

Lebensdauervorhersage für geschweißte Bauteile unter Betriebsbelastung am Beispiel einer Aluminiumlegierung

Thomas Felsner

Universität der Bundeswehr München
Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik
Institut für Werkstoffkunde

Lebensdauervorhersage für geschweißte Bauteile unter Betriebsbelastung am Beispiel einer Aluminiumlegierung

Dipl.-Ing. Thomas Felsner

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: Prof. Dr.-Ing. Alexander Lion

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

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

Diese Dissertation wurde am 1. Februar 2011 bei der Universität der Bundeswehr München, 85577 Neubiberg eingereicht und durch die Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik am 16. Februar 2011 angenommen.

Tag der Prüfung: 11.8.2011

Vorwort

Ich danke Prof. Dr.-Ing. Alexander Lion für seine Tätigkeit als Vorsitzender des Promotionsausschusses sowie Prof. Dr.-Ing. Hans-Joachim Gudladt und Prof. Dr.-Ing. Ingbert Mangerig für Ihren Einsatz als Berichterstatter.

Weiterhin danke ich meinen ehemaligen Kollegen am Institut für Werkstoffkunde für Ihre in Art und Umfang unterschiedliche Unterstützung. Namentlich sind dies S. Frömmel, T. Kaspar, D. Krause, C. Kröber, J. Steinbock, G. Wilhelm und C. Winter.

Zudem danke ich zahlreichen weiteren, hier nicht namentlich aufgeführten Kollegen der Universität der Bundeswehr München, die mich –obwohl anderen Instituten oder auch anderen Fakultäten zugehörig– bei Bedarf jederzeit unterstützten.

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis.....	VII
1 Einleitung	1
2 Grundlagen.....	5
2.1 Phasen der Materialermüdung.....	5
2.1.1 Anrissinitiierung N_i	5
2.1.2 Mikrorisswachstum N_{Mikro}	6
2.1.3 Makrorisswachstum N_{Makro}	8
2.1.4 K-Konzept: Linear-elastische Bruchmechanik	10
2.2 Nennspannungskonzept.....	17
2.2.1 Beanspruchbarkeit bei einstufiger Belastung	17
2.2.2 Very-high-cycle-fatigue (VHCF)	19
2.2.3 Beanspruchbarkeit bei mehrstufiger Belastung	20
2.2.4 Lineare Schadensakkumulationshypothese (Miner-Regel)	23
2.3 Kerbfaktoren.....	25
2.4 Statistik weibullverteilter Stichproben	28
2.5 Potentialsondenverfahren.....	29
3 Versuchsdurchführung.....	32
3.1 Walzwerkstoff.....	32
3.2 Fügeprozess: Schweißen mittels Laserstrahl.....	33
3.3 Probengeometrie.....	40
3.4 Versuchsaufbau	44
3.4.1 Versuchsaufbau für Ermüdungsversuche	45
3.4.2 Versuchsaufbau für Rissausbreitungsversuche	45
3.4.3 Komponenten der Potentialsonde	47
3.4.4 Fraktographische Untersuchungen	47
3.5 Versuchsprogramm	47
3.5.1 Rissausbreitungsversuche	47
3.5.2 Ermüdungsversuche	48
4 Ergebnisse	50
4.1 Gesamtlebensdauern aus einstufigen Versuchen.....	50
4.1.1 Ungelochte Proben	50
4.1.2 Gelochte Proben	52
4.1.3 Geschweißte Proben	54

4.2	Gesamtlebensdauern aus Betriebslastversuchen	56
4.3	Ermittlung der Lebensdauerlinien	59
4.4	Kalibrierung der Potentialsonde.....	63
4.5	Rissausbreitungsdaten an SEN-Proben	65
4.6	Anrisslebensdauer an gelochten Proben.....	67
4.7	Anrisslebensdauer an ungelochten Proben	78
4.8	Anrisslebensdauer an geschweißten Proben	80
5	Diskussion	84
5.1	Mikrorissbildung und –wachstum innerhalb der Anrissphase	84
5.1.1	Mikrorisse an geschweißten Proben	84
5.1.2	Mikrorisse an gelochten Proben	89
5.2	Analyse der Gesamtlebensdauern aus einstufigen Versuchen	94
5.2.1	Statistischer Vergleich der Probenvarianten	94
5.2.2	Vergleich der Kerbfaktoren	97
5.2.3	Einfluss von Heißrissen auf die zyklische Lebensdauer	98
5.2.4	Abschätzung der Dauerfestigkeit $S_{a,D}$	103
5.3	Analyse der Lebensdauern aus Betriebslastversuchen	109
5.3.1	Einfluss der Grenzbelastung S_{Grenz} auf $S_{äqui}$	113
5.3.2	Einfluss der Kollektivform n auf $S_{äqui}$	114
5.3.3	Anwendung des Modells auf alle Probentypen	116
5.4	Vergleichende Schädigungsrechnung nach Miner	120
5.5	Mittelwertbildung $S_{äqui}$ und Werkstoffschädigung.....	122
5.6	Das Transformationsmodell im Sinne der Lebensdauerkonzepte	123
6	Zusammenfassung	125
7	Literaturverzeichnis	127
8	Abbildungsverzeichnis	134
9	Tabellenverzeichnis.....	137
10	Abkürzungsverzeichnis.....	138

1 Einleitung

Erste systematische Untersuchungen zur Ermüdungslebensdauer von Werkstoffen und Bauteilen wurden in den 30er Jahren des 19. Jahrhunderts im Oberharzer Bergbau durchgeführt. Durch Förderkettenbrüche, die aufgrund von Materialermüdung rissen, kam es wiederholt zu Personen- und Sachschäden, für deren Erklärung Überlasten als Begründung angegeben wurden. Die Auslegung eines Bauteils unter Berücksichtigung der statischen Festigkeit war seinerzeit Stand der Technik. Zyklische Bauteilbelastung, auch als Materialermüdung bezeichnet, war als Versagensursache bis dahin unbekannt und wurde in Pionierarbeit von Oberbergrat *Albert* in Clausthal beschrieben (Albert, 1837).

Zu dieser Zeit kam es auch beim Einsatz von Postkutschen zum Bauteilversagen und bei der schienengebundenen Eisenbahn sogar zu teilweise verheerenden Unfällen; es traten beiderseits Achsbrüche auf, die gerade im Fall der schnell fahrenden Eisenbahn durch Entgleisen der Züge ihre volle Schadenswirkung entfalteten. *August Wöhler* war es, der in den Jahren von 1860 im Zusammenhang mit Achsbrüchen an Zügen den Gedanken der Materialermüdung weiterentwickelte und schließlich einen Zusammenhang zwischen Bruchlastspielzahl und Spannungsamplitude aufzeigte (Wöhler, 1870).

Auf dieser Grundlage wurden im 20. Jahrhundert Konzepte entwickelt, die das Schädigungsvermögen einer Schwingbelastung für ein Bauteil bewerten und daraus die Lebensdauer bestimmen. So entstanden mit der Zeit das leicht handhabbare Nennspannungskonzept bzw. das rechenaufwändige Örtliche Konzept (Seeger, 1996). Dabei bilden beide Konzepte die gesamte Bauteillebensdauer ab und verwenden dazu als Schädigungsgröße Spannungen oder Dehnungen, die mit einem einzelnen Belastungszyklus verbunden sind.

Unterteilt man die gesamte Bauteillebensdauer in die sogenannte Anrisslebensdauer N_A und die Rissfortschrittslebensdauer N_{Riss} , so kann die jeweils wirksame Schädigungsgröße spezifiziert werden. Im Fall von N_{Riss} ist dies der makroskopische Riss, dessen Wachstum mit dem theoretischen Konzept der linear-elastischen Bruchmechanik (LEBM) erfasst werden kann. Die Bruchmechanik erlaubt zwar, den makroskopischen Riss als materialwissenschaftlich nachvollziehbare Schädigungsgröße zu spezifizieren, beschreibt jedoch nicht den Anteil N_A , der oft für die Gesamtlebensdauer dominant ist.

Fasst man nun die Bauteillebensdauer generell im Sinne einer sich zyklisch entwickelnden Werkstoffschädigung auf, so kann man als Schädigungsgröße den sich ausbreitenden Riss festlegen. Damit ist die Einteilung der Bauteillebensdauer in eine Anrissphase und eine Risswachstumsphase möglich. Die Anrissphase beinhaltet dann die eigentliche Anrissbildung sowie das darauf folgende Kurzrisswachstum.

Für die Anriss- oder auch Rissinitiierungsphase reicht die Schädigungsgröße „Riss“ als beschreibendes Merkmal allein nicht aus. In dieser Phase ist zwar der Nachweis der Schädigungsgröße „Riss“ möglich, jedoch noch nicht quantifizierbar. Dies beruht auf der Tatsache, dass kurze Risse nicht zwingend stetig wachsen müssen, sondern sich diskontinuierlich ausbreiten können. So können kurze Risse an Hindernissen in ihrer Ausbreitung behindert werden, stoppen und wieder weiterlaufen, bis sie sich zu einem gemeinsamen Riss vereinen (de los Rios, Tang, & Miller, 1984).

Eine vollständige physikalische Beschreibung dieser Lebensdauerphase scheidet bislang an ihrer Komplexität. Die aktuelle Forschung erklärt die Ausbreitung des kurzen Risses mittels „Crack tip slide displacement“ (CTSD) (Düber, Künkler, Krupp, Christ, & Fritzen, 2006). Dabei wird ein Verformungsfeld entlang des Mikrorisses und seiner zugehörigen plastischen Zone berechnet. Die Stärke einer Barriere, z.B. einer Korngrenze, die die Ausbreitung des Mikrorisses von einem Gefügekorn zum nächsten behindern kann, wird unter anderem durch den Verdrehungswinkel der beiden betreffenden Korngleitebenen bestimmt. Da die Gleitebenenorientierung der Körner technischer Legierungen von der Kornorientierung abhängt und bei texturbehafteten Werkstoffen streuen kann, muss auch eine darauf aufbauende Berechnung im gleichen Sinne auf diese streuenden Merkmale eingehen.

Im Gegensatz dazu ist das Makrorisswachstum mit der sich kontinuierlich ausbreitenden Schädigungsgröße „Riss“ verknüpft und durch die LEBM analytisch beschreibbar. Da das mathematisch beherrschbare Makrorisswachstum je nach Probengeometrie und Probenzustand etwa die letzten 10% der gesamten Bauteillebensdauer umfasst, haben folglich die Anrissbildung und das Kurzrisswachstum einen Anteil von ca. 90% an der Gesamtlebensdauer. Es erklärt sich damit die Notwendigkeit, für diesen dominanten Anteil eine zufriedenstellende Vorhersage des Lebensdauerungsverhaltens tätigen zu können.

Die vorliegende Arbeit zielt darauf ab, mittels der Methoden des Nennspannungskonzeptes die Lebensdauerphase der Anrissbildung in Einheit mit dem Kurzrisswachstum unter dem Einfluss von Betriebsbelastung zu beschreiben. Dabei wird die „Lebensdauer“ als ein statistischer Erwartungswert betrachtet, der nicht mit einzelnen Schwingspielen, wohl aber mit Umfängen von Belastungskollektiven verknüpft werden kann. Aussagen zum Rissfortschrittsverhalten weniger, unmittelbar aufeinander folgender Schwingspiele können in dieser frühen Rissbildungs- und -ausbreitungsphase nicht getroffen werden.

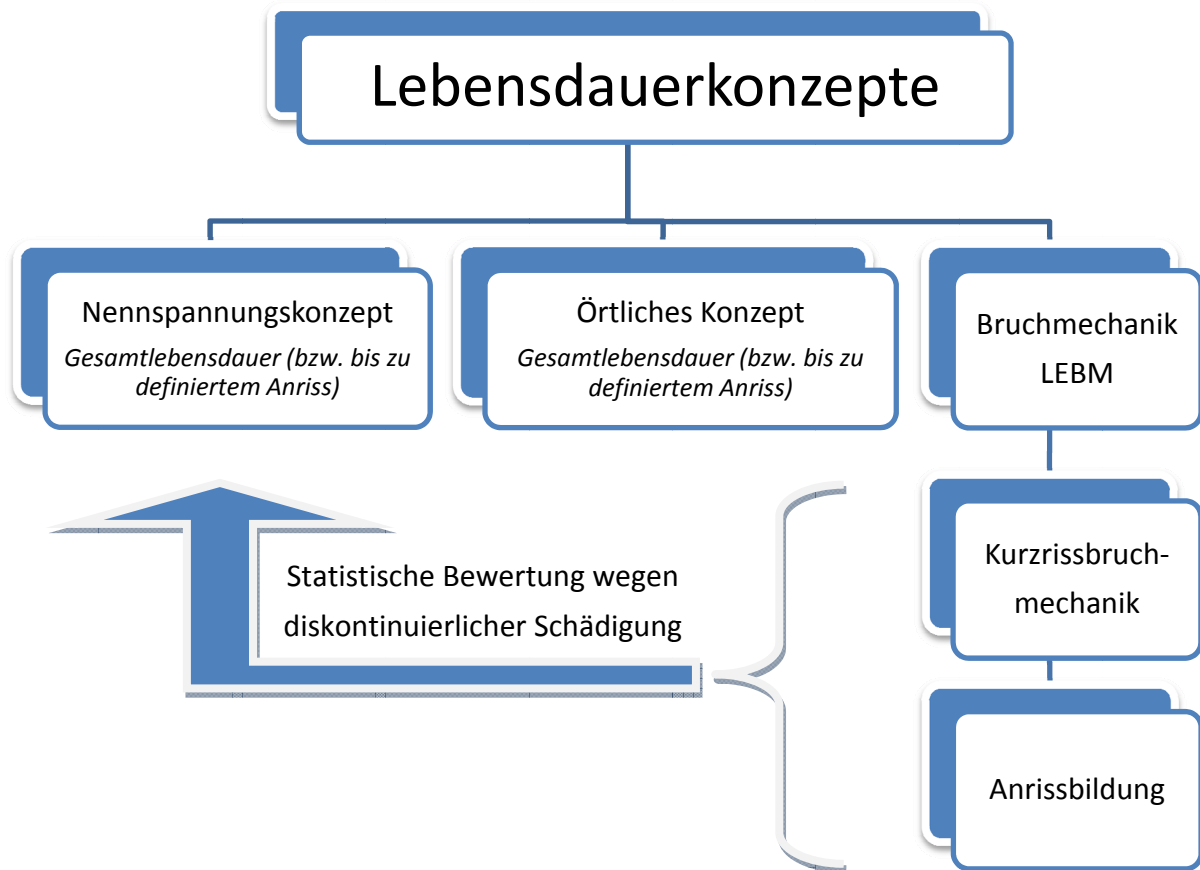


Abbildung 1.1: Lebensdauerkonzepte

Abbildung 1.1 verdeutlicht die bis dato existierende Situation der Lebensdauervorhersage. So orientieren sich allein das bereits nutzbare Konzept (Bruchmechanik) bzw. die sich in der Entwicklung befindlichen Konzepte (Kurzrisbruchmechanik und Anrissphase) des rechten Diagrammastes an der direkten physikalischen Schädigungsgröße „Riss“. Je kürzer die Zeitspanne ist, innerhalb der die Schädigungsgröße betrachtet wird, desto diskontinuierlicher kann ihr Verlauf sein. Eine Diskontinuität in der Schädigungsentwicklung kann vernachlässigt werden, wenn eine hinreichend lange Integrationszeit für die Berechnung zur Verfügung steht.

Um ein Modell für die Anrissphase erstellen zu können, ist es zunächst notwendig, den Übergang zwischen Mikro- und Makrorisswachstum innerhalb der Gesamtlebensdauer eines betreffenden Bauteils zu erkennen und zu bewerten. Dazu muss die Rissausbreitung während des Ermüdungsexperiments erfassbar sein. Als technisches Hilfsmittel findet hierzu die DC-Potentialsonde Verwendung. Das Verfahren kann sowohl für Schwingproben mit Mittelloch als auch für geschweißte Schwingproben angewendet werden. Allerdings besitzt die Potentialsonde im letztgenannten Fall keine quantitative, sondern lediglich eine qualitative Aussagekraft, wie später gezeigt wird. Somit wird die Anrisslebensdauer über das

Kriterium des technischen Anrisses festgelegt. Dieses Verfahren ist sowohl für einstufige Belastung als auch für Betriebsbeanspruchung anwendbar.

Weiterhin sind elektronenoptische Untersuchungen im Rasterelektronenmikroskop (REM) an gelochten und geschweißten Proben notwendig, um die Verlängerungen kurzer Risse in Abhängigkeit der Schwingspielzahl quantitativ ermitteln zu können. Für gelochte Proben kann alternativ auch die Potentialsonde verwendet werden, um anhand des integral gemessenen Potentialsignals eine qualitative Aussage zur Bildung und zum Wachstum kurzer Risse treffen zu können.

