebensdauer kommt [Wanhill79]. Dieser Effekt tritt auch bei den vorliegenden Experimenten auf, wie in *Abbildung 5.7* zu erkennen ist.

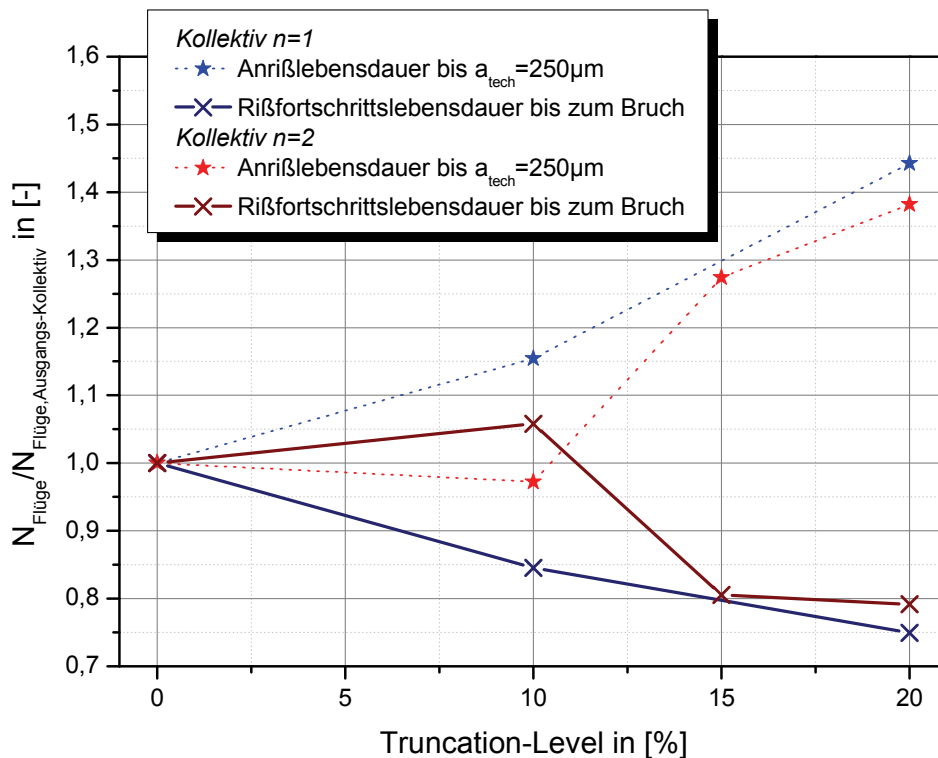


Abbildung 5.7 – Änderung der Anriß- und Rißfortschrittslebensdauer in Abhängigkeit des Truncation-Levels

Dill kommt in seinen Untersuchungen zu der Erkenntnis, daß die Rißfortschrittslebensdauer durch Hinzufügen einzelner Überlasten am stärksten beeinflußt wird und sogar zunimmt, wie auch *Rödling* und andere Untersuchungen zeigen konnten (vgl. [Rödling03, Broll06]). Mit steigendem Truncation-Level nimmt dagegen die Rißfortschrittslebensdauer ab (vgl. [Dill80]). Jedoch läßt sich feststellen, daß wie von *Schijve* beschrieben, auch in der vorliegenden Untersuchung der Einfluß von *Truncation*, wenn zwar nicht sehr stark, so doch von der Kollektivform abhängt. Demnach ist der Einfluß für steile Böen-Kollektive mit wenigen hohen Schwingspielen, wie hier mit $n=1$, bezogen auf die Anrißlebensdauer größer als für Manöverkollektive mit zum Beispiel $n=2$ mit vielen hohen Lastwechseln (vgl. [Schijve01]). Für die Rißfortschritts- und die Gesamtlebensdauer trifft dagegen der umgekehrte Fall zu.

Ein Überblick über die unterschiedlichen Aussagen der Literatur über den Einfluß von *Truncation* auf die Lebensdauervorhersage kann im Anhang *Tabelle 7.3* entnommen werden.

5.4 Vorhersage von Rißausbreitungskurven bei beliebigen Spannungsverhältnissen

Für eine quantitative Lebensdauervorhersage werden neben einer geeigneten Schädigungsgröße auch eine Akkumulationshypothese sowie klar abgrenzbare Randbedingungen benötigt. Für die in den folgenden Kapiteln durchgeführten Rechnungen wurde auf den Riß als Schädigungsgröße zurückgegriffen und damit eine Beschränkung auf die Rißfortschrittslebensdauer ΔN_{RF} vorgenommen. Der Riß ist anhand der Potentialsonde gut meßbar und kann mit einer linearen Schadenakkumulationshypothese durch stückweise Rißverlängerung vom Technischen Anriß bis zur kritischen Rißlänge, die sich aus der Bruchzähigkeit ergibt, gut beschrieben werden.

Zur Ermittlung der stückweisen Rißverlängerung für jedes Schwingenspiel werden die Rißausbreitungsdaten des verwendeten Materials bei beliebigen Spannungsverhältnissen R benötigt. Ausgehend von den Ergebnissen der Rißausbreitungsexperimente aus Kapitel 4.6 (Seite 99f) sollen dazu im Folgenden die Parameter für die Methoden zur Bestimmung der Rißgeschwindigkeit in Abhängigkeit des Spannungsverhältnisses nach *Volpp*, *Rödling*, *Steinbock* und *NASGRO* (vgl. Kapitel 2.3.3.2 Seite 34) bestimmt und anhand von Referenzexperimenten überprüft werden. Zu diesem Zweck wurde das Programm *Rißfortschritt* zur Berechnung von Rißausbreitungskurven nach den oben genannten Verfahren entwickelt.

5.4.1 Methode nach Volpp

Zur Beschreibung der Rißgeschwindigkeit in Abhängigkeit des Spannungsverhältnisses R hat *Volpp* eine Methode basierend auf dem Riausbreitungsgesetzt nach *Klesnil-Luk* entwickelt. Die entsprechende Anpassung an das „Load-Shedding“-Experiment sowie die ermittelten Parameter können *Abbildung 5.8* entnommen werden.

Dabei ist zu erkennen, daß die experimentell ermittelten Rißausbreitungsdaten in weiten Teilen mit der angepaßten Rißausbreitungskurve gut beschrieben werden können. Besonders im Bereich des Schwellenwertes eignet sich das Modell nach *Klesnil-Luk* sehr gut. Lediglich im Bereich des

Übergangs *T2* werden die experimentellen Daten über- und bei *T3* eher unterschätzt.

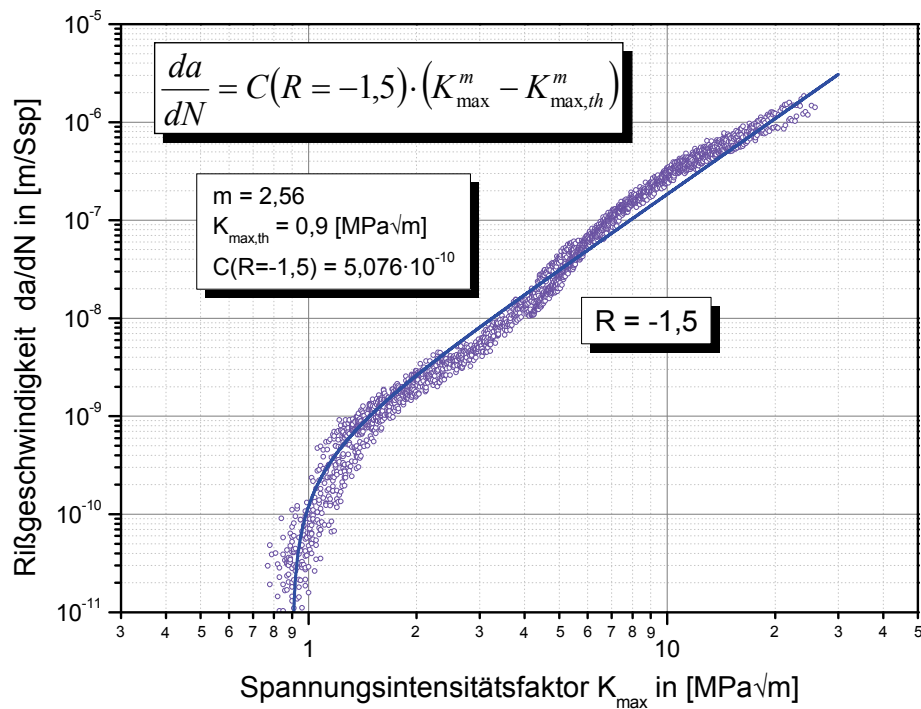


Abbildung 5.8 – Anpassung der Rißausbreitungskurve für die Methode nach Volpp

Als zweites Experiment wurde das „alternative Schwellenexperiment“ durchgeführt und nach Gleichung 2.20 bis 2.22 (Seite 34) ausgewertet.

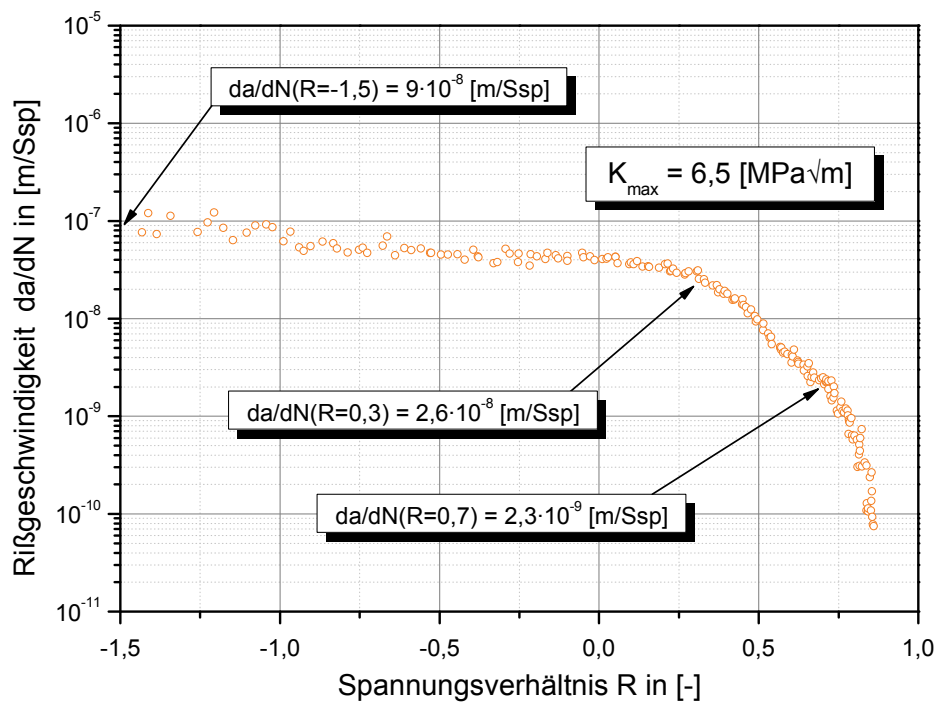


Abbildung 5.9 – alternatives Schwellenwertexperiment mit den ermittelten Parametern nach Volpp

Da *Volpp* in seiner Arbeit einen Werkstoff verwendet hat, bei dem für $R \leq 0$ die Rißgeschwindigkeit im alternativen Schwellenwertexperiment konstant und damit unabhängig vom Spannungsverhältnis R geblieben ist, konnte er für negative Spannungsverhältnisse auch $C(R)$ konstant halten. Wie in *Abbildung 5.9* zu erkennen ist, trifft dies für den Werkstoff EN AW 7475-T761 nur bedingt zu. Um das Modell von *Volpp* dennoch anwenden zu können, wird der Parameter $C(R = -1)$ durch $C(R = -1,5)$ ersetzt und $da/dN|_{alt}(R = -1)$ an der Stelle $R = -1,5$ abgelesen, wie in *Abbildung 5.9* dargestellt ist.

Aus beiden Experimenten kann schließlich jeweils der Schwellenwert bestimmt und durch eine lineare Anpassung nach Gleichung 2.20 (Seite 34) in eine allgemeine Beschreibung des Schwellenwertes $K_{\max,th}$ als Funktion des Spannungsverhältnisses R überführt werden, wie in *Abbildung 5.10* dargestellt ist.

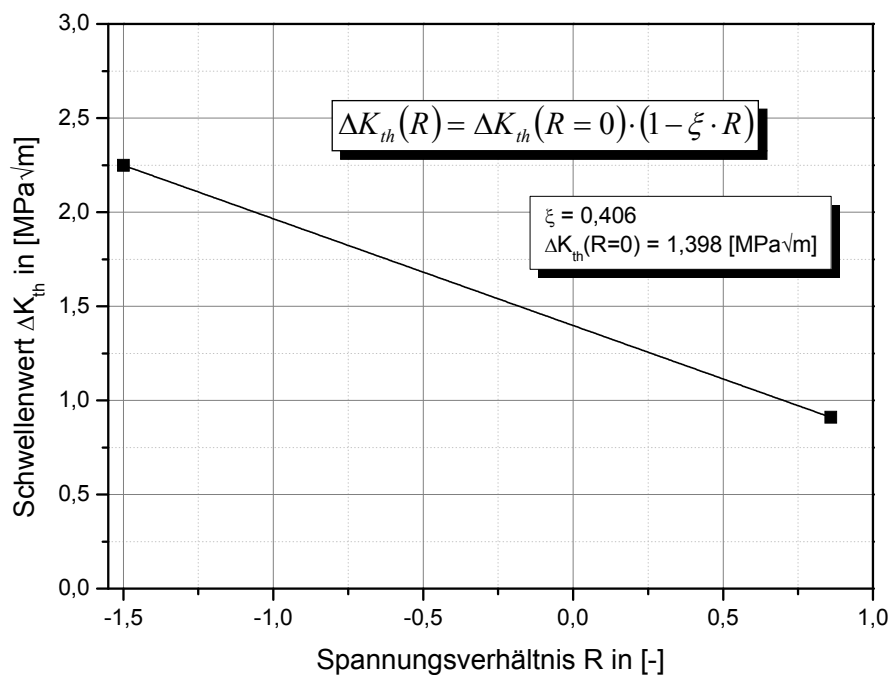


Abbildung 5.10 – Schwellenwerte als Funktion des Spannungsverhältnisses nach Volpp

Alle zur Berechnung von Rißausbreitungskurven in Abhängigkeit des Schwellenwertes benötigten Parameter, ermittelt nach der Methode von *Volpp*, können *Tabelle 5.1* und *Tabelle 5.2* entnommen und direkt in das Programm *Rißausbreitung* eingegeben werden. Für Spannungsverhältnisse außerhalb der angegebenen Stützstellen werden die notwendigen Parameter durch eine lineare Interpolation ermittelt.

Tabelle 5.1 – Parameter für Methode nach Volpp (Teil 1)

Parameter	$R \leq 0$	$R = 0,3$	$R = 0,7$
$K_{\max,th}(R)$ [MPa \sqrt{m}]	0,9	1,75	5,0
$C(R)$	$5,076 \cdot 10^{-10}$	$1,466 \cdot 10^{-10}$	$1,3 \cdot 10^{-11}$

Tabelle 5.2 – Parameter für Methode nach Volpp (Teil 2)

Parameter	Wert
m	2,56
ξ	0,406
$\Delta K_{th}(R=0)$	1,398

Unter Anwendung der Methode nach *Volpp* können damit die Rißausbreitungskurven beliebiger Spannungsverhältnisse vorhergesagt werden. Dies wurde für $R=0$ und $R=0,5$ mit Hilfe des Programms *Rißausbreitung* durchgeführt. Gleichzeitig wurden zwei Rißausbreitungskurven für diese Spannungsverhältnisse aufgenommen und die Ergebnisse in *Abbildung 5.11* gegenübergestellt.

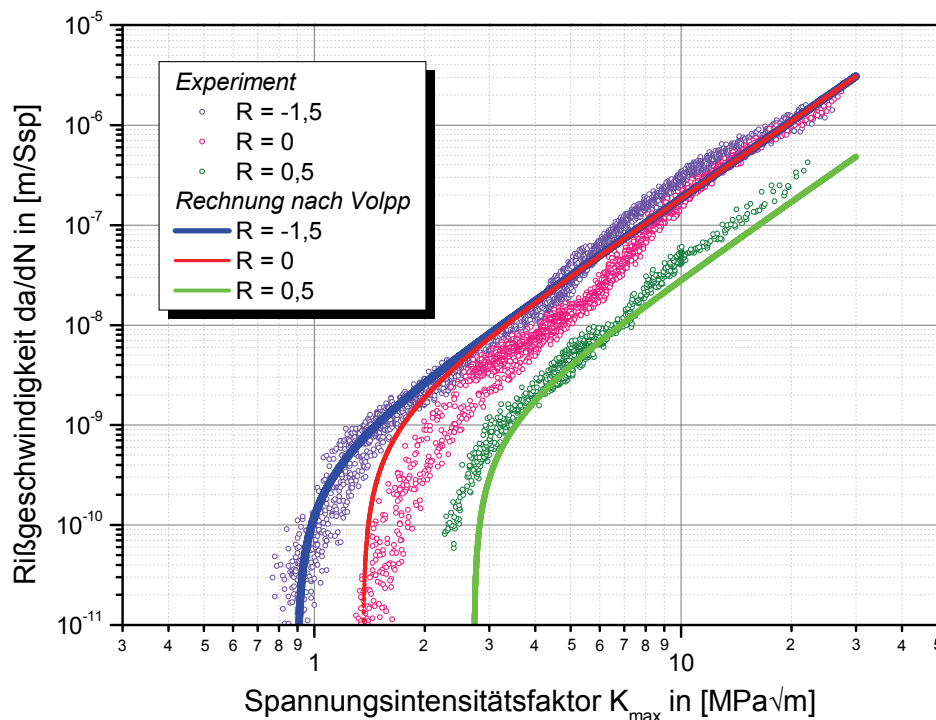


Abbildung 5.11 – Vergleich von Rechnung und Experiment nach der Methode von Volpp

Dabei ist zu erkennen, daß die Rißausbreitungskurve für $R=0,5$ im Paris-Bereich gut vorhergesagt wird, jedoch im Schwellenwertbereich auf der

nicht-konservativen Seite liegt und die tatsächliche Rißgeschwindigkeit unterschätzt wird. Gleichzeitig fällt jedoch auf, daß bei dem untersuchten Material die experimentell bestimmten Rißausbreitungskurven für $R = -1,5$ und $R = 0$ im Paris-Bereich, im Gegensatz zur Vorhersage mit dem Modell nach *Volpp*, nicht übereinanderliegen. Erst oberhalb von ca. $2 \cdot 10^{-7} m/Ssp$ stimmt die Vorhersage für $R = 0$ wieder gut mit den experimentell ermittelten Daten überein. Der Schwellenwert wird jedoch recht gut, wenn auch etwas zu niedrig, vorhergesagt. Im Rahmen von Lebensdauervorhersagen ist dies jedoch als unkritisch zu bewerten, da dies zu einer zu kleinen Lebensdauer führen würde und damit eine konservative Abschätzung darstellt.

Im Ergebnis läßt sich damit festhalten, daß die Methode nach *Volpp* grundsätzlich zur Vorhersage von Rißausbreitungskurven in Abhängigkeit des Schwellenwertes geeignet ist. Bei Werkstoffen, bei denen der Lageparameter $C(R)$ für $R \leq 0$ nicht konstant ist, wird für Wechselbeanspruchungen die Rißausbreitungskurve in weiten Teilen überschätzt.

5.4.2 Methode nach Rödling

Rödling baut in seiner Methode wie *Volpp* auf dem Rißausbreitungsgesetz nach *Klesnil-Lukáš* auf. Für Werkstoffe mit ausgeprägten Übergangsbereichen in der Rißausbreitungskurve schlägt er eine Zweiteilung der Kurve vor. Unterhalb des Übergangs $T2$ wird die Rißausbreitungskurve demnach wie gehabt mit *Klesnil-Lukáš* und oberhalb mit dem *Paris-Gesetz* beschrieben (siehe Kapitel 2.3.3.2 Seite 34). Auf diese Weise wurde die Anpassung für die aufgenommene Rißausbreitungskurve bei $R = -1,5$ vorgenommen und kann *Abbildung 5.12* entnommen werden.

Dabei ergibt sich eine Anpassung, die die Rißausbreitungsdaten bis ca. $2 \cdot 10^{-8} m/Ssp$, und damit auch über den Übergang $T2$ hinaus, sehr gut beschreibt. Darüber hinaus werden die experimentellen Daten leicht unter- und erst oberhalb von $6 \cdot 10^{-7} m/Ssp$ überschätzt. Damit ist besonders im für Lebensdauervorhersagen interessanten Bereich der Rißausbreitungskurve eine gute Beschreibung der experimentellen Daten möglich.

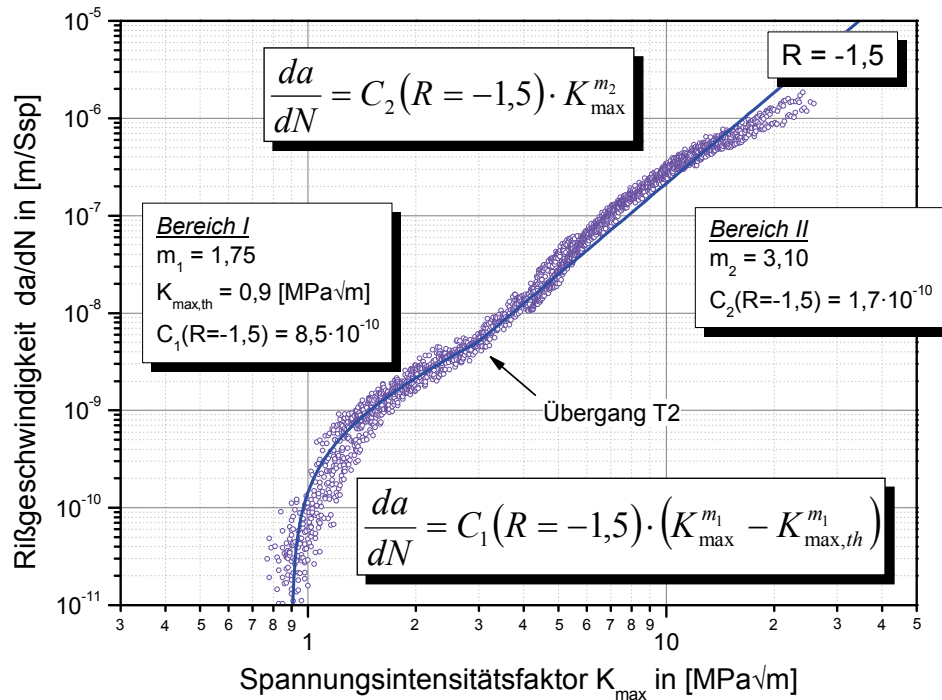


Abbildung 5.12 – Anpassung der Rißausbreitungskurve für die Methode nach Rödling

Um von dieser Rißausbreitungskurve nach *Rödling's* Verfahren auf andere Spannungsverhältnisse umzurechnen, muß ebenfalls das alternative Schwellenwertexperiment ausgewertet werden. Die entsprechende Anpassung mit Gleichung 2.24 (Seite 35) kann *Abbildung 5.13* entnommen werden.

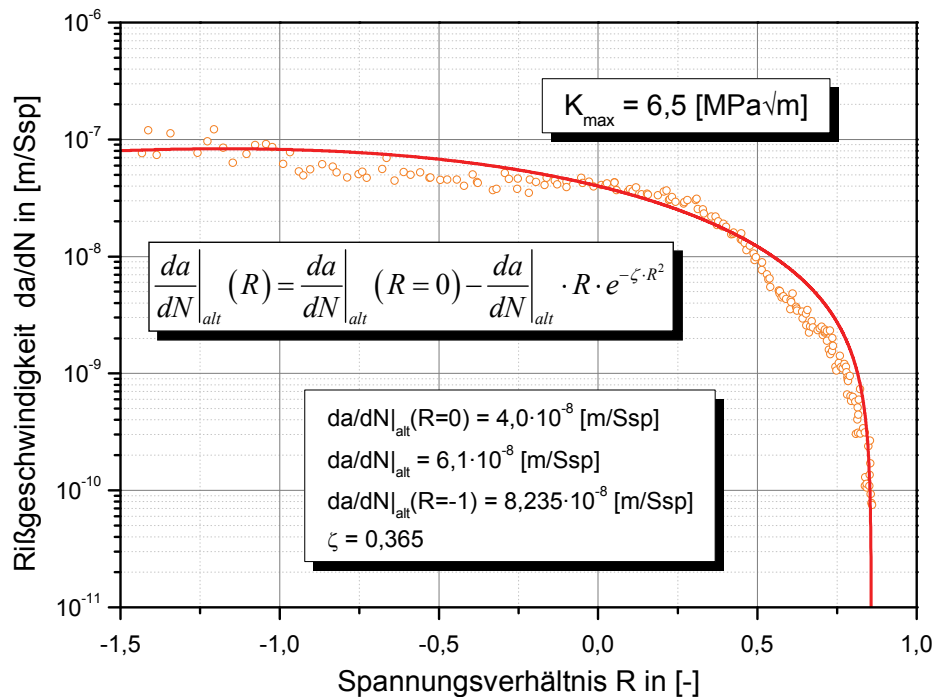


Abbildung 5.13 – alternatives Schwellenwertexperiment mit den ermittelten Parametern nach Rödling

Die experimentellen Daten können anhand der von *Rödling* vorgeschlagenen Funktion in weiten Teilen gut beschrieben werden. Die Übergänge durch mikrostrukturelle Einflüsse werden jedoch nicht durch diese Funktion berücksichtigt. Ein weiteres Problem tritt bei sehr kleinen Spannungsverhältnissen auf, wie in *Abbildung 5.13* bei $R \approx -1,2$ zu sehen ist. Demnach fällt die Rißgeschwindigkeit für noch kleinere Spannungsverhältnisse wieder ab, was weder mit den experimentellen Daten noch den Modellvorstellungen des Rißschließens in Übereinstimmung zu bringen ist, wie auch *Steinbock* gezeigt hat (vgl. [Steinbock08]).

Zur Vorhersage der Schwellenwerte verwendet *Rödling* auch die von *Volpp* vorgeschlagene Gleichung 2.20 (siehe *Abbildung 5.10* Seite 114). Diese und alle weiteren Parameter für die Vorhersage von Rißausbreitungskurven nach dem Verfahren von *Rödling* sind in *Tabelle 5.3* zusammengefaßt:

Tabelle 5.3 – Parameter für Methode nach Rödling

Parameter		Wert	Parameter	Wert
<i>bis T2</i>	$C_1(R = -1,5)$	$8,5 \cdot 10^{-10}$	$da/dN _{alt}(R = 0)$	$4,0 \cdot 10^{-8} [m/Ssp]$
	m_1	1,75	$da/dN _{alt}(R = -1)$	$8,235 \cdot 10^{-8} [m/Ssp]$
<i>ab T2</i>	$C_2(R = -1,5)$	$1,7 \cdot 10^{-10}$	$da/dN _{alt}$	$6,1 \cdot 10^{-8} [m/Ssp]$
	m_2	3,10	ζ	0,365
ξ		0,406		
$\Delta K_{th}(R = 0)$		$1,398 [MPa\sqrt{m}]$		

Ausgehend von den ermittelten Parametern wurde auch für das Verfahren von *Rödling* eine Vorhersage der Rißausbreitungskurven für die Spannungsverhältnisse $R = 0$ und $R = 0,5$ vorgenommen und diese den experimentellen Daten in *Abbildung 5.14* gegenübergestellt.

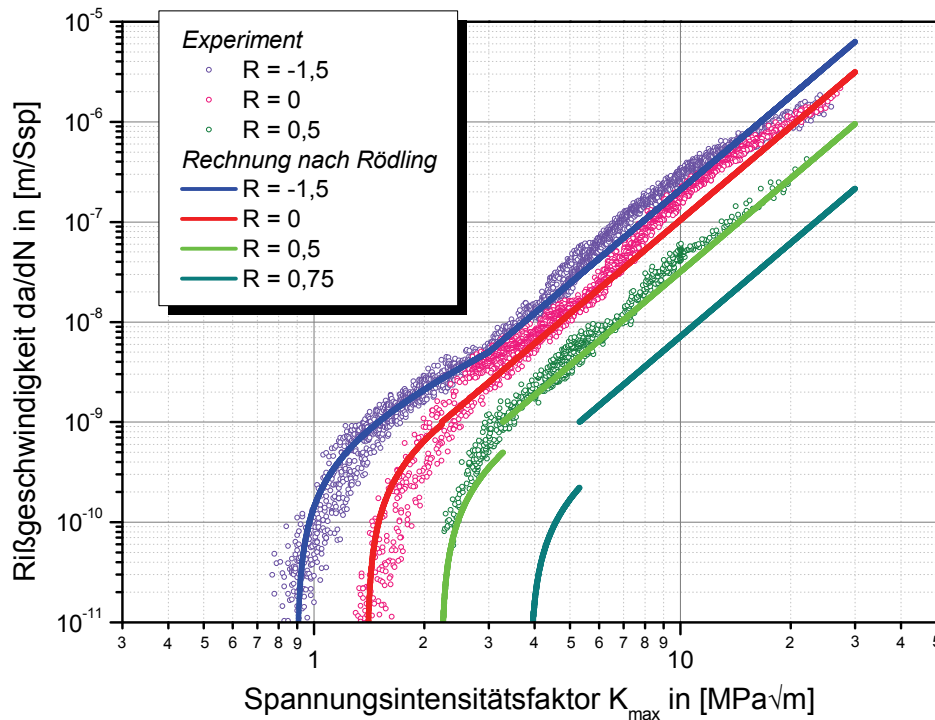


Abbildung 5.14 – Vergleich von Rechnung und Experiment nach der Methode von Rödling

Dabei ist deutlich der Vorteil gegenüber dem Verfahren von *Volpp* zu erkennen, wonach der Lageparameter $C_{1/2}(R)$ bei *Rödling* über den gesamten Definitionsbereich des Spannungsverhältnisses R durch eine geschlossene Funktion (Gleichung 2.25 Seite 35) beschrieben wird. Dadurch liegen die Rißausbreitungskurven für $R = -1,5$ und $R = 0$ im Paris-Bereich nicht übereinander und beschreiben die jeweiligen experimentellen Daten deutlich besser. Auch die Vorhersage der Schwellenwerte funktioniert sehr gut mit nur einer geringen Abweichung zur sicheren Seite.

Lediglich die Berücksichtigung des Übergangs $T2$ durch stückweise Berechnung der Kurven bereitet bei größeren Spannungsverhältnissen, wie bei $R = 0,5$ zu sehen ist, Probleme. Aufgrund der Verschiebung der Rißausbreitungskurven entlang der Ordinate durch Veränderung des Lageparameters $C_{1/2}(R)$ kann es vorkommen, daß sich die Kurven nach *Klesnil-Lukáš* und *Paris* nicht schneiden und damit bei Berechnung der Kurven mit dem Programm *Rißausbreitung* eine Unstetigkeit im Kurvenverlauf auftritt. Ohne die experimentellen Daten zu kennen, wurde für $R = 0,75$ die Berechnung ebenfalls durchgeführt und in *Abbildung 5.14* dargestellt. Dabei ist zu sehen, daß sich dieser Effekt bei größeren Spannungsverhältnissen weiter verstärkt.

Dieses Problem könnte zum Beispiel auf einfache Weise dadurch behoben werden, daß oberhalb des Übergangs $T2$ ebenfalls die Funktion nach *Klesnil-Lukáš* verwendet wird. Da dadurch jedoch der Übergang $T2$ nicht mehr vernünftig berücksichtigt wird, soll in Kapitel 5.4.5 eine weitere Möglichkeit zur Verbesserung des Verfahrens nach *Rödling* vorgestellt werden.

5.4.3 Methode nach Steinbock

Für das von *Steinbock* vorgeschlagene Verfahren wird ebenfalls zunächst eine Anpassung an die experimentellen Daten aus einem „Load-Shedding“-Experiment bei möglichst kleinem Spannungsverhältnis $R \leq -1$ benötigt. Die Anpassung erfolgt hier, wie bei *Volpp*, mit dem Rißausbreitungsgesetz nach *Klesnil-Lukáš* (vgl. *Abbildung 5.8* Seite 113).

Als zweites Experiment wird auch hier das alternative Schwellenwertexperiment ausgewertet, welches bei einem möglichst hohen maximalen Spannungsintensitätsfaktor K_{\max} durchgeführt wurde. Zunächst werden dazu die experimentell ermittelten Rißgeschwindigkeiten da/dN über der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ΔK aufgetragen (siehe *Abbildung 5.15*).

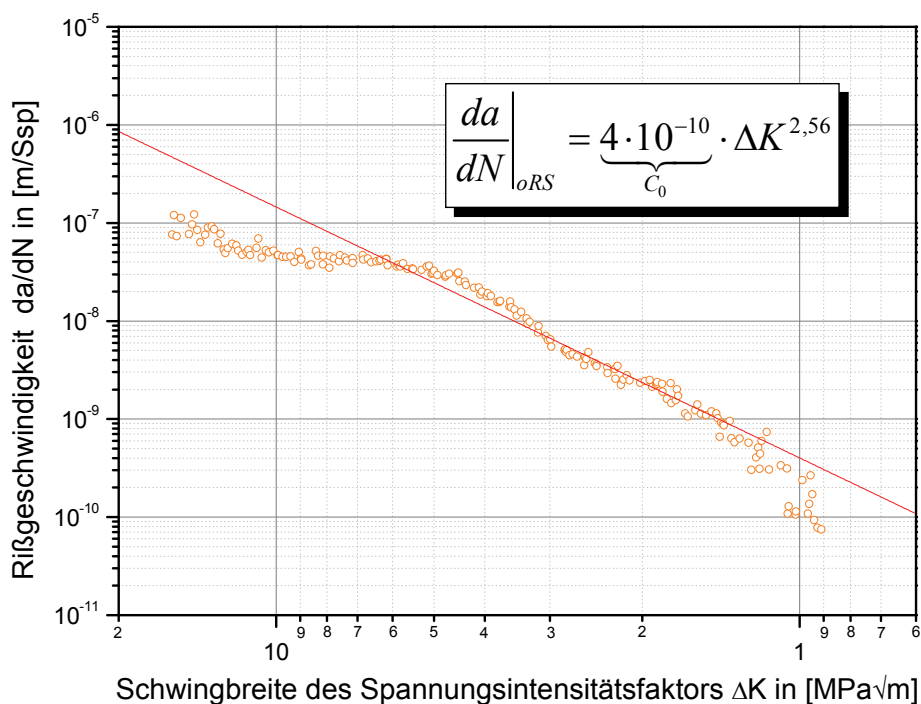


Abbildung 5.15 – alternatives Schwellenwertexperiment zur Ermittlung des Parameters C_0 nach Steinbock

Anschließend wurde der Lageparameter C_0 so gewählt, daß die Funktion $da/dN|_{oRS}$ (vgl. Gleichung 2.27 Seite 36) die experimentell ermittelten Daten bei niedrigem ΔK gut beschreibt.

Mit dem so ermittelten Parameter C_0 und Gleichung 2.28 (Seite 37) konnte der effektive Spannungsintensitätsfaktor ΔK_{eff} ermittelt und über dem Spannungsverhältnis R aufgetragen werden. Anhand dieser Darstellung wurde Gleichung 2.29 angepaßt, wie in *Abbildung 5.16* dargestellt ist.

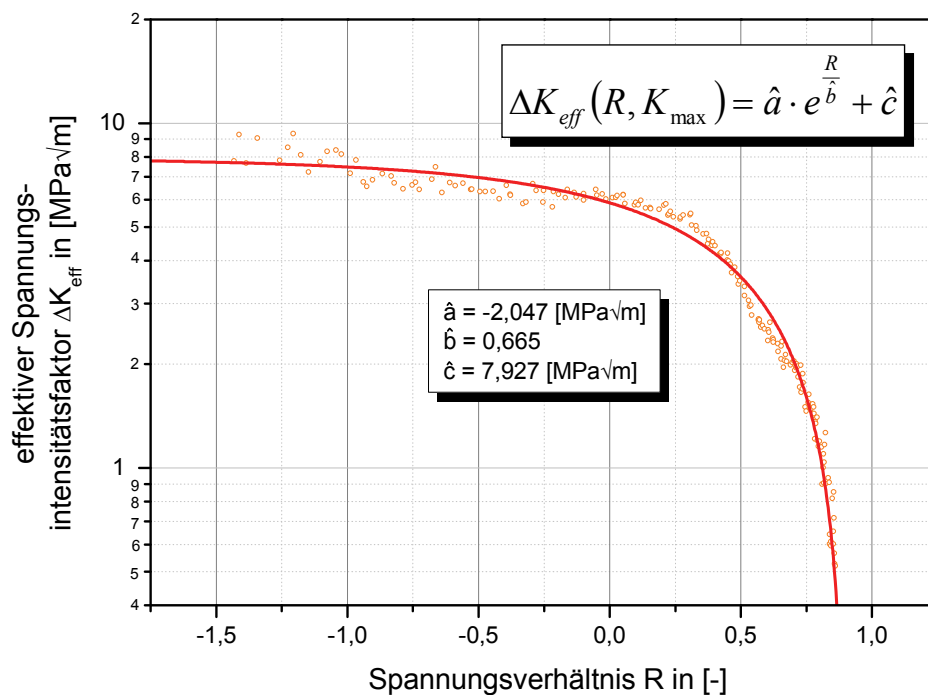


Abbildung 5.16 – alternatives Schwellenwertexperiment zur Ermittlung von $\Delta K_{eff}(R)$ nach Steinbock

Ausgehend von den so ermittelten Parametern konnten die experimentellen Daten des alternativen Schwellenwertexperimentes anhand Gleichung 2.30 (Seite 37) beschrieben und in *Abbildung 5.17* dargestellt werden. Dabei erkennt man deutlich die sehr gute Beschreibung des Experiments durch die von *Steinbock* vorgeschlagene Funktion. Insbesondere bei sehr kleinen Spannungsverhältnissen $R \leq -1$ ergibt sich kein lokales Maximum in der Rißgeschwindigkeit, wie es zum Beispiel bei der Funktion nach *Rödling* der Fall ist. Als zusätzlicher Parameter wurde an der Stelle $R = -1$ die Rißgeschwindigkeit $da/dN|_{alt}(R = -1)$ mit Hilfe der angepaßten Funktion bestimmt.

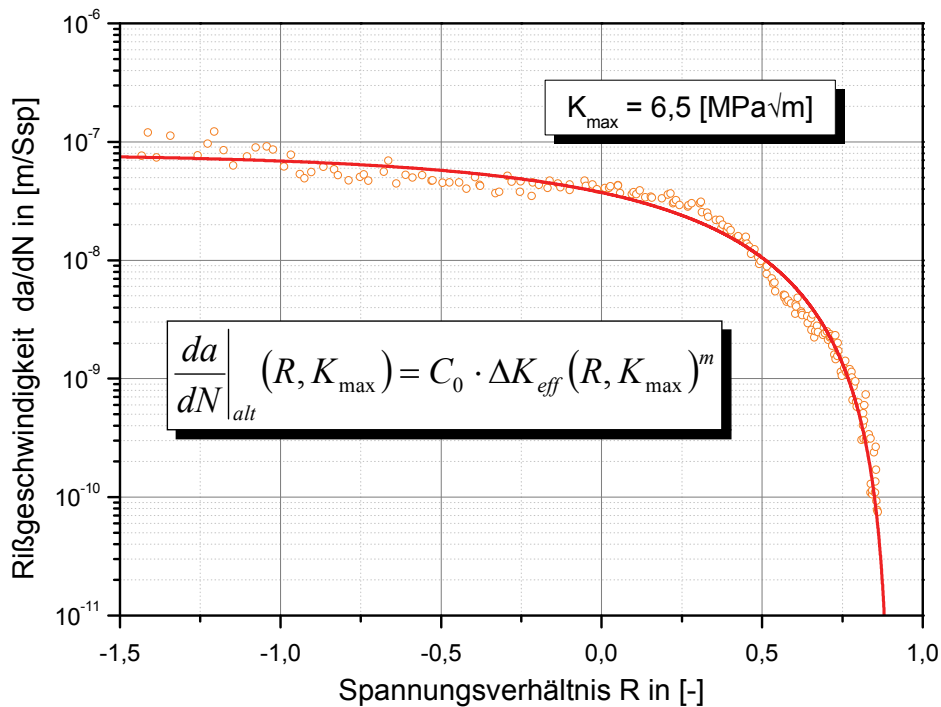


Abbildung 5.17 – alternatives Schwellenwertexperiment mit der Beschreibungsweise nach Steinbock

Zur Vorhersage der Schwellenwerte $K_{max,th}$ sieht *Steinbock* eine Anpassung der Schwellenwerte aus dem „Load-Shedding“-Experiment und dem alternativen Schwellenwertexperiment an Gleichung 2.26 (Seite 36) vor. Die Anpassung sowie deren Ergebnis sind in *Abbildung 5.18* zusammenfassend dargestellt:

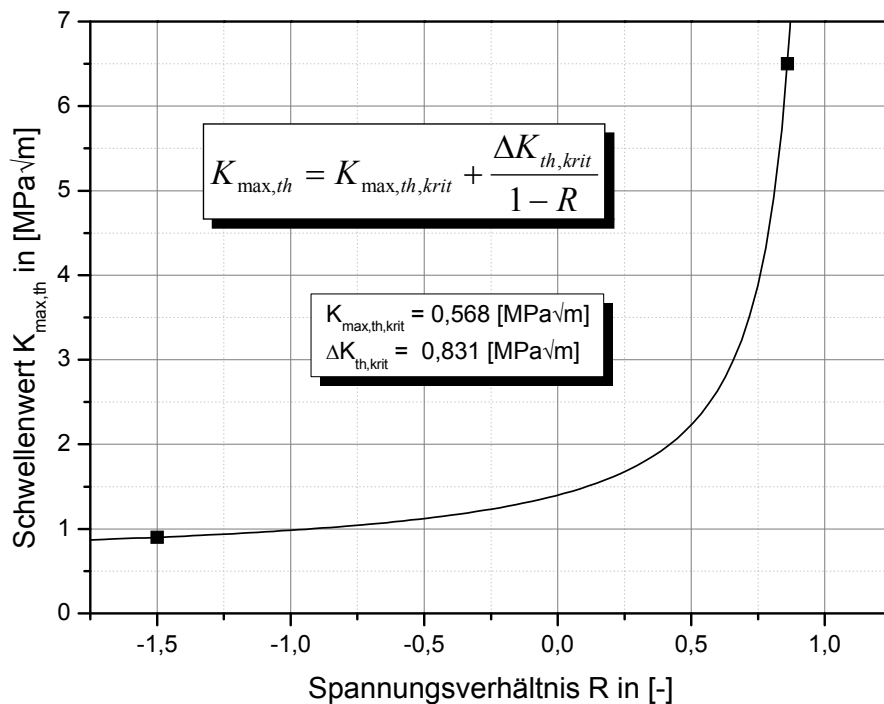


Abbildung 5.18 – Schwellenwerte als Funktion des Spannungsverhältnisses nach Steinbock

Alle nach der Steinbock-Methode bestimmten Parameter sind für die Rechnung mit Hilfe des Programms *Rißausbreitung* in *Tabelle 5.4* zusammengefaßt.

Tabelle 5.4 – Parameter für Methode nach Steinbock

<i>Parameter</i>	<i>Wert</i>	<i>Parameter</i>	<i>Wert</i>
$C(R = -1,5)$	$5,076 \cdot 10^{-10}$	\hat{a}	$-2,047 [MPa\sqrt{m}]$
m	2,56	\hat{b}	0,665
C_0	$4,0 \cdot 10^{-10}$	\hat{c}	$7,927 [MPa\sqrt{m}]$
$K_{max,th,krit}$	$0,568 [MPa\sqrt{m}]$	$da/dN _{alt}(R = -1)$	$6,9 \cdot 10^{-8} [m/Ssp]$
$\Delta K_{th,krit}$	$0,831 [MPa\sqrt{m}]$		

Auch für dieses Verfahren wurde die Rechnung mit den experimentell ermittelten Rißausbreitungskurven bei $R = 0$ und $R = 0,5$ verglichen (siehe *Abbildung 5.19*).

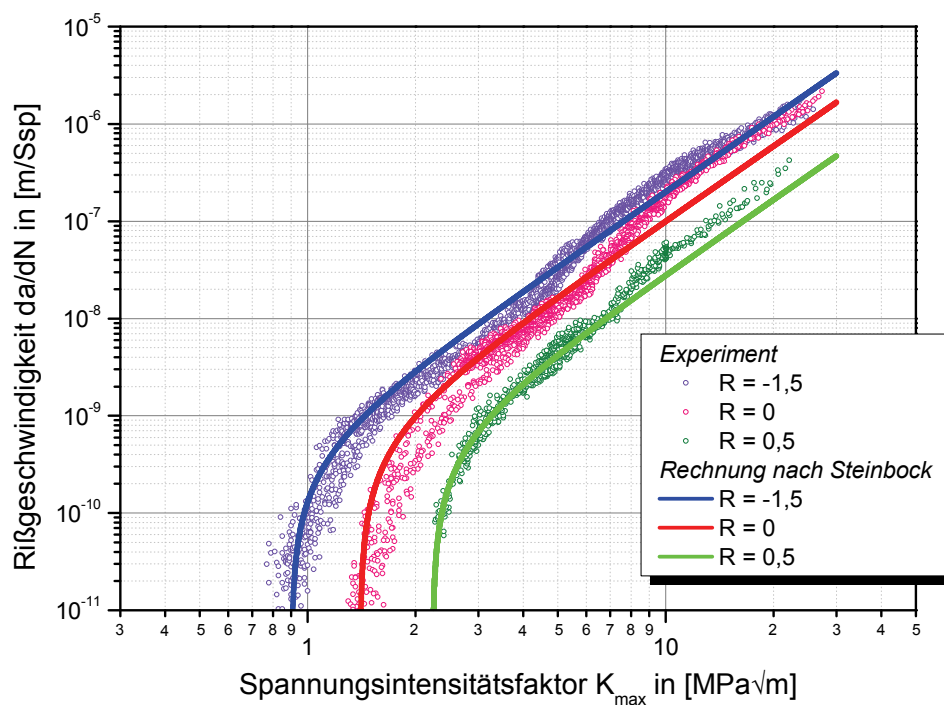


Abbildung 5.19 – Vergleich von Rechnung und Experiment nach der Methode von Steinbock

Dabei fällt auf, daß auch bei dem Verfahren nach *Steinbock* die Experimente gut vorhergesagt werden. Im Gegensatz zur Methode nach *Rödling* werden jedoch die mikrostrukturell bedingten Übergänge nicht berücksichtigt, wodurch unterhalb von ca. $3 \cdot 10^{-8} m/Ssp$ die Rißgeschwindigkeit der Experimente über- und oberhalb dieses Wertes unterschätzt werden. Die Schwellenwerte werden wie bei den anderen Verfahren gut vorhergesagt.

5.4.4 Methode nach NASGRO

Für die Berechnung der Rißgeschwindigkeiten, wie sie in der *Bruchmechanik- und Rißausbreitungssoftware NASGRO* implementiert ist, muß zunächst das Rißausbreitungsgesetz nach *Forman* und *Mettu* (siehe Gleichung 2.42 Seite 40) an die Rißausbreitungskurve bei $R = -1,5$ angepaßt werden. Das Ergebnis dieser Anpassung sowie die verwendeten und ermittelten Parameter können *Abbildung 5.20* entnommen werden.

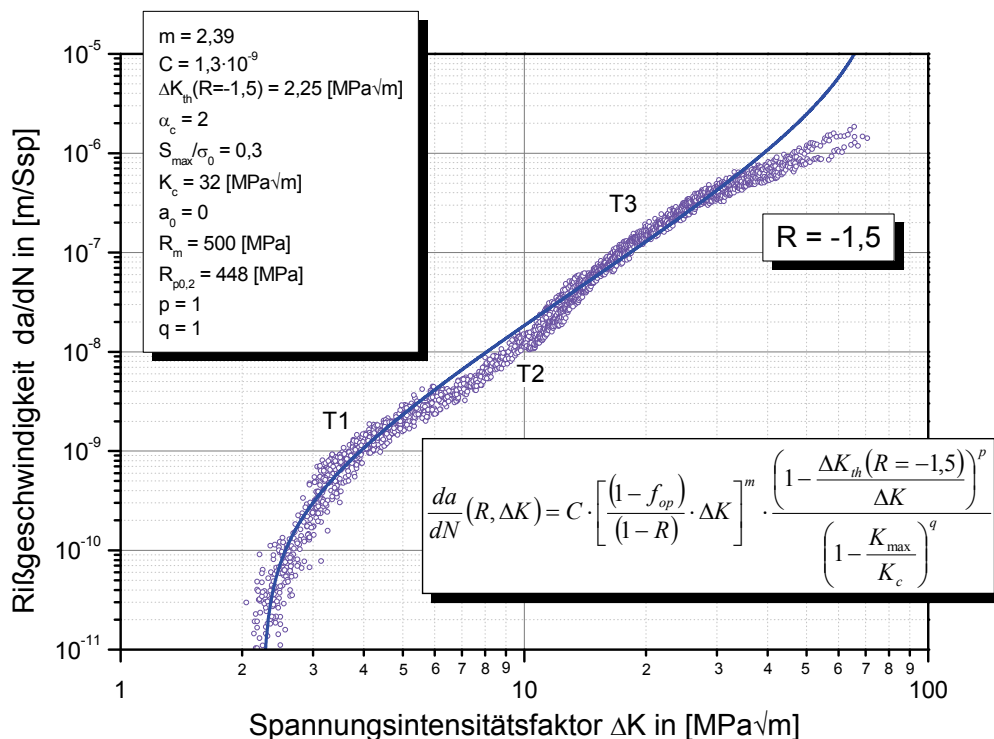


Abbildung 5.20 – Anpassung der Rißausbreitungskurve für die Methode nach NASGRO

Auch dieses Verfahren ermöglicht eine in weiten Teilen der Rißausbreitungsdaten sehr gute Beschreibung. Lediglich im Bereich des Übergangs *T2* wird das Experiment leicht unter- und oberhalb von ca. $6 \cdot 10^{-7} \text{ m/Ssp}$ deutlich überschätzt. Beides ist für Lebensdauervorhersagen eher unkritisch.

Um den Schwellenwert $\Delta K_{th}(R)$ zu ermitteln, wird eine weitere Stützstelle bei $R = 0$ benötigt, welche durch ein zusätzliches drittes Experiment bestimmt werden muß. Das Ergebnis der Anpassung ist in *Abbildung 5.21* dargestellt.

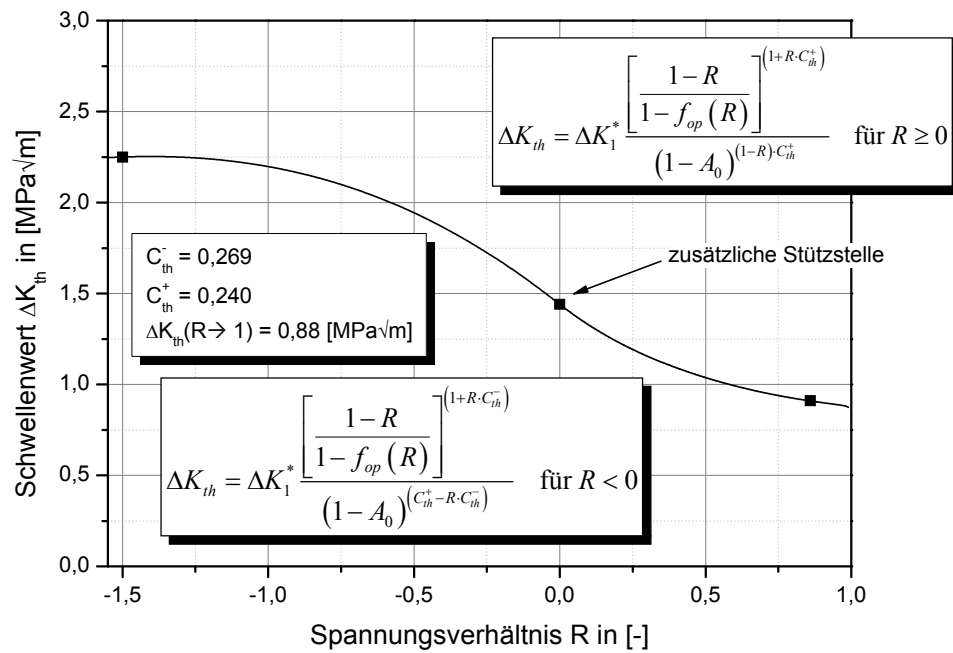


Abbildung 5.21 – Schwellenwerte als Funktion des Spannungsverhältnisses nach NASGRO

Alle für die Berechnung von Rißausbreitungskurven nach *NASGRO* benötigten Parameter sind zusammenfassend in *Tabelle 5.5* dargestellt.

Tabelle 5.5 – Parameter für Methode nach NASGRO

<i>Parameter</i>	<i>Wert</i>	<i>Parameter</i>	<i>Wert</i>
C	$1,3 \cdot 10^{-9}$	p	1
m	2,39	q	1
α_c	2	C_{th}^-	0,269
S_{\max} / σ_0	0,3	C_{th}^+	0,240
K_c	32 [MPa√m]	$\Delta K_{th}(R \rightarrow 1)$	0,88 [MPa√m]
R_m	500 [MPa]	$R_{p0,2}$	448 [MPa]

Zur Überprüfung der Vorhersagen wurden auch die mit dem Verfahren nach *NASGRO* berechneten Rißausbreitungskurven für $R=0$ und $R=0,5$ den experimentell ermittelten Daten gegenübergestellt (vgl. *Abbildung 5.22*). Dabei ist zu erkennen, daß die berechneten Rißausbreitungskurven die experimentellen Daten gut beschreiben. Der Schwellenwert für das Spannungsverhältnis $R=0$ wird sehr gut abgebildet, da dieser als zusätzliche Stützstelle für die Anpassung (siehe *Abbildung 5.21*) herangezogen wurde. Für alle Vorhersagen gilt, daß sie auf der konservativen Seite liegen. Der Anwendung dieses Modells steht damit nichts im Wege.