Ebenso muss für die Anwendung des Modells bekannt sein, welche Lastamplituden einen kurzen Riss der Anrissphase nicht in die makroskopische Rissausbreitung überführen. Zu diesem Zweck wurden einstufige Ermüdungsversuche an ungelochten, gelochten und geschweißten Schwingproben durchgeführt. Diese drei Probenvarianten stehen dabei für unterschiedliche Kerbfaktoren. Über eine Auswertung statischer und zyklischer Kerbfaktoren kann die gesuchte Grenzbelastung bestimmt werden. Lastamplituden unterhalb der Grenzbelastung schädigen auch bei Betriebsbeanspruchung nur im Sinne diskontinuierlicher Rissausbreitung, nicht aber im Sinne makroskopischen Risswachstums.

Nach der Bestimmung und Ermittlung aller notwendigen Kriterien wurde das Modell zur Lebensdauervorhersage für betriebsbeanspruchte Bauteile aus Aluminium mittels experimenteller Daten verifiziert. Dazu wurden zunächst einstufige Versuche auf unterschiedlichen Lasthorizonten für ungelochte, gelochte und geschweißte Proben durchgeführt und die entsprechenden Gesamtlebensdauern erzeugt. Anschließend wurden diese Probentypen auch einer bis zum Probenbruch laufenden Betriebsbeanspruchung unterworfen. Dabei kamen insbesondere Standardkollektivformen zum Einsatz, an geschweißten und gelochten Proben auch weitere ausgewählte Lastprofile.

Die Anwendung des auf der Anrisslebensdauer basierenden Modells ist für technisch einfach ermittelbare Gesamtlebensdauern möglich, wenn die Anrisslebensdauerphase die Gesamtlebensdauer dominiert.

Das Ziel dieser Arbeit ist es, die Ermüdungslebensdauer betriebsbelasteter Bauteile unterschiedlicher Kerbgeometrie auf der Basis der Anrissphase vorherzusagen.

2 Grundlagen

Zyklische Festigkeitseigenschaften unterscheiden sich stark von statischen. Es muss besonders beachtet werden, dass auch Belastungen, die weit unterhalb der statischen Festigkeitskennwerte eines Bauteils liegen, zum Bauteilversagen führen (Wöhler, 1870). Man kann also davon sprechen, dass Werkstoffe „ermüden“. Die Grundlagen zur Beherrschung der Bauteil- bzw. Werkstoffermüdung werden im Folgenden dargestellt.

2.1 Phasen der Materialermüdung

Der Ermüdungsprozess erstreckt sich in seiner Gesamtheit vom ursprünglich belastungsfreien Bauteil bis hin zum Bauteil- bzw. Probenbruch bei der Schwingenspielzahl N_f . Für gewöhnlich wird die Ermüdung in die Phasen der Anrissinitiierung N_i , des Mikrorisswachstums N_{Mikro} und des Makrorisswachstums N_{Makro} eingeteilt:

$$N_f = N_i + N_{\text{Mikro}} + N_{\text{Makro}} \quad \text{Gl. 2.1}$$

In dieser Gleichung nicht gesondert aufgeführt ist der Gewaltbruch, der das instabile Risswachstum und somit den letzten Belastungszyklus vor kompletter Probenrennung darstellt. Üblicherweise werden N_i und N_{Mikro} zur Anrisslebensdauer N_A zusammengefasst. Die aufgeführten Phasen beinhalten jeweils unterschiedliche Mechanismen der Rissausbreitung und können zum Teil in der Praxis mittels Potentialsondenmessung voneinander abgegrenzt werden.

Zu Beginn der Wechselverformung bildet sich eine bestimmte Bündelstruktur der Versetzungen, die mit fortschreitenden Belastungszyklen dichter wird. Schließlich kann es bei Metallen mit kubisch-flächenzentriertem Gitter (kfz) mit zunehmender Zyklenzahl zu einer Umlagerung der Stufendipolstruktur in die für persistente Gleitbänder charakteristische Leiterstruktur kommen (Mughrabi, Ackermann, & Herz, 1979). Die makroskopisch sichtbare Extrusions- und Intrusionsbildung wurde schon früh erkannt. Sie geht der Rissinitiierung voraus und kann mittels REM sichtbar gemacht werden.

2.1.1 Anrissinitiierung N_i

Bei zyklischer Belastung kommt es in metallischen Werkstoffen zu einer lokalisierten plastischen Verformung, welche durch bewegliche Versetzungen induziert ist [(Wood, 1958), (Tetelman & McEvily, 1967)]. Diese Versetzungen können sich in Gleitbändern formieren und dann auf lokalem Maßstab die Ableitung von Gleitbändern auf einer bevorzugt orientierten Ebene verursachen [(Nageswararao, 1976), (Mughrabi, 1983)]. Treten Gleitbänder nun aus dem Werkstoffvolumen heraus, bilden sich Intrusionen bzw. Extrusionen, welche eine hohe lokale Kerbwirkung besitzen und damit die Bildung eines Mikrorisses hervorrufen können.

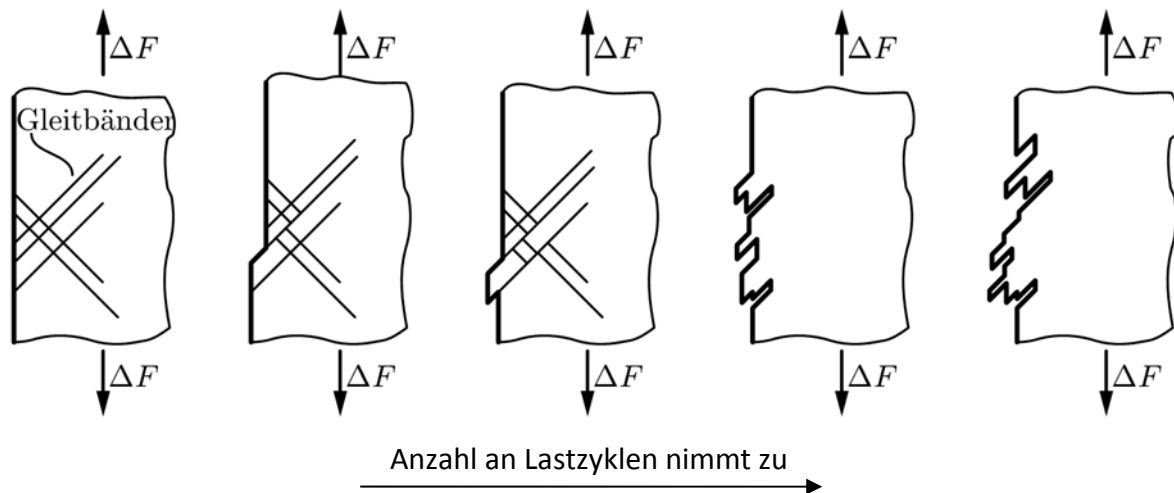


Abbildung 2.1: Intrusions- und Extrusionsbildung; Bild nach (Rösler, Harders, & Bäker, 2006)

Obige Abbildung 2.1 zeigt das durch irreversible Abgleitungen entstandene Rauheitsprofil an der metallischen Oberfläche. Vermehrte zyklische Belastung bewirkt eine starke Berg-und-Tal-Geometrie, bei der besonders die Täler bzw. die Intrusionen als bevorzugte Stellen der Rissbildung gelten (Laird & Duquette, 1972).

2.1.2 Mikrorisswachstum N_{Mikro}

Die durch zyklische Belastung entstandenen persistenten Gleitbänder (PGB) und die daraus resultierenden Ex- und Intrusionen induzieren an der Werkstoffoberfläche den Stadium-I-Riss (Forsyth, 1962), der für die Strecke weniger Körner weiterhin entlang der Gleitebenen auf der Probenoberfläche und in das Probeninnere hinein wächst. Die PGBs treten in ermüdeten Vielkristallen besonders in Körnern an der Oberfläche auf [Mughrabi, H. in (Munz, 1984)], selten auch im Inneren (Pohl, Mayr, & Macherauch, 1980), da das Austreten der PBG-Matrix-Grenzflächenversetzungen durch Korngrenzen behindert wird. Es kann durch einen zyklisch alternierenden Versetzungsaufstau sogar eine Korngrenze aufreißen und damit ein interkristalliner Anriss entstehen (Mughrabi, Wang, Differt, & Eßmann, 1983). Dies ist beispielsweise in ausgehärteten Aluminium-Werkstoffen bei Ermüdung in feuchter Atmosphäre der Fall (Niegel & Gudladt, 1991).

Wächst ein Mikroriss als Stadium-I-Riss bei zyklischer Beanspruchung, so wird er gemäß Abbildung 2.2 beim Erreichen einer Korngrenze auf das nächste Korn übergehen und dabei seine Orientierung ändern.

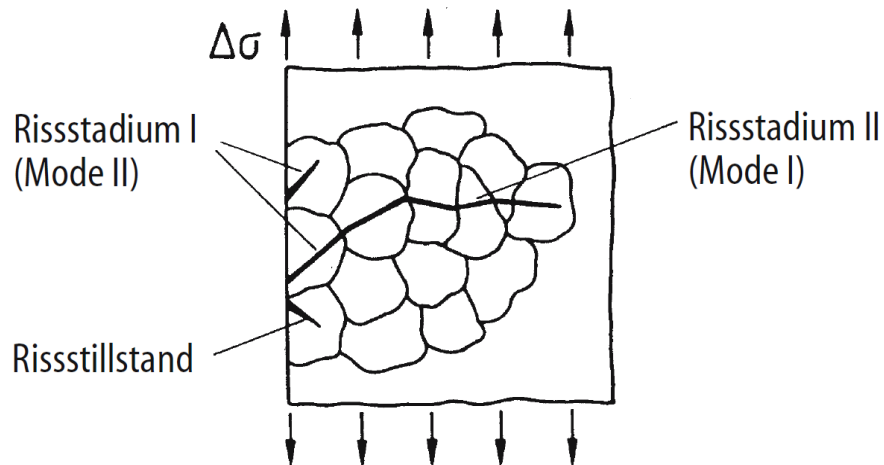


Abbildung 2.2: Verlauf des Stadium-I- und des Stadium-II-Risses, aus (Seeger, 1996)

Ist dieses nächste Korn in Bezug auf die für die Rissausbreitung relevante Gleitebene ungünstig orientiert, so kann es sein, dass das Risswachstum beim Übergang in das nächste Korn verlangsamt oder sogar ganz gestoppt wird. In diesem Fall werden dann an weiteren hoch beanspruchten Orten, wo sich bereits PGBs gebildet haben, neue Mikrorisse entstehen.

Für mehrere neu entstandene Mikrorisse gibt es auf der Probenoberfläche unterschiedliche Entwicklungsmöglichkeiten, siehe Abbildung 2.3:

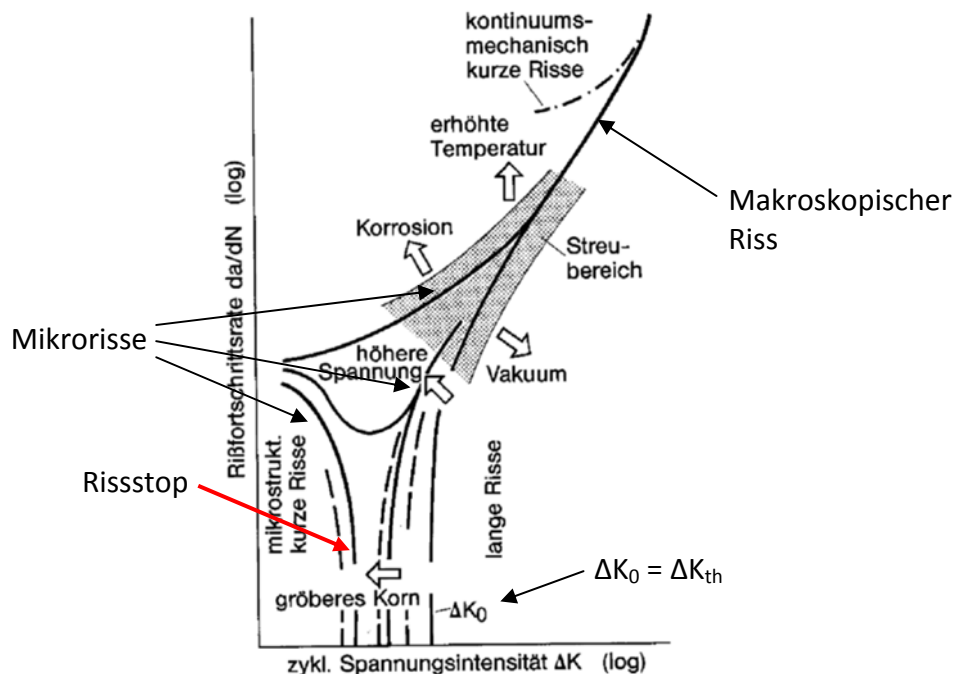


Abbildung 2.3: Rissfortschritt kurzer Risse, Bild schematisch nach (Lankford, 1982)

Abbildung 2.3 zeigt neben einer da/dN - ΔK -Kurve für makroskopische Risse auch mögliche Rissfortschrittsraten mikrostrukturell kurzer Risse. Sie lassen sich zwar nicht mit der LEBM

erfassen, wurden aus Übersichtsgründen dennoch in die Darstellung „da/dN vs. ΔK “ übernommen.

Unterhalb des Schwellenwertes für den makroskopischen Riss ΔK_{th} kommt es für unterschiedliche Mikrorisse zum Rissfortschritt. Dabei gelingt es manchen der skizzierten kurzen Risse durch Überwindung lokaler Barrieren weiterzuwachsen und in den Verlauf der makroskopischen Rissausbreitungskurve einzumünden. Sie wachsen dann kontinuierlich gemäß der LEBM. Manche der kurzen Risse stoppen jedoch für unbestimmte Zeit (Tanaka & Nakai, 1983). Damit muss die Mikrorissausbreitung als nicht-kontinuierlicher Prozess eingestuft werden.

Für gelochte Proben unter einstufiger Belastung können die mit der Potentialsonde bestimmten Anrisslebensdauern anhand einer bruchmechanischen Rissfortschrittsrechnung bestätigt werden. Im gleichen Zuge wird dabei nachgewiesen, dass die makroskopische Rissausbreitung einen kontinuierlichen Schädigungsprozess darstellt.

2.1.3 Makrorisswachstum N_{Makro}

Trifft der Mikroriss auf ein Hindernis, das sein Wachstum nicht zu stoppen vermag, kann er als Einzelriss weiterwachsen oder sich im Wachstumsprozess mit benachbarten Mikrorissen vereinen. Ein Gleitbandriss wird nach einigen Korndurchläufen eine kritische Länge überschreiten und dann einem kontinuierlichen Rissfortschritt entsprechend der LEBM unterliegen. Dieser sogenannte Stufe-II-Riss, siehe Abbildung 2.2, breitet sich senkrecht zur Richtung der Hauptnormalspannung aus (Forsyth, 1962). In dieser Phase entwickelt sich der auch mit dem Auge erkennbare Ermüdungsriss, dessen Bruchflächenmorphologie in Abbildung 2.4 dargestellt ist:

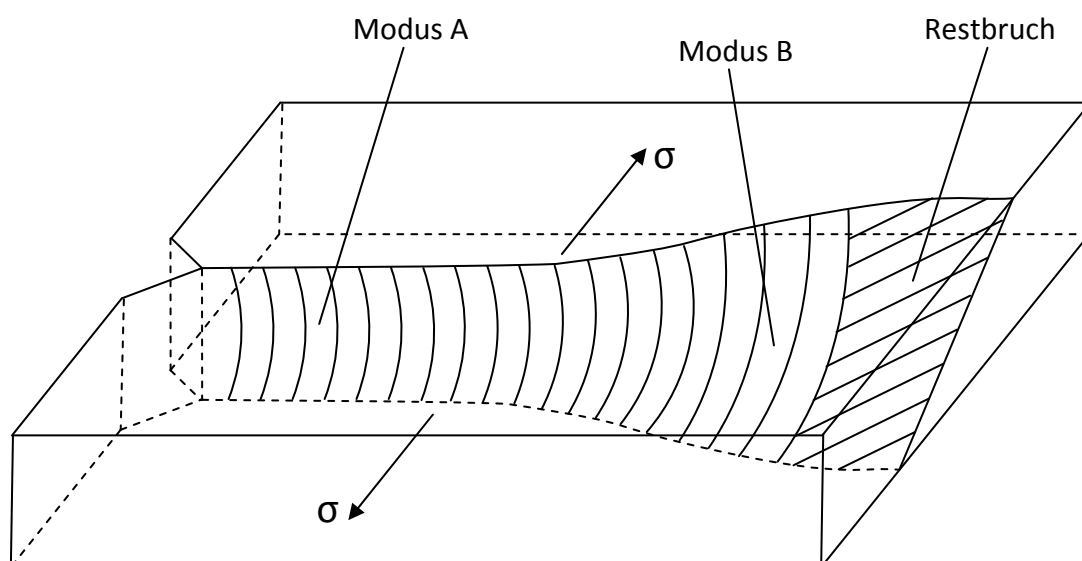


Abbildung 2.4: Schematische Bruchflächenanteile eines Ermüdungsrisses nach (Aurich, 1978)

So konstituiert sich anfangs die Ermüdungsrissenebene rechtwinklig zur Kraftanregungsachse und wird mit „Modus A“ („tension mode“) bezeichnet. In dünnen Blechen entwickelt sich mit zunehmender Risslänge anschließend der sogenannte „Modus B“-Riss, dessen Rissfläche unter 45° zur Kraftanregungsachse liegt („shear mode“). Gefolgt wird dieser vom Gewaltbruch. Die Ermüdungsrissanteile „Modus A“ und „Modus B“ zeigen auf ihrer jeweiligen Rissfläche die entsprechenden Charakteristika, wobei „Modus B“ als Übergangsphase zum Restbruch bei duktilen Werkstoffen bereits Anteile des Gewaltbruchs in sich trägt.