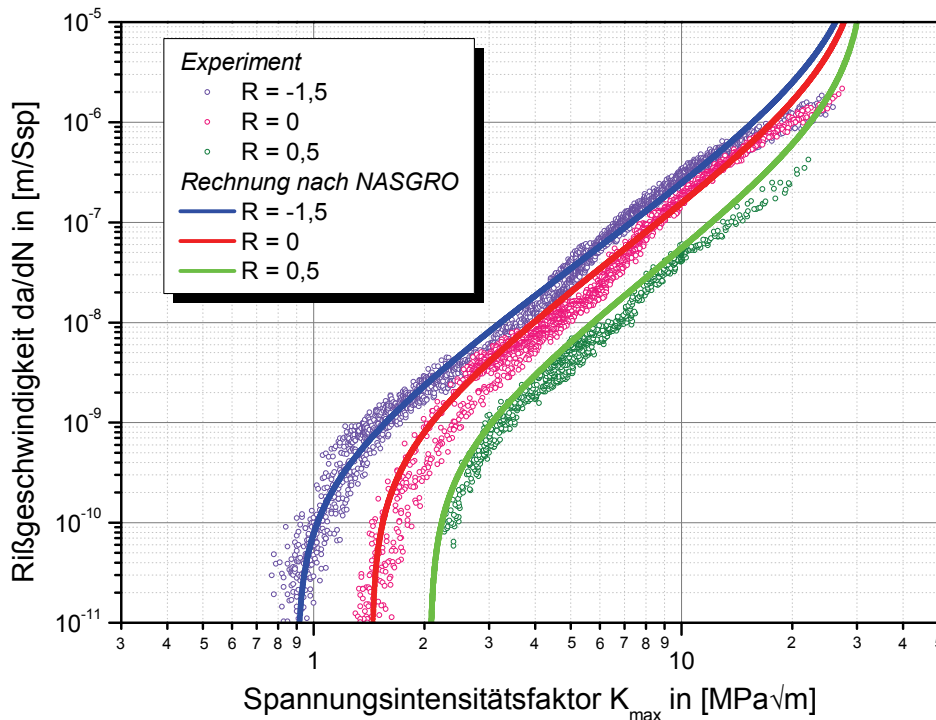


Abbildung 5.22 – Vergleich von Rechnung und Experiment nach der Methode von NASGRO

5.4.5 Modifikation der Verfahren nach Rödling und Steinbock

Alle in den vorangegangenen Abschnitten vorgestellten Verfahren zur Vorhersage von Rißausbreitungskurven weisen Schwierigkeiten in der Beschreibung der mikrostrukturell bedingten Übergänge $T2$ und $T3$ auf. Die Methoden von *Volpp*, *Steinbock* und *NASGRO* haben dabei den Vorteil, daß sie die Rißausbreitungskurven in einer geschlossenen Funktion darstellen. *Rödling* bietet darüber hinaus die Möglichkeit, die Rißausbreitungskurve abschnittsweise unter- und oberhalb des Übergangs $T2$ darzustellen. Wie jedoch in Kapitel 5.4.2 dargestellt wurde, ergibt sich nach diesem Verfahren das Problem, daß bei hohen Spannungsverhältnissen die beiden Kurven eine gemeinsame Tangente besitzen, sich aber nicht mehr schneiden und damit eine Unstetigkeit aufweisen (siehe *Abbildung 5.14* Seite 119).

Um diese Unstetigkeit zu vermeiden, sollte die Verschiebung der Rißausbreitungskurven statt parallel zur Ordinate, entlang der Abszisse bevorzugt werden. Dazu wurde die Methode von *Rödling* derart modifiziert, daß der Lageparameter aus Gleichung 2.25 (Seite 35) konstant gehalten und statt

dessen das Rißausbreitungsgesetz aus Gleichung 2.23 (Seite 35) durch einen Verschiebungsparameter $\chi(R)$ erweitert wird:

$$\frac{da}{dN}(R) = C_1 \cdot \left(\left(\frac{K_{\max}}{\chi(R)} \right)^{m_1} - \left(\frac{K_{\max,th}(R)}{\chi(R)} \right)^{m_1} \right) \quad 5.2$$

Für den Bereich oberhalb des Übergangs $T2$ ergibt sich das modifizierte Paris-Gesetz zu:

$$\frac{da}{dN}(R) = C_2 \cdot \left(\frac{K_{\max}}{\chi(R)} \right)^{m_2} \quad 5.3$$

Dieser Parameter $\chi(R)$ wird für das Verfahren nach *Rödling* in Anlehnung an Gleichung 2.24 und 2.25 anhand Gleichung 5.4 berechnet:

$$\chi(R) = \left[\frac{\left. \frac{da}{dN} \right|_{alt} (R=0) - \left. \frac{da}{dN} \right|_{alt} \cdot R \cdot e^{-\zeta \cdot R^2}}{\left. \frac{da}{dN} \right|_{alt} (R=-1)} \right]^{\frac{1}{m_2}} \quad 5.4$$

Damit ist es ohne weiteres möglich, die Riausbreitungsrechnung mit Hilfe des Programms *Rißausbreitung* ohne zusätzliche Anpassungsparameter erneut durchzuführen und die Rißausbreitungskurven entlang der Abszisse zu verschieben. Das Ergebnis der Rechnung ist in *Abbildung 5.23* dargestellt.

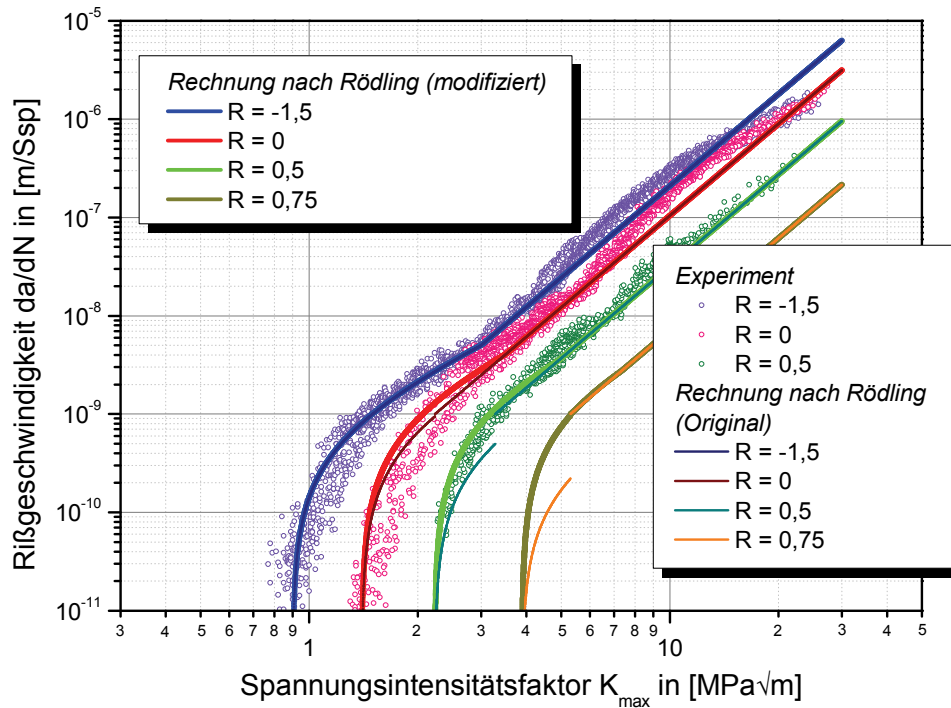


Abbildung 5.23 – Vergleich von Rechnung und Experiment nach der Methode von Rödling (modifiziert)

Dabei ist zu erkennen, daß zwar der Bereich des Schwellenwertes bis zum Übergang $T2$ gut vorhergesagt, jedoch oberhalb von $T2$ die Rißgeschwindigkeit unterschätzt wird. Damit eignet sich das modifizierte Verfahren nach *Rödling* nicht für Lebensdauervorhersagen bei Werkstoffen mit solch ausgeprägten mikrostrukturell bedingten Übergängen.

Um diese spezielle Eigenschaft des verwendeten Materials besser zu berücksichtigen, wurde auch die Methode von *Steinbock* auf diese Weise modifiziert. Dazu muß Gleichung 2.31 (Seite 38) ebenfalls abgewandelt werden, indem der Verschiebungsparameter $\chi(R)$ eingeführt und der Lageparameter C konstant gehalten wird:

$$\frac{da}{dN}(R, K_{max}) = C_1 (R \leq -1) \cdot \left(\left(\frac{K_{max}}{\chi(R)} \right)^{m_1} - \left(\frac{K_{max,th}}{\chi(R)} \right)^{m_1} \right) \quad 5.5$$

Für die Bereiche der Rißausbreitungskurve zwischen den Übergängen $T2$ und $T3$ sowie oberhalb von $T3$ werden die experimentellen Daten durch das modifizierte Paris-Gesetz beschrieben, wie in Gleichung 5.6 dargestellt:

$$\frac{da}{dN}(R) = C_{2/3}(R \leq -1) \cdot \left(\frac{K_{\max}}{\chi(R)} \right)^{m_{2/3}} \quad 5.6$$

Dadurch ist eine bereichsweise Vorhersage der Rißausbreitungsdaten im Bereich des Schwellenwertes bis zum Übergang $T1$, von $T2$ bis $T3$ und oberhalb vom Übergang $T3$ möglich. Der dazugehörige Verschiebungsparameter $\chi(R)$ wurde entsprechend dem Verfahren von *Steinbock* modifiziert und kann Gleichung 5.7 entnommen werden:

$$\chi(R) = \left[\frac{C_0 \cdot \left(\hat{a} \cdot e^{\frac{R}{\hat{b}}} + \hat{c} \right)^{m_2}}{\left. \frac{da}{dN} \right|_{alt} (R = -1)} \right]^{\frac{1}{m_2}} \quad 5.7$$

Die Parameter C_0 , \hat{a} , \hat{b} und \hat{c} wurden dabei für den Bereich zwischen dem Übergang $T2$ und $T3$ erneut bestimmt und können *Tabelle 5.6* entnommen werden.

Tabelle 5.6 – Parameter für Methode nach Steinbock (modifiziert)

Parameter		Wert	Parameter		Wert
<i>bis T2</i>	$C_1(R = -1,5)$	$5,5 \cdot 10^{-10}$	<i>zwischen T2 und T3</i>	C_0	$1,85 \cdot 10^{-10}$
	m_1	2,1		\hat{a}	$-1,074 [MPa\sqrt{m}]$
<i>T2-T3</i>	$C_2(R = -1,5)$	$1,3 \cdot 10^{-10}$		\hat{b}	0,548
	m_2	3,35		\hat{c}	$5,989 [MPa\sqrt{m}]$
<i>ab T3</i>	$C_3(R = -1,5)$	$3,65 \cdot 10^{-9}$	$\left. \frac{da}{dN} \right _{alt} (R = -1)$	$6,9 \cdot 10^{-8} [m / Ssp]$	
	m_3	1,9	$K_{\max,th,krit}$	$0,568 [MPa\sqrt{m}]$	
			$\Delta K_{th,krit}$	$0,831 [MPa\sqrt{m}]$	

Das Ergebnis einer derartigen Berechnung von Rißausbreitungskurven ist in *Abbildung 5.24* dargestellt.

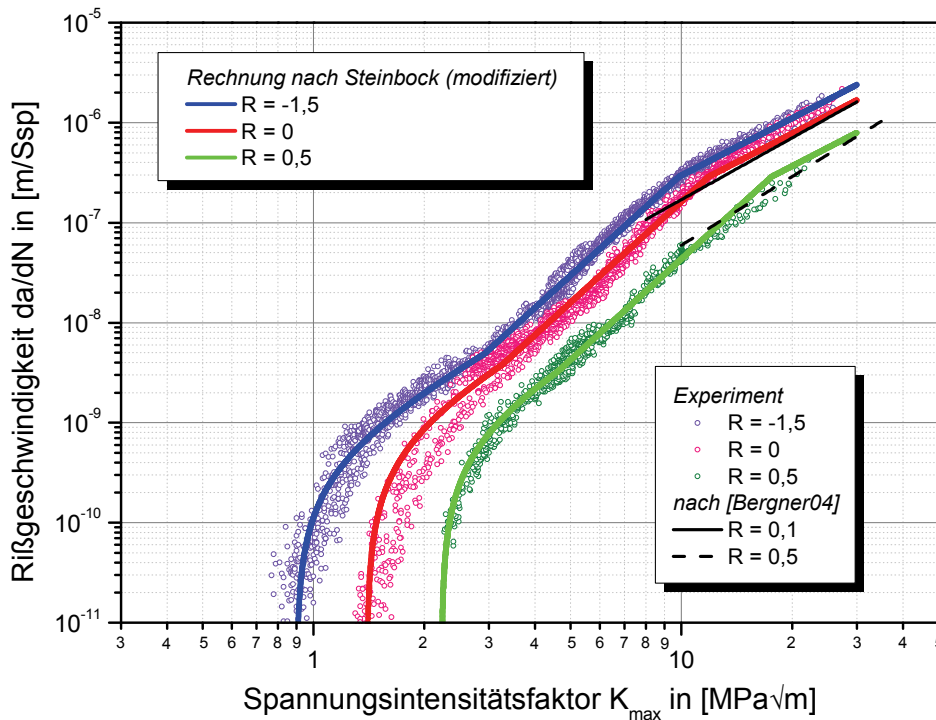


Abbildung 5.24 – Vergleich von Rechnung und Experiment nach der Methode von Steinbock (modifiziert) – ergänzt durch experimentelle Ergebnisse von [Bergner04] in Laborluft

Im Gegensatz zum modifizieren Rödling-Verfahren werden die mikrostrukturell bedingten Übergänge deutlich besser wiedergegeben und die Rißausbreitungskurven insgesamt mit einer geringeren Abweichung von den experimentellen Daten vorhergesagt. Lediglich im Bereich des Schwellenwertes wird die Rißgeschwindigkeit bei $R = 0$ über-, sowie der Schwellenwert an sich unterschätzt, was jedoch bereits beim Original-Verfahren von *Steinbock* aufgetreten ist. Zusätzlich zu den eigenen sind die von *Bergner* ebenfalls an Laborluft ermittelten Rißausbreitungsdaten eingezeichnet [Bergner04]. Obwohl er seine Experimente bereits bei einer Rißgeschwindigkeit von ca. 10^{-7} Ssp abgebrochen hat, zeigen sie doch zumindest in dem von ihm untersuchten Bereich eine gute Übereinstimmung mit den eigenen Ergebnissen.

In der 3D-Darstellung der vorhergesagten Rißausbreitungsdaten, wie sie bereits von *Steinbock* vorgeschlagen wurde (vgl. Kapitel 2.3.3.2 Seite 36), ist zu erkennen, daß die Experimente durch das modifizierte Steinbock-Verfahren insgesamt gut wiedergegeben werden (vgl. *Abbildung 5.25*).

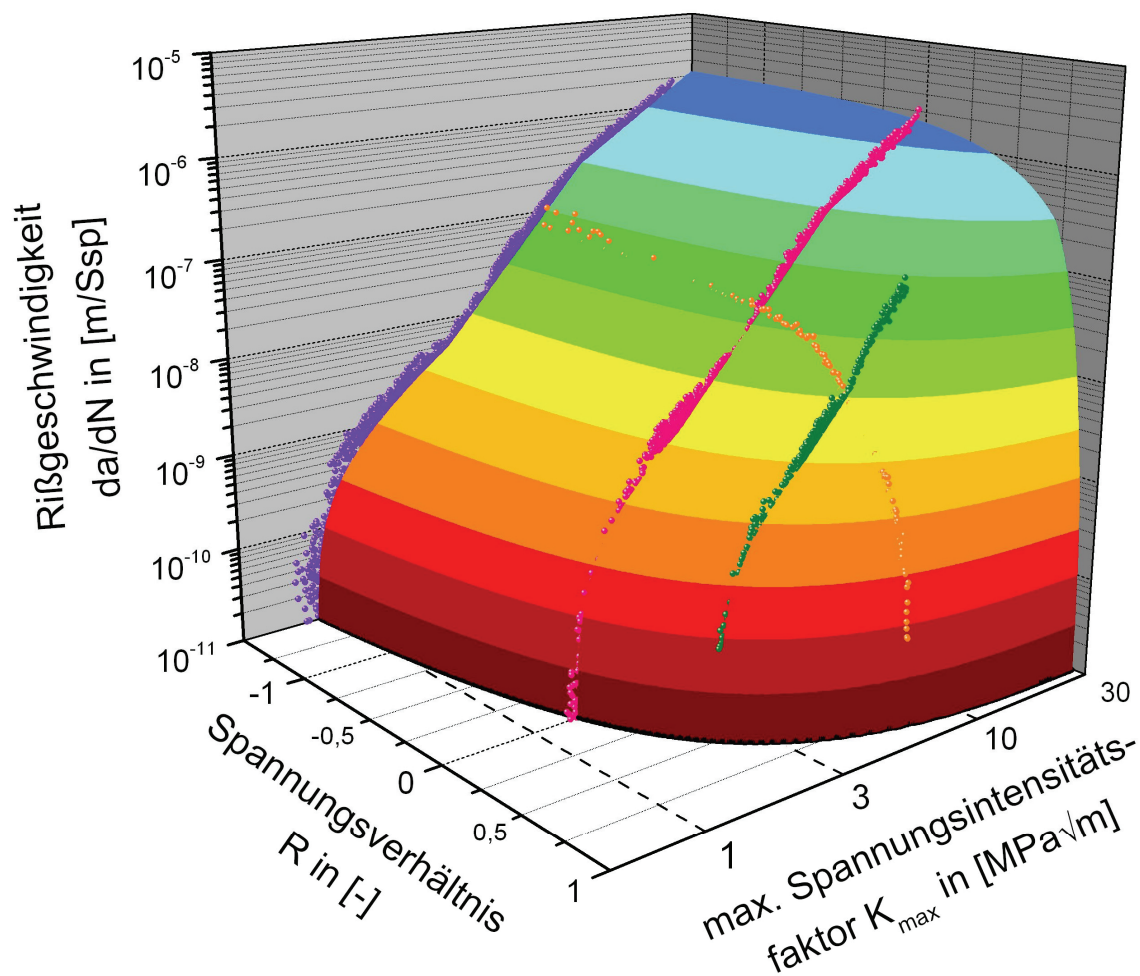


Abbildung 5.25 – 3D-Darstellung der Rißausbreitungsdaten für das Material EN AW 7475-T761

Daher wird für Rißfortschrittslebensdauervorhersagen, die für das Material EN AW 7475-T761 oder vergleichbare Werkstoffe mit ähnlichen oder stärker ausgeprägten Übergängen (z.B. EN AW 2024-T351, 6013-T4 [Rödling03] oder 6156-T4) vorgenommen werden sollen, dieses Verfahren empfohlen.

5.5 Lastinteraktionsmodelle zur Berücksichtigung von Reihenfolgeeffekten

Für die Abschätzung von Rißfortschrittslebensdauern wird eine Schadensakkumulationshypothese benötigt, die die Rißlänge als physikalisch meßbare Schädigungsgröße ansieht. Im einfachsten Fall kann hierfür, wie bereits von *Wheeler* vorgeschlagen, eine lineare Akkumulation des Rißfortschritts in Anlehnung an *Miner* verwendet werden (vgl. [Wheeler72]):

$$a_{krit} = a_{tech} + \sum_{j=1}^{\Delta N_{RF}} \Delta a_j(R, K_{max}) \quad \text{mit } j \in \mathbb{N} \quad 5.8$$

Demnach wird für jedes Schwingenspiel der Rißfortschritt Δa_j in Abhängigkeit des Spannungsverhältnisses R und des maximalen Spannungsintensitätsfaktors K_{max} gemäß dem in dieser Arbeit modifizierten Steinbock-Verfahren bestimmt. Die Beiträge Δa_j werden so lange auf die technische Anrißlänge a_{tech} aufsummiert, bis der Riß das Instabilitätskriterium verletzt. Die Gesamtzahl der Summationen bis zum Erreichen des Abbruchkriteriums $K_{max} \geq K_c$ ergibt schließlich die Rißfortschrittslebensdauer ΔN_{RF} . In den vorliegenden Berechnungen wurde als kritischer Spannungsintensitätsfaktor $K_c = 34 \text{MPa}\sqrt{m}$ angenommen.

Wie *Wheeler* und später unter anderem auch *Bazios* gezeigt haben [Bazios99], liefert eine derartige Lebensdauervorhersage jedoch extrem konservative Ergebnisse, da hierbei erst einmal angenommen wurde, daß die Reihenfolge der Lastspiele einer Betriebslastfolge keinen Einfluß auf die Lebensdauer ausübt. Die zu verwendenden Modelle müssen demnach diese Reihenfolgeeffekte in richtiger Weise berücksichtigen, um Lebensdauerabschätzungen bei betriebsnaher Beanspruchung zu ermöglichen.

5.5.1 Wheeler-Modell

Um Verzögerungseffekte, wie sie durch überlastinduzierte Spannungsumlagerungen vor der Rißspitze oder starke Plastifizierung auftreten können, zu berücksichtigen, schlägt *Wheeler* vor, einen Verzögerungsfaktor C_w

einzuführen [Wheeler72]. Dabei geht er davon aus, daß nach einer einzelnen Überlast ein großer plastisch verformter Bereich $r_{p,\ddot{U}L}$ vor der Rißspitze aufgebaut wird. Dieser bewirkt eine Rißverzögerung, solange der Rand der viel kleineren zyklischen Plastischen Zone $r_{p,aktuell}$ den Rand des plastisch verformten Bereiches noch nicht erreicht hat. Der Verzögerungsfaktor errechnet sich zu:

$$C_W = \left(\frac{r_{p,aktuell}}{a_{\ddot{U}L} + r_{p,\ddot{U}L} - a_{aktuell}} \right)^{p_W} \quad \text{mit } 0 < C_W \leq 1 \quad 5.9$$

Der Exponent p_W stellt dabei einen Sensitivitätsparameter für den Reihenfolgeeinfluß dar und ist abhängig vom verwendeten Werkstoff. Je größer der Parameters p_W ist, um so empfindlicher reagiert das Material auf Überlasten mit Rißverzögerung. Zur Berechnung der Größe der Plastischen Zone wird nun die von *Newman* beschriebene Abschätzung mit Berücksichtigung der Mehrachsigkeit α_c in Abhängigkeit von der Probendicke t herangezogen (Gleichung 5.10 und 5.11) [tenHoeve95, Kaplan02, NASGRO08].

$$r_p = \frac{\pi}{8} \cdot \left(\frac{K_{\max}}{\alpha_c \cdot \sigma_{ys}} \right)^2 \quad 5.10$$

$$\alpha_c = 1,15 + 1,4 \cdot \exp \left\{ -0,95 \cdot \left(\frac{K_{\max}}{\sigma_{ys} \cdot \sqrt{t}} \right)^{1,5} \right\} \quad 5.11$$

Da die Fließspannung σ_{ys} nicht bekannt ist, wird an dieser Stelle ersatzweise die 0,2% -Dehngrenze $R_{p0,2}$ eingesetzt. Unter Berücksichtigung des Verzögerungsfaktors C_W ergibt sich Gleichung 5.8 zu:

$$a_{krit} = a_{tech} + \sum_{j=1}^{\Delta N_{RF}} C_W \cdot \Delta a_j(R, K_{\max}) \quad \text{mit } j \in \mathbb{N} \quad 5.12$$

Rechnungen mit dem Wheeler-Modell ergeben, abhängig vom verwendeten Exponenten p_W , recht gute Ergebnisse (vgl. [Wheeler72, Bazios99]).

5.5.2 Verallgemeinertes Willenborg-Modell

Willenborg hat 1971 ein Modell zur Berücksichtigung von Verzögerungseffekten infolge von Überlasten entwickelt, welches 1974 von *Gallagher* verallgemeinert wurde [NASGRO08, Kaplan02]. Danach wird ein Spannungsintensitätsfaktor K_R eingeführt (Gleichung 5.13), der den Einfluß einer Überlast auf das effektive Spannungsverhältnis R_{eff} beschreibt (Gleichung 5.14):

$$K_R = \frac{1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K}}{R_{SO} - 1} \cdot \left(K_{\max, \dot{U}L} \cdot \sqrt{1 - \frac{\Delta a}{r_{p, \dot{U}L}}} - K_{\max} \right) \quad 5.13$$

$$R_{eff} = \frac{K_{\min} - K_R}{K_{\max} - K_R} = \frac{K_{\min, eff}}{K_{\max, eff}} \quad 5.14$$

Dabei stellt Δa den Ribbfortschritt seit der letzten Überlast und R_{SO} einen sogenannten „shut-off“ Wert dar, der bei Überschreitung des Verhältnisses $K_{\max, \dot{U}L} / K_{\max, GL}$ zum Ribbstillstand führt. Zur Berechnung der Größe der Plastischen Zone wird ebenfalls Gleichung 5.10 verwendet. Das Auftreten von mehreren Überlasten wird in diesem Modell nicht berücksichtigt.

Ausgehend von dem auf diese Weise bestimmten effektiven Spannungsverhältnis R_{eff} wird der Ribbfortschritt auch hier nach Gleichung 5.8 zyklweise bestimmt.

5.5.3 Modifiziertes Wheeler-Modell nach Rödling

Da *Wheeler* und *Willenborg/Gallagher* in ihren Modellen nur die Verzögerung des Ribbfortschritts infolge von Überlasten berücksichtigt haben, schlägt *Rödling* die Ergänzung des Modells vor [Rödling03]. Während der Überlast findet demnach eine Art monotone Ribbverlängerung Δa_B statt. Anhand der Ergebnisse seiner umfangreichen Experimente an zwei Aluminiumknetlegierungen ermittelt er diese Ribbverlängerung infolge einer Überlast analytisch zu:

$$\Delta a_B = 1,7 \cdot e^{0,15 \cdot K_{\max, \dot{U}L}} \quad \text{für } 7 \leq K_{\max, \dot{U}L} < K_c \quad 5.15$$

Dabei schränkt er die Ribbeschleunigung auf die Überlasten ein, die mindestens eine Lastüberhöhung von 25% gegenüber der Grundlast aufweisen.

Eine weitere Modifikation ergibt sich aus seiner Auswertung der Längen der Verzögerungsbereiche Δa_V , wonach sich der Verzögerungsfaktor C_R , wie in Gleichung 5.16 dargestellt, errechnet.

$$C_R = \left(\frac{r_{p,aktuell}}{a_{\ddot{U}L} + r_{p,\ddot{U}L} - r_{p,aktuell} - a_{aktuell}} \right)^{p_R} \quad 5.16$$

Zur Berechnung der Größe der Plastischen Zone wird ebenfalls Gleichung 5.10 verwendet.

Als weitere Modifikation hat *Rödling* den Exponenten p_R in Abhängigkeit des maximalen Spannungsintensitätsfaktors der Überlast berechnet:

$$p_R = \frac{K_{\max,\ddot{U}L}}{\Delta K} \quad 5.17$$

In dem für Betriebslastfolgen relevanten Bereich von Überlasthöhen ergeben sich nach *Rödling* für den Exponenten Werte von $0,5 \leq p_R \leq 3$ [*Rödling03*].

Ausgehend von *Brolls* Ergebnissen, daß das Einstreuen einer Überlast während der Verzögerungswirkung einer vorausgehenden Überlast einen deutlichen Einfluß auf die Rißausbreitung ausübt (vgl. [*Broll06*]) und um *Rödlings* Modell für die Berechnung von Betriebslastfolgen nutzbar zu machen, mußte eine Art Filter eingeführt werden. Dieser beeinflusst die Annahme von neuen Überlasten während eines bereits ausgelösten Verzögerungseffektes.

$$\frac{r_{p,aktuell}}{r_{p,\ddot{U}L}} \geq \theta \quad 5.18$$

Demnach muß die Größe der Plastischen Zone des betrachteten Schwingspiels mindestens um den Faktor θ größer als die Plastische Zone der letzten wirksamen Überlast sein, damit dieses Schwingspiel als neue Überlast betrachtet wird.

5.5.4 Aus den Ergebnissen von Rödling, Broll und Steinbock abgeleitetes empirisches Modell

Alle drei zuvor vorgestellten Modelle berücksichtigen zwar den Verzögerungseffekt infolge einer einzelnen Überlast, das Modell nach *Rödling* sogar den damit verbundenen monotonen Rißfortschritt der Überlast Δa_B , jedoch sind sie nicht in der Lage, die Rißverzögerung zeitlich qualitativ korrekt zu beschreiben. Anhand der Ergebnisse von *Rödling*, *Broll* und *Steinbock* läßt sich erkennen, daß durch eine Überlast nicht nur eine einmalige Rißverlängerung Δa_B auftritt, sondern die Rißausbreitung in direktem Anschluß zunächst beschleunigt bleibt, anschließend bis zu einem lokalen Minimum $da/dN|_{\min,rel}$ verzögert wird und dann wieder in den Gleichgewichtszustand, wie er vor der Überlast bestand, zurückkehrt [Rödling03, Broll06, Steinbock08]. Der meßtechnisch erfaßte Beschleunigungsbereich unmittelbar nach dem monotonen Rißfortschritt muß jedoch aufgrund möglicher Rißschließeffekte und der Trägheit der Potentialsonde als Artefakt gewertet werden (vgl. [Rödling03]) und ist daher vermutlich deutlich schwächer ausgeprägt (siehe *Abbildung 5.26*). Somit ergibt sich insgesamt infolge einer Überlast eine Kombination aus Rißbeschleunigung und -verzögerung.