Technische Hilfsmittel, z.B. das Rasterelektronenmikroskop (REM) sind erforderlich, um auf den unterschiedlichen Bruchflächen die Nachweise für Schwing- oder Gewaltversagen führen zu können. Beispielhaft zeigt Abbildung 2.5 fraktographische Untersuchungen an einer zum Versagen geführten Schwingprobe aus EN AW-6156-T4. Der Schwingversuch wurde mit $R=-1$ und der Belastung $\sigma_a=100$ MPa durchgeführt. Die Umgebungsatmosphäre war Laborluft ($\vartheta=25^\circ\text{C}$, $\varphi=20\%$ rLF).

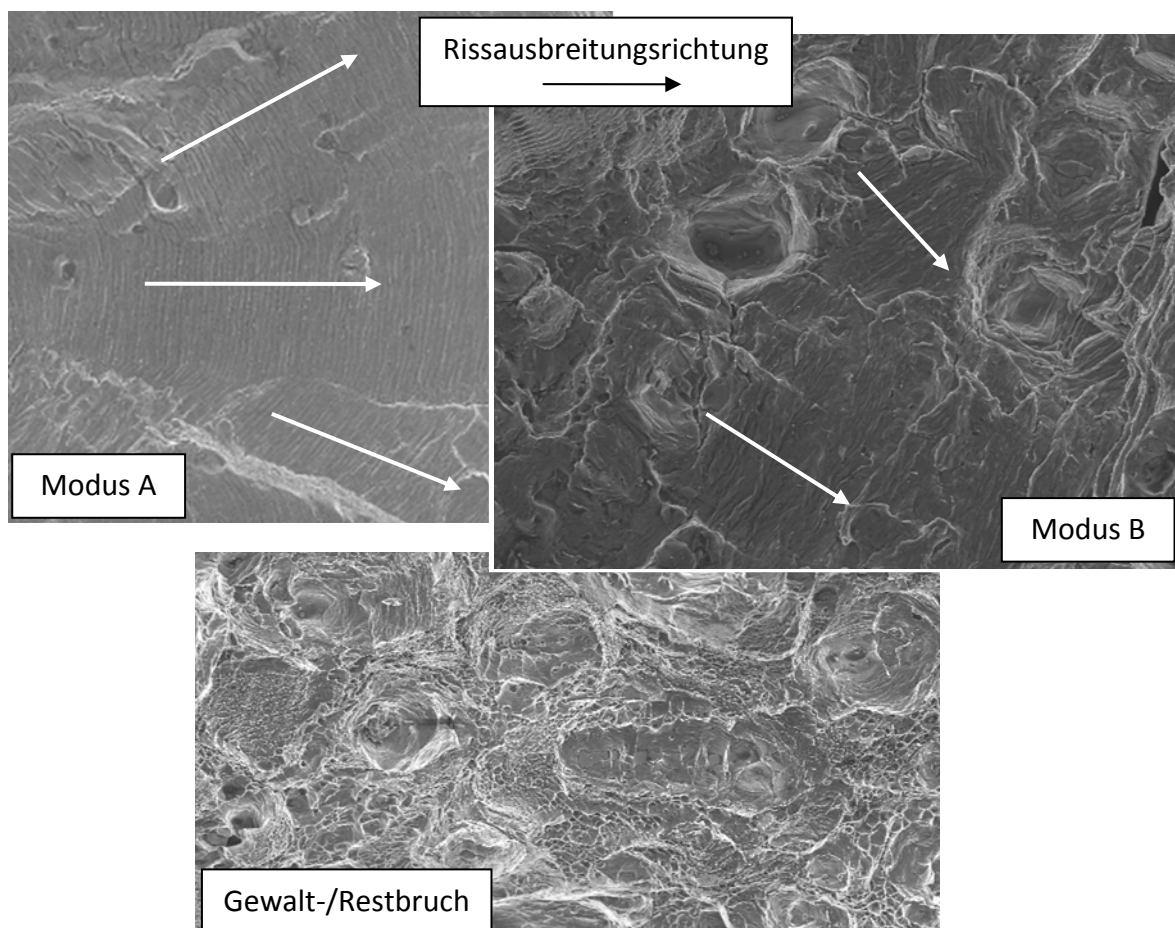


Abbildung 2.5: Bruchflächenanalyse mittels REM, 500-/400-/1.000-fach, EN AW-6156-T4

In Abbildung 2.5 sind im Bereich der Ermüdungsrissausbreitung gemäß Modus-A deutliche Schwingungstreifen zu sehen. Diese folgen jeweils einer bestimmten Bruchbahn und lassen

unterschiedliche Rissausbreitungsrichtungen im mikroskopischen Maßstab entstehen. Im Modus-B-Teil zeigt sich eine geringere Ausprägung der Schwingungstreifen, dafür trägt dieser Anteil des Schwingungsrisses allerdings bereits Merkmale monotoner Beanspruchung in sich. Die Bruchfläche des Gewaltbruchs ist gekennzeichnet durch die charakteristische Grübchenstruktur.

2.1.4 K-Konzept: Linear-elastische Bruchmechanik

Um die Rissausbreitung des makroskopischen Stadium-II-Risses beschreiben und vorhersagen zu können, wurde das K-Konzept der linear-elastischen Bruchmechanik (LEBM) entwickelt. Auf der Basis von Bruchkriterien und Gleichungen zur Beschreibung des Energie- und Belastungszustandes an der Risspitze kann der Spannungsintensitätsfaktor K für eine Modus-I-Belastung gemäß Abbildung 2.6 bestimmt werden [(Griffith, 1921), (Irwin, 1957), (Sneddon, 1946)].

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right) \quad \text{Gl. 2.2}$$

Dabei entspricht σ derjenigen Spannungskomponente, die senkrecht zur Rissausbreitung anliegt, a bzw. W symbolisieren als geometrische Parameter die Risslänge bzw. die Probenbreite und f ist ein Korrekturpolynom zur Beschreibung des Einflusses der endlichen Probengeometrie. Detaillierte Varianten von Ermüdungsproben und zugehörigen Korrekturpolynomen f sind in der Literatur beschrieben [(Broek, 1986), (Heckel, 1991)]. Die drei möglichen Modi der Spannungsbeaufschlagung von Rissen in Festkörpern zeigt die folgende Abbildung 2.6. Dabei ist die Zugbelastung gemäß Modus I im technischen Alltag relevant:

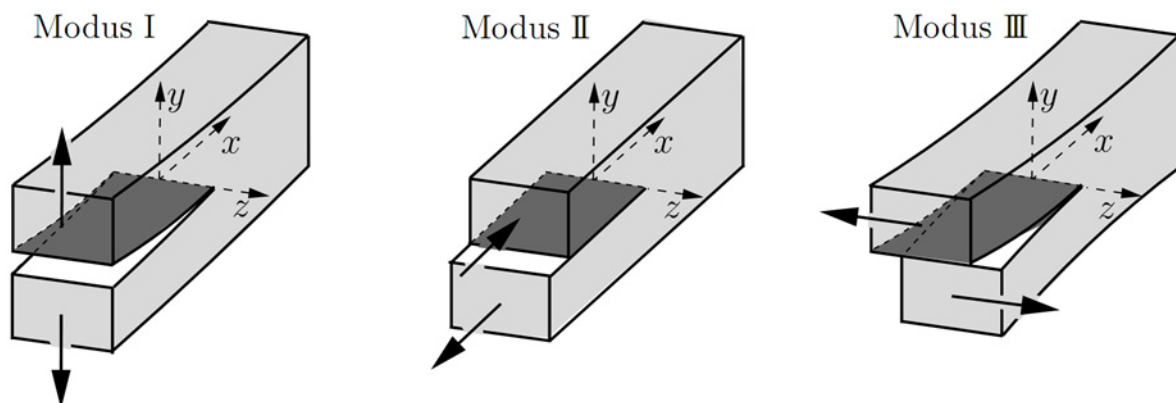


Abbildung 2.6: Modi der Rissöffnung; Bild nach (Gross & Seelig, 2007)

Wird auf eine angerissene Ermüdungsprobe von außen eine schwingende Belastung aufgebracht, so muss dies beim Spannungsintensitätsfaktor K Berücksichtigung finden, siehe Abbildung 2.7:

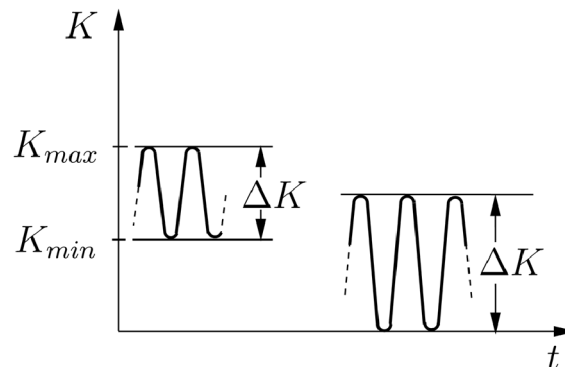


Abbildung 2.7: Spannungsintensitätsfaktor K vs. Zeit t ; Bild nach (Gross & Seelig, 2007)

Es gelten für die Schwingbreite ΔK und das Spannungsverhältnis R folgende Gleichungen:

$$\Delta K = K_{max} - K_{min} \quad \text{Gl. 2.3}$$

$$R = \frac{K_{min}}{K_{max}} \quad \text{Gl. 2.4}$$

Bewegen sich die zyklischen Werte für ΔK zwischen dem Schwellenwert ΔK_{th} und dem Bruchzähigkeitswert ΔK_C , so wächst der Riss.

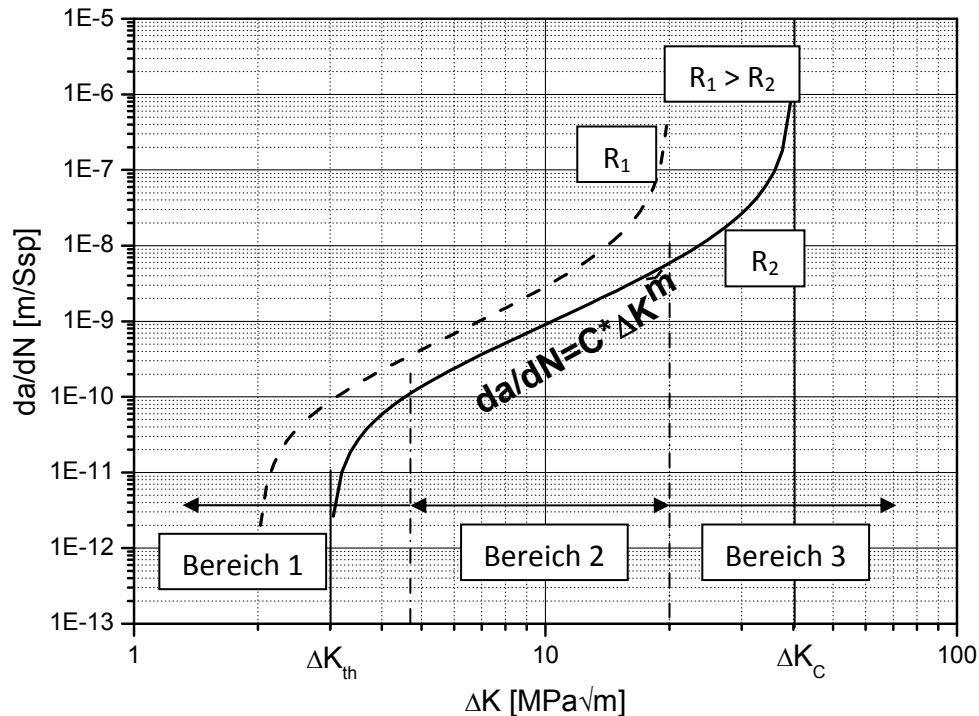


Abbildung 2.8: Rissfortschrittsgeschwindigkeit da/dN über ΔK

Abbildung 2.8 stellt sämtliche Bereiche der makroskopischen Rissausbreitung anhand der Kurve „ R_2 “ dar. Im „Bereich 1“ beginnt der Riss nach Überschreiten des Schwellenwertes ΔK_{th}

zu wachsen. Der Schwellenwert kann in Abhängigkeit des Spannungsverhältnisses R berechnet werden (Steinbock & Gudladt, 2010):

$$K_{max,th}(R) = K_{max,th,krit} + \frac{\Delta K_{th,krit}}{1 - R} \quad \text{Gl. 2.5}$$

Darin stellen $K_{max,th,krit}$ als extrinsische Größe den Schwellenwert für $R \rightarrow -\infty$, sowie $\Delta K_{th,krit}$ als intrinsische Größe den minimalen Wert dar, für den Ermüdungsrisswachstum überhaupt existiert. Aus experimentell ermittelten Ergebnissen lassen sich für die Aluminiumlegierung 6013 den beiden Größen die Werte $K_{max,th,krit} = 1,14 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ und $\Delta K_{th,krit} = 0,70 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ zuordnen. Unterhalb von $\Delta K_{th,krit}$ wächst der bruchmechanisch zu betrachtende Riss nicht. Dies gilt auch für die Rissausbreitung in Einkristallen und für sogenannte kurze Risse (Gudladt, Kosche, & Petit, 1993).

Die Rissfortschrittsrate des stabilen Ermüdungsrisswachstums aus „Bereich 2“ kann mittels der Paris-Geraden bestimmt werden (Paris, 1960):

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^{\check{m}} \quad \text{Gl. 2.6}$$

C und \check{m} stehen als Gleichungsparameter für die Lage der Paris-Geraden und ihre Steigung.

Weiterhin kennzeichnet „Bereich 3“ den Übergang des stabilen Ermüdungsrisses in das instabile Wachstum. Dort tritt bei Erreichen der kritischen Spannungsintensität ΔK_C das Probenversagen ein.

Eine für viele Legierungen erfolgreich genutzte Möglichkeit, die technisch relevanten Teilstücke der Rissfortschrittcurven – „Bereich 1“ und „Bereich 2“ – gemeinsam beschreiben zu können, bietet der Ansatz von Klesnil-Lukáš (Klesnil & Lukáš, 1972):

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K^{\check{m}} - \Delta K_{th}^{\check{m}}) \quad \text{Gl. 2.7}$$

Experimentell ermittelte Rissausbreitungskurven zeigen, dass für reale Werkstoffe ein mikrostruktureller Einfluss auf die Rissfortschrittgeschwindigkeit nicht nur im Schwellenwertbereich, sondern auch bei den mittleren Geschwindigkeiten der Paris-Gerade existiert. Dieser Einfluss zeigt sich durch mehrere Knick- bzw. Transitionspunkte, die die Paris-Gerade in einen entsprechenden mehrteiligen Linienzug überführt. Dabei kann jeder Transitionspunkt als Folge einer mikrostrukturellen Eigenschaft (u.A. Dispersoidgehalt), die unter Berücksichtigung des Modells für die zyklische plastische Zone vor dem Riss als Barriere der Gleitbandverschiebung entgegensteht, gedeutet werden (Yoder, 1982). Bei ausgeprägten Knicken gelingt eine einfache Anpassung nach dem Ansatz von Klesnil-Lukáš dann nicht mehr.

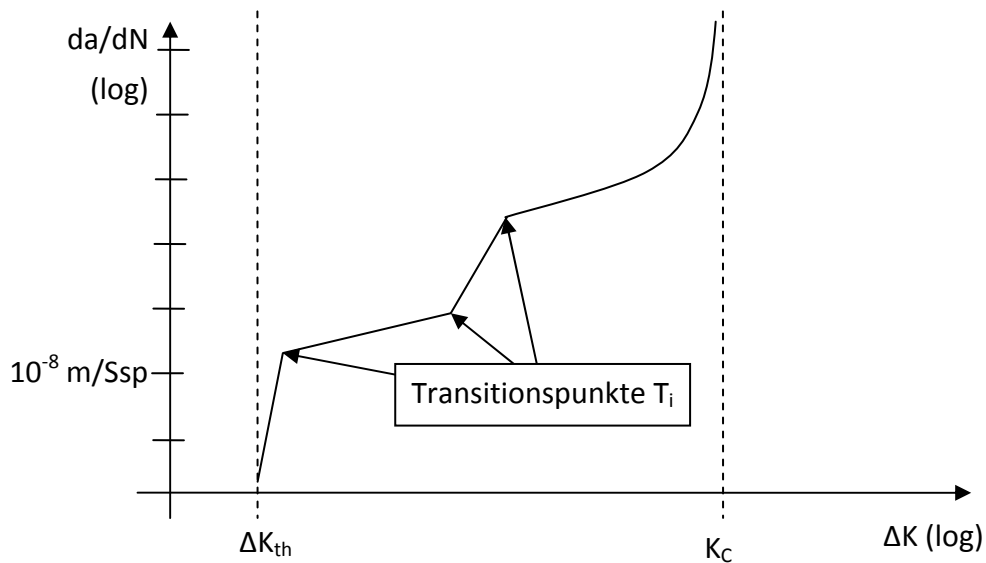


Abbildung 2.9: Schematische Darstellung der Transitionspunkte nach (Yoder, 1982)

Senkt man gemäß Abbildung 2.8 den Spannungsintensitätsfaktor durch Kraftverminderung immer weiter ab, so endet man beim niedrigstmöglichen Wert, dem Schwellenwert ΔK_{th} , der sich in Anlehnung an Gl. 2.2 beschreiben lässt:

$$\Delta K_{th} = \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a^*} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right) \quad \text{mit} \quad \frac{da}{dN} \rightarrow 0 \quad \text{Gl. 2.8}$$

Wenn der Schwellenwert der Probe bekannt ist, kann die Gleichung nach a^* umgestellt werden:

$$a^* = \frac{1}{\pi} \cdot \frac{1}{\left[f\left(\frac{a}{W}\right)\right]^2} \cdot \frac{\Delta K_{th}^2}{\Delta \sigma^2} \quad \text{Gl. 2.9}$$

Dabei stellt a^* als eine „Strukturlänge“ im Sinne der LEBM gerade diejenige Risslänge dar, die bei stetiger Anhebung der äußeren Last einen stabilen Rissfortschritt ermöglicht.

Risse, deren Länge a^* unterschreiten, sind nur als kurze Risse ausbreitungsfähig. Sie sind nicht ausbreitungsfähig im Sinne der LEBM. Damit kann man Gl. 2.9 derart nach $\Delta \sigma$ umstellen, dass man als Grenzwert diejenige Schwingbreite erhält, die beim betreffenden Schwellenwert ΔK_{th} keinen Rissfortschritt gemäß der LEBM bewirkt, also eine Dauerfestigkeit. Abbildung 2.10 zeigt in doppelt-logarithmischer Auftragung die dauerhaft ertragbare Schwingbreite $\Delta \sigma$ über der Risslänge a :

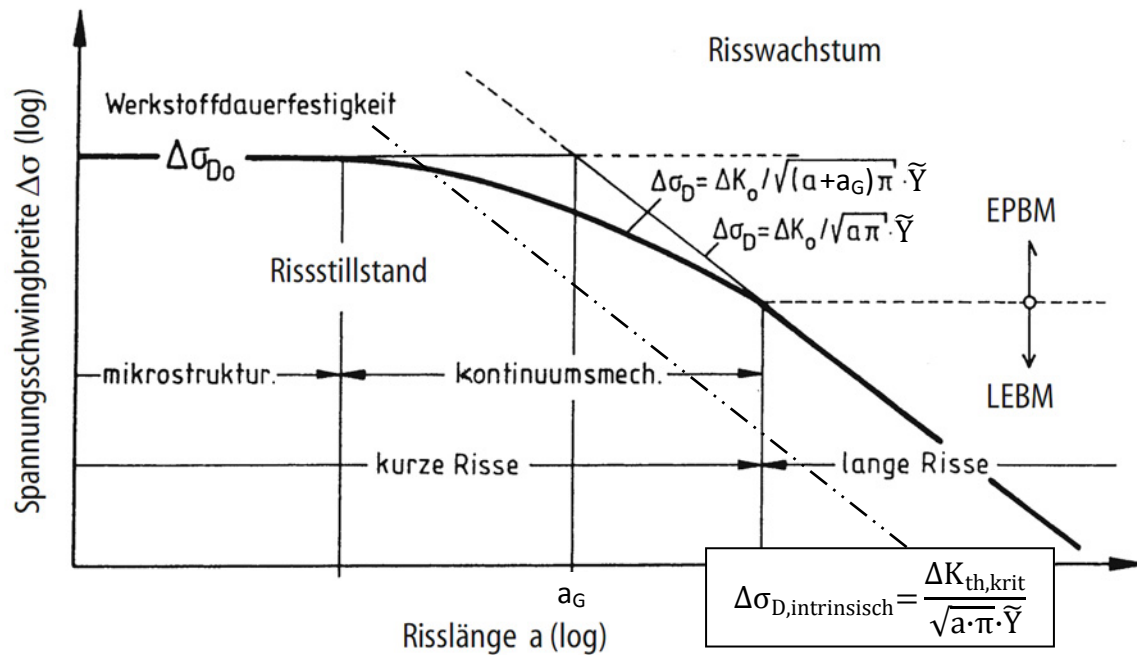


Abbildung 2.10: Kitagawa-Diagramm; Bild aus (Haibach, 1989) nach (Kitagawa & Takahashi, 1976)

Oberhalb der Grenzkurve $\Delta\sigma_D$ wird das Versagen eines angerissenen Bauteils durch Risswachstum innerhalb einer endlichen Zahl an Schwingspielen erfolgen. Im Bereich kurzer Risse, deren Ausbreitung mikrostrukturell beeinflusst ist, ergibt sich durch den horizontalen Verlauf der Grenzkurve eine Werkstoffdauerfestigkeit. Kurze Risse können sich innerhalb des Kitagawa-Diagramms diskontinuierlich ausbreiten. Sie werden allerdings nur dann bruchmechanisch bewertet, wenn sie die kritische Länge a^* überschritten haben und somit in den makroskopischen Riss übergegangen sind.

Kam es an einer Bauteil- bzw. Werkstoffoberfläche zu Anrissen, so zeigen diese dabei eine zweidimensionale Ausbreitung. Damit wird die Spannungsintensität K vom Winkel ψ abhängig, siehe Abbildung 2.11. Mit einer auf der Finite-Elemente-Methode basierenden Lösung kann man beispielsweise die Spannungsintensitätsfaktoren eines halb elliptischen Oberflächenanrisses in einer Platte unter Zugbelastung für jeden Winkel ψ der Halbellipse berechnen (Newman Jr. & Raju, 1981).

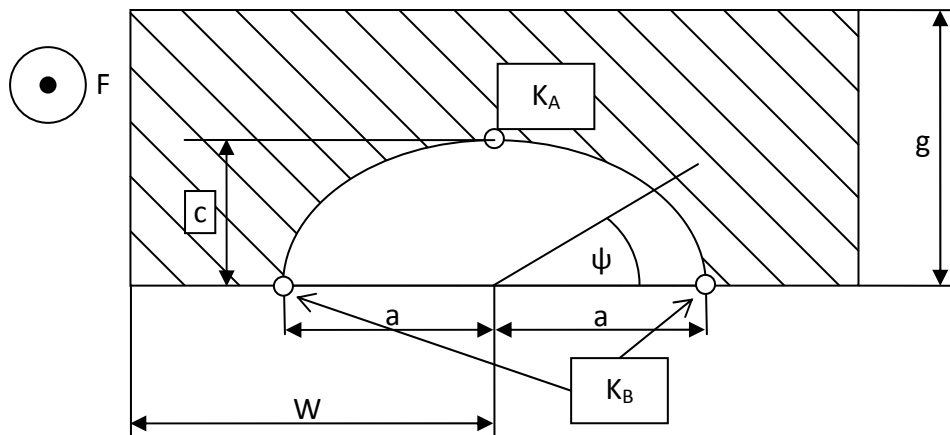


Abbildung 2.11: Spannungsintensitätsfaktoren halbelliptischer Oberflächenanrisse

Die Spannungsintensitätsfaktoren K_A bzw. K_B liegen hierbei im Plattenvolumen ($\psi = 90^\circ$) bzw. an der Oberfläche ($\psi = 0^\circ$). Sämtliche übrigen Größen der Abbildung beschreiben die Geometrie der Platte und des Risses (g : Plattendicke, W : halbe Plattenbreite, a : halbe Risslänge, c : Risstiefe, ψ : Winkel).

Beaufschlagt man den obigen Riss mit einer Spannung σ , so gilt als Näherung:

$$K = \frac{1}{\Phi} \cdot \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot c} \cdot \tilde{Y} \left(\psi, \frac{c}{a}, \frac{c}{g}, \frac{a}{W} \right) \quad \text{Gl. 2.10}$$

Das elliptische Integral zweiter Ordnung Φ wird ebenfalls angenähert:

$$\Phi = \sqrt{1 + 1,47 \cdot \left(\frac{a}{c} \right)^{1,64}} \quad \text{Gl. 2.11}$$

Der Korrekturfaktor $\tilde{Y} \left(\psi, \frac{c}{a}, \frac{c}{g}, \frac{a}{W} \right)$ setzt sich aus mehreren Komponenten zusammen:

$$\tilde{Y} \left(\psi, \frac{c}{a}, \frac{c}{g}, \frac{a}{W} \right) = \left[M_1 + M_2 \cdot \left(\frac{c}{g} \right)^2 + M_3 \cdot \left(\frac{c}{g} \right)^4 \right] \cdot M_4 \cdot M_5 \cdot M_6 \quad \text{Gl. 2.12}$$

Diese Komponenten M_i können über Gleichungen einzeln beschrieben werden:

$$M_1 = 1,13 - 0,09 \cdot \left(\frac{c}{a} \right) \quad \text{Gl. 2.13}$$

$$M_2 = -0,54 + \frac{0,89}{0,2 + \left(\frac{c}{a} \right)} \quad \text{Gl. 2.14}$$

$$M_3 = 0,5 - \frac{1}{0,65 + \left(\frac{c}{a} \right)} + 14 \cdot \left(1 - \frac{c}{a} \right)^{24} \quad \text{Gl. 2.15}$$

$$M_4 = 1 + \left[0,1 + 0,35 \cdot \left(\frac{c}{g} \right)^2 \right] \cdot (1 - \sin \psi)^2 \quad \text{Gl. 2.16}$$

$$M_5 = \left[\sin^2 \psi + \left(\frac{c}{a} \right)^2 \cdot \cos^2 \psi \right]^{0,25} \quad \text{Gl. 2.17}$$

$$M_6 = \left[\frac{1}{\cos \left(\frac{\pi}{2} \cdot \frac{a}{W} \cdot \sqrt{\frac{c}{g}} \right)} \right]^{0,5} \quad \text{Gl. 2.18}$$

Obige Gleichungen von Gl. 2.11 bis Gl. 2.18 sind gültig für:

$$0 < \frac{c}{a} \leq 1, \quad 0 \leq \frac{c}{g} < 1, \quad \frac{a}{W} < 0,5, \quad 0 \leq \psi \leq \pi$$

Sind mit $W \gg a$ und $g \gg c$ die Abmessungen eines halbelliptischen Oberflächenrisses klein gegenüber den äußeren Plattenmaßen, so gilt demnach:

$$\frac{a}{W} \rightarrow 0, \quad \frac{c}{g} \rightarrow 0$$

Folglich lässt sich der Korrekturfaktor $\tilde{Y} \left(\psi, \frac{c}{a}, \frac{c}{g}, \frac{a}{W} \right)$ vereinfacht zusammenfassen:

$$\tilde{Y} \left(\psi, \frac{c}{a}, \frac{c}{g}, \frac{a}{W} \right) = M_1 \cdot M_4 \cdot M_5 \quad \text{Gl. 2.19}$$

Folgt man der Annahme, dass sich für die winkelabhängigen Spannungsintensitätsfaktoren pro Lastzyklus ein Gleichgewicht entlang der Rissgeometrie einstellt (Krüger, 1996), so kann durch Gleichsetzen der winkelabhängigen Terme M_4 und M_5 für $\psi=0^\circ$ und $\psi=90^\circ$ eine Aussage über das Halbachsenverhältnis des Risses getroffen werden. Ist die Plattendicke g deutlich größer als die Risstiefe c und gilt damit $\frac{c}{g} \rightarrow 0$, so erhält man schließlich das gesuchte Halbachsenverhältnis, welches in erster Näherung auch als eine Art LEBM-Betrachtung des kurzen Risses angenommen wird:

$$\frac{a}{c} = 1,21 \quad \text{Gl. 2.20}$$

Im speziellen Fall halbkreisförmiger Oberflächenanrisse ($a=c$) unter Zugbelastung im halbumendlichen Raum gelten nach *Schwalbe*, sowie in verbesserter Form nach *Vormwald*, die folgenden Lösungen für die Spannungsintensitäten K_A und K_B gemäß Abbildung 2.11 (Vormwald, 1989):

$$K_A = 1,035 \cdot \frac{2}{\pi} \cdot \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad \text{Gl. 2.21}$$

$$K_B = 1,2 \cdot \frac{2}{\pi} \cdot \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad \text{Gl. 2.22}$$

Ebenso kann die Spannungsintensität in den äußeren Punkten der Rissfront eines viertelkreisförmigen Eckanrisses folgendermaßen beschrieben werden [(Sähn & Göldner, 1993), (Schwalbe, 1980)]:

$$K = \sigma \cdot \sqrt{2 \cdot a} \quad \text{Gl. 2.23}$$

2.2 Nennspannungskonzept

Viele Bauteile gelten zuerst einmal als anrissfrei. In diesem Fall bestimmt überwiegend die Anrissbildung die Lebensdauer. Zur Berechnung kann dann das Nennspannungskonzept herangezogen werden. Dazu wird im Bereich des geringsten Bauteilquerschnitts eine Nennspannung $\sigma_{\text{nenn}}=S$ definiert:

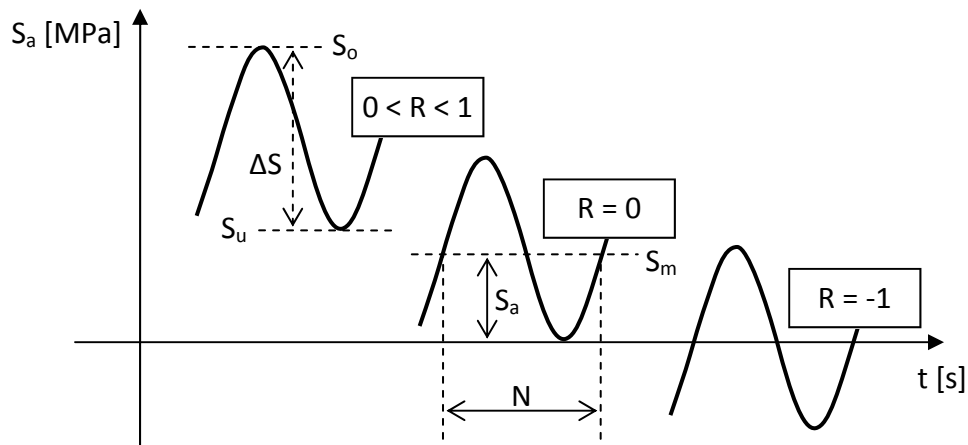


Abbildung 2.12: Kenngrößen der schwingenden Belastung

Anhand der Schwingungskenngrößen aus Abbildung 2.12 kann man das jeweilige Spannungsverhältnis R berechnen. Dieses fasst die charakteristischen Kennwerte einer zyklischen Belastung in einem Wert zusammen und macht unterschiedliche Schwingungen auf diese Art vergleichbar:

$$R = \frac{S_u}{S_o} \quad \text{Gl. 2.24}$$

2.2.1 Beanspruchbarkeit bei einstufiger Belastung

Einstufige Belastung liegt vor, wenn Belastungsamplitude S_a und Spannungsverhältnis R während der Dauer eines Ermüdungsversuchs konstant sind. Ermüdet man gemäß dem Horizonten- bzw. Perlschnurverfahren eine ausreichende Anzahl an Versuchsproben auf geeigneten, unterschiedlichen Spannungsniveaus bis zum Probenbruch (Grellmann & Seidler, 2005), so erhält man zwischen einstufiger Spannungsamplitude S_a und Anrisslebensdauer N_A bzw. Bruchlebensdauer N_f bei doppelt-logarithmischer Darstellung näherungsweise einen linearen Zusammenhang:

$$\log(S_a) = \log(C_{Bas}) + n_{Bas} \cdot \log(N_f) \quad \text{mit } n_{Bas} = \text{konst} \quad \text{Gl. 2.25}$$

Man spricht hierbei von der sogenannten „Basquin“-Darstellung. Darin stellen n_{Bas} den „Basquin-Exponent“ der Zeitfestigkeitsgeraden und C_{Bas} einen Lageparameter dar. Als „Basquin-Steigung“ wird $b = -\frac{1}{n_{Bas}}$ bezeichnet. Allgemein wird die Darstellung von Gl. 2.25 auch als Wöhler-Linie bezeichnet.