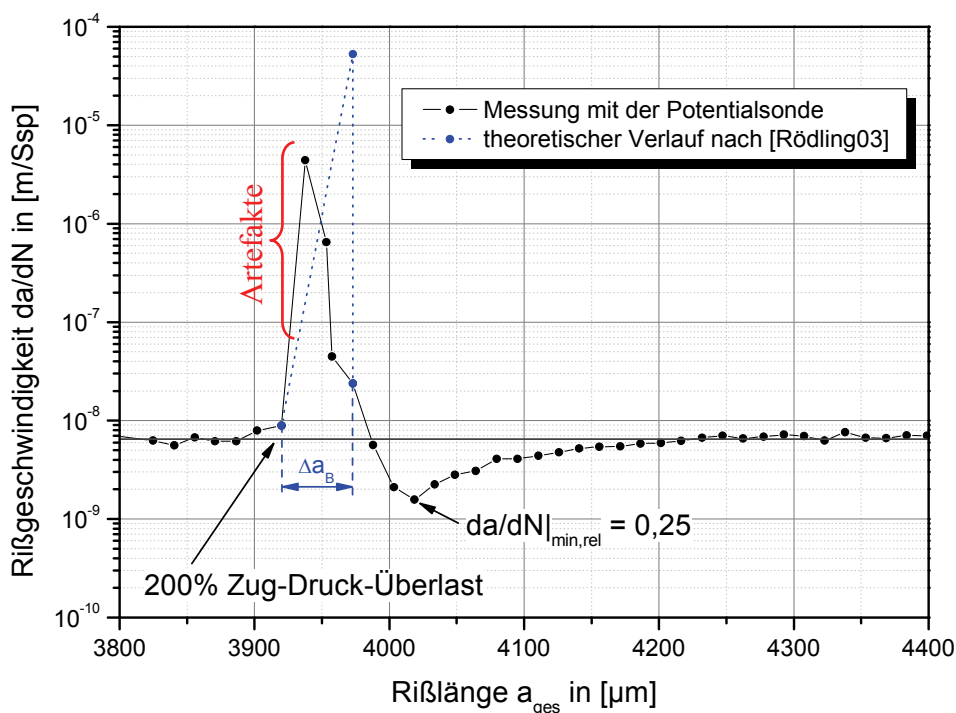


Abbildung 5.26 – Verlauf der Rißgeschwindigkeit infolge einer einzelnen Überlast

Dieses Rißausbreitungsverhalten bei einer Grundlastregelung mit $K_{\max} = \text{const.}$ soll in erster Näherung durch ein empirisches Modell nachempfunden werden. Dazu wird, ähnlich dem Modell nach *Wheeler* und *Rödling*, zunächst der Beeinflussungsbereich bestimmt. Dabei wird angenommen, daß die Rißausbreitung erst wieder unbeeinflugt durch das Material stattfinden kann, wenn die Rißspitze des Ermudungsrisses die Plastische Zone der Überlast verlassen hat. Zur Abschätzung der Größe dieser Verzögerungszone wird die Ausdehnung der Plastischen Zone der Überlast herangezogen (siehe Gleichung 5.10 Seite 133). Die Berechnung der Rißgeschwindigkeit erfolgt auch hier durch Multiplikation der Rißgeschwindigkeit der ungestörten Rißausbreitung mit einem Beeinflussungsfaktor C_{Br} . Dieser errechnet sich in Anlehnung an die experimentellen Ergebnisse von *Rödling*, *Broll* und *Steinbock* wie folgt:

$$C_{Br} = \frac{1}{\check{a} \cdot x^{\check{m}}} + \check{b} \cdot x^{\check{m}} \quad 5.19$$

Dabei werden die Variablen \check{a} , \check{b} und \check{m} in Abhängigkeit von der maximalen Verzögerung $da/dN|_{\text{min,rel}}$ und dem Ort der maximalen Verzögerung innerhalb der Beeinflussungszone für jede Überlast neu berechnet. Letzterer kann durch den Anwender als Anpassungsparameter frei variiert werden, wohingegen die maximale Verzögerung $da/dN|_{\text{min,rel}}$ sich aus den Ergebnissen von *Rödling* ergibt, wonach diese von der Überlastüberhöhung $\check{\alpha} = K_{\max,\check{U}L} / K_{\max,GL}$ und der sich an die Überlast anschließenden Drucklast abhängt [Rdling03]. Der Spannungsintensitätsfaktor der Grundlast $K_{\max,GL}$ wird dabei über einen gleitenden Durchschnitt der letzten \check{X} Schwingspiele errechnet. Dadurch wird es möglich, bei einer Betriebslastfolge eine Art „Grundlast“ zu definieren. Der Parameter \check{X} ist dabei vom Anwender frei wählbar. Aufgrund der Ergebnisse von *Broll*, wonach sich der Riß frühestens nach 150*Ssp* in einem berlastblock wieder im zyklischen Gleichgewicht befindet (vgl. [Broll06]), wird bei den Rechnungen in dieser Arbeit $\check{X} = 500*Ssp*$ angenommen. Damit wird unterstellt, daß zum einen dynamisch-zyklisches Gleichgewicht herrscht und über die weiteren 350*Ssp* der Fehler durch kleinere Lastvariationen ausgeglichen wird.

Die Berechnung der maximalen Verzögerung $da/dN|_{\min,rel}$ kann Gleichung 5.20 entnommen werden:

$$\left. \frac{da}{dN} \right|_{\min,rel} = \left(\bar{A} + \frac{\bar{B}}{1 - \tilde{R}} \right) \cdot \left(\frac{1}{\bar{\alpha}} - 1 \right) + \frac{1}{\bar{\alpha}} \quad \text{mit} \quad \tilde{R} = \frac{K_{\min, \dot{U}L}}{K_{\max, GL}} \quad 5.20$$

Damit bleiben die Parameter \bar{A} und \bar{B} übrig, anhand derer der Anwender das Materialverhalten bezüglich der maximalen Verzögerungswirkung infolge einer Überlast beschreiben kann.

Der prinzipielle Kurvenverlauf des Beeinflussungsfaktors C_{Br} über der normierten Rißlänge $x/\Delta a_v$ seit dem monotonen Rißfortschritt Δa_B infolge einer Überlast kann *Abbildung 5.27* entnommen werden. Die darin eingezeichneten Stützstellen werden im Programm *Rißausbreitung* zur Anpassung der Parameter aus Gleichung 5.19 benötigt. Dadurch wird die Beeinflussungsfunktion C_{Br} für jede Überlast derart angepaßt, daß die maximale Verzögerungswirkung $da/dN|_{\min,rel}$ das absolute Minimum darstellt und sich am Ende der Beeinflussungszone $C_{Br} = 1$ ergibt und die Rißausbreitungsgeschwindigkeit wieder der des ungestörten Falls entspricht.

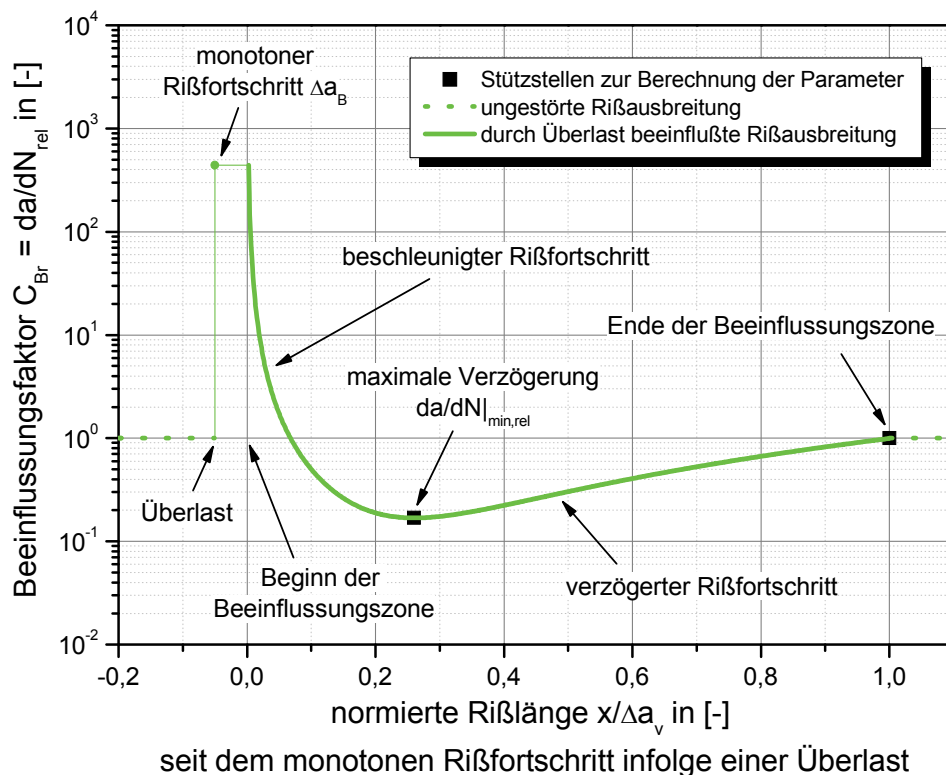


Abbildung 5.27 – Verlauf des Beeinflussungsfaktors C_{Br} über der normierten Rißlänge

Da die Funktion aus Gleichung 5.19 jedoch bei $x = 0$ eine Polstelle aufweist, muß diese zur Berücksichtigung des monotonen Rißfortschritts unmittelbar durch den Überlastzyklus zu hohen C_{Br} begrenzt werden. Dies wird ebenfalls anhand der experimentellen Ergebnisse von *Rödling* berücksichtigt, nachdem sich der monotone Rißfortschritt Δa_B infolge einer Überlast durch die empirische Gleichung 5.21 in Anlehnung an Gleichung 5.15 (Seite 134) allgemein beschreiben läßt.

$$\Delta a_B = \check{Y} \cdot e^{\check{Z} \cdot K_{\max, \check{U}L}} \quad 5.21$$

Tritt eine Überlast der Höhe $K_{\max, \check{U}L}$ auf, wobei nach den Ergebnissen von *Rödling* für die Überlastüberhöhung $\check{\alpha} \geq 1,25$ gelten muß (vgl. [Rödling03]), so wird der monotone Rißfortschritt Δa_B berechnet. Der Beeinflussungsfaktor C_{Br} muß aufgrund der Polstelle bei $x = 0$ anhand Gleichung 5.21 nach oben begrenzt werden, so daß die errechnete Rißgeschwindigkeit des Überlastzyklus genau dem monotonen Rißfortschritt entspricht.

Auch bei dieser Berechnung verbleiben die Parameter \check{Y} und \check{Z} dem Anwender als Anpassungsparameter zur Beschreibung des materialspezifischen monotonen Rißfortschritts infolge einzelner Überlasten.

In *Abbildung 5.28* (Seite 140) ist der prinzipielle Verlauf der Rißgeschwindigkeit des vorgestellten Modells (**grün**) über der Rißlänge anhand einer einzelnen Zugüberlast mit dem Überhöhungsfaktor $\check{\alpha} = 2,5$ im Vergleich zu den übrigen Modellen dargestellt. Die gestrichelten Linien verdeutlichen dabei Sprünge zwischen den Rißgeschwindigkeiten.

Es ist deutlich zu erkennen, wie das modifizierte Wheeler-Modell nach *Rödling* (**orange**) sowie das eigene Modell (**grün**) den monotonen Rißfortschritt infolge der Überlast berücksichtigen. Die übrigen Modelle weisen lediglich einen aufgrund der Rißausbreitungskurve erhöhten zyklischen Rißfortschritt durch die Überlast auf. *Rödlings* Modellvorschlag zeigt im Vergleich zum Wheeler-Modell mit $p_w = 1,25$ (**türkis**) praktisch keinen Unterschied bezogen auf die Verzögerungswirkung, da sein Modell grundsätzlich auf *Wheeler's* Idee aufbaut und der in seinem Modell errechnete Exponent aufgrund der Höhe der Überlast ebenfalls $p_R = 1,25$ beträgt. Das verallgemeinerte Willenborg-Modell (**rosa**) hingegen ergibt eine annähernd exponentielle Abnahme der

Verzögerungswirkung. Am Ende der Verzögerungszone entstehen jedoch ein leicht beschleunigter Rißfortschritt sowie eine Unstetigkeit, die materialwissenschaftlich nicht zu verstehen ist.

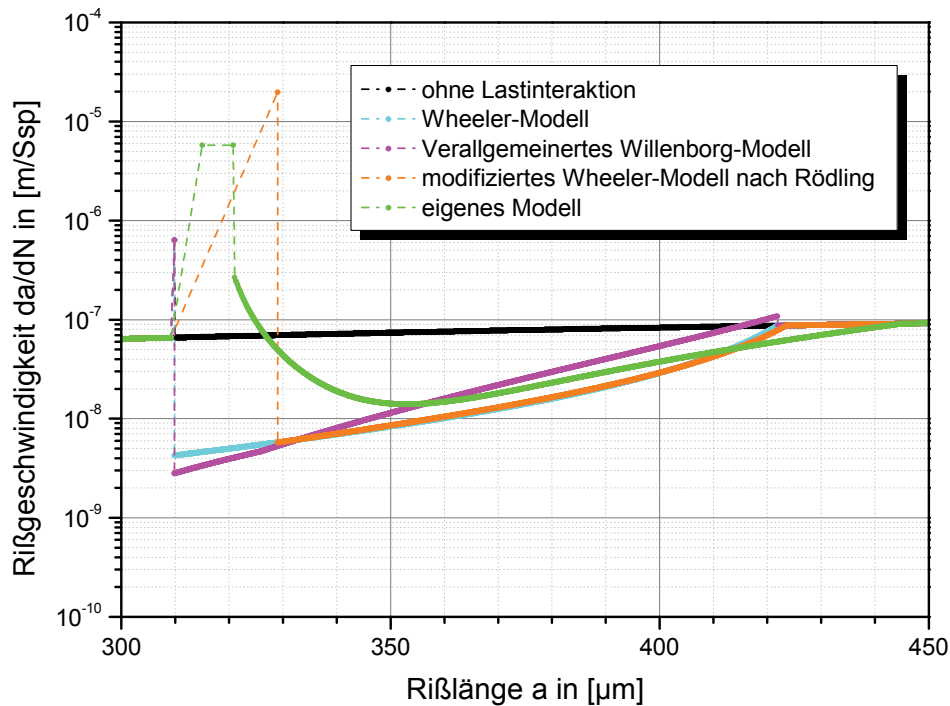


Abbildung 5.28 – prinzipieller Verlauf der Rißgeschwindigkeit infolge einer 250%-Zugüberlast bei einer Grundlast mit $R = -1$ (Modellrechnung)

Die sich aus diesen Modellen ergebende Rißverlängerung $a(\Delta N)$ kann *Abbildung 5.29* entnommen werden.

In dieser Abbildung ist gut zu erkennen, daß bei einer einzelnen Zugüberlast die Berücksichtigung des monotonen Rißfortschritts Δa_B bei dem Modell nach *Rödling* (orange) im Vergleich zu *Wheeler* (türkis) mit gleichem Sensitivitätsfaktor $p_W = p_R$ aufgrund der deutlich länger wirksamen Verzögerungswirkung direkt im Anschluß an die Überlast (vgl. *Abbildung 5.28*) bereits eine deutliche Differenz in der Lebensdauerabschätzung von ca. 30% auftritt (bezogen auf $a = 500 \mu m$). Je ausgeprägter schließlich die Verzögerungswirkung bei einem Material ist, desto größer muß der Sensitivitätsparameter nach *Wheeler* gewählt werden und um so geringer wirkt sich eine Vernachlässigung des monotonen Rißfortschritts infolge einer Überlast aus.

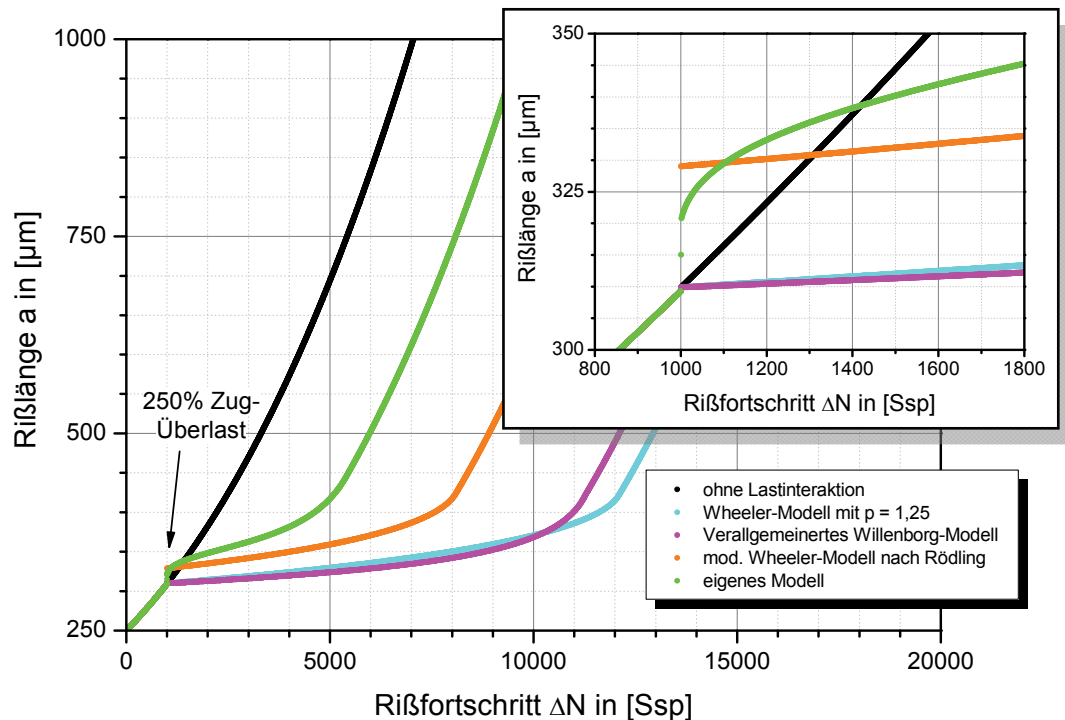


Abbildung 5.29 – Einfluß einer 250%-Zugüberlast auf das Rißwachstum bei einer Grundlast mit $R = -1$ – Modellrechnung für die Rißverlängerung $a(\Delta N)$

Wird nun die Beeinflussung anhand von Gleichung 5.19 (Seite 137) berücksichtigt (**grün**), so ist unmittelbar nach dem monotonen Rißfortschritt ein allmählicher Anstieg der Verzögerungswirkung bis zu seinem Maximum erkennbar. Daran schließt sich erst die allmähliche Rückkehr zur Rißausbreitungsgeschwindigkeit des ungestörten Falls an. Durch diese Berücksichtigung ergibt sich ein deutlicher Einfluß auf die Rißfortschrittslebensdauer und den qualitativen Verlauf des Rißfortschritts.

Die Berücksichtigung von Blocküberlasten und den damit verbundenen spezifischen Effekten, wie sie zum Beispiel *Broll* gefunden hat (vgl. [Broll06]), ist in diesem Modell nicht implementiert. Da jedoch in einer anhand eines Zufallsgenerators erzeugten oder an einem Luftfahrzeug ermittelten Last-Zeit-Funktion bzw. Spitzenwertfolge das Auftreten von derartigen Überlastblöcken eher unwahrscheinlich ist, wurde in dieser Arbeit auf die Berücksichtigung dieser Effekte verzichtet.

Im Folgenden sollen die vorgestellten Modelle zur Berechnung der Rißfortschrittslebensdauer der experimentell untersuchten und in Kapitel 4.4 und 4.5 ausgewerteten Kollektive herangezogen und anschließend einer Fehlerbetrachtung unterzogen werden.

5.6 Berechnung der Rißfortschrittslebensdauer unter Berücksichtigung von Reihenfolgeeffekten an experimentell untersuchten Kollektiven

Die zuvor in Kapitel 5.5 vorgestellten Lastinteraktionsmodelle werden auf ihre Vorhersagegenauigkeit der Rißfortschrittslebensdauer ΔN_{RF} hin untersucht. Dazu wurde für jede einzelne mit der Potentialsonde überwachte Probe eine Spitzenwertfolge mit dem Startpunkt „Anrißlebensdauer $N_{250\mu m}$ “ verwendet. Dieser definierte Startpunkt ermöglicht für einzelne Proben die Bewertung der Reproduzierbarkeit der unterschiedlichen Modelle, da die hohen Belastungen bei jeder Probe zu einem anderen Zeitpunkt auftreten.

Da alle vorgestellten Modelle über mindestens einen freien Anpassungsparameter verfügen, wird zunächst am Ausgangskollektiv mit $n=1$ eine Anpassung der Parameter anhand eines repräsentativen Experiments durchgeführt. Dazu werden die Parameter so eingestellt, daß sowohl die Rißfortschrittslebensdauer ΔN_{RF} , als auch qualitativ der Rißfortschritt möglichst gut wiedergegeben werden (vgl. *Abbildung 5.30*).

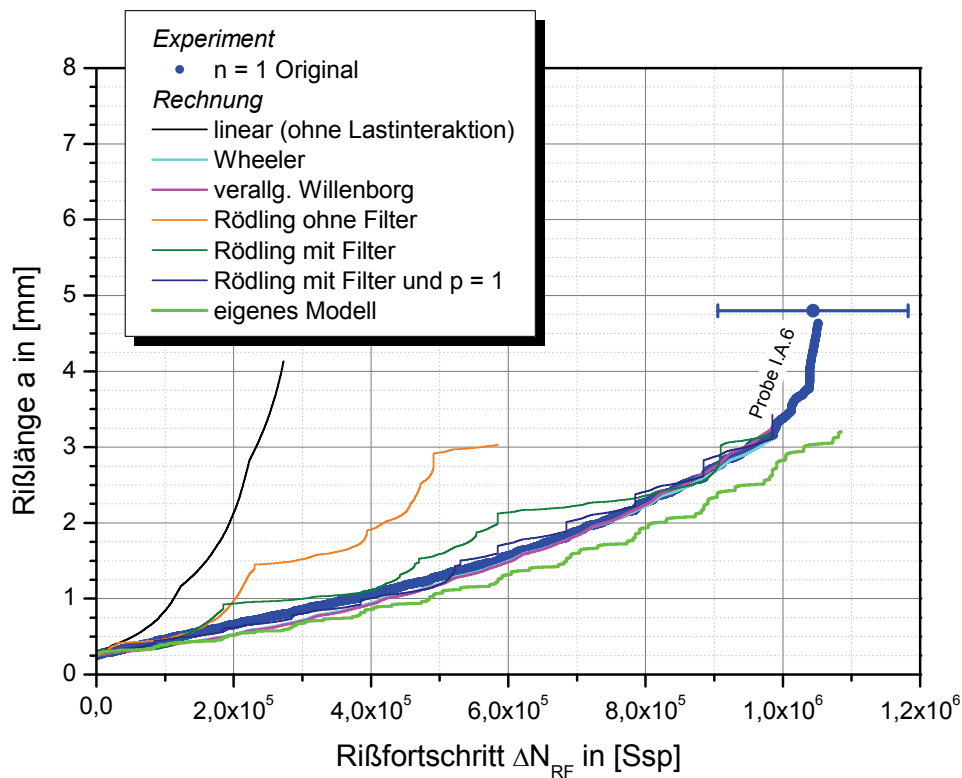


Abbildung 5.30 – Kalibrierung der Lastinteraktionsmodelle anhand einer Probe des Ausgangskollektivs mit $n = 1$ – der Fehlerbalken beschreibt den Erwartungswert und die Standardabweichung für alle Experimente dieser Kollektivmodifikation

Es zeigt sich, daß bei linearer Schadensakkumulation ohne Berücksichtigung von Lastinteraktionseffekten (schwarz), was dem Modell nach *Wheeler* mit $p_w = 0$ entspricht, die Rißfortschrittslebensdauer weit unterschätzt wird.

Auch das Modell von *Rödling* unterschätzt die Lebensdauer noch etwas. Dies liegt offenbar daran, daß weitere Überlasten während einer noch bestehenden Verzögerungswirkung der vorausgegangenen Überlast unterdrückt werden (orange). Der Grad der Unterschätzung hängt dabei von der Kollektivform ab.

Wie *Broll* in seinen Untersuchungen mit gezielter Überlasteinstreuung während bestehender Verzögerungswirkung gezeigt hat, ist diese Vernachlässigung wenig sinnvoll, da es bei seinen Experimenten im Extremfall sogar zu Rißstopp gekommen ist [Broll06]. Daraus folgt, daß Lastinteraktionen mit Hilfe des vorgeschlagenen Filters θ (siehe Gleichung 5.18 Seite 135) in jedem Fall berücksichtigt werden müssen, wenn betriebsnahe Lebensdauer vorhersagen gewünscht werden. Bei einer Filterwirkung von $\theta = 2,2$ führt dies schließlich zu einer deutlich besseren Beschreibung der experimentellen Daten (oliv).

Bei dem Modell nach *Rödling* wird der Exponent p_R für jede Überlast abhängig von der Überlasthöhe (vgl. Gleichung 5.17 Seite 135) bestimmt. Für einen konstanten Exponenten $p_R = 1$, der materialkundlich besser zu verstehen ist, ergibt sich durch Variation des Filters θ bei der untersuchten Probe die gleiche Rißfortschrittslebensdauer bei deutlich besserer qualitativer Beschreibung des experimentellen Rißfortschritts (dunkelblau).

Das neu vorgeschlagene Modell (grün) kann das Experiment im Vergleich zum Wheeler- und Willenborg-Modell (türkis bzw. rosa) nicht so gut beschreiben und überschätzt die Rißfortschrittslebensdauer leicht. Würde man allerdings beim Wheeler-Modell statt einer Anpassung des Sensitivitätsparameters mit Hilfe der Experimente nur Literaturwerte verwenden, so ergäben sich extreme Abweichungen zwischen Rechnung und Experiment. Der zum Beispiel von *Bazios* ermittelte Wert von $p_w = 2,5$ (vgl. [Bazios99]) ergibt bei den in dieser Arbeit vorgestellten Versuchen eine Abweichung in der berechneten Rißfortschrittslebensdauer um den Faktor 20.

Die anhand der Anpassung ermittelten Parameter sind in *Tabelle 5.7* zusammengefaßt:

Tabelle 5.7 – ermittelte Parameter der Lastinteraktionsmodelle für das Originalkollektiv $n = 1$

<i>Lastinteraktionsmodell</i>	<i>ermittelte(r) Parameter</i>			
Wheeler-Modell	$p_W = 0,6$			
verallgemeinertes Willenborg Modell	$R_{SO} = 4,5$			
Modell nach Rödling mit Filter und variablem Exponenten	$\theta = 2,2$			
Modell nach Rödling mit Filter und konstantem Exponenten	$p_R = 1$		$\theta = 1,15$	
eigenes Modell	$\check{A} = 0,1$	$\check{B} = 0,18$	$\check{Y} = 0,01$	$\check{Z} = 0,11$
	Stelle der maximalen Verzögerung bei $0,26 \cdot \Delta a_v$			
	Grundlastermittlung über $\check{X} = 500Ssp$			

Ausgehend von diesen Parametern soll überprüft werden, wie gut die Modelle den Einfluß von *Omission* und *Truncation* auf die Rißfortschrittslebensdauer für das Kollektiv mit $n = 1$ berücksichtigen. Dazu wird, wie beim Originalkollektiv, für jede Probe die Spitzenwertfolge entsprechend der ermittelten Anrißlebensdauer $N_{250\mu m}$ generiert und mit den Parametern aus *Tabelle 5.7* die Rißfortschrittslebensdauer ΔN_{RF} bestimmt. Die Ergebnisse der Rechnung sind in *Tabelle 5.8* als Quotient der errechneten zur experimentell ermittelten Rißfortschrittslebensdauer angegeben. Dabei sind alle Werte, die einen Fehler über 30% ergeben **rot** und einen Fehler unter 15% auf der konservativen Seite aufweisen, **grün** markiert. Quotienten, die kleiner als eins sind, entsprechen einer konservativen Abschätzung, wohingegen Quotienten größer als eins auf eine nicht-konservative Abschätzung hinweisen und **gelb** markiert sind.