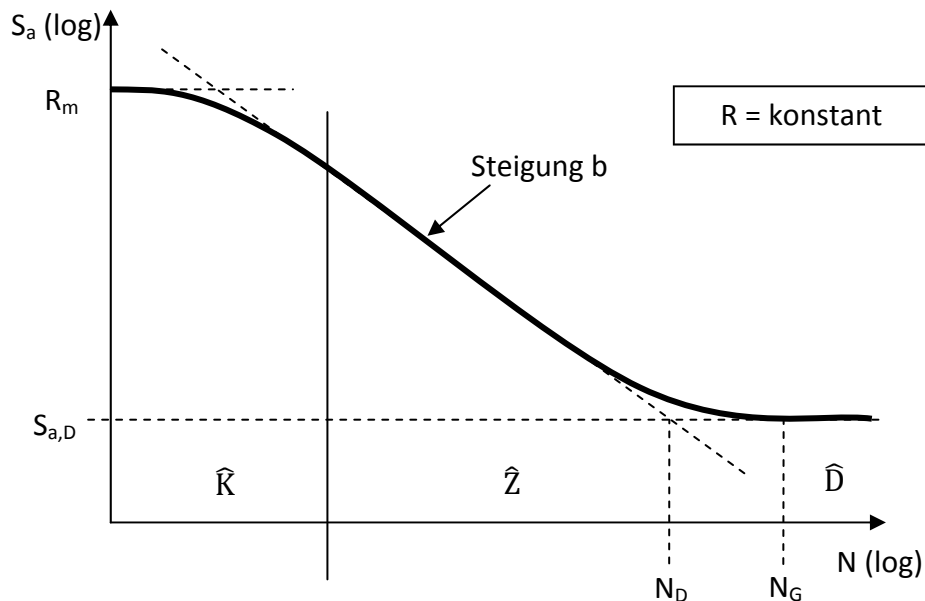


Abbildung 2.13: Einteilung und Kenngrößen der Wöhlerlinie

Die Wöhlerlinie nach Abbildung 2.13 kann in die Bereiche Kurzzeitfestigkeit (\hat{K}), Zeitfestigkeit (\hat{Z}) und sogenannte Dauerfestigkeit (\hat{D}) aufgeteilt werden. Im Bereich geringer Spannungsamplituden unterhalb von $S_{a,D}$ kommt es vor, dass sogar eine hohe Anzahl an Belastungszyklen nicht mehr ausreicht, um die Ermüdungsprobe zum Bruch zu führen. Die zugehörige Belastungsgrenze wird Dauerfestigkeit genannt.

Der Verlauf der Kurzzeitfestigkeit ist mit ausgeprägter plastischer Verformung verbunden und mündet letztlich in die Zugfestigkeit des geprüften Werkstoffs bzw. Bauteils ein. Die Zeitfestigkeit lässt sich oft durch die Basquin-Gerade darstellen. Ihr Übergang in den Dauerfestigkeitsbereich wird durch die Zahl der Schwingspiele von N_D bzw. N_G beschrieben. Hierbei stellt N_G als Grenzwahrscheinlichkeit das erste Auftreten von nicht zum Versagen geführten Prüflingen dar.

Der Begriff „Dauerfestigkeit“ ist allerdings umstritten, da Proben bei zyklischer Belastung unterhalb von $S_{a,D}$ sehr wohl versagen können. Es müssen sich also Defekte, wie z.B. Mikrorisse, bilden, die wachstumsfähig bleiben. Deren Auswirkungen werden allerdings erst bei sehr hohen Schwingenzahlen $N > N_G$ beobachtet. Die wirksamen Defektsorten, die zum Anriss und letztlich zum Probenversagen führen, können sich für Belastungen im „Dauerfestigkeitsgebiet“ und Lasten im Zeitfestigkeitsbereich unterscheiden. Die dort im Zeitfestigkeitsbereich durchgeführten Experimente zeichnen sich im Sinne der Materialermüdung dadurch aus, dass ihr jeweiliges Probenversagen durch Oberflächendefekte eingeleitet wurde.

Für die „Dauerfestigkeit“ galt bislang als Kriterium, dass eine bestimmte, sehr hohe Schwingenzahl nicht zum Probenbruch geführt hat. Diese sogenannte

Abbruchschwingspielzahl spiegelt allerdings nicht die tatsächlich in der Probe vorhandene Schädigung wider, wie es z.B. bei einem sich ausbreitenden Mikroriss der Fall wäre. Das Kriterium besitzt daher keine physikalische Bedeutung und stellt eine normative Größe dar. Außerdem weisen besonders Werkstoffe mit kubisch-flächenzentriertem Gitteraufbau (Aluminium, Kupfer und Nickel) keine horizontal verlaufende Dauerfestigkeits-Grenzlinie auf. Stattdessen sinkt deren ertragbare Spannungsamplitude auch für weiterhin steigende Schwingspielzahlen stetig. Daher sollen in dieser Arbeit der Begriff der Dauerfestigkeit im Sinne hoher Wechselfestigkeit verstanden und beide Begriffe nebeneinander verwendet werden.

2.2.2 Very-high-cycle-fatigue (VHCF)

Neben der Defektsorte im oberflächennahen Probenbereich, welche Ermüdungsproben auf den Lasthorizonten der Zeitfestigkeitsgeraden zum Versagen führt, zeigt sich bei einstufigen Ermüdungsversuchen niedriger Lastamplituden eine zum Versagen führende Defektsorte, die innerhalb des Probenvolumens aktiv ist. Diese kann zu Ermüdungsbrüchen oberhalb von 10^8 Ssp führen.

Oftmals lässt sich die rissauslösende Defektsorte innerhalb des Probenvolumens als nicht-metallischer Einschluss lokalisieren (Murakami & Endo, 1994). Andererseits können, vor allem bei Einschlüssen unterhalb einer kritischen Größe, auch jenseits der konventionellen Dauerfestigkeitsgrenze Mini-PGBs entstehen (Mughrabi, 2006). Dabei wird dieser Vorgang durch kumulative Schädigung bestimmt und damit durch die Anzahl der aufgewendeten Lastzyklen (Stanzl-Tschegg, Mughrabi, & Schönbauer, 2007). Irreversible Gleitvorgänge bedingen die Bildung und das Wachstum mikrostrukturell kurzer Risse (Tanaka & Mura, 1981). Für sehr geringe Belastungen $S_a < S_{a,D}$ könnte eine absolute (Dauerfestigkeits-)Begrenzung existieren. Solch eine Grenzlast läge tiefer als für die irreversiblen Versetzungsbewegungen und Gleitvorgänge, also die PGB-Bildung, notwendig (Krupp, Knobbe, Christ, Köster, & Fritzen, 2010).

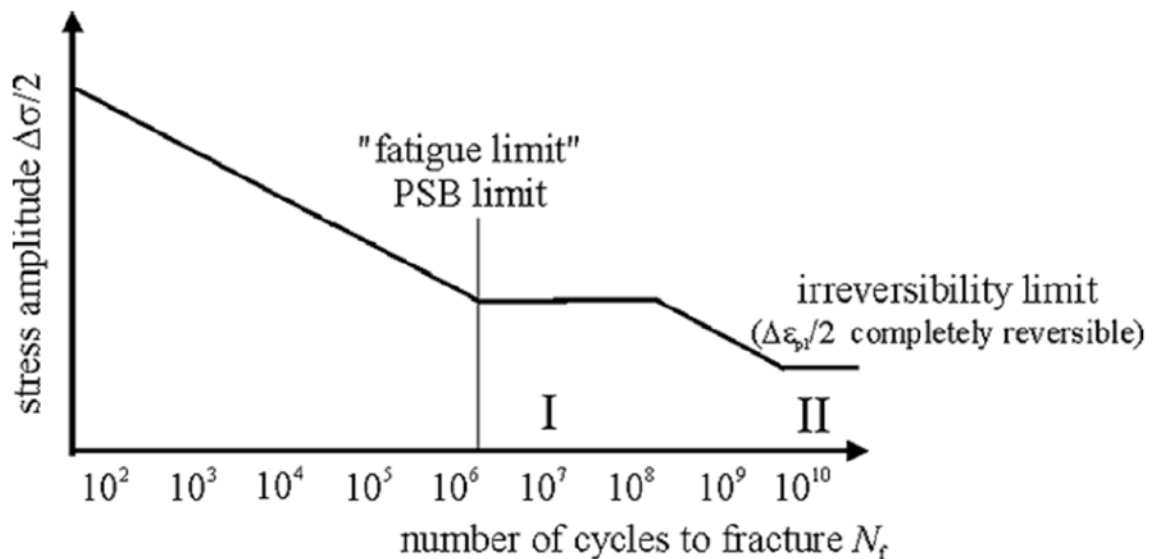


Abbildung 2.14: VHCF-Darstellung nach (Krupp, Knobbe, Christ, Köster, & Fritzen, 2010)

Die unterhalb des „Irreversibility limits“ liegenden Belastungen wirkten damit vollständig reversibel und nicht rissauslösend, d.h. die Versetzungen bewegen sich reversibel und damit findet keine weitere Schadensakkumulation statt.

2.2.3 Beanspruchbarkeit bei mehrstufiger Belastung

Ändert sich die Schwingungsamplitudenhöhe während der Versuchsdauer, so spricht man von mehrstufiger Beanspruchung. Diese tritt beispielsweise bei sogenannter Betriebsbeanspruchung auf. Darunter versteht man z.B. das Lastspektrum, das während eines Fluges auftritt.

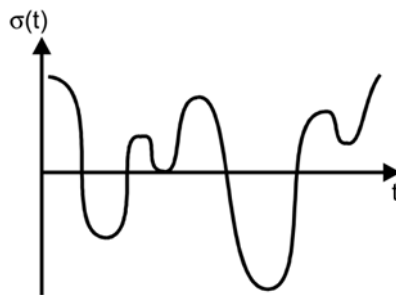


Abbildung 2.15: Variable Amplitude nach (Feldmann)

Sortiert man die aufgetretenen Amplituden nach Ihrer Größe und fasst diese in Klassen zusammen, so erhält man das (Belastungs-)Kollektiv.

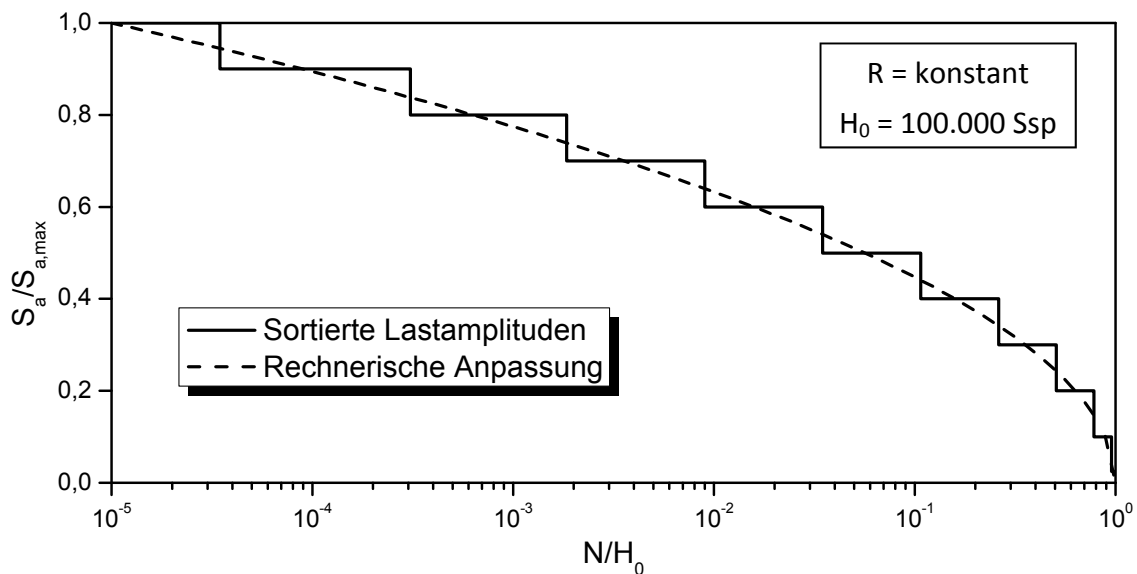


Abbildung 2.16: Lastkollektiv aus Versuchsdaten mit rechnerischer Anpassung

Für viele reale Lastfälle kann ein solches Kollektiv mittels des Kollektivumfangs H_0 und der bezogenen Spannungsamplitude $\frac{S_a}{S_{a,max}}$ mathematisch beschrieben werden:

$$\frac{\log(N)}{\log(H_0)} = 1 - \left(\frac{S_a}{S_{a,max}} \right)^n \quad \text{Gl. 2.26}$$

Der Exponent n entspricht der „Fülligkeit“ des Kollektivs. Unter Idealbedingungen kann der einstufige Wöhlerversuch mit $n=\infty$ beschrieben werden.

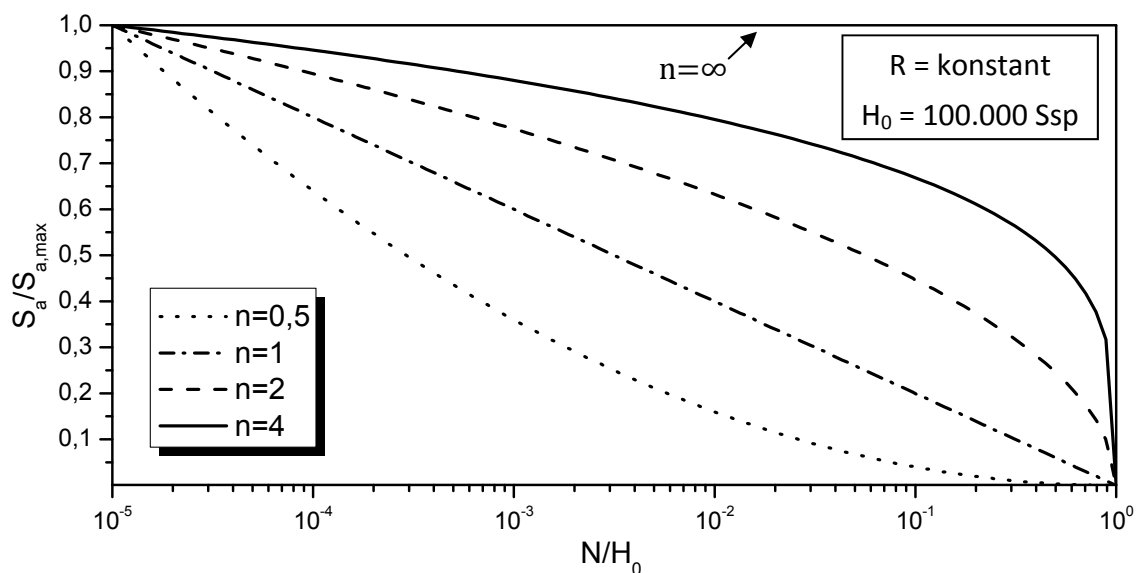


Abbildung 2.17: Lastkollektive für unterschiedliche Kollektivexponenten n

Um einen Ermüdungsversuch unter betriebsnahen Bedingungen durchzuführen, muss eine Betriebslastfolge erstellt werden. Die Schwingspiele des Lastkollektivs werden dazu statistisch durchmischet.

Abhängig vom gewählten Kollektivexponenten n und der Maximalspannungsamplitude $S_{a,max}$ versagt die Ermüdungsprobe nach N_f Schwingspielen. Werden die Datenpaare $(N_f/S_{a,max})$ in ein doppelt-logarithmisches Diagramm eingetragen, erhält man die Lebensdauer- bzw. Gaßnerlinie:

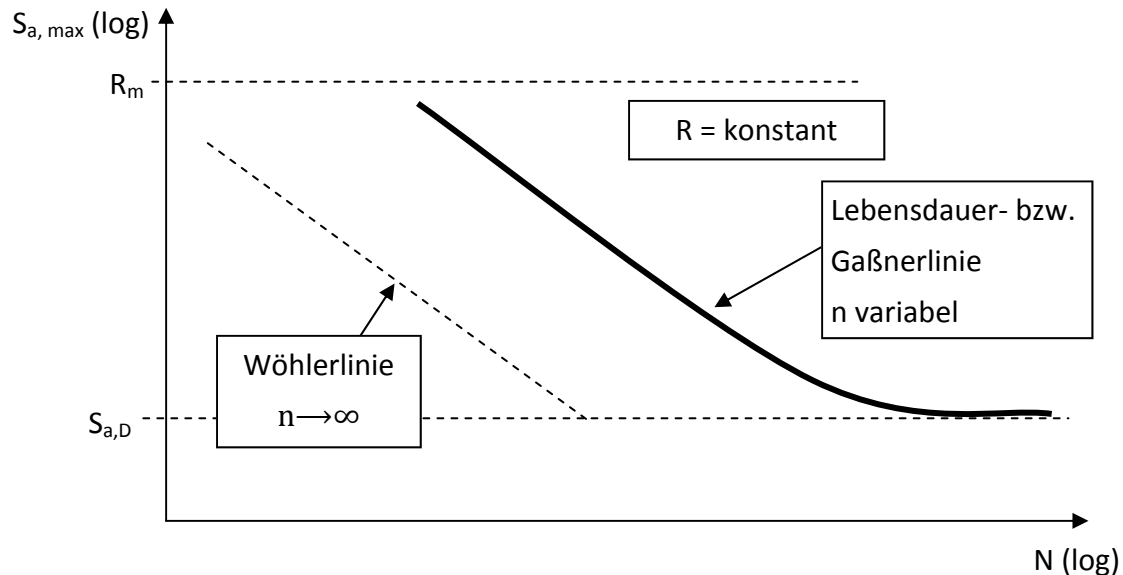


Abbildung 2.18: Darstellung der Lebensdauer- bzw. Gaßnerlinie

Die Forderung nach R =konstant bedeutet für mehrstufige Versuche, dass innerhalb der Last-Zeit-Funktion sämtliche Spannungsverhältnisse der vorhandenen Einzelschwingspiele $\frac{S_{u,i}}{S_{o,i}}$ konstant sind. Die Art der Zusammensetzung der Lastfolge beeinflusst die Lebensdauer besonders bei niedrigen n -Werten, z.B. im Blockversuch [(Gaßner, 1954), (Lehmann, 1969)].

Möchte man aus einer mathematischen Kollektivvorgabe gemäß Gl. 2.26 eine Beanspruchungs-Zeit-Funktion für einen experimentellen Laborversuch erstellen, führt man eine Stufung durch, welche aus der kontinuierlichen Verteilung eine diskrete Häufigkeitsverteilung nach Abbildung 2.16 generiert. Die Anzahl und Höhe der einzelnen Stufen wird so gewählt, dass eine möglichst gute Annäherung an die stetige Verteilungsform entsteht (Haibach, 1989).

Treten in einer Kollektivbelastung Zyklen auf, deren Amplituden unterhalb der Dauerfestigkeit liegen, so üben diese in der Theorie keinen Einfluss auf die Gesamtlebensdauer aus und können auch im Versuch unterdrückt werden. Schneidet man dementsprechend in der Vorbereitung eines Experiments aus einem Kollektiv alle unterhalb einer bestimmten Spannungsamplitude liegenden Lastanregungen heraus, so spricht man von Omission, siehe Abbildung 2.19.

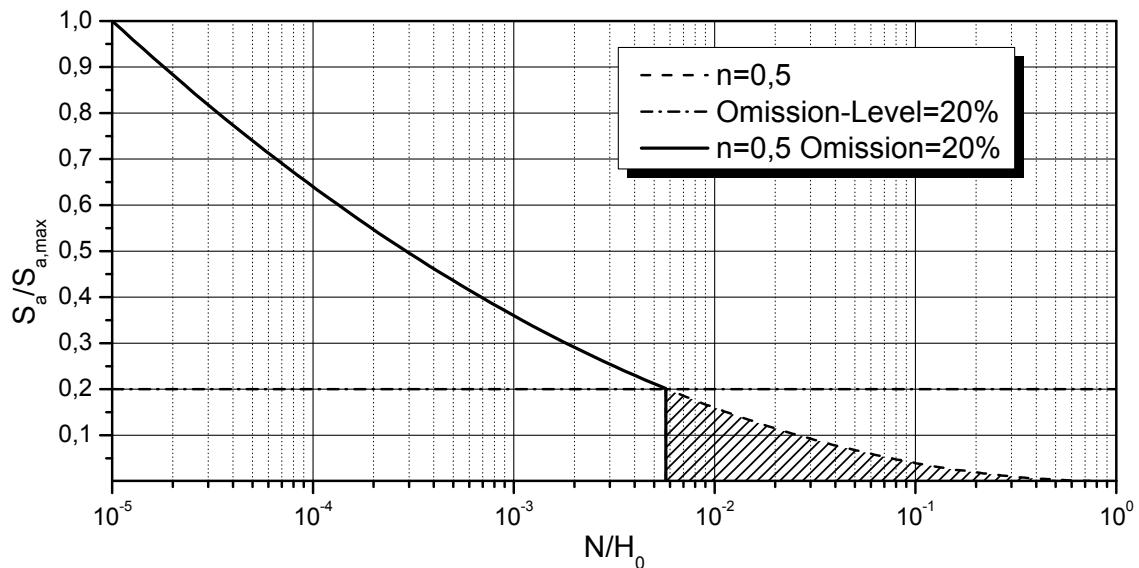


Abbildung 2.19: Omission am Lastkollektiv, Kollektivumfang sinkt

Die Anwendung von Omission kann die in Schwingspielen gemessene Gesamtlebensdauer beeinflussen. Bei der Anwendung von Omission wird das Kollektiv, teilweise in erheblichem Umfang, gekürzt. Mit zunehmendem Omission-Grad und der damit einhergehenden Entfernung niedriger Laststufen steigt die Ähnlichkeit des modifizierten Kollektivs mit dem Profil eines Einstufenversuchs. Daraus resultiert in Schwingversuchen immer eine geringere absolute Lebensdauer N_f .

2.2.4 Lineare Schadensakkumulationshypothese (Miner-Regel)

Um zeitaufwändige und kostenträchtige Kollektivversuche zu vermeiden, besteht die Notwendigkeit, Lebensdauervorhersagen für betriebsbelastete Bauteile durchzuführen. Eine einfache Möglichkeit, die Bruchschwingspielzahl dieser Bauteile zu berechnen, basiert auf einer werkstoffunabhängigen Schädigungsbetrachtung.

Von *Palmgren* und *Miner* wurde eine derartig konzipierte Lebensdauervorhersage vorgestellt, die sich aufgrund ihrer einfachen Handhabung zum am häufigsten verwendeten Vorhersagemodell entwickelte und im Laufe der Zeit vielfach erweitert wurde [(Palmgren, 1924), (Miner, 1945)]. Sie beruht auf einer linearen Schädigungshypothese. Diese sagt aus, dass ein Bauteil versagt, wenn die Gesamtschädigung D den Wert $D=1$ erreicht.

Die Grundlage der sogenannten linearen Schadensakkumulation stellen die Datenpunkte der Wöhlerlinie für den Fall der 50%-igen Ausfallwahrscheinlichkeit dar. Im Sinne der Miner-Regel wird für $S_a = \text{konst}$ pro Schwingspiel $N_{f,i}$ auf einem Lastniveau i ein gleichbleibender Schädigungsbeitrag d_i erzeugt.

$$d_i = \frac{1}{N_{f,i}} \quad \text{Gl. 2.27}$$

Beginnend mit der Schwingenspielzahl $N=1$ Ssp und ihrer zugehörigen Schädigung $D=D_i$ wird pro Lasthorizont i die Schädigung linear über die Anzahl der darauf absolvierten Schwingspiele h_i akkumuliert:

$$D_i = \sum_{i=1}^{h_i} d_i = h_i \cdot d_i = \frac{h_i}{N_{f,i}} \quad \text{Gl. 2.28}$$

In einer mehrstufigen Beanspruchungsfunktion mit k unterschiedlichen S_a -Werten existieren k Laststufen. Für jede Laststufe wird eine separate Schädigungssumme D_i berechnet. Die Summe aller D_i ergibt die Gesamtschädigung D für die gegebene mehrstufige Beanspruchungsfunktion:

$$D = \sum_{i=1}^k D_i = \sum_{i=1}^k \frac{h_i}{N_{f,i}} \leq 1 \quad \text{Gl. 2.29}$$

Die Schädigung für Zyklen aus Beanspruchungsfunktionen variabler Spannungsverhältnisse kann akkumuliert werden, sofern die Zuordnung von Lastamplitude σ_a und Bruchschwingspielzahl $N_{f,i}$ bekannt ist.

Die gebräuchlichen Varianten der Miner-Regel unterscheiden sich darin, mit welchem Schädigungsbeitrag die Zyklen unterhalb der Dauerfestigkeitsamplitude in die Berechnung der Schädigungssumme einfließen.

„Miner original“ nimmt an, dass eine Dauerfestigkeit existiert und für sämtliche Berechnungsschritte bezüglich der zu analysierenden Last-Zeit-Funktion konstant ist. Amplituden unterhalb oder gleich der Dauerfestigkeit, die im einstufigen Versuch bis zur Abbruchschwingspielzahl kein Probenversagen herbeiführen würden, also $N_f \rightarrow \infty$, bewirken somit den Schädigungsbeitrag $d_i \rightarrow 0$.

„Miner elementar“ geht davon aus, dass eine Dauerfestigkeit nicht existiert. Dies gilt beispielsweise für die Lebensdauer eines Bauteils, das in korrosiver Atmosphäre beansprucht wird.

Keine der beiden Varianten beschreibt die reale Werkstoffermüdung immer zutreffend. So führen Belastungsamplituden unterhalb des Wertes der konventionellen Dauerfestigkeit zwar zu sehr hohen Schwingenspielzahlen ohne erfolgten Probenbruch, aber auch in diesem Lastbereich können versetzungsbedingte Mikrostrukturschädigungen (PGB) und das temporäre Wachstum kurzer Risse beobachtet werden (siehe Abbildung 2.10). Die Voraussetzung für „Miner elementar“ ist demnach nicht erfüllt. Die mikrostrukturelle Schädigung muss also Eingang in eine modifizierte Miner-Regel finden. Damit lassen sich Berechnungsergebnisse erzielen, die zwischen den Vorhersagewerten von „Miner original“ und „Miner elementar“ liegen. Diese Variante basiert gemäß experimenteller Nachweise auf

der Annahme, dass der Wert der Dauerfestigkeit im Verlauf einer mehrstufigen Belastung sinkt [(Ostermann & Schütz, 1964), (Gaßner, Griese, & Haibach, 1964)].

Besonders offensichtlich wird diese Annahme, wenn sich durch zyklische Belastung bereits ein kurzer bzw. langer Anriss gebildet haben sollte, dessen Dauerfestigkeit dann durch die Bruchmechanik bestimmt wird, siehe Abbildung 2.10. Diese Erkenntnis wird umgesetzt durch einen Geradenverlauf mit der Neigung „ $2b-1$ “ [(Haibach, 1989), (Gatts, 1962)]. Dieser wird am Übergangspunkt der Zeitfestigkeitsgeraden (Neigung b) zur Dauerfestigkeit angesetzt, siehe Abbildung 2.20. Obwohl diese Variante der Miner-Regel in der Tat versucht, die Werkstoffphysik der Materialermüdungsphasen in Form einer sich entwickelnden Bauteilschädigung zu berücksichtigen, ist die Lebensdauervorhersage für mehrstufig belastete Bauteile mit diesem Modell nicht sehr befriedigend. So liegen z.B. die realen Schädigungssummen für Experimente an zwei verschiedenen Schweißverbindungen in Kombination mit vier unterschiedlichen Stählen im Bereich $\frac{1}{3} < D < 3$ (Sonsino, Lagoda, & Demofonti, 2004). Folglich unter- bzw. überschätzt auch diese Rechnung die tatsächliche Lebensdauer.

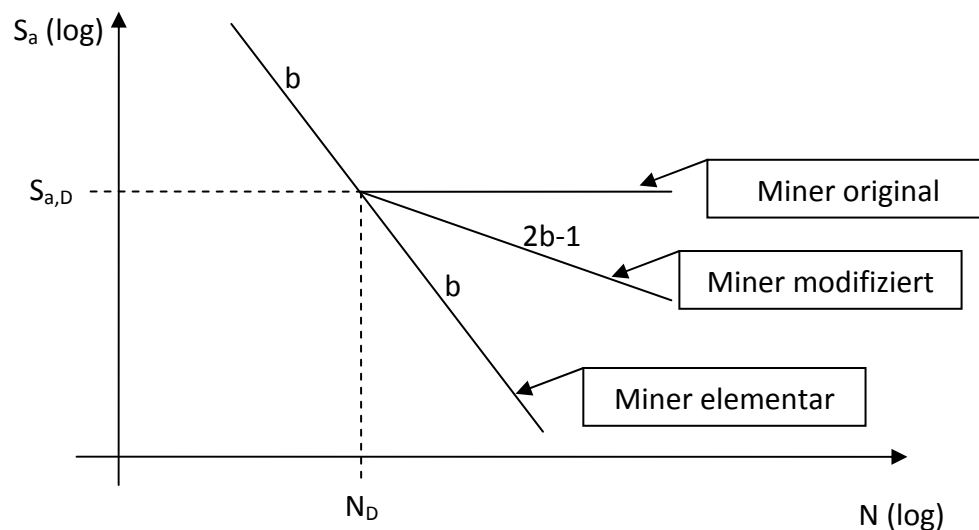


Abbildung 2.20: Varianten der Miner-Regel

Im Bereich von Lasten oberhalb der Dauerfestigkeit wird unabhängig von den beschriebenen Varianten immer dieselbe Lebensdauer vorhergesagt.

2.3 Kerbfaktoren

Wenn aufgrund konstruktiver Notwendigkeit in Bauteilen Kerben in Form von Geometrieänderungen vorliegen, kann der lokale Spannungszustand innerhalb eines Bauteilvolumens nicht mehr von der Bauteilnennspannung S beschrieben werden. Kerben bedingen einen von Spannungsspitzen geprägten inhomogenen Spannungszustand im

Kerbquerschnitt. Dies wirkt sich in Form von elastischen und plastischen Verformungen im Kerbbereich aus.

Der statische Kerbfaktor sei bei rein elastischer Beanspruchung des Bauteils nur von der Geometrie und der Beanspruchung bestimmt (Neuber, 2000). Linear elastisches Verhalten vorausgesetzt, basiert er auf der Umleitung der ein Bauteil durchfließenden Kraftlinien aufgrund einer Geometrieänderung. Eine solche Umleitung ändert den Kraftlinienabstand und damit ihre Dichte, also die mechanische Spannung. Letztlich beschreibt der Kerbfaktor K_t das Verhältnis von Kerbspannungshöchstwert σ_{\max} zur Nennspannung S :

$$K_t = \frac{\sigma_{\max}}{S} \quad \text{Gl. 2.30}$$

Abbildung 2.21 zeigt die aus der Kerbgeometrie resultierende Spannungsüberhöhung in einem Kerbquerschnitt.

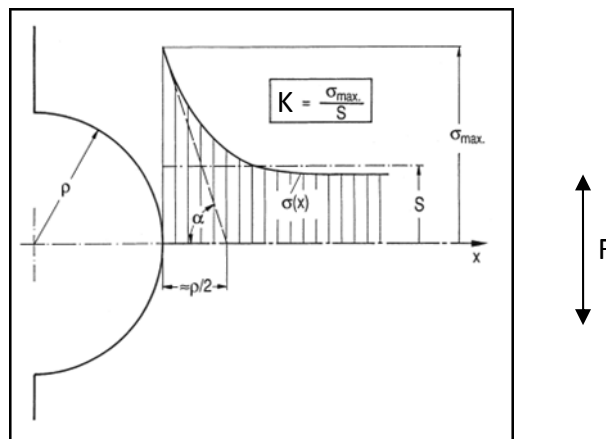


Abbildung 2.21: Spannungsüberhöhung an einfacher Kerbgeometrie, nach (Haibach, 1989)

Für einfache geometrische Verhältnisse können diese elastisch-statischen Kerbfaktoren analytisch bestimmt werden (Haibach, 1989). Komplexe geometrische Strukturen erfordern den Einsatz von Finite-Elemente-Software. Für gelochte Flachproben wurde mit hoher Genauigkeit folgende Näherungsgleichung hergeleitet (Rainer, 1978):

$$K_t = 1 + \frac{1}{\sqrt{\frac{\tilde{A}}{\left(\frac{z}{p}\right)^{\tilde{k}}} + \tilde{B} \cdot \left(\frac{1 + \frac{W}{p}}{\frac{W}{p} \cdot \sqrt{\frac{W}{p}}}\right)^{\tilde{l}} + \tilde{C} \cdot \frac{\frac{W}{p}}{\left(\frac{W}{p} + \frac{z}{p}\right) \cdot \left(\frac{z}{p}\right)^{\tilde{m}}}}} \quad \text{Gl. 2.31}$$

Für den gekerbten Flachstab unter Zug nach Abbildung 2.22 entspricht dabei die Größe p dem Kerbradius, z der Kerbtiefe und W der Hälfte der Probennennbreite. Die weiteren Gleichungsparameter gelten gemäß Tabelle 2.1:

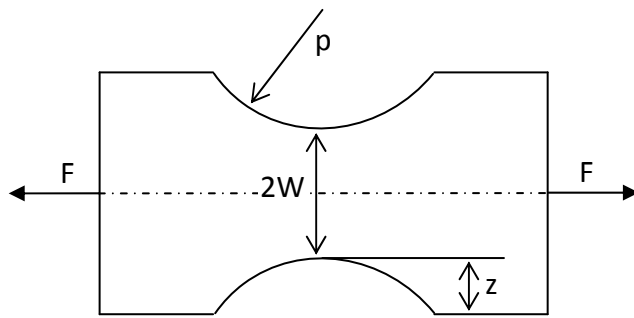


Abbildung 2.22: Darstellung der Kerbfaktorparameter

Tabelle 2.1: Parameter zur Bestimmung des statischen Kerbfaktors am Flachstab unter Zug

\tilde{A}	0,1
\tilde{B}	0,7
\tilde{C}	0,13
\tilde{k}	1
\tilde{I}	2
\tilde{m}	1,25

Für eine Platte mit $2W \rightarrow \infty$ erhält man als Ergebnis aus Gl. 2.31 den Kerbfaktor $K_t \rightarrow 3$. Aufgrund der Symmetrieeigenschaften ist die Spannungsüberhöhung einer Probe mit außenliegender Kerbe gleich derjenigen einer entsprechenden Probe mit Mittellochkerbe. In der Literatur lassen sich weitere Berechnungen lokaler Spannungsüberhöhungen finden, welche die Ergebnisse gemäß Gl. 2.31 bestätigen [(Böhm & Heckel, 1982), (Krä, 1988), (Krüger A., 1995)].