Tabelle 5.8 – Gegenüberstellung von Rechnung und Experiment für das Kollektiv mit $n = 1$

<i>Kollektiv- modifikation</i>	<i>Modell</i>	<i>Quotient</i> $\Delta N_{RF,Rechnung} / \Delta N_{RF,Experiment}$ <i>in [-]</i>						
		ohne Lastinteraktion	Rödling ohne Filter	Rödling mit Filter ($p_R = \text{variabel}$)	Rödling mit Filter ($p_R = 1$)	Willenborg	Wheeler	eigenes Modell
ohne (Original)		0,25	0,53	1,08	0,94	0,93	0,96	1,03
10% Omission		0,23	0,41	0,81	0,76	0,84	0,84	1,06
20% Omission		0,23	0,36	0,60	0,78	0,73	0,79	0,71
30% Omission		0,32	0,42	0,61	0,80	0,72	0,94	0,85
10% Truncation		0,30	0,62	0,99	0,84	1,10	1,14	1,26
20% Truncation		0,36	0,60	0,81	0,79	1,12	1,19	0,92

Es läßt sich erkennen, daß die lineare Rechnung ohne Lastinteraktionseffekte, wie zu erwarten war, das deutlich konservativste Ergebnis liefert und die Effekte durch *Omission* und *Truncation* kaum wiederzugeben vermag. Naturgemäß nimmt der Fehler mit zunehmendem Truncation-Level etwas ab, da die Erhöhung des Truncation-Levels einer Annäherung der Kollektivform an den Einstufenversuch entspricht. Bei diesem gibt es bekanntlich keine Überlasten und somit keine Lastinteraktionen. Die Streuung der Meßdaten wird dadurch ebenfalls reduziert, wie die Experimente zeigen. Beispielsweise treten bei einem Truncation-Level von 20% die geringsten Streuungen auf (siehe *Abbildung 5.31* Seite 147).

Daraus ergibt sich, daß ein funktionierendes Modell mit steigendem Truncation-Level bessere Vorhersagen liefern muß. Die Qualität des Modells läßt sich wiederum am Besten an den Omission-Kollektiven erkennen, da hier zum einen die „Grundlast“ steigt und zum anderen die relative Häufigkeit der höchsten Überlasten bezogen auf einen Kollektivdurchlauf zunimmt.

Auch die Rechnungen anhand des Modells nach *Rödling* ohne Filter liegen weit auf der konservativen Seite. Hierbei fällt auf, daß es bei diesen Rechnungen zu sehr hohen Streuungen kommt (siehe Anhang *Abbildung 7.1* Seite 163), was dafür spricht, daß der Zeitpunkt des Auftretens einer hohen Last einen entscheidenden Einfluß auf die Reißfortschrittslebensdauer ausübt. Die

deutliche Unterschätzung der Lebensdauer beruht wahrscheinlich auf dem zu großen Einfluß des monotonen Rißfortschritts Δa_B . Es läßt sich auch hier eine leichte Verringerung des Fehlers mit zunehmendem Truncation-Level feststellen.

Erst die Berücksichtigung von Überlasten während eines bereits ausgelösten Verzögerungseffektes anhand des eingeführten Filters θ ermöglicht eine recht gute Vorhersage der Rißfortschrittslebensdauer bei modifizierten Kollektiven. Eine weitere Verbesserung ergibt sich schließlich, wenn der von *Rödling* vorgeschlagene Exponent p_R konstant auf eins gesetzt wird (*Abbildung 5.31* - dunkelblau). Dabei sind alle Vorhersagen konservativ. Bei dem hohen Truncation-Level von 20% ergeben sich jedoch entgegen den Erwartungen keine signifikanten Verbesserungen. Bei dieser Kollektivmodifikation würden sich die Abweichungen verringern, wenn die ausgeprägte Verzögerungswirkung aufgrund von einzelstehenden hohen Überlasten durch Absenken der Spitzenlasten auf das Truncation-Level nicht mehr auftritt. Dennoch erzielt dieses Modell mit Fehlern durchgängig unter 30% auf der konservativen Seite recht gute Ergebnisse für die betrachteten Kollektive.

Auch die bereits sehr lange bekannten Modelle von *Wheeler* sowie das verallgemeinerte Willenborg-Modell erreichen bei der verwendeten Implementierung sehr gute Ergebnisse, wenn auch teilweise auf der nicht-konservativen Seite. Da die Lebensdauerüberschätzungen bei den Modifikationen durch *Truncation* auftreten, scheint die Schwäche dieser Modelle in der Vernachlässigung des monotonen Rißfortschritts Δa_B und in ihren wenig physikalischen Parametervorgaben zu liegen.

Das neu vorgestellte empirische Modell (grün) gibt die experimentell ermittelten Rißfortschrittslebensdauern ebenfalls mit Fehlern unter 30% gut wieder. Bei einem hohen Truncation-Level von 20% erzielt das Modell mit einem Fehler unter 10% sogar ein sehr gutes Ergebnis.

Die Ergebnisse der Rechnung mit dem modifizierten Wheeler-Modell nach *Rödling* mit $p_R = 1$ und dem eigenen Modell sind zur besseren Veranschaulichung in *Abbildung 5.31* dargestellt. Eine Übersicht über alle untersuchten Modelle befindet sich im Anhang in *Abbildung 7.1*.

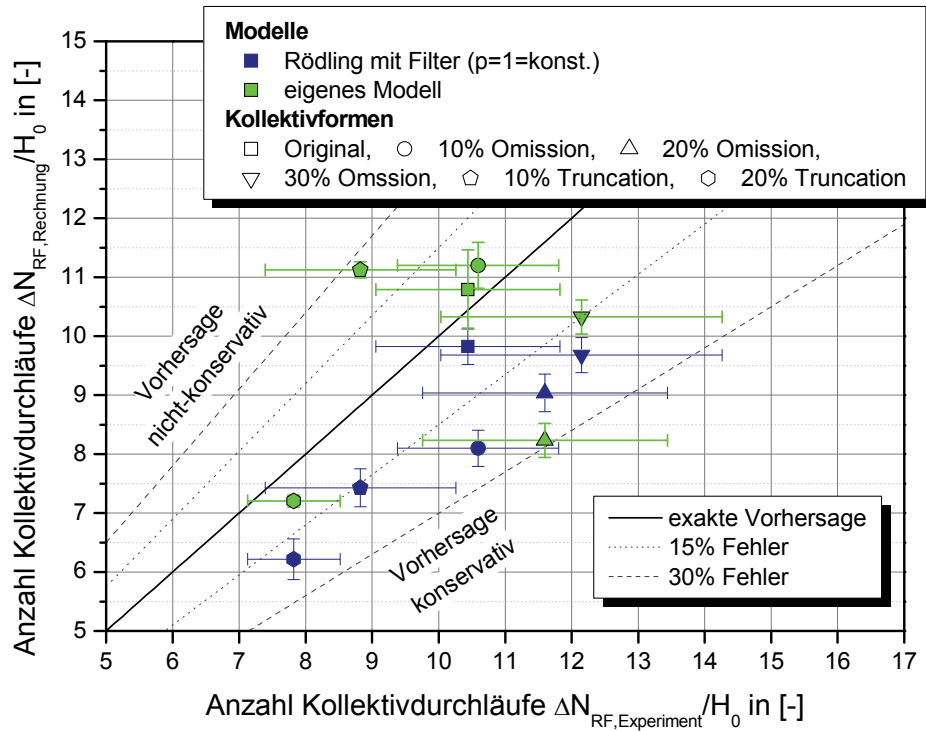


Abbildung 5.31 – Vergleich zwischen Rechnung und Experiment für die Kollektive $n = 1$

Wird der Verlauf des rechnerisch bestimmten Rißfortschritts des eigenen Modells mit den experimentell anhand der Potentialsonde ermittelten Verläufen verglichen, so wird dieser qualitativ recht gut wiedergegeben (vgl. *Abbildung 5.32* und *Abbildung 5.33*).

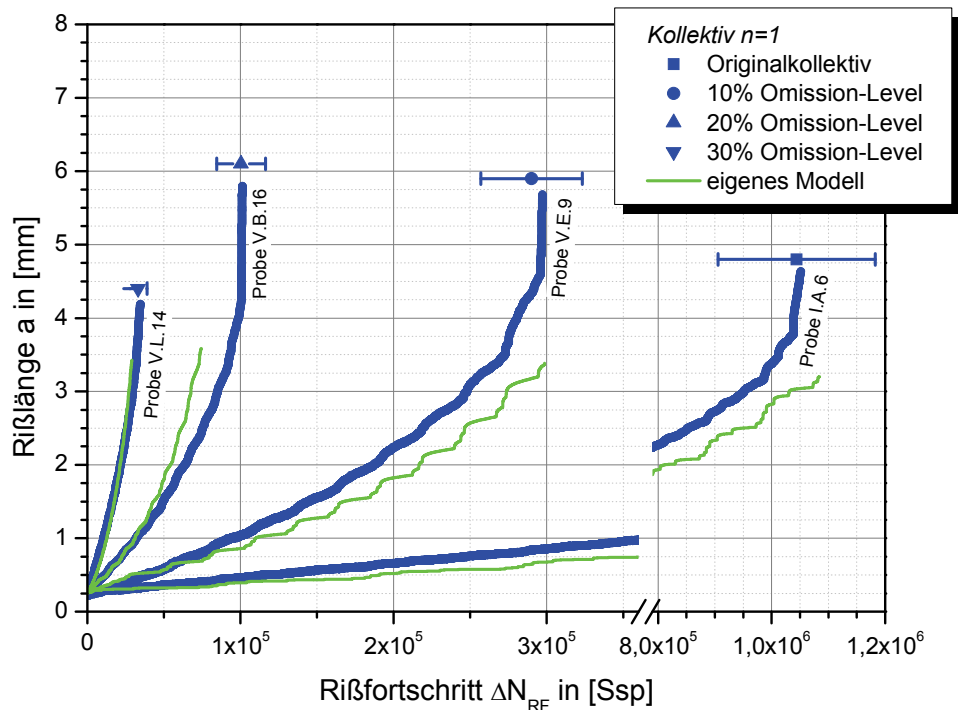


Abbildung 5.32 – Rißfortschrittsrechnung für die Kollektive mit $n = 1$ – Omission – die Fehlerbalken beschreiben den Erwartungswert und die Standardabweichung für alle Experimente der jeweiligen Kollektivmodifikation

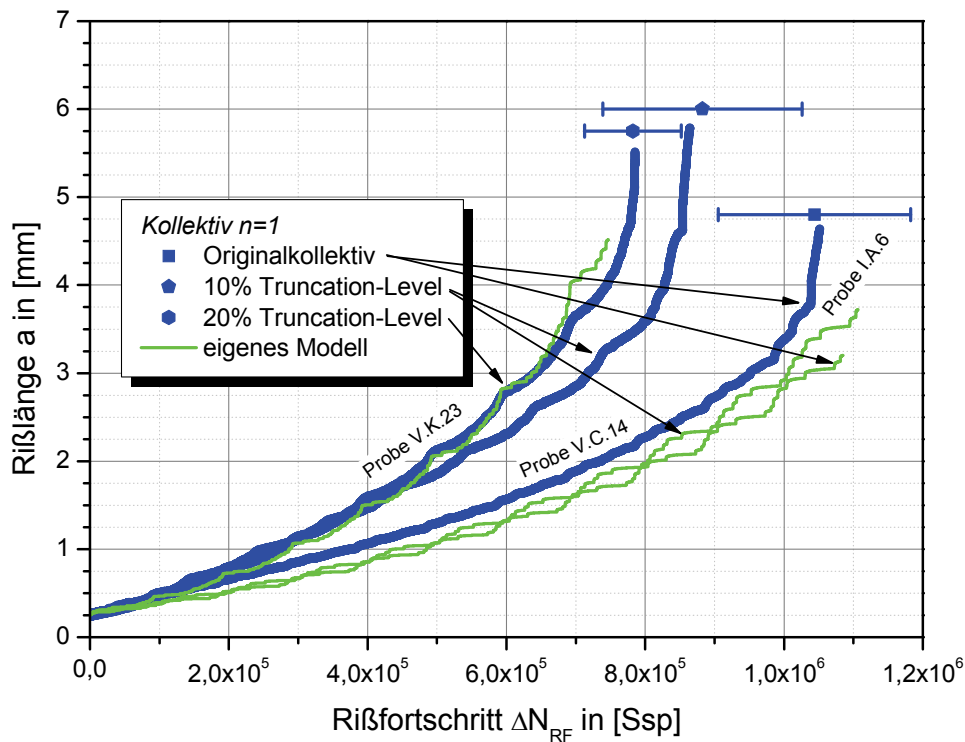


Abbildung 5.33 – Rißfortschrittsrechnung für die Kollektive mit $n = 1$ – Truncation – die Fehlerbalken beschreiben den Erwartungswert und die Standardabweichung für alle Experimente der jeweiligen Kollektivmodifikation

Die relativ große Abweichung bei einem Truncation-Level von 10% (vgl. *Abbildung 5.33*) macht jedoch deutlich, daß die durch derartige Modifikationen hervorgerufenen Effekte auch mit Berücksichtigung des zunächst beschleunigten Rißfortschritts nach einer Überlast noch nicht vollständig beschrieben werden können.

Ausgehend von diesen Ergebnissen soll die Rißfortschrittsrechnung im Folgenden auch für die Kollektive mit $n = 2$ durchgeführt werden. Da bei beiden Kollektivformen der Kollektivhöchstwert zur besseren Vergleichbarkeit der Experimente mit $S_{a,max} = 280\text{MPa}$ konstant gehalten wurde, verkürzt sich nun die Rißfortschrittslebensdauer bei $n = 2$ dramatisch um rund eine Größenordnung. Dennoch sollten die Modelle bei konstanten Parametersätzen auch die Experimente bei dieser Kollektivform in gleicher Weise beschreiben können. Dies trifft jedoch für das verallgemeinerte Willenborg-Modell nach *Gallagher* aufgrund des fehlenden „physikalischen Verständnisses“ sowie die Modelle nach *Rödling* nicht zu, so daß die Parameter für diese (rot) erneut ermittelt werden mußten (siehe *Tabelle 5.9*).

Sofern die Parameter aus *Tabelle 5.7* (Seite 144) für beide Kollektivformen verwendet werden können, sind sie ebenfalls gekennzeichnet (**grün**).

Tabelle 5.9 – ermittelte Parameter der Lastinteraktionsmodelle für das Originalkollektiv $n = 2$

<i>Lastinteraktionsmodell</i>	<i>ermittelte(r) Parameter</i>			
Wheeler-Modell	$p_W = 0,6$			
verallgemeinertes Willenborg Modell	$R_{SO} = 3,75$			
Modell nach Rödling mit Filter und variablem Exponenten	$\theta = 1,0$			
Modell nach Rödling mit Filter und konstantem Exponenten	$p_R = 1$		$\theta = 1,0$	
eigenes Modell	$\check{A} = 0,1$	$\check{B} = 0,18$	$\check{Y} = 0,01$	$\check{Z} = 0,11$
	Stelle der maximalen Verzögerung bei $0,26 \cdot \Delta a_V$			
	Grundlastermittlung über $\check{X} = 500 Ssp$			

Es zeigt sich demnach, daß lediglich das Modell nach *Wheeler* sowie das in dieser Arbeit vorgestellte empirische Modell mit den selben Parametern auskommen, wie bei der Berechnung der Kollektive mit $n = 1$.

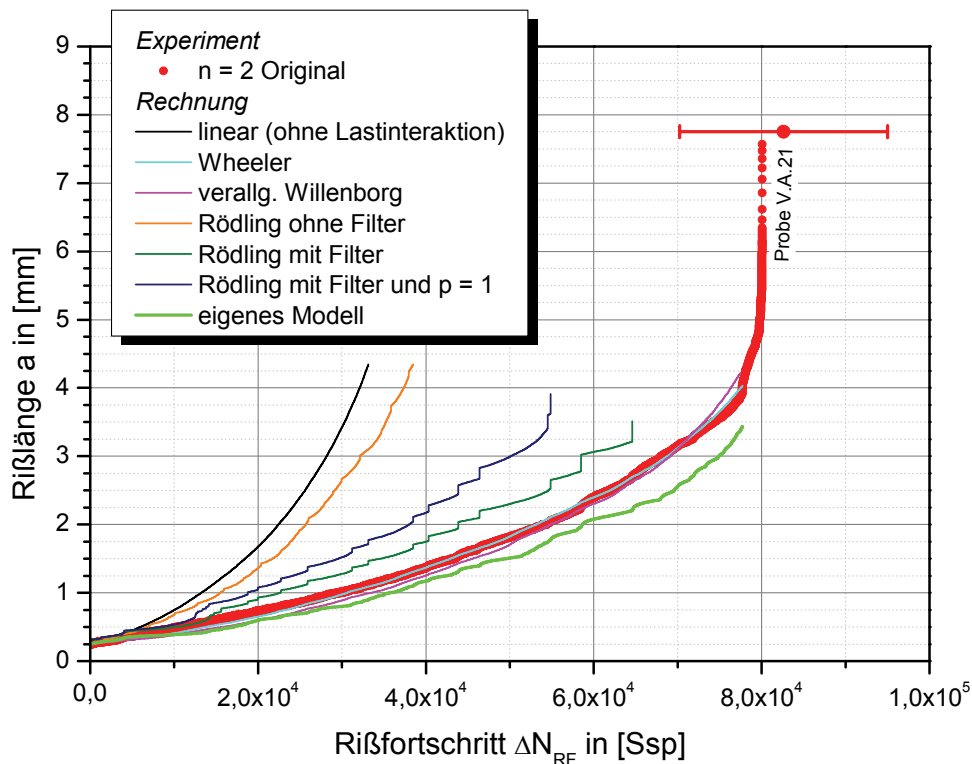


Abbildung 5.34 – Kalibrierung der Lastinteraktionsmodelle anhand einer Probe des Ausgangskollektivs mit $n = 2$ – der Fehlerbalken beschreibt den Erwartungswert und die Standardabweichung für alle Experimente dieser Kollektivmodifikation

Insbesondere die Modellvarianten nach *Rödling* versagen bei der mit $n = 2$ sehr hohen Anzahl an großen Schwingspielen, aufgrund eines überschätzten Einflusses des monotonen Reißfortschritts infolge von Überlasten, wie in *Abbildung 5.34* deutlich wird. Trotz Reduzierung des Parameters θ auf eins ist es nicht möglich, diese Modellvarianten besser an die experimentellen Ergebnisse anzupassen.

Das neu vorgestellte empirische Modell neigt dagegen nur zu einer leichten Überschätzung des qualitativen Kurvenverlaufs. Bezüglich einer quantitativen Lebensdauervorhersage liefert es erneut ein gutes Ergebnis. Diese Aussage wird auch anhand der Auswertung aller Modifikationen des Kollektivs mit $n = 2$ bestätigt, wonach dieses Modell insgesamt die experimentellen Reißfortschrittslebensdauern am besten vorhersagt (vgl. *Tabelle 5.10*).

Tabelle 5.10 – Gegenüberstellung von Rechnung und Experiment für das Kollektiv mit $n = 2$

<i>Modell</i> <i>Kollektiv- modifikation</i>		<i>Quotient</i> $\Delta N_{RF,Rechnung} / \Delta N_{RF,Experiment}$ <i>in [-]</i>						
		ohne Lastinteraktion	Rödling ohne Filter	Rödling mit Filter ($p_R = \text{variabel}$)	Rödling mit Filter ($p_R = 1$)	Willenborg	Wheeler	eigenes Modell
ohne (Original)		0,38	0,47	0,73	0,63	0,88	0,89	0,92
10% Omission		0,37	0,44	0,68	0,52	0,81	0,83	0,87
20% Omission		0,32	0,37	0,47	0,44	0,72	0,75	0,82
30% Omission		0,30	0,34	0,45	0,44	0,62	0,71	0,90
10% Truncation		0,35	0,46	0,68	0,58	0,81	0,82	0,83
20% Truncation		0,45	0,52	0,55	0,52	0,89	0,95	0,89

Insgesamt zeigen alle Modelle eine rein konservative Lebensdauervorhersage. Der Trend aus den Rechnungen mit dem Kollektiv $n = 1$, wonach mit zunehmendem Truncation-Level die meisten Modelle erwartungsgemäß geringere Fehler als bei *Omission* machen, bestätigt sich auch hier. Lediglich das neu vorgestellte empirische Lastinteraktionsmodell ist auch bei dem höchsten Omission-Level von 30% in der Lage, eine sehr gute Vorhersage zu treffen, was aufgrund der vielschichtigen Einflüsse der „kleinen“ Lastspiele auf die

Rißfortschrittslebensdauer als eigentlicher Gradmesser für alle Modelle angesehen werden muß.

In *Abbildung 5.35* sind die Ergebnisse der einzigen beiden Modelle, die bezüglich der Kollektivform unempfindlich reagiert haben, graphisch dargestellt. Im Vergleich zu den Rechnungen für das Kollektiv mit $n=1$ sind die Vorhersagen des eigenen Modells hier alle konservativ.

Weiterhin offenbaren die meisten Lastinteraktionsmodelle, mit Ausnahme des neu vorgestellten, eine deutlich größere Empfindlichkeit gegenüber der Ermittlung der Parameter an nur einer exemplarischen Probe, als dies beim Kollektiv mit $n=1$ der Fall war (vgl. *Tabelle 5.8* Seite 145). Vermutlich liegt das an der vergleichsweise kurzen Rißfortschrittslebensdauer, die bei fast allen Kollektivmodifikationen unterhalb eines vollständigen Kollektivdurchlaufs lag. Dadurch kann nicht sichergestellt werden, daß jede Probe exakt den gleichen Spitzenlasten ausgesetzt ist und somit der Truncation-Level nicht durch fehlende hohe Spitzenwerte niedriger als vorgegeben ist.

Die Ergebnisse der Rechnung mit dem Wheeler-Modell mit $p_w = 0,6$ und dem eigenen Modell sind zur besseren Veranschaulichung in *Abbildung 5.35* dargestellt. Eine Übersicht über die Ergebnisse aller Modelle befindet sich im Anhang in *Abbildung 7.2*.

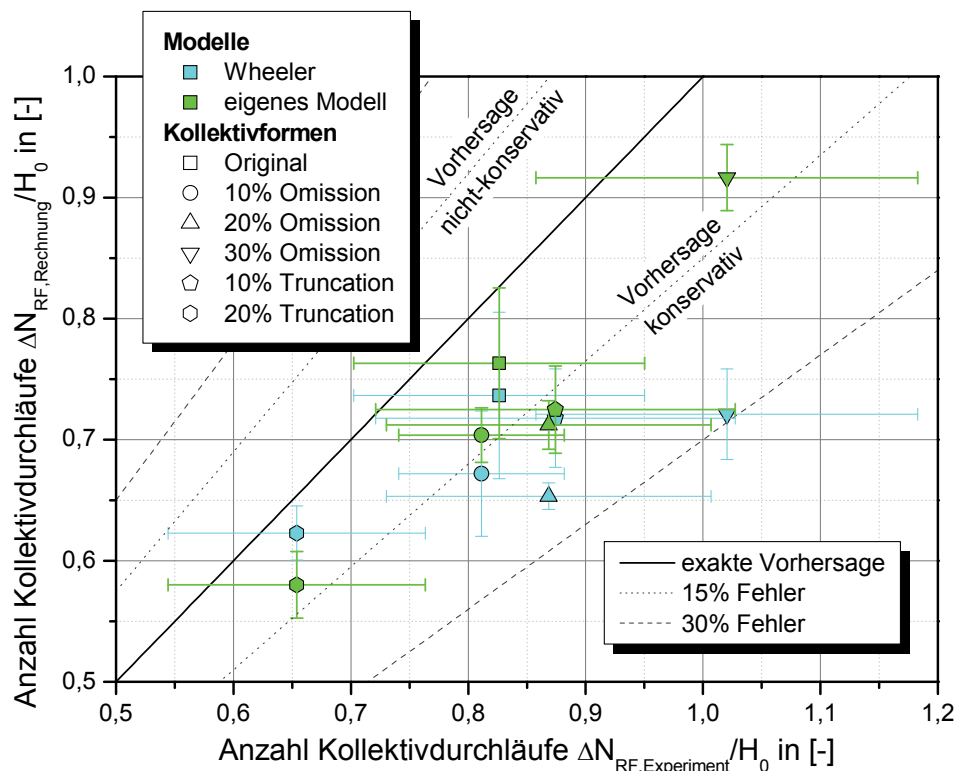


Abbildung 5.35 – Vergleich zwischen Rechnung und Experiment für die Kollektive $n = 2$

Es bleibt jedoch kritisch anzumerken, daß es mit dem in dieser Arbeit vorgestellten Lastinteraktionsmodell nicht möglich ist, das Rißausbreitungsverhalten infolge einer einzelnen Überlast mit denselben Parametern qualitativ und quantitativ zu beschreiben, wie sie zur Lebensdauervorhersage bei Betriebslastfolgen verwendet wurden. Diese Tatsache spricht allerdings dafür, daß die ablaufenden Prozesse bei einem rein zweistufigen Versuch mit einer einzelnen Überlast andere sind, als bei einer mehrstufigen Belastung mit ständig wechselnder Mittelspannung ohne definierte Grundlast.

Das modifizierte Wheeler-Modell nach *Rödling* ermöglicht bei Verwendung eines materialwissenschaftlich eher zu verstehenden Exponenten $p_R = 1 = const.$ recht gute Vorhersagen. Die Überschätzung des monotonen Rißfortschritts Δa_B infolge einzelner Überlasten, insbesondere bei der Kollektivform mit $n = 2$, wo die „Überlasten“ rasch aufeinander folgen, stellt eine Schwäche des Modells dar. Dieser Einfluß könnte jedoch ebenfalls flexibler gestaltet werden, wenn wie beim eigenen Modell nach Gleichung 5.21 (Seite 139) Sensitivitätsparameter zur Beschreibung dieses Einflusses eingeführt würden. Damit wäre dem Anwender die Möglichkeit gegeben, diesen Einfluß materialabhängig anzupassen.

Weiterhin muß an dieser Stelle festgehalten werden, daß das Modell nach *Wheeler*, besonders im Hinblick auf seine Primitivität, ein sehr gut geeignetes Mittel zur Berechnung von Rißfortschrittslebensdauern, zumindest an den untersuchten Kollektiven mit dem verwendeten Material, darstellt. Insbesondere die Tatsache, daß der einzige Sensitivitätsparameter p_W für beide Kollektivformen konstant gehalten werden konnte, spricht für dieses Modell. Die Tatsache, daß der Exponent mit $p_W = 0,6$ bei den vorliegenden Untersuchungen im Vergleich zu anderen Aluminiumknetlegierungen (vgl. [Bazios99]) sehr niedrig ist, läßt sich jedoch nicht anhand der Verzögerungswirkung einer einzelnen Überlast (vgl. *Abbildung 5.26* Seite 136) erklären. Diese sind ähnlich ausgeprägt, wie bei den von *Rödling* und *Broll* untersuchten Aluminiumknetlegierungen (vgl. [Rödling03, Broll06]). Ein möglicher Einflußfaktor scheint dagegen die Fließgrenze σ_{ys} zu sein, die für die untersuchten Legierungen unterschiedlich war und offenbar einen Einfluß auf die Größe der Verzögerungszone und damit indirekt auch auf den Exponenten p_W ausüben muß.