Soll ein statischer Kerbfaktor K_t unter der Berücksichtigung plastischer Verformungsanteile für eine komplexe Geometrie bestimmt werden, muss die FE-Methode zur Berechnung eingesetzt werden. Als Grundlage der elastisch-plastischen Rechnung dient die σ - ε -Zugversuchskurve des verwendeten Werkstoffs. Werden einstufige Ermüdungsexperimente an Schwingproben mit unterschiedlichen elastischen Kerbfaktoren durchgeführt, so kann die relative Lage der resultierenden Zeitfestigkeitsgeraden anhand des statisch-plastischen Kerbfaktors in erster Näherung beschrieben werden. Der statisch-plastische Kerbfaktor variiert in Abhängigkeit der Spannungsamplitude S_a . So nimmt er in Richtung niedriger Lasthorizonte zu und nähert sich bei Erreichen der Dauerfestigkeit dem elastischen Grenzwert K_t . Für hohe Lastamplituden S_a kommt es im Kerbgrund und dem umliegenden Werkstoffvolumen zu einer plastischen Verformung, welche die wirksame Spitzenspannung mindert. Der plastische Kerbfaktor ist somit immer kleiner als der elastische.

Bei Ermüdung kann die kerbbedingte Spitzenspannung σ_{\max} über einen zyklischen plastischen Kerbfaktor $K_{t,\text{zyklisch,plastisch}}$ beschrieben werden. Dafür ist die Kenntnis der zyklisch stabilisierten σ_a - ε_a -Kurve notwendig, man spricht auch von der „zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve“ (ZSD).

2.4 Statistik weibullverteilter Stichproben

Werden einstufige oder mehrstufige Ermüdungsexperimente gemäß der Abschnitte 2.2.1 und 2.2.3 durchgeführt, so stellt man fest, dass die Versuchsergebnisse einer Streuung unterliegen. Die Lebensdauerdaten als streuendes Merkmal \hat{M} einer bestimmten Anzahl an Schwingproben stellen die Stichprobe u_{stat} dar. Letztere wird mit statistischen Methoden bewertet. Ihre Streuung lässt sich mit der geeigneten Dichtefunktion $f(\hat{M})$ beschreiben. Welche Dichtefunktion $f(\hat{M})$ für die jeweilige Stichprobe geeignet ist, hängt unter anderem vom Werkstoff und vom Fertigungsprozess ab (Hofman, Hodayun, & Roth, 1993). Üblicherweise werden die Weibull- oder die Log-Normalverteilung angewendet (Buxbaum, 1992). Durch Integration der Dichtefunktion $f(\hat{M})$ erhält man die normierte Summenhäufigkeit $F(\hat{M})$:

$$F(\hat{M}) = \int_{-\infty}^{+\infty} f(\hat{M}) d\hat{M} = 1 \quad \text{Gl. 2.32}$$

Aufgrund der Normierung können dann letztlich die Versagens- und Überlebenswahrscheinlichkeit der Bauteillebensdauer mit

$$P_V + P_{\bar{U}} = 1 \quad \text{Gl. 2.33}$$

angegeben werden.

Zur Beschreibung der Gesamtlebensdauerstreuung wird die Weibull-Verteilung empfohlen (Erben, 1994). Ihre 2-Parameter-Funktion lautet:

$$P_V(N_f, \sigma = \text{konst}) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{N_f}{T} \right)^m \right] \quad \text{Gl. 2.34}$$

Die sogenannte charakteristische Lebensdauer T stellt das Maximum von $f(N_f)$ dar und beschreibt die Ausfallwahrscheinlichkeit $P_V(N_f)=63,2\%$ aller Versuchsproben der untersuchten Stichprobe. Der Weibull-Exponent m ist u.a. abhängig vom zugrundeliegenden Ausfallmechanismus der Stichprobe. Dieser wird durch eine Defektsorte bestimmt. Für eine gültige statistische Analyse darf sich die den Ausfall bestimmende Defektsorte innerhalb der Stichprobe nicht ändern.

Die Weibullverteilung lässt es zu, auch den Erwartungswert μ , der das 50%-ige Versagen einer Stichprobe angibt, unter Verwendung der Gammafunktion Γ zu bestimmen [(Reliasoft, 2005), (Beichelt, 1995)]:

$$\mu = T \cdot \Gamma \left(1 + \frac{1}{m} \right) \quad \text{Gl. 2.35}$$

Ebenfalls kann die Streuspanne $\frac{T_{90\%}}{T_{10\%}}$ als Verhältnis der 90%-igen und der 10%-igen Ausfallwahrscheinlichkeit berechnet werden.

Um die Lebensdauerdaten in der sogenannten Wahrscheinlichkeitsdarstellung einzuordnen, muss das streuende Merkmal \hat{M} der Stichprobe u_{stat} zunächst aufsteigend geordnet werden. Über eine Schätzfunktion wird einer einzelnen Lebensdauer dann entsprechend ihres Ranges j eine relative Häufigkeitssumme H_j zugewiesen (DGQ, 1995):

$$H_j = \frac{j - 0,3}{u_{stat} + 0,4} \cdot 100\% \quad \text{Gl. 2.36}$$

Für diese gebräuliche Schätzfunktion sollte die Stichprobe u_{stat} mindestens fünf Versuchsergebnisse enthalten.

2.5 Potentialsondenverfahren

Mit Hilfe eines Potentialsondenverfahrens kann während des laufenden Ermüdungsversuchs (in-situ) ein Anriss erkannt und seine wachsende Risslänge aufgrund der Änderung des elektrischen Widerstands der Versuchsprobe verfolgt werden. Dieses Verfahren kann sowohl mit Gleichstrom (Gilbey & Pearson, 1966) als auch mit Wechselstrom (Watt, 1980) durchgeführt werden. Im weiteren Verlauf dieser Arbeit liegt der Fokus auf der Gleichstrompotentialmethode.

Wenn ein konstanter Gleichstrom durch eine Flachprobe geleitet wird, entsteht innerhalb der Probe ein Potentialfeld, welches durch die Laplace-Gleichung beschrieben werden kann. Ein neu initiiertes bzw. vergrößerter Riss bewirkt eine reduzierte Probenquerschnittsfläche und geht mit einem geänderten Potentialfeld einher (Halliday, 1980). Eine derartige Änderung der Potentialdichteverteilung kann, wie in Abbildung 2.23 gezeigt, von zwei symmetrisch hinter dem Riss angeordneten Potentialabgriffen und einem Nanovoltmeter als elektrische Spannung gemessen werden (Bachmann, Trautmann, Sengebusch, Marissen, & Nowack, 1999). *Johnson* löste die Potentialfeldgleichung und fand damit erstmals für einseitig angerissene (asymmetrische) und mittig angerissene (symmetrische) Scheiben eine Korrelation zwischen dem elektrischen Potential und der Risslänge (*Johnson*, 1965). Eine Übersichtsarbeit zeigt, dass dieses Verfahren an Aluminiumlegierungen bereits erprobt ist (*Bär*, 1992).

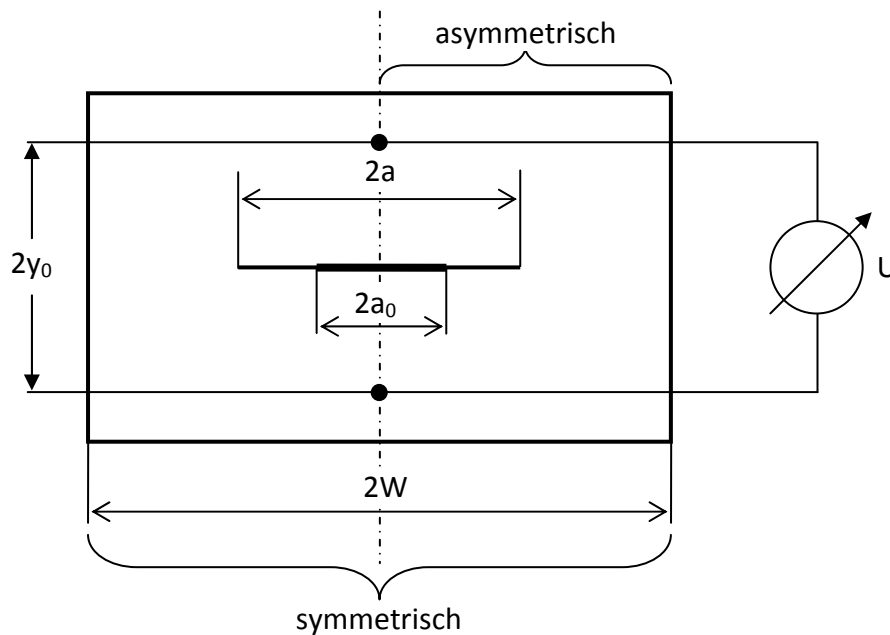


Abbildung 2.23: Schematischer Aufbau der Potentialsonde

Die symmetrische Geometrie einer gelochten Flachprobe wird nach Abbildung 2.23 durch die Gesamtprobenbreite $2W$, die Gesamtrisslänge zu Versuchsbeginn $2a_0$, die Gesamtrisslänge nach Rissverlängerung $2a$, das zur Gesamtrisslänge gehörige Potential U und den Potentialabgriffsabstand $2y_0$ beschrieben. Im Fall der asymmetrischen, einseitig gekerbten Probe hingegen werden abweichend davon die Geometrie Größen W , a_0 und a verwendet.

Das Potential U_0 wird durch die zum Zeitpunkt des Versuchsbeginns bei $t=t_0$ vorliegende Gesamtrisslänge definiert. Diese Größe fließt in *Johnsons* analytische Näherungslösung ein und bildet zusammen mit U das normierte Potential $\frac{U}{U_0}$. Mittels dieses normierten Potentials kann die korrelierende Risslänge a berechnet werden:

$$a = \frac{2 \cdot W}{\pi} \cdot \arccos \left[\frac{\cosh \left(\frac{\pi \cdot y_0}{2 \cdot W} \right)}{\cosh \left(\frac{U}{U_0} \cdot \operatorname{arcosh} \left(\frac{\cosh \left(\frac{\pi \cdot y_0}{2 \cdot W} \right)}{\cos \left(\frac{\pi \cdot a_0}{2 \cdot W} \right)} \right) \right)} \right] \quad \text{Gl. 2.37}$$

Diese Zuordnung $a=f\left(\frac{U}{U_0}, \text{Geometrie}\right)$ kann gleichbedeutend nach $\frac{U}{U_0}=f(a, \text{Geometrie})$ umgeformt werden (Bazios, 1999). Im realen Ermüdungsversuch kann es jedoch neben der sich ändernden Risslänge a und der konstanten Probengeometrie noch weitere, sich ändernde Einflussfaktoren auf den elektrischen Widerstand eines Prüflings, und damit auf

das gemessene Potential, geben. Diese Einflussfaktoren werden jedoch von der Johnson-Gleichung nicht erfasst. Auf ihnen beruhende Änderungen des bezogenen Potentials führen damit zur fehlerhaften Berechnung der Risslänge a .

Ein solcher Einflussfaktor ist der spezifische Widerstand ρ metallischer Werkstoffe. Dieser setzt sich allgemein aus einem durch thermische Gitterschwingungen verursachten Anteil $\rho(T)$ und einem durch Streuung der Elektronen an statischen Defekten $\rho(c)$ hervorgerufenen Anteil zusammen (Ashcroft & Mermin, 1976):

$$\rho = \rho(T) + \rho(c) \quad \text{Gl. 2.38}$$

Dabei kennzeichnet $\rho(c)$ die als Streuzentren wirkenden statischen Defekte des metallischen Gitters, also z.B. Versetzungen, Fehlstellen oder Fremdatome. Ändert sich ihre Konzentration bei gleichbleibender Temperatur, so resultiert daraus ein geänderter elektrischer Widerstand. Für Potentialmessungen bedeutet dies einen veränderten Potentialbeitrag U , der wiederum das normierte Potential $\frac{U}{U_0}$ ändert. Berechnungen der Risslänge nach Johnson werden somit verfälscht.

Bei Potentialsondenmessungen muss daher sichergestellt werden, dass das Potential U weitestgehend unabhängig von der Defektkonzentration des Werkstoffs und von Temperaturänderungen ist. Während der Dauer realer Ermüdungsversuche kann durch eine automatische Regelung die Temperatur eines Prüflings annähernd konstant gehalten werden. Allerdings kann gerade im Verlauf von Ermüdungsversuchen nicht ausgeschlossen werden, dass die Konzentration der Streuzentren zeitlich variiert. So führt mechanischer Druck zur Verminderung der Zahl 0-dimensionaler Gitterfehler, wie z.B. Leerstellen. Andererseits kommt es bei plastischer Verformung zur Versetzungsbildung und somit zur weiteren Erhöhung des spezifischen Widerstands.

Gemäß der Johnson-Gleichung wird jedes gemessene Potential $\frac{U}{U_0}$ in einen durchgängigen Riss mit gerader Rissfront umgerechnet. Diesbezüglich muss beachtet werden, dass insbesondere in frühen Anrissstadien Risse jedoch als halb elliptische Oberflächenrisse oder vierteilkreisförmige Eckrisse ausgeprägt sind. Deren Rissgeometrie muss dann aus den Rissen gerader Rissfront bestimmt werden.

3 Versuchsdurchführung

3.1 Walzwerkstoff

Die im Verlauf dieser Arbeit verwendeten Ermüdungsproben wurden aus einem 3,6mm dicken, 5m langen und 1,4m breiten Blech der aushärtbaren Aluminiumlegierung EN AW-6156-T4 gefertigt. Als Hersteller des gelieferten Blechs gibt die Firma *Alcan* die Legierungszusätze des Werkstoffs gemäß Tabelle 3.1 an:

Tabelle 3.1: Legierungszusätze von EN AW-6156-T4 (Angaben in Gew.-%)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Zr
0,77	0,04	0,9	0,45	0,72	0,0004	0,0041	0,17	0,04	0,0016

Im dreilagigen Blech war das Kernmaterial EN AW-6156-T4 aus Gründen des Korrosionsschutzes von einer beidseitig aufgewalzten Plattierschicht aus AA1300 umgeben. Dessen entsprechende Legierungszusätze zeigt Tabelle 3.2:

Tabelle 3.2: Legierungszusätze von AA1300 (Angaben in Gew.-%)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn
< 0,2	< 0,3	< 0,05	< 0,03	< 0,03	0,2 – 0,5

Die Dicke der Plattierschicht schwankt auf beiden Seiten des Blechs in geringem Maße um einen Mittelwert von 115 μm .