Auch die Abschätzung der Ausdehnung der Plastischen Zone sowie deren Struktur haben möglicherweise einen Einfluß auf die Dauer der Verzögerungswirkung. Beide Fragestellungen sind aufgrund der Komplexität der mikrostrukturell ablaufenden Prozesse noch nicht endgültig geklärt. Hier liefern vielleicht in näherer Zukunft systematische Untersuchungen mit Hilfe der *Positronenspektroskopie* in Verbindung mit rasterelektronenmikroskopischen *ECCI-Untersuchungen* (**E**lectron **C**hanneling **C**ontrast **I**maging) bessere Ergebnisse.

Schließlich stellt auch die Kalibrierung der jeweiligen Modelle eine große Schwierigkeit aufgrund ihrer sehr subjektiven Ausprägung dar. Hier wäre wünschenswert, wenn die von *Rödling* ermittelten empirischen Beziehungen zur Beschreibung des monotonen Rißfortschritts Δa_B sowie der maximalen Verzögerungswirkung $da/dN|_{\min,rel}$ infolge einer *einzelnen* Überlast auch auf die Ergebnisse mehrstufiger Rißfortschrittsexperimente anwendbar wären.

5.7 Fehlerbetrachtung

Bei allen Experimenten und Modellrechnungen müssen immer die vielfältigen Einflußgrößen im Auge behalten werden, die materialbedingt sind und zum Teil nur abgeschätzt werden können. Dies hat auch bei einem sehr guten Modell zur Beschreibung der Rißfortschrittsphase negative Auswirkungen auf die Vorhersagegenauigkeit. So liefert die Bestimmung der Anrißlebensdauer mit der Definition des Technischen Anrisses bei $a_{tech} = 250\mu m$ zwar geringe statistische Streuungen bezogen auf eine hohe Zahl an Experimenten, jedoch ist diese Definition bezogen auf die automatische Rißerkennung an das Detektionsverfahren der Gleichstrompotentialsonde gekoppelt. Anhand vieler Stichproben konnte nachgewiesen werden, daß dieses Meßverfahren bei dem verwendeten Versuchsaufbau eine gute Korrelation zwischen gemessener und tatsächlicher Rißlänge ermöglicht. Da es sich um ein integrierendes Meßverfahren handelt, werden Rißflächen detektiert. Somit ist eine Auskunft über die tatsächlich zum Zeitpunkt der Anrißbildung vorhandene Rißgeometrie nicht zu erwarten. Daher kann keine Unterscheidung zwischen Eck- oder elliptischen Oberflächenanrissen in dieser frühen Phase der Rißausbreitung getroffen werden, was jedoch für eine exakte Rißfortschrittsrechnung beginnend bei noch kürzeren Rißlängen zwingend erforderlich wäre. Auch kann es bei Rissen unterhalb der technischen Anrißlänge vorkommen, daß es aufgrund von Werkstoffinhomogenitäten oder mikroskopischen Kratzern zu einer einseitigen Anrißbildung bei den verwendeten CCT-Proben kommt. Derartige Effekte würden sich bei einer Rißfortschrittsrechnung beginnend bei noch kürzeren Rißlängen als $a_{tech} = 250\mu m$ sehr viel stärker auswirken und die Vorhersagegenauigkeit beeinflussen. Auch ließe sich der oberflächenbestimmte Riß nicht mehr im Sinne der LEBM über ein „K-Konzept“ beschreiben, sondern müßte, wie anhand *Abbildung 4.14* (Seite 93) gezeigt wurde, durch eine „Kurzrißbruchmechanik“ beschrieben werden. Dies alles zeigt sich in der zunehmenden Streuung der Anrißlebensdauer bei einem frühen Anriß von $a_{ps} = 50\mu m$ (vgl. *Abbildung 4.5* bzw. *Abbildung 4.6* Seite 81ff.)

Weiterhin läßt sich anhand der Kalibrierergebnisse in *Abbildung 3.12* (Seite 66) erkennen, daß trotz der Rißausbreitung beiderseits der Mittellochbohrung die Risse nicht immer symmetrisch zueinander sind (Fehlerbalken

geben Asymmetrie wieder). Diese Tatsache läßt sich bei einer Rißfortschrittsrechnung weder in der Korrekturfunktion, noch bei Lastinteraktionseffekten oder dem Versagenskriterium berücksichtigen. Aufgrund der geringen Streuung der Anrißlebensdauer bei einem Technischen Anriß von $a_{tech} = 250\mu m$ wird dieser Einfluß jedoch gering gehalten. Bei einer Definition des Technischen Anrisses bei kürzeren Rißlängen würden diese Effekte größeren Einfluß gewinnen und zudem die Rißgeometrie stärker ins Gewicht fallen. Damit stellt der Technische Anriß mit $a_{tech} = 250\mu m$ die untere Grenze dar, die zur Rißfortschrittsrechnung genutzt werden sollte.

Auch die Regelung der servohydraulischen Prüfmaschine besitzt einen geringen Einfluß auf den Rißfortschritt. Obwohl die Regelabweichung unter 5% lag, stellen sich insbesondere bei einzeln auftretenden hohen Lasten immer vom Soll abweichende Spitzenwerte ein, die jedoch bei einer Rißfortschrittsrechnung nicht berücksichtigt werden und damit die Reproduzierbarkeit der Kollektive beeinträchtigen. Hierzu bliebe nur die aufwendige Möglichkeit, für jede einzelne Probe die tatsächlichen Lasten als Spitzenwertfolge aufzuzeichnen und diese für eine Rechnung heranzuziehen.

Als Konsequenz dieser vielschichtigen Einflußfaktoren und Fehlergrößen bleibt festzuhalten, daß hinsichtlich der Lebensdauervorhersage in der Rißfortschrittsphase zwar die unterschiedlichen Modelle variiert und verbessert werden können, eine grundlegende Erhöhung der absoluten Vorhersagegenauigkeit jedoch nicht zu erwarten ist. Dazu unterliegen bereits die experimentell bestimmten Basisdaten zu großen Streuungen, die eher einer statistischen Betrachtung bedürfen. Lediglich eine Verbesserung der relativen Lebensdauervorhersagen (zum Beispiel vom Omission- zum Original-Kollektiv) kann hier noch erwartet werden.

6. Zusammenfassung und Ausblick

Um einen schadenstoleranten Nachweis an einem Strukturbauteil zu führen, muß zum einen die Frage nach dem Ort der Rißentstehung und zum anderen nach dem Rißausbreitungsverhalten beantwortet werden.

Im ersten Schritt ist für die Beantwortung dieser Fragen eine Versuchsanlage konzipiert worden, die eine Anrißerkennung *in-situ* mit Hilfe der Gleichstrompotentialsonde mit einer stabilisierten Proben temperatur an Ermüdungsproben ermöglicht. Die Funktion der Anlage konnten anhand von Kalibrierversuchen und der Ermittlung von Proben-Wöhlerlinien für die Anriß- und Gesamtlebensdauer nachgewiesen werden. Damit ist mit diesem Versuchsaufbau eine Unterscheidung von Anriß- und Rißfortschrittslebensdauer möglich.

Davon ausgehend konnte die Frage der Anrißerkennung zum großen Teil beantwortet werden. Es wurde gezeigt, daß es mit Hilfe der Lock-In-Thermographie möglich ist, in dünnen (möglichst grundierten) Aluminiumblechen, wie sie auch für die übrigen Ermüdungsversuche verwendet wurden, Anrisse bereits in einem sehr frühen Stadium zu erkennen und deren Rißfortschritt zu verfolgen. Dazu wurde beim Anregungssignal der Weg von der Kraftmeßdose des servohydraulischen Prüfrahmens hin zum Signal eines Dehnmeßstreifens auf der Probe, auch in einiger Entfernung zur Anrißstelle, beschriftet. Damit kann dieser Versuchsaufbau als Einstieg für eine zerstörungsfreie Anrißdetektion an laufenden Bauteilversuchen gewertet werden.

Zur Beantwortung der Frage nach dem Rißausbreitungsverhalten war es das Ziel, die Ergebnisse der vergangenen Jahre in Bezug auf den Einfluß von Überlasten auf das Rißausbreitungsverhalten in metallischen Werkstoffen in ein geeignetes numerisches Modell umzusetzen. Dabei sollten alle wichtigen experimentellen Befunde eingehen, die an den jeweils verwendeten Aluminiumlegierungen zum Rißausbreitungsverhalten unter Überlastbeanspruchung gefunden wurden.

Da die Anrisse nun lokalisierbar und detektierbar waren, konnten davon ausgehend Betriebsfestigkeitsexperimente an der hochfesten Aluminiumknetlegierung EN AW 7475-T761 mit zwei unterschiedlichen Kollektivformen durchgeführt werden. Zum einen wurde ein Böenkollektiv mit $n=1$ und zum anderen ein Manöverkollektiv mit $n=2$ generiert und das Schädigungs-

verhalten, das die Profile initiieren, untersucht. Durch unterschiedliche Stützung der Amplitudenhöhe bzw. Unterdrückung von Schwingspielen niedriger Spannungsamplitude konnten weitere Kollektivmodifikationen vorgenommen werden.

Eine statistische Auswertung der experimentellen Ergebnisse zur Anrißlebensdauer zeigte eine hervorragende Reproduzierbarkeit der Messungen. Durch die gute Auflösung der verwendeten Gleichstrompotentialsonde konnte auch eine Unterscheidung zwischen kurzen Anrissen von angezeigten $50\mu\text{m}$ Rißlänge und den im weiteren Verlauf der Arbeit verwendeten Technischen Anrissen von $a_{\text{tech}} = 250\mu\text{m}$ getroffen werden. Dabei stellte sich anhand der statistischen Auswertung heraus, daß unterhalb dieser Grenze von $250\mu\text{m}$ eine Definition des Technischen Anrisses zwar möglich, aufgrund der großen Streuungen und der stark mikrostrukturell beeinflussten Rißausbreitung jedoch wenig sinnvoll ist.

Um den rechnerischen Nachweis einer schadenstoleranten Auslegung zu ermöglichen, werden unter anderem die Rißausbreitungsdaten des verwendeten Materials benötigt. Dazu wurden parallel zu den Betriebsfestigkeitsversuchen Rißausbreitungsexperimente durchgeführt. In diesem Zusammenhang wurde eine Modifikation des von *Steinbock* vorgeschlagenen Verfahrens zur Beschreibung von Rißausbreitungskurven in Abhängigkeit vom Spannungsverhältnis R [Steinbock08] entwickelt und erfolgreich eingesetzt. Damit können nun auch die mikrostrukturell bedingten Übergänge innerhalb der Rißausbreitungskurve berücksichtigt und die experimentellen Ergebnisse sehr gut vorhergesagt werden.

Zur Abschätzung der Rißfortschrittslebensdauern unter betriebsnaher Beanspruchung werden neben den Rißausbreitungsdaten auch geeignete Lastinteraktionsmodelle zur Berücksichtigung von Reihenfolgeeffekten benötigt. Davon sind über die Jahre eine Vielzahl verschiedener Ansätze entwickelt worden, wie zum Beispiel von *Wheeler*, *Willenborg*, *Gallagher*, *Chang*, *Johnson*, *Harter* und *Rödling*, die überwiegend empirische Modelle, basierend auf einer Art Fließzone oder Plastischer Zone, darstellen [Newman97]. Demgegenüber existieren weitere Modelle von *Schijve*, *de Koning*, *Baudin* und *Aliaga*, die wiederum auf Rißschließkonzepten

beruhen [Newman97]. In dieser Arbeit wurden zur Berechnung der Rißfortschrittslebensdauer die Modelle von *Wheeler* und *Gallagher* (verallgemeinertes Willenborg-Modell) sowie unterschiedliche Variationen des Modellvorschlags von *Rödling*, inklusive der in dieser Arbeit präsentierten eigenen Ergänzung untersucht und diskutiert. Dabei zeigte sich, daß die vorliegenden Experimente mit dem Modell nach *Wheeler* und dem eigenen Modellvorschlag, der auf den Ergebnissen von Überlastexperimenten der vergangenen Jahre beruht, am besten beschrieben werden können. Insbesondere zeichneten sich diese beiden Modelle dadurch aus, daß sie mit einheitlichen Parametern die Ergebnisse beider Kollektivformen mit $n = 1$ und $n = 2$ annähernd gleich gut beschreiben konnten.

Das in dieser Arbeit entwickelte semi-empirische Modell basiert dabei auf Ergebnissen der Überlastexperimente von *Rödling*, *Broll* und *Steinbock* (vgl. [Rödling03, Broll06, Steinbock08]). Demnach tritt infolge einer einzelnen Überlast zunächst eine monotone Rißverlängerung Δa_B auf. Daran anschließend baut sich eine Verzögerungswirkung bis zu einem Maximum $da/dN|_{rel,min}$ auf. Diese Verzögerung der Rißausbreitung klingt schließlich allmählich wieder ab. Dabei wurden zunächst die Effekte einer einzelnen Überlast gegenüber einer Grundlast implementiert und der Einfluß von Überlastblöcken sowie die Akkumulation von Lastinteraktionseffekten durch gezielte Einstreuung von Überlasten während der maximalen Verzögerungswirkung vernachlässigt. Dennoch liefert das neue Modell mit seinen wenigen Parametern eine bessere Beschreibung der empirisch vor allem von *Rödling* ermittelten Überlasteffekte, als dies mit den klassischen Fließzonenmodellen der Fall ist.

Ausgehend von der vorliegenden Arbeit sollte das vorgeschlagene Modell weiter verfeinert und hinsichtlich der Akkumulation von Überlasten, wie sie *Broll* gefunden hat, ergänzt werden. Ferner ist für das Programm *Rißausbreitung*, in das die Modelle implementiert wurden, eine Erweiterung zur Berechnung der Rißausbreitungslebensdauer für komplexere Strukturbauteile vorstellbar, um das neue Modell auch an Lebensdauerrechnungen für Großstrukturen messen zu können.

7. Anhang

Tabelle 7.1 – Klassierung der Ausgangskollektive mit $n = 1$ und $n = 2$

$\frac{S_a}{S_{a,\max}}$	$n = 1$		$n = 2$	
	h_i	H_i	h_i	H_i
1	1	1	1	1
0,975	1	2	1	2
0,95	0	2	2	4
0,925	1	3	3	7
0,9	1	4	5	12
0,875	1	5	7	19
0,85	1	6	12	31
0,825	3	9	19	50
0,8	3	12	29	79
0,775	3	15	45	124
0,75	6	21	67	191
0,725	6	27	99	290
0,7	10	37	143	433
0,675	12	49	206	639
0,65	16	65	290	929
0,625	22	87	402	1331
0,6	28	115	549	1880
0,575	39	154	738	2618
0,55	51	205	975	3593
0,525	69	274	1268	4861
0,5	91	365	1621	6482
0,475	122	487	2039	8521
0,45	162	649	2519	11040
0,425	217	866	3060	14100
0,4	289	1155	3651	17751
0,375	385	1540	4277	22028
0,35	514	2054	4916	26944
0,325	684	2738	5544	32488
0,3	914	3652	6124	38612
0,275	1218	4870	6622	45234
0,25	1624	6494	7002	52236
0,225	2166	8660	7223	59459
0,2	2888	11548	7255	66714
0,175	3851	15399	7071	73785
0,15	5136	20535	6654	80439
0,125	6849	27384	6002	86441
0,1	9133	36517	5122	91563
0,075	12180	48697	4039	95602
0,05	16241	64938	2792	98394
0,025	35062	100000	1606	100000

Tabelle 7.2 – Literaturhinweise über den Einfluß von Omission

<i>Quelle</i>	<i>Material/Probe</i>	<i>Omission</i>	<i>Ergebnis/Bemerkung</i>
[Potter74]	2219-T851 $T = 12,7mm$ CCT-Probe	RI/B-1 Kollektiv gekürzt auf 81,5% und 90,8% der Ssp	· Lebensdauervorhersage von Omission-Kollektiv ausgehend für Original-Kollektiv nicht-konservativ
[Jarfall75]	7075-T6 clad CCT-Probe $T = 3mm$	21,5% und 27,7%	· Einfluß im Vergleich zur Streuung gering
[Schütz76]	2024-T3	kleinste Laststufe	· trotz Elementarer Miner-Regel Schädigung kleiner Lastspiele unterbewertet
[Conle79]	ungekerbte Stahlproben	ab Filterlevel von 40% der Werkstoffdauerfestigkeit	· Einfluß auf äquivalente Lebensdauer
[Lowak79]	keine Angabe	von TWIST auf MINITWIST	· Schädigung der kleinen Schwingspiele, die weggelassen wurden, führt zur Überschätzung der Lebensdauer
[Dill80]	7075-T7351 CCT-Probe	ab 50% Omission-Level	· Rißfortschrittslebensdauer nimmt ab 50% Omission-Level ausgehend vom Design Limit Stress (DLS) deutlich zu
[Swift83]	7075-T6511 2024-T351	unterhalb der Dauerfestigkeit	· Lebensdauerverlängerung · Vorsicht bei Omission geboten, wenn das Kollektiv für Rißausbreitungsnachweise gedacht ist, da sonst nicht-konservative Ergebnisse möglich
[Gassner84]	GGG-50	-	· Begriff der reduzierten Dauerfestigkeit, unter der die Laststufen keinen nennenswerten Beitrag zur Bauteilschädigung leisten
[Schijve85]	Überblick aus anderen Quellen		· geringer Effekt bei einer Vielzahl von Untersuchungen, jedoch bei anderen Versuchen auch signifikante Lebensdauerverlängerung · Effekt bei Transportflugzeugkollektiven größer als bei Manöverkollektiven · solange es sich um eine Zufallslastfolge handelt, scheint die Lastreihenfolge keinen Einfluß auszuüben
[Heuler85]	AlMg4.5Mn	u.a. von TWIST auf MINITWIST	· in Rißfortschrittsphase größere Abweichungen von Original- Lebensdauer als in Anrißphase (höhere Lasthorizonte) · Anrißlebensdauer mit Filterlevel bei halber Dauerfestigkeit recht genau reproduzierbar · höheres Omission führt zu Anrißlebensdauer-Verlängerung · kleine Schwingspiele anscheinend größeren Beitrag zum Rißfortschritt als zur Anrißbildung und Mikrorißwachstum · insgesamt: Filterlevel 45% für Al und 50% für Stahl bezogen auf Werkstoffdauerfestigkeit empfohlen
[Verhoeven05]	7075-T651 $T = 12,7mm$ CCT-Probe	10%	· kein feststellbarer Effekt auf Rißausbreitung

Tabelle 7.3 – Literaturhinweise über den Einfluß von Truncation

<i>Quelle</i>	<i>Material/Probe</i>	<i>Truncation</i>	<i>Ergebnis/Bemerkung</i>
[Jarfall75]	7075-T6 clad CCT-Probe $T = 3mm$	auf 89,2% und 76,9% des Ausgangsniveaus	· Reduzierung der Gesamtlebensdauer
[Schütz76]	2024-T3	auf 72% des Ausgangsniveaus	· beeinflusst die an Kerben auftretenden Eigenspannungen infolge Spannungumlagerungen, so daß lineare Schadensakkumulation versagt
[Kiddle77]	Überblick aus anderen Quellen		· üblicherweise wird das Truncation-Level so festgelegt, daß das höchste Lastspiel ca. zehnmal im Bauteilleben auftritt · große Lasten haben Einfluß auf die Gesamtlebensdauer durch Beeinflussung der Ribbildung (schneller), Rißaus- breitung (schneller, aber auch Last- interaktion durch Plastifizierung vor Ribspitze) und dem Bauteilversagen
[Wanhill79]	2024-T3 7475-T761 Ti-Al6-V4	TWIST Truncation Levels I und II	· 2024-T3 reagiert deutlich empfindlicher auf Truncation als 7475-T761 · alle untersuchten Werkstoffe reagieren mit verkürzter Ribfortschrittslebensdauer · zur Festlegung von Inspektions- intervallen sollte Truncation stärker sein, als daß nur zehnmal das höchste Schwingspiel auftritt, um konservative Ergebnisse zu erzielen
[Dill80]	7075-T7351 CCT-Probe	auf 85% des Ausgangsniveaus	· Verkürzung auf 75% der Ausgangs- ribfortschrittslebensdauer · Ribfortschrittslebensdauer durch Hinzufügen einer Überlast am stärksten beeinflußt
[Swift83]	Überblick aus anderen Quellen		· wird empfohlen, höchstes Lastspiel nicht häufiger als zehnmal in der Gesamt- nutzungsdauer auftreten zu lassen, da sonst durch Verzögerungseffekte unrealistische Vorhersagen zu erwarten sind
[tenHave89]	Überblick aus anderen Quellen		· durch Verzögerungseffekt können sich hohe Lasten positive auf die Lebensdauer auswirken · Effekt ist abhängig von Kollektivform: der Ansatz, Truncation so festzulegen, daß das höchste Schwingspiel zehnmal auftritt, führt zu einem stärkeren Effekt bei Transportflugzeug-Kollektiven als bei Kampfflugzeug-Kollektiven · konservativ für Metalle, nicht- konservativ bei Verbundwerkstoffen · materialabhängig

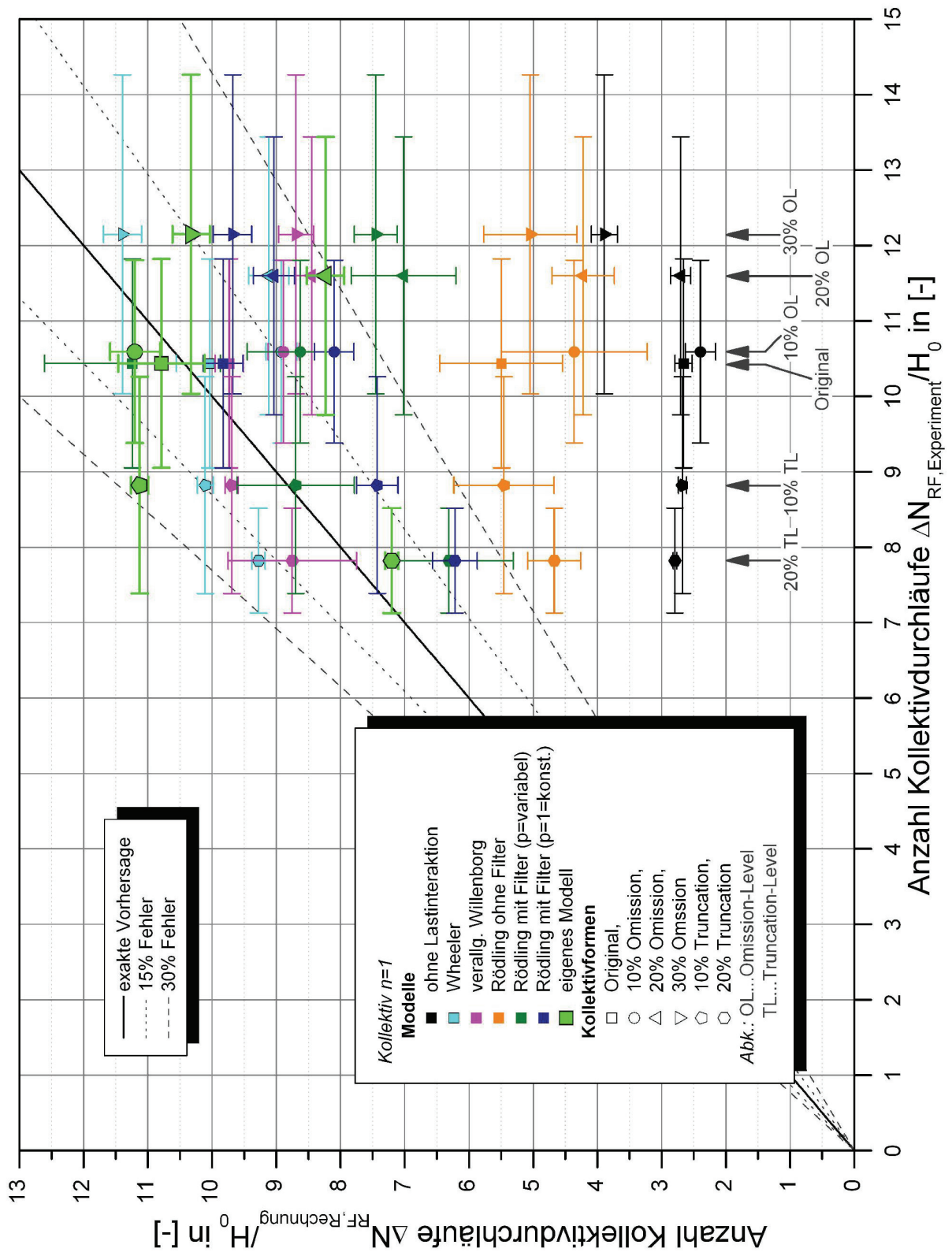


Abbildung 7.1 – Vergleich zwischen Rechnung und Experiment für die Kollektive n = 1

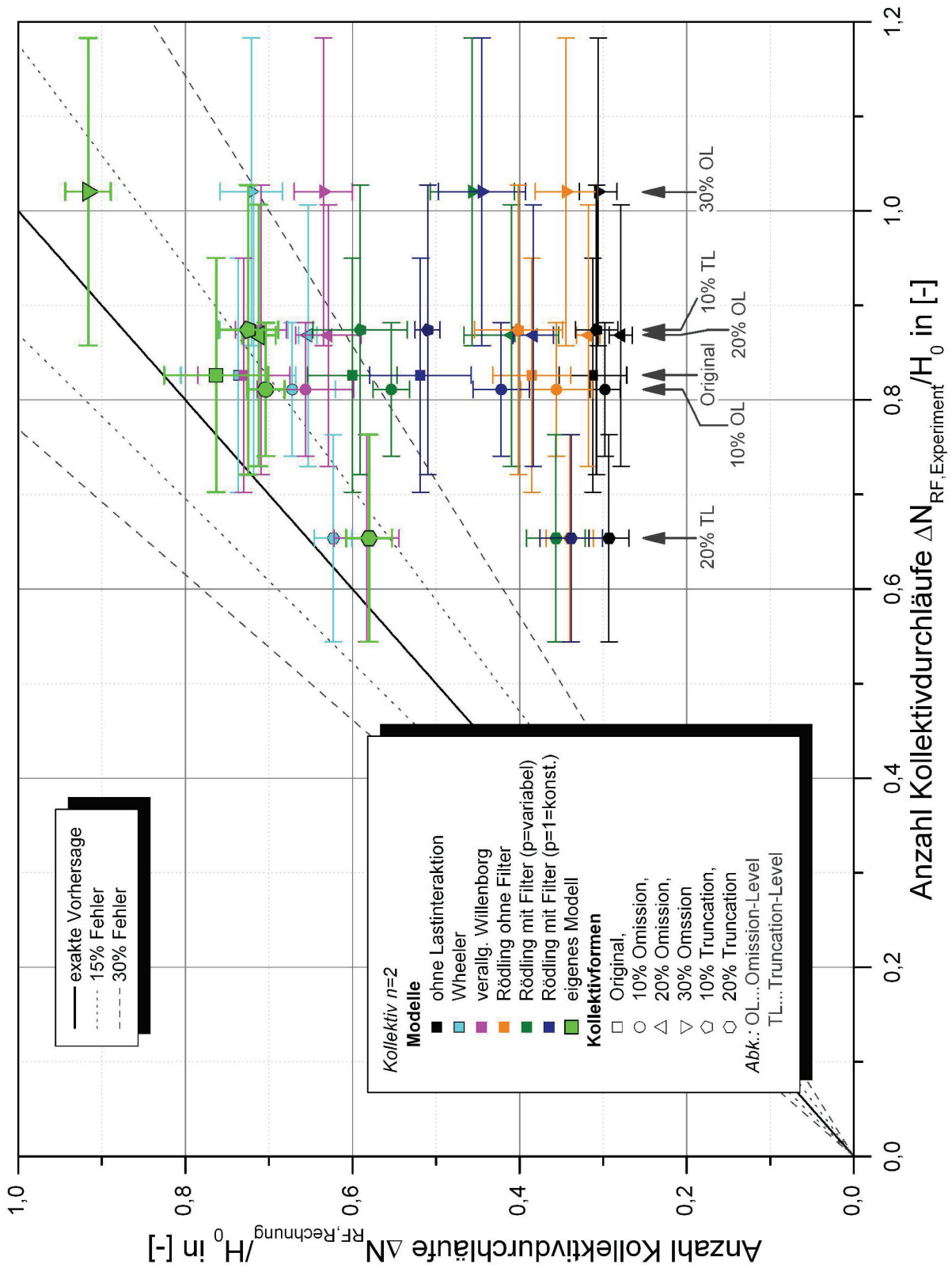


Abbildung 7.2 – Vergleich zwischen Rechnung und Experiment für die Kollektive n = 2

8. Literaturverzeichnis

- [ACF09] Aircraft Certification Service. Applying Lessons Learned from Accidents – Part 2. Federal Aviation Administration.
http://faalessons2006.workforceconnect.org/l2/Dan_Air (20.02.09).
- [Alcoa01] Certificate of Conformity. Certificate No FM 11595. Alcoa Europe. Dolgarrog, Conwy. LL32 8JH. 26.01.2001.
- [Alcoa07] B. DeMestral. Alcoa. eMail vom 25.05.2007.
- [AlcoaGL85] S. Cieslak. Alcoa Green Letter. Alcoa 7475 Sheet and Plate. Aluminium Company of America. Application Engineering Deivision. Pennsylvania. 41985.
- [AlcoaPS] Alloy 7475. Plate and Sheet. Highest Toughness/Strength. Alcoa Mill Products Inc. Datum der Herausgabe unbekannt.
- [AlcoaTFS] Alcoa Aerospace Technical Fact Sheet. Aluminium Company of America. Aerospace/Commercial Rolled Products Division. Iowa. Datum der Herausgabe unbekannt.
- [ASM07] ASM Aerospace Specification Metals Inc. 2007.
- [ASTM466] ASTM E466-96. Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials. American Society for Testing and Materials. 1996.
- [ASTM647] ASTM E647-00. Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. American Society for Testing and Materials. 2000.
- [Aurich78] D. Aurich. Bruchvorgänge in Metallischen Werkstoffen. Werkstofftechnische Verlagsgesellschaft. Karlsruhe. 1978.
- [Awatani76] J. Awatani. Microstructures around the Tips of Fatigue. Metallurgical and Materials Transaction A. Vol. 7. Nr. 5. 1976.
- [Bär01] J. Bär. Vollautomatische Experimente zur Ermüdungsrißausbreitung. Materialprüfung 43. Nr. 6. 2001. Seiten 242ff.
- [Basquin10] O. Basquin. The Exponential Law of Endurance Tests. *Proc. ASTM* 10. 1910. Seiten 625ff.
- [Bazios99] I. Bazios. Untersuchungen zum Ermüdungsverhalten einer AlMgSi-Legierung bei betriebsnaher Beanspruchung in korrosiven Medien. Dissertation. Universität der Bundeswehr München. Neubiberg. 1999.

- [Berger00] W. Berger. Lebensdauervorhersage für partikelverstärkte Aluminiumlegierungen unter Berücksichtigung der mikrostrukturellen Aspekte der Schädigung. Dissertation. Universität der Bundeswehr München. Neubiberg. 2000.
- [Bergner04] F. Bergner. Skaleninvarianz und deren Bedeutung für die Modellierung der Ermüdungsrißausbreitung in Aluminiumlegierungen. Habilitationsschrift. Technische Universität Dresden. Dresden. 2004.
- [Breitenstein03] O. Breitenstein. Lock-In Thermography. Basics and Use for Functional Diagnostics of Electronic Components. Springer Series in Advanced Microelectronics. Springer-Verlag. 2003.
- [Broek86] D. Broek. Elementary Engineering Fracture Mechanics. 4th Revised Edition. Kluwer Academic Publishers. Dordrecht/Boston/London. 1986.
- [Broll06] M. Broll. Charakterisierung des Rißausbreitungsverhaltens unter betriebsnaher Beanspruchung. Dissertation. Universität der Bundeswehr München. Neubiberg. 2006.
- [Busse79] G. Busse. Optoacoustic Phase Angle Measurement from Probing a Metal. Applied Physics Letters. Vol. 35. Nr. 10. 1979. Seiten 759f.
- [Busse92] G. Busse. Thermal Wave Imaging with Phase Sensitive Modulated Thermography. Journal of Applied Physics. Vol. 71. Nr. 8. 1992. Seiten 3962ff.
- [Busse08] G. Busse. Aktivitäten der Abteilung Zerstörungsfreie Prüfung in Forschung und Anwendung. Universität Stuttgart. Institut für Kunststofftechnik. Abteilung Zerstörungsfreie Prüfung. 2008.
- [Buxbaum83] O. Buxbaum. Vergleich der Lebensdauervorhersage nach dem Kerbgrundkonzept und dem Nennspannungskonzept. Fraunhofer Laboratorium für Betriebsfestigkeit (LBF). Darmstadt. 1983.
- [Conle79] F. Conle. An Examination of Variable Amplitude Histories in Fatigue. Dissertation. Universität Waterloo. Fakultät für Bauingenieurwesen. Waterloo, ON. 1979.
- [DGQ95] Das Lebensdauernetz. Leitfaden zur grafischen Bestimmung von Zuverlässigkeitskenngrößen der Weibull-Verteilung. Deutsche Gesellschaft für Qualität e.V. Frankfurt am Main. 1995.
- [Dill80] H. Dill. Effects of Fighter Attack Spectrum on Crack Growth. Effect of Load Spectrum Variables on Fatigue Crack Initiation and Propagation. ASTM STP 714. American Society for Testing and Materials. 1980. Seiten 205ff.
- [Dillenz03] A. Dillenz. Progress in Phase Angle Thermography. Review of Scientific Instruments. Vol. 74. Nr. 1. 2003. Seiten 417ff.

- [DIN10002] DIN EN 10002-1. Zugversuch Teil 1. Prüfverfahren bei Raumtemperatur. Deutsches Institut für Normung e.V. Beuth Verlag. 2001.
- [ISO12108] ISO 12108. Metallische Werkstoffe. Schwingfestigkeitsprüfung. Verfahren zur Bestimmung des Ermüdungsrißwachstums. Internationale Organisation für Normung. 2002.
- [DIN40041] DIN 40041. Zuverlässigkeit. Begriffe. Deutsches Institut für Normung e.V. Beuth Verlag. 1990.
- [Dowling79] N. Dowling. Fatigue at Notches and the Local Strain and Fracture Mechanics Approaches. American Society for Testing and Materials. ASTM STP 677. 1979. Seiten 247ff.
- [Eastin05] R. Eastin. Contrasting FAA and USAF Damage Tolerance Requirements. USAF Aircraft Structural Integrity Program (ASIP) Conference. Memphis. 2005.
- [FAA78] Federal Aviation Administration. Federal Aviation Regulation Part 25 §25.571. Damage Tolerance and Fatigue Evaluation of Structure. 1978.
- [Forman92] R. Forman. Behaviour of Surface and Corner Cracks Subjected to Tensile and Bending Loads in Ti-6Al-4V Alloy. Fracture Mechanics: Twenty-Second Symposium. Vol. 1. ASTM STP 1131. H. Ernst. American Society for Testing and Materials. Philadelphia. 1992. Seiten 519ff.
- [Forsyth69] P. Forsyth. The Physical Basis of Metal Fatigue. London. Blackie and Son. 1969.
- [Gassner68] E. Gassner. Die Schwingfestigkeit von Schweißverbindungen aus der Sicht einer örtlichen Beanspruchungsmessung. *In: Tragfähigkeitsermittlung bei Schweißverbindungen. Band I.* DVS-Verlag. Düsseldorf. 1968. Seiten 47ff.
- [Gassner84] E. Gassner. Ermittlung von Betriebsfestigkeits-Kennwerten auf der Basis einer reduzierten Bauteil-Dauerfestigkeit. *Materialprüfung. Vol. 26. Nr. 11.* 1984.
- [Grubisic82] V. Grubisic. Influence of Local Strain Distribution on Low-Cycle Fatigue Behaviour of Thick-Walled Structures. American Society for Testing and Materials. ASTM STP 770. 1982. Seiten 612ff.
- [Gudladt90] H.-J. Gudladt. Influence of Moisture on the Crack Propagation Rate in Al-Zn-Mg Single Crystals. Environment Assisted Fatigue. EGF7. Mechanical Engineering Publications. London. 1990. Seiten 273ff.
- [Haibach71] E. Haibach. Beurteilung der Schwingfestigkeit von Schweißverbindungen aus AlZnMg1 auf dem Weg einer örtlichen Dehnungsmessung. *Aluminium. Vol. 47. Nr. 12.* 1971. Seiten 725ff.
- [Haibach89] E. Haibach. Betriebsfestigkeit. Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung, VDI-Verlag. Düsseldorf. 1989.

- [Halliday80] M. Halliday. The D.C. Electrical Potential Method for Crack Length Measurement – The Measurement of Crack Length and Shape during Fracture and Fatigue. EMAS. Warley. 1980. Seite 85ff.
- [Heckel83] K. Heckel. Einführung in die Anwendung der Bruchmechanik. Carl Hanser Verlag. München. 1983.
- [Heuler84] P. Heuler. Verkürzung von Last-Zeit-Folgen für den Betriebsfestigkeits-Nachweis. Bericht FD-10/1984 aus dem Fachgebiet Werkstofftechnik der TH Darmstadt. 1984. Information darüber aus [Gassner84b]!
- [Heuler85] P. Heuler. Verkürzung von Last-Zeit-Folgen für den Betriebsfestigkeitsnachweis auf der Grundlage örtlicher Beanspruchungen. Materialprüfung. Vol. 27. Nr. 6. 1985. Seiten 156ff.
- [Heutling08] A. Heutling. Metallographische Untersuchungen der Aluminiumlegierung EN AW 7475-T761. Studienarbeit. Universität der Bundeswehr München. Neubiberg. 2008.
- [Hicks81] M. Hicks. A comparison of theoretical and experimental methods of calibrating the electrical potential drop technique for crack length determination. International Journal of Fracture. Vol. 20. 1982. Seite 91ff.
- [Hobbacher77] A. Hobbacher. Cumulative Fatigue by Fracture Mechanics. Journal of Applied Mechanics. American Society of Mechanical Engineers (ASME). Vol. 44. Nr. 12. 1977. Seiten 769ff.
- [Irwin57] G. Irwin. Analysis of Stresses and Strains Near the End of a Crack Traversing a Plate. Transactions ASME. Journal of Applied Mechanics. Vol. 24. 1957. Seite 361ff.
- [Irwin58] G. Irwin. Fracture. Handbuch der Physik VI. Springer. 1958. Seite 551ff.
- [IST07] Bedienungsanleitung RS-LabSite modulogic Version 1.1 SL1.53. Fa. IST. Modulversion 3.01.0008. 2007.
- [Jarfall75] L. Jarfall. Influence of Variations of Manoeuvre Load Spectrum. 8th ICAF Symposium. Lausanne. 1975.
- [Jones06] R. Jones. An Experimental Evaluation of Crack Face Energy Dissipation. International Journal of Fatigue. Vol. 28. 2006. Seiten 1716ff.
- [Kammer03] C. Kammer. Aluminium Taschenbuch. Band 1-3. Aluminium Verlag. Düsseldorf. ¹⁶2003.
- [Kaplan02] M. Kaplan. Fatigue-Life Assessment. EAD Aerospace Inc. 2002.
- [Kececioglu93] D. Kececioglu. Reliability and Live Testing Handbook. Prentice Hall. Englewood Cliffs. Vol. 1. 1993.

- [Kececioglu94] D. Kececioglu. Reliability and Live Testing Handbook. Prentice Hall. Englewood Cliffs. Vol. 2. 1994.
- [Kiddle77] F. Kiddle. The Effects on Fatigue Life of Omitting Small Loads, Large Loads and Load Dwells from a Loading Spectrum. ICAF. London. 1977.
- [Klesnil72] M. Klesnil. Influence of Strength and Stress History on Growth and Stabilization of Fatigue Cracks. Engineering Fracture Mechanics. Vol. 4. 1972. Seiten 77ff.
- [Knott80] J. Knott. The Use of Analogue and Mapping Techniques with Particular Reference to Detection of Short Cracks – The Measurement of Crack Length and Shape during Fracture and Fatigue. EMAS. Warley. 1980. Seite 113ff.
- [Kohout01] J. Kohout. A New Function for Fatigue Curves Characterization and Its Multiple Merits. International Journal of Fatigue. Vol. 23. 2001. Seite 175ff.
- [Krä88] Chr. Krä. Beschreibung des Lebensdauerverhaltens gekerbter Proben unter Betriebsbelastung auf der Basis des statistischen Größeneinflusses. Dissertation.. Universität der Bundeswehr München. Neubiberg. 1988.
- [Krau06] M. Krauß. LimoLIT – Licht-modulierte Lock-In-Thermographie zur Solarzellenprüfung. Technisches Messen. Vol. 73. Nr. 2. 2006. Seiten 96ff.
- [Krüger96] A. Krüger. Bedeutung des Spannungsgradienten für den statistischen Größeneinfluß bei Schwingbeanspruchung. Dissertation. Universität der Bundeswehr München. Neubiberg. 1996.
- [Lang79] O. Lang. Dimensionierung komplizierter Bauteile aus Stahl im Bereich der Zeit- und Dauerfestigkeit. Zeitschrift für Werkstofftechnik. Vol. 10. 1979. Seiten 24ff.
- [Lowak79] H. Lowak. MINITWIST – A Shortened Version of TWIST. Report Nr. TB-146. Laboratorium für Betriebsfestigkeit. Darmstadt. 1979.
- [Maldague01] X. Maldague. Theory and Practice of Infrared Technology for Nondestructive Testing. Electrical and Computing Engineering Department. Université Laval. John Wiley & Sons. 2001.
- [MILHDBK03] Department of Defense. Metallic Materials and Elements for Aerospace Vehicle Structures. Department of Defense Handbook. MIL-HDBK-5J. 2003.
- [Miner45] M. Miner. Cumulative Damage in Fatigue. Journal of Applied Mechanics. Vol. 12. 1945. Seiten 159 ff.

- [Mughrabi83] H. Mughrabi. Fatigue Crack Initiation by Cyclic Slip Irreversibilities in High-Cycle Fatigue. Aus: J. Lankford. Fatigue Mechanisms: Advances in Quantitative Measurement of Physical Damage. STP 811. American Society for Testing and Materials. 1983. Seiten 5ff.
- [Mulaveesala08] R. Mulaveesala. Pulse Compression Approach to Infrared Nondestructive Characterization. Review of Scientific Instruments. Vol. 79. 2008.
- [Nageswararao76] M. Nageswararao. Fatigue Crack Propagation in Stage I in a Aluminium-Zinc-Magnesium Alloy: General Characteristics. Metallurgical and Materials Transactions A. Vol. 7. Nr. 12. 1976. Seiten 1847ff.
- [NASGRO08] Benutzerhandbuch NASGRO. Fracture Mechanics and Fatigue Crack Growth Analysis Software. Reference Manual. Version 5.2 Final. 2008.
- [Neumann67] P. Neumann. Zeitschrift für Metallkunde. Heft 58. 1967. Seiten 780ff.
- [Newman84] J. Newman. A Crack Opening Stress Equation for Fatigue Crack Growth. International Journal of Fracture. Vol. 24. 1984. Seiten R131ff.
- [Newman97] J. Newman. The Merging of Fatigue and Fracture Mechanics Concepts – A Historical Perspective. NASA Technical Memorandum 110310. National Aeronautics and Space Administration. Langley Research Center. Hampton. 1997.
- [Niegel88] A. Niegel. Einfluß von Mikrostruktur und Feuchtigkeit auf das interkristalline Rißausbreitungsverhalten in zyklisch verformten Al-Zn-Mg Bikristallen. Dissertation. Max-Planck-Institut für Metallforschung. Institut für Werkstoffwissenschaften. Stuttgart. 1988.
- [Palmgren24] A. Palmgren. Die Lebensdauer von Kugellagern. VDI-Z 58. 1924. Seiten 339ff.
- [Paris60] P. Paris. A Critical Analysis of Crack Propagation Laws. Journal of Basic Engineering. Vol. 85. 1960. Seiten 528ff.
- [Piascik97] R. Piascik. The Characteristics of Fatigue Damage in the Fuselage Riveted Lap Splice Joint. National Aeronautics and Space Administration. NASA/TP-97-206257. Hampton. 1997.
- [Potter74] J. Potter. An Experimental and Analytical Study of Spectrum Truncation Effects. AFFDL-TR-73-117. Air Force Flight Dynamics Laboratory. Wright-Patterson Air Force Base. Ohio. 1974.
- [Radaj97] D. Radaj. Bewertung von Schweißverbindungen hinsichtlich Schwingfestigkeit nach dem Kerbgrundkonzept. Konstruktion. Vol. 49. Nr. 1-2. 1997. Seiten 21ff.
- [Radaj07] D. Radaj. Ermüdungsfestigkeit. Grundlagen für Ingenieure. Springer. Berlin. ³2007.

- [Reliasoft05] Life Data Analysis Reference. Reliasoft Publishing. 2005.
- [Riegert07] G. Riegert. Induktions-Lockin-Thermographie – ein neues Verfahren zur zerstörungsfreien Prüfung. Dissertation. Universität Stuttgart. Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik und Geodäsie. Stuttgart. 2007.
- [Riemelmoser93] F. Riemelmoser. Möglichkeiten und Grenzen der Potentialmethode zur Rißlängenbestimmung. Diplomarbeit. Montanuniversität Leoben. Leoben. 1993.
- [Rödling03] S. Rödling. Einfluß von Überlasten auf das Rißausbreitungsverhalten von Aluminiumlegierungen aus dem Bereich der Luft- und Raumfahrt. Dissertation. Universität der Bundeswehr München. Neubiberg. 2003.
- [Schijve85] J. Schijve The Significance of Flight-Simulation Fatigue Tests. Durability and Damage Tolerance in Aircraft Design. Proc. 13th ICAF Symposium. Pisa. 1985. Seiten 71ff.
- [Schijve01] J. Schijve. Fatigue of Structures and Materials. Kluwer Academic Publications. Dordrecht. 2001.
- [Schütz66] W. Schütz. Über eine Beziehung zwischen der Lebensdauer bei konstanter und bei veränderlicher Beanspruchungsamplitude und ihre Anwendbarkeit auf die Bemessung von Flugzeugbauteilen. Bericht Nr. FB-69. Laboratorium für Betriebsfestigkeit. Darmstadt. 1966.
- [Schütz73] D. Schütz. Standardisierter Einzelflug-Belastungsablauf für Schwingfestigkeitsversuche an Tragflächenbauteilen von Transportflugzeugen. LBF-Bericht Nr. FB-106. Laboratorium für Betriebsfestigkeit. Darmstadt. 1973.
- [Schütz76] D. Schütz. Zur Verwendung von Bemessungsunterlagen aus Versuchen mit betriebsähnlichen Lastfolgen zur Lebensdauerabschätzung. LBF-Bericht Nr. FB-109. Laboratorium für Betriebsfestigkeit. Darmstadt. 1976.
- [Schütz81] D. Schütz. Fatigue Properties of Unnotched, Notched, and Joined Specimens of Graphite/Epoxy Composite. Fatigue of Fibrous Composite Materials. ASTM STP 1981. 723. Seiten 31 ff.
- [Schwalbe71] K. Schwalbe. Fraktographische Beobachtungen bei der Ausbreitung von Ermüdungsrissen in reinem Aluminium. Zeitschrift für Metallkunde. Heft 62. 1971. Seite 472ff.
- [Schwalbe80] K. Schwalbe. Bruchmechanik metallischer Werkstoffe. Hanser Verlag. München. 1980.
- [Sheikh95] A. Sheikh. Reliability Analysis of Aeroplane Tyres. International Journal of Quality & Reliability Management. Vol. 13. Nr. 8. 1996. Seiten 28ff.

- [Smith77] R. Smith. On the Short Crack Limitations of Fracture Mechanics. International Journal of Fracture. Vol. 13. 1977. Seiten 717ff.
- [Sneddon46] I. Sneddon. The Distribution of Stress in the Neighbourhood of a Crack in an Elastic Solid. Proceedings of the Royal Society A. Vol. 187. London. 1946. Seite 220ff.
- [Socie80] D. Socie. Effect of Spectrum Editing on Fatigue Crack Initiation and Propagation in a Notched Member. Effect of Load Spectrum Variables on Fatigue Crack Initiation and Propagation. ASTM STP 714. American Society for Testing and Materials. 1980. Seiten 3ff. Information darüber aus [Heuler85]!
- [Steinbock08] J. Steinbock. Einfluß unterschiedlicher mechanischer Belastungen auf das Ermüdungsrißwachstum in Stählen und Aluminiumlegierungen. Dissertation. Universität der Bundeswehr München. Neubiberg. 2008.
- [Swift83] T. Swift. Verification of Methods for Damage Tolerance Evaluation of Aircraft Structures to FAA Requirements. Proc. 12th ICAF Symposium. Toulouse. 1983.
- [Tanaka81] K. Tanaka. Fatigue Growth Threshold of Small Cracks. International Journal of Fracture. Vol. 17. 1981. Seiten 519ff.
- [tenHave89] A. ten Have. European Approaches in Standard Spectrum Development. Development of Fatigue Loading Spectra. ASTM STP 1006. American Society for Testing and Materials. Philadelphia. 1989.
- [tenHoeve95] Implementation of the Improved Strip Yield Model into the NASGRO Software. Architecture and Detailed Design Document. NLR 95312L. National Aerospace Laboratory NLR. 1995.
- [Thomson53] W. Thomson (Lord Kelvin). On the Dynamical Theory of Heat. Transactions of the Royal Society. Vol. 20. Edinburgh. 1853. Seiten 261ff.
- [Verhoeven05] S. Verhoeven. The Effects of Truncation and Marker Loads on Spectrum Fatigue Crack Growth. Center for Aircraft Structural Life Extension. Department of Engineering Mechanics. United States Air Force Academy. Colorado. 2005.
- [Vogel82a] W. Vogel. Persistent Slip Bands in Fatigued Peak Aged Al---Zn---Mg Single Crystals – I. Development of Dislocation Microstructure and Change of Precipitation Distribution. Acta Metallurgica. Vol. 30. Nr. 1. 1982. Seiten 21ff.
- [Vogel82b] W. Vogel. Persistent Slip Bands in Fatigued Peak Aged Al---Zn---Mg Single Crystals – II. Persistent Slip Bands in Front of Stage I Fatigue Cracks. Acta Metallurgica. Vol. 30. Nr. 1. 1982. Seiten 31ff.

- [Volpp99] Einfluß der Atmosphäre auf das Rißausbreitungsverhalten partikelverstärkter Aluminiumlegierungen für den Einsatz in Luft- und Raumfahrt. Dissertation. Universität der Bundeswehr München. Neubiberg. 1999.
- [Wanhill79] R. Wanhill. Gust Spectrum Fatigue Crack Propagation in Candidate Skin Materials. Fatigue of Engineering Materials and Structures. Vol. 1. National Aerospace Laboratory. Emmeloord. 1979. Seiten 5ff.
- [Wanhill88] R. Wanhill. Low Stress Intensity Fatigue Crack Growth in 2024-T3 and T351. Engineering Fracture Mechanics. Vol. 30. Nr. 2. 1988. Seiten 233ff.
- [Weibull39] W. Weibull. A Statistical Theory of the Strength of Materials. Proc. Roy. Swedish Inst. Eng. Res. Stockholm. 1939.
- [Weibull51] W. Weibull. A Statistical Distribution Function of Wide Applicability. Journal of Applied Mech. Vol. 18. Stockholm. 1951.
- [Wheeler72] O. Wheeler. Spectrum Loading and Crack Growth. Journal of Basic Engineering. Transactions of the ASME. Vol. 94. 1972.
- [Wiedemann06] J. Wiedemann. Leichtbau – Elemente und Konstruktion. Springer Verlag. Berlin. ³2007.
- [Wieghardt07] K. Wieghardt. Über das Spalten und Zerreien elastischer Körper. Zeitschrift Mathematik und Physik. Ausgabe 55 (1-2). 1907. Seite 60ff.
- [Willard95] S. Willard. A Record of All Marker Bands Found in the Upper Rivet Rows of 2 Adjacent Bay From a Fuselage Lap Splice Joint. National Aeronautics and Space Administration. NASA Contractor Report 1982249. Hampton. 1995.
- [Williams57] M. Williams. On the Stress Distribution at the Base of a Stationary Crack. Journal of Applied Mechanics. Vol. 24. 1957. Seite 109.
- [Wood63] W. Wood. Systematic Microstructural Changes Peculiar to Fatigue Deformation. Acta Metallurgica. Vol. 11. 1963. Seiten 643ff.
- [Yoder82] G. Yoder. On Microstructural Control of Near-Threshold Fatigue Crack Growth in 7000-Series Aluminum Alloys. Scripta Metallurgica. Vol. 16. 1982. Seiten 1021ff.

9. Formel- und Abkürzungsverzeichnis

a	Rißlänge
\tilde{a}	Anpassungsparameter zur Beschreibung der Wöhlerlinie
\hat{a}	Anpassungsparameter zur Beschreibung der effektiven Spannungsintensität über dem Spannungsverhältnis
$\tilde{\tilde{a}}$	Parameter zur Beschreibung der Beeinflussungsfunktion C_{Br}
a_0	Anfangsrißlänge (bei Loch- bzw. Kerbgeometrie entspricht diese dem Loch- bzw. Kerbradius)
a_{aktuell}	aktuelle Rißlänge (für Lastinteraktionsmodelle)
a_{ges}	Gesamtrißlänge inklusive Kerb- bzw. Lochradius
a_{krit}	kritische Rißlänge, bei der das Stabilitätskriterium verletzt wird und der Riß überkritisch wächst
a_{optisch}	optisch bestimmte Rißlänge, z.B. mit Makroskop vermessen
a_{PS}	mit Hilfe der Potentialsondenmessung bestimmte Rißlänge
$a_{\text{ÜL}}$	Rißlänge zum Zeitpunkt einer Überlast
Δa	Rißfortschritt seit der letzten Überlast nach Willenborg
Δa_B	monotoner Rißfortschritt infolge einer Überlast (B eschleunigung)
Δa_V	Verzögerungsbereich/Beeinflussungszone infolge einer Überlast
A	Bruchdehnung
\tilde{A}	Amplitude der rekonstruierten thermischen Welle aus Lock-In-Messung
$A_0 \dots A_3$	Parameter der Rißöffnungsfunktion
$\tilde{\tilde{A}}$	Lageparameter zur Bestimmung der maximalen Verzögerung infolge einer Überlast
b	Weibullexponent
\tilde{b}	Anpassungsparameter zur Beschreibung der Wöhlerlinie
\hat{b}	Anpassungsparameter zur Beschreibung der effektiven Spannungsintensität über dem Spannungsverhältnis
$\tilde{\tilde{b}}$	Parameter zur Beschreibung der Beeinflussungsfunktion C_{Br}
B	Anpassungsparameter zur Beschreibung der Wöhlerlinie
$\tilde{\tilde{B}}$	Steigung zur Bestimmung der maximalen Verzögerung infolge einer Überlast

BERTA	Versuchsanlage für B etriebsfestigkeits- und E rmüdungsrißausbreitungs experimente bei temperaturstabilisierter Einspannung
\hat{c}	Anpassungsparameter zur Beschreibung der effektiven Spannungsintensität über dem Spannungsverhältnis
c_p	spezifische Wärmekapazität bei konstantem Druck
clad	plattiert
C	Anpassungsparameter bzw. Lageparameter bei Rißausbreitungsmodellen
C_0	Lageparameter
$C_{1/2}(R)$	Lageparameter der Rißausbreitungskurven nach <i>Klesnil-Lukáš</i> (1) und <i>Paris</i> (2)
C_{Br}	Beeinflussungsfaktor für die Rißgeschwindigkeit nach Brucksch
C_R	Verzögerungsfaktor für die Rißgeschwindigkeit nach Rödling
C_W	Verzögerungsfaktor für die Rißgeschwindigkeit nach Wheeler
CCT	C entre C racked T ension S pecimen– Mittellochprobe
CFK	kohlenstofffaserverstärkter K unststoff (<i>lat.</i> : Kohlenstoff = Carbon)
DLS	D esign L imit S tress (genaue Übersetzung unbekannt)
DMS	D ehnmeßstreifen
$\frac{da}{dN}$	Rißgeschwindigkeit
$\frac{da}{dN}\Big _{alt}$	Rißgeschwindigkeit aus Experiment zur alternativen Schwellenwertermittlung
$\frac{da}{dN}\Big _{min,rel}$	maximale Verzögerungswirkung infolge einer Überlast (minimale relative Rißgeschwindigkeit)
$\frac{da}{dN}\Big _{oRS}$	Rißgeschwindigkeit ohne Rißschließen
E	Elastizitätsmodul
ECCI	E lectron C hanneling C ontrast I maging (Technik zur Sichtbarmachung von Defekten wie Versetzungsbündeln und Persistenten Gleitbändern mit Hilfe eines Rasterelektronenmikroskops)
EDZ	E bener D ehnungszustand
ERIKA	Versuchsanlage für E rmüdungsrißausbreitung i n k orrosiven A tmosphären
ESZ	E bener S pannungszustand

$\mathfrak{F}(\omega)$	Fouriertransformierte
f	Korrekturfunktion zur Berücksichtigung der Probengeometrie
F	Ausfallwahrscheinlichkeit, Summenhäufigkeit
\tilde{f}	Versuchsfrequenz der Wöhler-Versuche
FAA	F ederal A viation A dministration (Amerikanische Flugaufsichtsbehörde)
FE	F inite E lemente
FEM	F inite E lemente M ethode
\tilde{f}_{BERTA}	Versuchsfrequenz der Betriebsfestigkeitsexperimente an Versuchsanlage BERTA
f_{Kam}	Bildfrequenz der Thermographie k amera
F_{min}	unterer Umkehrpunkt eines schwingenden Kraftzyklus (K raft m inimum)
F_{max}	oberer Umkehrpunkt eines schwingenden Kraftzyklus (K raft m aximum)
f_{op}	Rißöffnungsfunktion (<i>engl.</i> : crack o pening)
FPA	F ocal P lane A rray (zweidimensionales Feld aus Strahlungsdetektoren)
GFK	g lasfaserverstärkter K unststoff
H	Einzelhäufigkeit des Auftretens einer Lasthöhe in einem Lastkollektiv
HBW	Brinellhärte mit Hartmetallkugel
h_i	Einzelhäufigkeit des Auftretens einer Lasthöhe der Stufe i
H_i	Überschreitungshäufigkeit einer Lasthöhe der Stufe i
H_j	relative Häufigkeitssumme der j -ten Lebensdauer
H_0	Kollektivumfang bzw. Summenhäufigkeit des gesamten Kollektivs
HV	Vickershärte
i	Index bzw. Zählvariable
InSb	Indium-Antimonid (chemisches Zeichen des Detektormaterials)
IR	I nfrarot
IWK	I nstitut für W erkstoff k unde
j	Rang der j -ten Lebensdauer (aufsteigend sortiert)
k	Steigung der Zeitfestigkeitsgeraden in doppeltlog. Darstellung nach Basquin
K_c	kritischer Spannungsintensitätsfaktor bzw. Bruchzähigkeit im ESZ
K_I	Spannungsintensitätsfaktor Modus I
K_{Ic}	Bruchzähigkeit (EDZ)
K_{max}	oberer Umkehrpunkt eines schwingenden Belastungszyklus

$K_{\max,th,krit}$	kritischer maximaler Schwellenwert
$K_{\max,GL}$	maximaler Spannungsintensitätsfaktor der Grundlast
$K_{\max,ÜL}$	maximaler Spannungsintensitätsfaktor des Überlastschwingspiels
K_{\min}	unterer Umkehrpunkt eines schwingenden Belastungszyklus
K_R	Eigenstress-Intensitätsfaktor nach Willenborg
K_t	Kerbfaktor bzw. Formzahl
ΔK	zyklischer Spannungsintensitätsfaktor, <i>auch</i> : Schwingbreite der Spannungsintensität
ΔK_{eff}	effektive Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors infolge Rißschließens
ΔK_{th}	Schwellenwert des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors
$\Delta K_{th,krit}$	kritischer zyklischer Schwellenwert
L	kennzeichnet die Orientierung einer Probe in Walzlängsrichtung
L-T	kennzeichnet die Orientierung einer Probe (Belastung in Walzlängsrichtung, Rißausbreitung quer zur Walzlängsrichtung)
LEBM	Linear Elastische Bruchmechanik
LED	Leuchtdiode (<i>engl.</i> : Light Emitting Diode)
M	Mittelspannungsempfindlichkeit
m	Steigung der <i>Paris</i> -Geraden in doppellogarithmischer Darstellung
\tilde{m}	Parameter zur Beschreibung der Beeinflussungsfunktion C_{Br}
n	Exponent zur Beschreibung der Kollektivform
\tilde{n}	Argument der Gammafunktion
N	Schwingspielzahl
\tilde{N}	Stichprobenumfang
N_D	Ecklastspielzahl
N_f	Gesamtlebensdauer
$N_{Flüge}$	Anzahl der Durchläufe eines Kollektivs, demnach Anzahl der „ Flüge “
N_i	physikalische Rißinitiierung bzw. Rißeinleitung
$N_{250\mu m}$	Anrißlebensdauer bis zum technischen Anriß von 250μm Länge
ΔN_{MRW}	Lebensdauer des Mikrorißwachstums
ΔN_{RF}	Rißfortschrittslebensdauer (technisch)

NETD	Noise Equivalent Temperature Difference (<i>engl.</i> : relative Temperaturlösung)
p	Anpassungsparameter für die Rißausbreitung nach <i>Forman</i> und <i>Mettu</i>
px	Pixel bzw. Bildpunkte
p_R	Anpassungsparameter für das modifizierte Wheeler-Modell nach Rödling
p_W	Anpassungsparameter für das Lastinteraktionsmodell nach Wheeler
P_V	prozentuale Versagenswahrscheinlichkeit
q	Anpassungsparameter für die Rißausbreitung nach <i>Forman</i> und <i>Mettu</i>
r	radialer Abstand des betrachteten Volumenelementes von der Rißspitze
r_p^*	Größe der Plastischen Zone in erster Näherung
r_p	Größe der Plastischen Zone in zweiter Näherung nach <i>Irwin</i>
$r_{p,aktuell}$	aktuelle Größe der zyklischen Plastischen Zone (für Lastinteraktionsmodelle)
$r_{p,UL}$	monotone Plastische Zone infolge einer Überlast
R	Spannungsverhältnis
R^2	Korrelationskoeffizient bzw. Bestimmtheitsmaß
R_{CCT}	Mittellochradius der CCT -Probe
R_{el}	elektrischer Widerstand
R_m	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	0,2%-Dehngrenze
R_{SO}	„shut-off“ Spannungsverhältnis zur Berücksichtigung von Rißstillstand
\tilde{R}	Spannungsverhältnis des auf eine Überlast folgenden Zyklus
s	Standardabweichung
S	von außen anliegende Spannung
\tilde{S}	Meßsignal
S_a	Nennspannungsamplitude
$S_{a,D}$	sogenannte Dauerfestigkeit , bezogen auf die Spannungsamplitude S_a
$S_{a,max}$	maximale Spannungsamplitude im Lastkollektiv
S_D	sogenannte Dauerfestigkeit , bezogen auf die Oberspannung S_o
SEN	Single Edge Notched Specimen – einseitige gekerbte Flachprobe
S_m	Mittellast bzw. Mittelspannung
S_o	oberer Umkehrpunkt eines schwingenden Spannungszyklus (Oberspannung)

Ssp	Schwingspiele bzw. Lastwechsel bzw. Zyklen
ΔS_{th}	Schwingbreite der bruchmechanischen Dauerfestigkeit
S_u	unterer Umkehrpunkt eines schwingenden Spannungszyklus (Unterspannung)
t	Probendicke
t_z	Detektionszeit eines Defektes der Tiefe z bei der Pulsthermographie
T	charakteristische Lebensdauer bzw. Lageparameter der Weibullverteilung
\bar{T}	Mittelwert des Temperatursignals auf Lock-In-Messung (Passivbild)
\tilde{T}	Periodendauer
T_{int}	Integrationszeit der Thermographiekamera
T_{Lab}	Labortemperatur
T_M	Materialtemperatur
$T_{M,0}$	Materialtemperatur an der Bauteiloberfläche zum Zeitpunkt $t = 0$
T_0	Referenztemperatur
$T1 \dots T3$	mikrostrukturell bedingte Übergänge in der Rißausbreitungskurve
ΔT	Temperaturänderung
T-L	kennzeichnet die Orientierung einer Probe (Belastung quer zur Walzlängsrichtung, Rißausbreitung in Walzlängsrichtung)
U	Potential zwischen zwei Potentialabgriffen zur Bestimmung der Rißlänge
U_0	Anfangspotential zwischen zwei Potentialabgriffen zur Bestimmung der Rißlänge
UniBwM	Universität der Bundeswehr München
v	Ausbreitungsgeschwindigkeit einer Thermischen Welle
W	Probenbreite (SEN-Probe) bzw. halbe Probenbreite (CCT-Probe)
x	Rißlänge seit der Überlast
\tilde{X}	Anzahl der Schwingspiele, über die die Grundlast als gleitender Durchschnitt ermittelt wird
y_0	halber Potentialabgriffsabstand
\tilde{Y}	Lageparameter zur Bestimmung des beschleunigten Rißfortschritts infolge einer Überlast
z	Tiefe unter der Bauteiloberfläche
\tilde{Z}	Exponent zur Bestimmung des beschleunigten Rißfortschritts infolge einer Überlast

α	Anpassungsparameter zur Beschreibung der Wöhlerlinie
α_c	Mehrachsigkeit (<i>engl.</i> : constraint factor)
α_L	linearer Wärmeausdehnungskoeffizient
α_T	Temperaturleitfähigkeit
$\tilde{\alpha}$	Überlastüberhöhung
β	Anpassungsparameter zur Beschreibung der Wöhlerlinie
χ	Parameter zur Verschiebung der Rißausbreitungskurven entlang der Abszisse
Δ	Laplace-Operator
Φ	Potentialfunktion
ϕ	Phasenwinkel
φ_{Lab}	relative Luftfeuchtigkeit im Versuchslabor
Θ	Winkel zwischen dem Ligament und dem betrachteten Volumenelement
κ	Wärmeleitfähigkeit
λ	Wellenlänge
λ_{WB}	Ausfallrate der Weibullverteilung
μ	Erwartungswert
ν	Querkontraktionszahl
ρ	Dichte eines Werkstoffs
σ_a	Spannungsamplitude
σ_D	Dauerfestigkeit, bezogen auf die Oberspannung S_o
σ_o	Fließspannung
σ_x	Spannung in x-Richtung am betrachteten Volumenelement
σ_y	Spannung in y-Richtung am betrachteten Volumenelement
σ_{ys}	Fließspannung (<i>engl.</i> : yield stress)
σ_z	Spannung in z-Richtung am betrachteten Volumenelement
$\Delta\sigma$	Summe der Hauptspannungen
τ	Dauer bzw. Länge eines Rechteckimpulses („Burst“) bei der Burst-Phasen-Thermographie
τ_{xy}	Schubspannung am betrachteten Volumenelement
θ	Anpassungsparameter zur Beeinflussung der Überlastannahme
ξ	Anpassungsparameter zur Beschreibung der R-Abhängigkeit des Schwellenwertes
ζ	Anpassungsparameter zur Beschreibung des Rißschließens
ω	Kreisfrequenz

10. Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1.1:	rechtes Höhenleitwerk einer Boeing 707-300 [ACF09].....	11
Abbildung 1.2:	Ermüdungsbruchfläche ausgehend an Nietlochbohrung des oberen Hinterholmgurts [ACF09] (übersetzt)	12
Abbildung 1.3:	Hauptziele der schadenstoleranten Beurteilung und deren Einflußgrößen nach [Swift83] – mit freundlicher Genehmigung von Chris Altham für die Verwendung der „Sherlock Holmes Zeichenfigur“	13
Abbildung 2.1:	Aufteilung der Gesamtlebensdauer während einer Ermüdungsbeanspruchung – Schema nach [Radaj07] und [Schwalbe80]	16
Abbildung 2.2:	Stufen des Ermüdungsrißwachstums aus [Newman97] (übersetzt)	18
Abbildung 2.3:	REM-Aufnahme von Schwingungstreifen unterschiedlicher Richtung in benachbarten Körnern (1.000x) – Einstufenversuch an einer CCT-Probe	19
Abbildung 2.4:	Bruchfläche eines Schwingungsbruches in dünnen Blechen nach [Schwalbe71] ergänzt durch REM-Aufnahmen einer solchen Bruchfläche	20
Abbildung 2.5:	Beschreibung des Spannungsfeldes um einen unendlich scharfen Riß nach [Broek86]	21
Abbildung 2.6:	Rißöffnungsmodi [Broek86]	22
Abbildung 2.7:	Exemplarischer Verlauf der Rißgeschwindigkeit über dem zyklischen Spannungsintensitätsfaktor	24
Abbildung 2.8:	Abhängigkeit der Rißausbreitungsrate von mikrostrukturellen Einflüssen nach [Yoder82]	26
Abbildung 2.9:	mögliche Unterteilung von Lebensdauerberechnungskonzepten	27
Abbildung 2.10:	Beschreibung experimenteller Schwingfestigkeitsdaten nach [Basquin10]	29
Abbildung 2.11:	Beschreibung experimenteller Schwingfestigkeitsdaten nach [Kohout01]	30
Abbildung 2.12:	Beschreibung experimenteller Schwingfestigkeitsdaten nach [Schütz81]	31
Abbildung 2.13:	dreidimensionale Rißausbreitungskurve eines Stahls nach Steinbock	38
Abbildung 2.14:	mögliche Einteilung der Thermographieverfahren nach [Riegert07]	43
Abbildung 2.15:	Prinzip zur Bestimmung von Phasen- und Amplitudenbild bei thermographischen Lock-In-Messungen nach [Busse92]	47
Abbildung 3.1:	Probengeometrie der ungelochten Ermüdungsprobe	54
Abbildung 3.2:	Probengeometrie der gelochten Ermüdungsprobe (CCT-Probe) mit Potentialabgriffen	55
Abbildung 3.3:	Einspannvorrichtung für die ungelochten und gelochten Ermüdungsproben	56
Abbildung 3.4:	Probengeometrie der einseitig gekerbten Flachprobe (SEN-Probe) [Broll06]	56
Abbildung 3.5:	Versuchsanlage BERTA mit temperaturstabilisierter Probenkammer	58
Abbildung 3.6:	Geometrie für die Lösung der Potentialgleichung nach [Johnson65]	59
Abbildung 3.7:	Potentialverteilung an einer stromdurchflossenen CCT-Probe (schematisch)	61
Abbildung 3.8:	Vergleich der herkömmlichen Potentialmessung mit der steigungsabhängigen Triggerung	62
Abbildung 3.9:	Markerloads zur Markierung unterschiedlicher Rißlängen	63

Abbildung 3.10:	Überlasten zur Markierung unterschiedlicher Rißlängen (polarisiertes Licht) – in Abhängigkeit von der Rißlänge zwei bis fünf Überlasten	64
Abbildung 3.11:	Kalibrierung der Gleichstrompotentialsonde durch fraktographisch bestimmte Rißlängen	65
Abbildung 3.12:	Vergleich der experimentell ermittelten Rißlängen mit den nach Johnson errechneten	66
Abbildung 3.13:	Versuchskammer der Prüfanlage ERIKA mit eingespannter SEN-Probe [Broll06].....	67
Abbildung 3.14:	Kollektivformen der verwendeten Ausgangskollektive mit $n = 1$ und $n = 2$	68
Abbildung 3.15:	Kollektivformen bei 20% Omission-Level.....	70
Abbildung 3.16:	Kollektivformen bei 10% Truncation-Level.....	72
Abbildung 3.17:	Versuchsaufbau zur Anrißerkennung mit Hilfe der Lock-In-Thermographie.....	74
Abbildung 4.1:	Werkstoff-Wöhlerlinien für EN AW 7475-T761 bei $R = 0$ und $R = -1$	76
Abbildung 4.2:	Proben-Wöhlerlinie für EN AW 7475-T761 bei $R = -1$	78
Abbildung 4.3:	Anteil der Anrißlebensdauern an den Gesamtlebensdauern bei den Wöhler-Versuchen an CCT-Proben bei $R = -1$	79
Abbildung 4.4:	REM-Aufnahme des Durchläufers Probe I.L.22 (300x).....	80
Abbildung 4.5:	Weibullnetz für die Anriß- und Gesamtlebensdauern des Ausgangskollektivs mit $n = 1$	81
Abbildung 4.6:	Weibullnetz für die Anriß- und Gesamtlebensdauern des Ausgangskollektivs mit $n = 2$	83
Abbildung 4.7:	Weibullnetz für die Anriß- und Gesamtlebensdauern des 10%-Omission-Kollektivs mit $n = 2$	86
Abbildung 4.8:	Verlauf der Kollektivdurchläufe bzw. „Flüge“ über dem Omission-Level für $n = 1$	87
Abbildung 4.9:	Anteil der Rißbildung- und Rißfortschrittsphase an der Gesamtlebensdauer für $n = 1$	88
Abbildung 4.10:	Verlauf der Kollektivdurchläufe bzw. „Flüge“ über dem Omission-Level für $n = 2$	89
Abbildung 4.11:	Anteil der Rißbildung- und Rißfortschrittsphase an der Gesamtlebensdauer für $n = 2$	90
Abbildung 4.12:	Vergleich der Kollektivdurchläufe bei unterschiedlicher Durchmischung für $n = 1$	91
Abbildung 4.13:	Vergleich der Kollektivdurchläufe bei unterschiedlicher Durchmischung für $n = 2$	91
Abbildung 4.14:	Rißgeschwindigkeit als Funktion der Rißlänge im Einstufenversuch – Geschwindigkeitseinbrüche infolge mikrostrukturell wirksamer Barrieren.....	93
Abbildung 4.15:	Weibullnetz für die Anriß- und Gesamtlebensdauern des 20%-Truncation-Kollektivs mit $n = 1$	94
Abbildung 4.16:	Verlauf der Kollektivdurchläufe bzw. „Flüge“ über dem Truncation-Level für $n = 1$	96
Abbildung 4.17:	Anteil der Rißbildung- und Rißfortschrittsphase an der Gesamtlebensdauer für $n = 1$	96
Abbildung 4.18:	Verlauf der Kollektivdurchläufe bzw. „Flüge“ über dem Truncation-Level für $n = 2$	97

Abbildung 4.19:	Anteil der Rißbildung- und Rißfortschrittsphase an der Gesamtlebensdauer für $n = 2$	98
Abbildung 4.20:	Rißausbreitungskurve bei konstantem Spannungsverhältnis $R = -1,5$	99
Abbildung 4.21:	alternatives Schwellenwertexperiment bei $K_{\max} = 6,5\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$	100
Abbildung 5.1:	Nachweis eines Ermüdungsrisse mit Hilfe der Lock-In-Thermographie an einer grundierten CCT-Probe – Phasenbilder des D-Modus entlang der mit der Potentialsonde bestimmten Rißlänge $a(N)$	103
Abbildung 5.2:	Auswertung der Lock-In-Messung nach 270.000Sp mit unterschiedlichen Modi	104
Abbildung 5.3:	DMS-Anordnung auf Probe V.E.25 zur Anrißerkennung mit Hilfe des Dehnungssignals als Eingangsgröße für die Lock-In-Auswertung.....	104
Abbildung 5.4:	links: Amplitudenbild des D-Modus bei Messung mit dem DMS-Signal der Querkontraktion – rechts: Aufnahme mit Photomakroskop	105
Abbildung 5.5:	Wärmepole im Umfeld eines Ermüdungsrisse im Amplitudenbild des D-Modus (Probe I.A.4 mit $S_0 = 200\text{MPa}$ und $R = -1$).....	105
Abbildung 5.6:	Änderung der Anriß- und Rißfortschrittslebensdauer in Abhängigkeit des Omission-Levels.....	108
Abbildung 5.7:	Änderung der Anriß- und Rißfortschrittslebensdauer in Abhängigkeit des Truncation-Levels	110
Abbildung 5.8:	Anpassung der Rißausbreitungskurve für die Methode nach Volpp.....	113
Abbildung 5.9:	alternatives Schwellenwertexperiment mit den ermittelten Parametern nach Volpp	113
Abbildung 5.10:	Schwellenwerte als Funktion des Spannungsverhältnisses nach Volpp...	114
Abbildung 5.11:	Vergleich von Rechnung und Experiment nach der Methode von Volpp	115
Abbildung 5.12:	Anpassung der Rißausbreitungskurve für die Methode nach Rödling.....	117
Abbildung 5.13:	alternatives Schwellenwertexperiment mit den ermittelten Parametern nach Rödling.....	117
Abbildung 5.14:	Vergleich von Rechnung und Experiment nach der Methode von Rödling	119
Abbildung 5.15:	alternatives Schwellenwertexperiment zur Ermittlung des Parameters C_0 nach Steinbock	120
Abbildung 5.16:	alternatives Schwellenwertexperiment zur Ermittlung von $\Delta K_{\text{eff}}(R)$ nach Steinbock.....	121
Abbildung 5.17:	alternatives Schwellenwertexperiment mit der Beschreibungsweise nach Steinbock	122
Abbildung 5.18:	Schwellenwerte als Funktion des Spannungsverhältnisses nach Steinbock.....	122
Abbildung 5.19:	Vergleich von Rechnung und Experiment nach der Methode von Steinbock	123
Abbildung 5.20:	Anpassung der Rißausbreitungskurve für die Methode nach NASGRO .	124
Abbildung 5.21:	Schwellenwerte als Funktion des Spannungsverhältnisses nach NASGRO	125
Abbildung 5.22:	Vergleich von Rechnung und Experiment nach der Methode von NASGRO.....	126
Abbildung 5.23:	Vergleich von Rechnung und Experiment nach der Methode von Rödling (modifiziert).....	128

Abbildung 5.24:	Vergleich von Rechnung und Experiment nach der Methode von Steinbock (modifiziert) – ergänzt durch experimentelle Ergebnisse von [Bergner04] in Laborluft	130
Abbildung 5.25:	3D-Darstellung der Rißausbreitungsdaten für das Material EN AW 7475-T761	131
Abbildung 5.26:	Verlauf der Rißgeschwindigkeit infolge einer einzelnen Überlast	136
Abbildung 5.27:	Verlauf des Beeinflussungsfaktors C_{Br} über der normierten Rißlänge	138
Abbildung 5.28:	prinzipieller Verlauf der Rißgeschwindigkeit infolge einer 250%-Zugüberlast bei einer Grundlast mit $R = -1$ (Modellrechnung)....	140
Abbildung 5.29:	Einfluß einer 250%-Zugüberlast auf das Rißwachstum bei einer Grundlast mit $R = -1$ – Modellrechnung für die Rißverlängerung $a(\Delta N)$	141
Abbildung 5.30:	Kalibrierung der Lastinteraktionsmodelle anhand einer Probe des Ausgangskollektivs mit $n = 1$ – der Fehlerbalken beschreibt den Erwartungswert und die Standardabweichung für alle Experimente dieser Kollektivmodifikation	142
Abbildung 5.31:	Vergleich zwischen Rechnung und Experiment für die Kollektive $n = 1$	147
Abbildung 5.32:	Rißfortschrittsrechnung für die Kollektive mit $n = 1$ – Omission – die Fehlerbalken beschreiben den Erwartungswert und die Standardabweichung für alle Experimente der jeweiligen Kollektivmodifikation	147
Abbildung 5.33:	Rißfortschrittsrechnung für die Kollektive mit $n = 1$ – Truncation – die Fehlerbalken beschreiben den Erwartungswert und die Standardabweichung für alle Experimente der jeweiligen Kollektivmodifikation	148
Abbildung 5.34:	Kalibrierung der Lastinteraktionsmodelle anhand einer Probe des Ausgangskollektivs mit $n = 2$ – der Fehlerbalken beschreibt den Erwartungswert und die Standardabweichung für alle Experimente dieser Kollektivmodifikation	149
Abbildung 5.35:	Vergleich zwischen Rechnung und Experiment für die Kollektive $n = 2$	151
Abbildung 7.1:	Vergleich zwischen Rechnung und Experiment für die Kollektive $n = 1$	163
Abbildung 7.2:	Vergleich zwischen Rechnung und Experiment für die Kollektive $n = 2$	164

11. Tabellenverzeichnis

Tabelle 3.1:	Chem. Zusammensetzung des verwendeten Werkstoffs (Angaben in Gew.-%).....	52
Tabelle 3.2:	Übersicht über die statischen Festigkeitskennwerte von EN AW 7475-T761	53
Tabelle 3.3:	Übersicht über weitere Eigenschaften von EN AW 7475-T761	54
Tabelle 3.4:	Eigenschaften der verwendeten Thermographiekamera.....	75
Tabelle 4.1:	Anpassungsparameter der Werkstoff-Wöhlerlinien für EN AW 7475-T761 ...	77
Tabelle 4.2:	Anpassungsparameter der Proben-Wöhlerlinien für EN AW 7475-T761.....	78
Tabelle 4.3:	Auflistung der „Durchläufer“ und deren Vorschädigung.....	80
Tabelle 4.4:	Ergebnisse der statistischen Auswertung für das Ausgangskollektiv mit $n = 1$	82
Tabelle 4.5:	Ergebnisse der statistischen Auswertung für das Ausgangskollektiv mit $n = 2$	83
Tabelle 4.6:	Ergebnisse der statistischen Auswertung für die Omission-Kollektive mit $n = 1$	84
Tabelle 4.7:	Ergebnisse der statistischen Auswertung für die Omission-Kollektive mit $n = 2$	85
Tabelle 4.8:	Kollektivumfänge der einzelnen Omission-Kollektive	87
Tabelle 4.9:	Ergebnisse der statistischen Auswertung für die Truncation-Kollektive mit $n = 1$	92
Tabelle 4.10:	Ergebnisse der statistischen Auswertung für die Truncation-Kollektive $n = 2$	95
Tabelle 5.1:	Parameter für Methode nach Volpp (Teil 1)	115
Tabelle 5.2:	Parameter für Methode nach Volpp (Teil 2)	115
Tabelle 5.3:	Parameter für Methode nach Rödling.....	118
Tabelle 5.4:	Parameter für Methode nach Steinbock	123
Tabelle 5.5:	Parameter für Methode nach NASGRO	125
Tabelle 5.6:	Parameter für Methode nach Steinbock (modifiziert).....	129
Tabelle 5.7:	ermittelte Parameter der Lastinteraktionsmodelle für das Originalkollektiv $n = 1$	144
Tabelle 5.8:	Gegenüberstellung von Rechnung und Experiment für das Kollektiv mit $n = 1$	145
Tabelle 5.9:	ermittelte Parameter der Lastinteraktionsmodelle für das Originalkollektiv $n = 2$	149
Tabelle 5.10:	Gegenüberstellung von Rechnung und Experiment für das Kollektiv mit $n = 2$	150
Tabelle 7.1:	Klassierung der Ausgangskollektive mit $n = 1$ und $n = 2$	160
Tabelle 7.2:	Literaturhinweise über den Einfluß von Omission.....	161
Tabelle 7.3:	Literaturhinweise über den Einfluß von Truncation.....	162