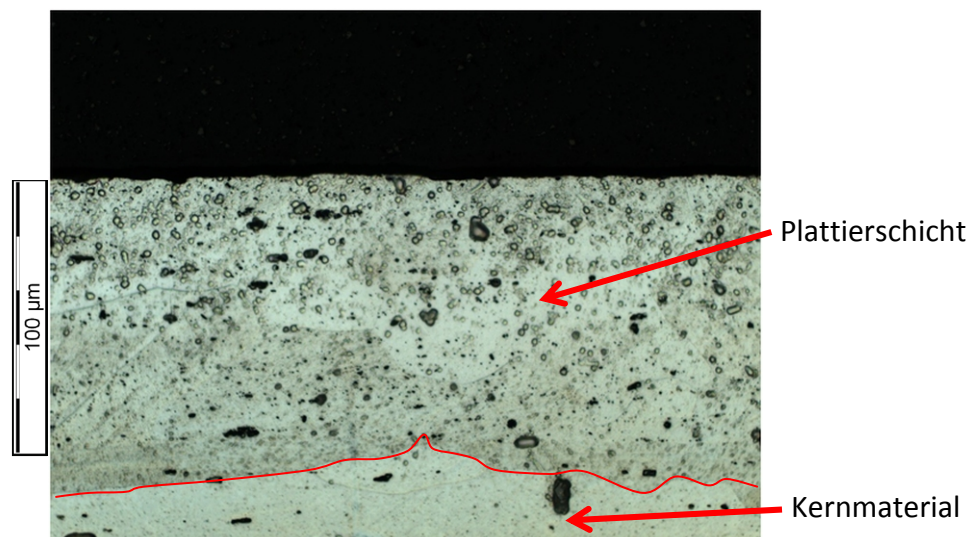


Abbildung 3.1: Schliffbild mit Plattierschicht und Kernmaterial (EN AW-6156-T4)

Der bei Anlieferung existierende Wärmebehandlungszustand T4 bezeichnet einen lösungsgeglühten und abgeschreckten Werkstoff mit anschließender Kaltauslagerung. Mittels Härtemessungen wurde dieser Anlieferungszustand charakterisiert. Aufgrund der

geringen Streuung der Messergebnisse wurde dazu das Verfahren nach Vickers angewendet. An sechs statistisch auf dem Werkstoffblech verteilten Stellen wurden Proben entnommen, auf denen je drei Härtewerte ermittelt wurden. Dabei wurde der Härteprüfkörper durch die Plattierschicht hindurchgedrückt. Es ergab sich für die Gesamtheit aller Einzelmesswerte ein Mittelwert $\mu=73$ HV70 bei einer Standardabweichung von 2%. Der Ort der Probenentnahme hatte keinen signifikanten Einfluss auf das Messergebnis.

Weiterhin wurden an Normproben im Zugversuch die mechanischen Kennwerte bezüglich der L-T-Richtung ermittelt. Die in arithmetischen Mittelwerten zusammengefassten Einzelmessungen zeigt Tabelle 3.3. Ebenfalls in dieser Tabelle enthalten sind die verfügbaren Herstellerangaben der mechanischen Kennwerte für den Werkstoff im Endzustand T6.

Tabelle 3.3: Mechanische Kennwerte von EN AW-6156 (T4 & T6), Proben in Längsrichtung

Wärme- behandlungs- zustand	Zugfestigkeit R_m [MPa]	Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Bruchdehnung A [%]	Elastizitätsmodul E [MPa]
T4	325	229	25	74.000
T6	382	343	12	Nicht vorhanden

Durch eine Warmauslagerung wird der Werkstoff EN AW-6156 des Zustands T4 auf den Zustand T6 überführt. Eine um 20% erhöhte Zugfestigkeit ist demnach die Folge. Einhergehend damit steigt auch die Dehngrenze um ca. 50%. Dieser Zugewinn an Festigkeit geschieht allerdings unter der Einbuße einer um 50% reduzierten Bruchdehnung.

Für quer zur Walzrichtung liegende Proben wichen die Zugfestigkeit und die Bruchdehnung des Werkstoffs EN AW-6156-T4 kaum von den Kennwerten der längsausgerichteten Proben ab. Ebenfalls lagen die Werte für den Elastizitätsmodul und die 0,2%-Dehngrenze im Vergleich nur um 5% bzw. 8% niedriger.

Dieses schwach anisotrope Verhalten der mechnischen Kennwerte darf dem durch den Blechwalzprozess beeinflussten Gefüge des untersuchten Werkstoffs zugeordnet werden. In metallographischen Untersuchungen ließ sich für längs zur Walzrichtung liegende Körner eine mittlere Länge von 115,1 μ m mit dem Streckungsgrad 3,9, sowie für quer zur Walzrichtung liegende Körner eine mittlere Länge von 74,9 μ m mit dem Streckungsgrad 2,5 nachweisen.

3.2 Fügeprozess: Schweißen mittels Laserstrahl

Neben ihren mechanischen Eigenschaften, die sie für die Automobil- und die Luftfahrtindustrie interessant machen, haben Aluminiumlegierungen der 6000er-Reihe den

Vorteil der guten Schweißbarkeit bei Zugabe eines Schweißzusatzes (Hilbinger, 2001). Dabei können nicht nur konventionelle Schweißverfahren (WIG, MAG) angewendet werden, sondern auch das Schweißen mittels Laserstrahl (Fabrègue, Deschamps, & Suéry, 2009). Mit diesem Verfahren können aufgrund der sehr großen Energiekonzentration hohe Schweißgeschwindigkeiten bei gleichzeitig schmalen Nähten und Wärmeeinflusszonen erzielt werden (Bauer & andere, 1997).

Das Verfahren des Laserstrahlschweißens wendete die Firma *Trumpf* an, um für die vorliegende Arbeit Fügeverbindungen an Blechen des Werkstoffs EN AW-6156 zu fertigen. Dabei wurden die zuvor mittels des Strahls eines CO₂-Lasers getrennten Bleche zu einem I-Stoß zusammengeführt und unter Verwendung eines Schweißzusatzwerkstoffs gefügt. Als Zusatzwerkstoff wurde die nahezu eutektische Legierung AlSi12 in Drahtform zugeführt. Die Schweißnaht wurde quer zur Walzrichtung des Blechs angeordnet und bildete sich in Form einer Y-Naht aus. Relevante Schweißparameter des Fügeprozesses sind in Tabelle 3.4 aufgeführt:

Tabelle 3.4: Schweißparameter der Probenherstellung

Schweißzusatz	Drahtdurchmesser D_{LBW} [mm]	Drahtvorschub v_D [m/min]	Laserleistung am Werkstück [kW]	Laser-vorschub V_L [m/min]	Schutzgas	Schutzgas-zufuhr
AlSi12	1,2	3	4	2,75	Helium	Einseitig, Decklage

Die Wahl des Zusatzwerkstoffs hat eine signifikante Bedeutung in Bezug auf die Qualität einer Schweißverbindung: So muss er einerseits Ansprüche an die Festigkeit und an das Fließverhalten erfüllen, andererseits auch in besonderem Maße der Heißrissanfälligkeit des Grundwerkstoffs angepasst sein (Schulze, 2010). Im Falle von Legierungen der 6000er-Reihe erfüllt AlSi12 diese Anforderungen.

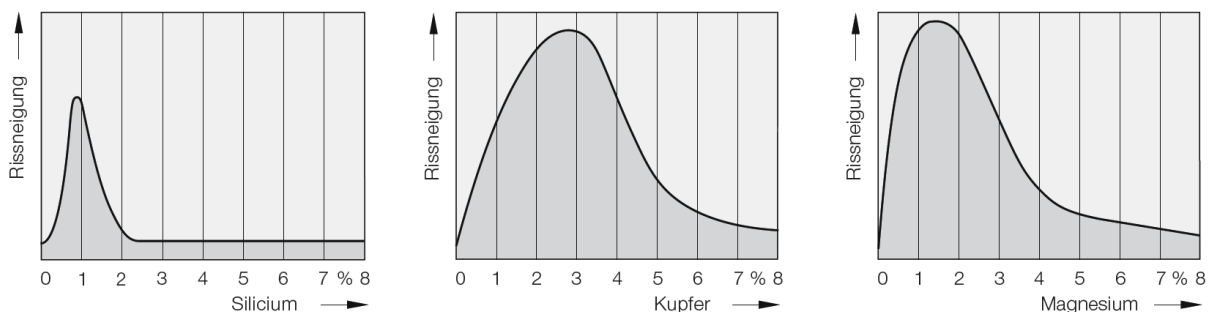


Abbildung 3.2: Rissneigung in Abhängigkeit der Legierungselemente, Bild aus (Schulze, 2010) nach Singer, Jennings, Pumphrey, Lyons und Dowd

Die im Grundwerkstoff EN AW-6156-T4 enthaltenen Legierungselemente Si, Cu und Mg können gemäß Abbildung 3.2 in bestimmten Konzentrationen für eine erhöhte Rissneigung im Schweißprozess sorgen. Dabei kann lediglich der Si-Anteil durch die Verwendung des Zusatzes AlSi12 während des Schweißprozesses soweit aufgelegt werden, dass er in einen Bereich niedriger Rissneigung überführt wird. Von der Verwendung Mg-haltiger Zusatzwerkstoffe wird wegen zu erwartender erhöhter Rissneigung abgeraten (Bauer & andere, 1997). Allerdings ist die Auswahl eines Schweißzusatzwerkstoffs unter Berücksichtigung der in Abbildung 3.2 gezeigten Zusammenhänge nur mit großer Erfahrung möglich, da der Begriff der „Rissneigung“ nicht klar definiert ist.

Neben dem Schweißzusatzwerkstoff beeinflussen auch die Vorschubgeschwindigkeiten des AlSi12-Drahts und des Bearbeitungslasers die Schweißnahtqualität wesentlich. Ihre Kombination wirkt sich auf geometrische Schweißnahtimperfektionen, wie z.B. auf eine mögliche Unterdeckung oder Überwölbung sowie die Füllung des Fügespalts mit Material aus. Zudem kann auch die durch ausgasenden Wasserstoff bedingte Bildung von Poren anhand der Wahl eines geeigneten Laservorschubs minimiert werden. Prinzipiell stabilisieren hohe Vorschubgeschwindigkeiten v_L den Schweißprozess in Bezug auf Porenbildung (Bauer & andere, 1997).

Die in Tabelle 3.4 aufgezählten Parameter des Schweißprozesses garantierten ein Höchstmaß an reproduzierbarer Schweißnahtqualität über sämtliche gefügten Blechlose. Bis auf die manuelle Bestückung der Blecheinspannung wurde der Laserschweißprozess vollautomatisch durchgeführt. Ein typisches Schlibbild einer derart hergestellten Schweißverbindung zeigt Abbildung 3.3:

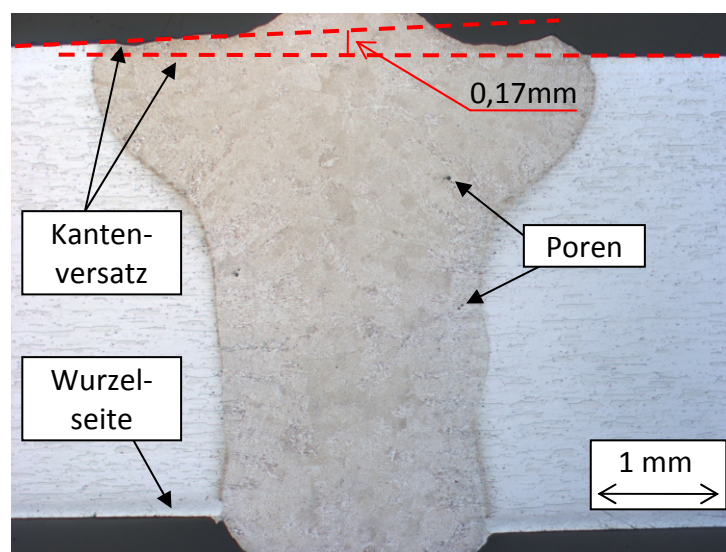


Abbildung 3.3: Querschliff einer Schweißnaht (EN AW-6156-T4 mit AlSi12)

Deutlich erkennbar ist die trichterförmig zulaufende Schweißnaht inklusive ihrer Nahtimperfectionen, die als Schweißfehler im Sinne der Norm gelten (DIN EN ISO 6520-1). Besonders fallen dabei der Kantenversatz, die Nahtüberwölbungen und diverse Poren im Gussgefüge auf. Um den Einfluss dieser Nahtimperfectionen auf die Festigkeitseigenschaften des geschweißten Werkstoffs zu bestimmen, wurden die statischen Kennwerte der Fügeverbindung experimentell ermittelt. Die Ergebniszusammenfassung der Zugversuche an Ermüdungsproben zeigt Tabelle 3.5:

Tabelle 3.5: Mechanische Kennwerte, Schweißverbindung, Zugversuche an Ermüdungsproben

Zugfestigkeit R_m [MPa]	Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Bruchdehnung A [%]	Elastizitätsmodul E [MPa]
292	183	10	70.000

Mit einer Reduzierung um 10% hat sich die Zugfestigkeit im Vergleich zu den mechanischen Kennwerten des ungeschweißten Werkstoffs nur unwesentlich geändert (vergleiche Tabelle 3.3). Deutlicher ist mit 20% der Rückgang der plastischen Dehngrenze $R_{p0,2}$. Auffällig ist der trotz dieser ähnlichen Festigkeitswerte stark verminderte Wert der Bruchdehnung, der nur noch 40% des Wertes des ungeschweißten Werkstoffes beträgt.

Aus dem Wärmeeintrag des Laserschweißprozesses resultierte im Übergangsbereich der Schweißnaht zum Walzwerkstoff eine Wärmeeinflusszone (WEZ). Dort kam es zu einer in Abbildung 3.4 und Abbildung 3.5 beispielhaft dargestellten Gefügemodifikation, die durch einen eng um die Schweißnaht herum liegenden Saum an Ausscheidungen und einen breiteren Saum wärmebeeinflusster Korngrenzen erkennbar ist.

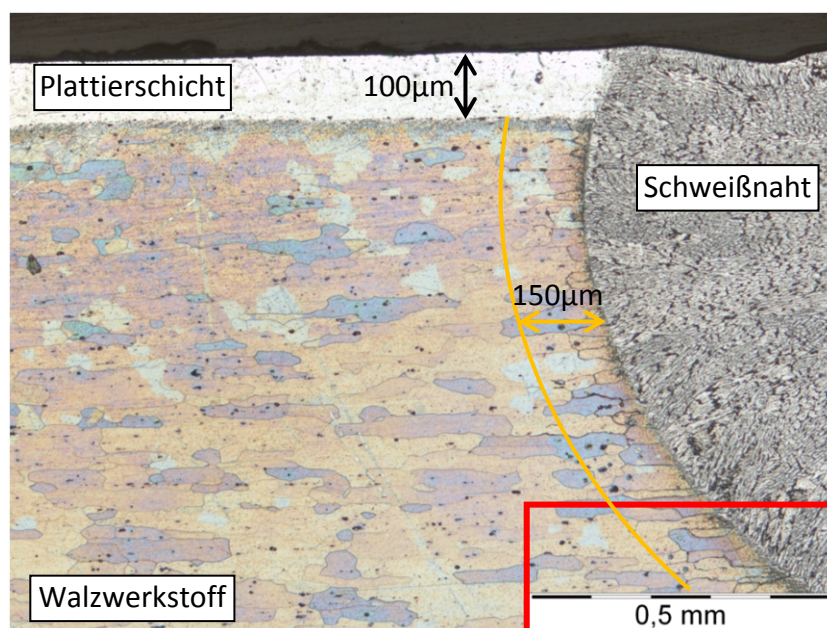


Abbildung 3.4: Querschliff – Schweißnaht, Walzwerkstoff, geätzt mit NaOH

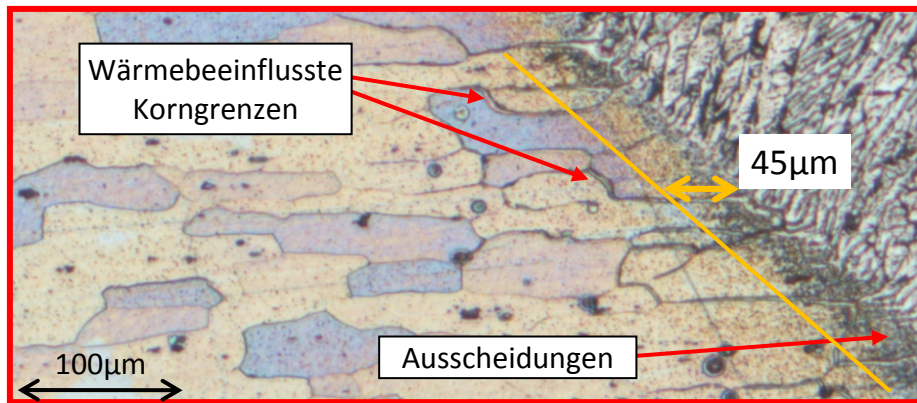


Abbildung 3.5: Ausschnitt von Querschliff – Schweißnaht, Walzwerkstoff, geätzt mit NaOH

In den obigen Abbildungen sind die drei Werkstoffbereiche Plattierschicht, Walzwerkstoff und Schweißnaht gut zu erkennen. Ausscheidungen aufgrund des Wärmeeintrags des Schweißprozesses befinden sich innerhalb von EN AW-6156 unmittelbar am Übergang zur Schweißnaht in einem $45\mu\text{m}$ breiten Saum. Hingegen weist der Übergang von AA1300 (Plattierschicht) zur Schweißnaht keine erkennbaren Ausscheidungen auf. Im Übergang zwischen AA1300 und EN AW-6156 lässt sich eine durchgängige Ansammlung an Ausscheidungen zu erkennen, die ihre Ursache jedoch im Plattierwalzprozess hat. Die folgende Abbildung 3.6 zeigt diese Ausscheidungen besonders deutlich.

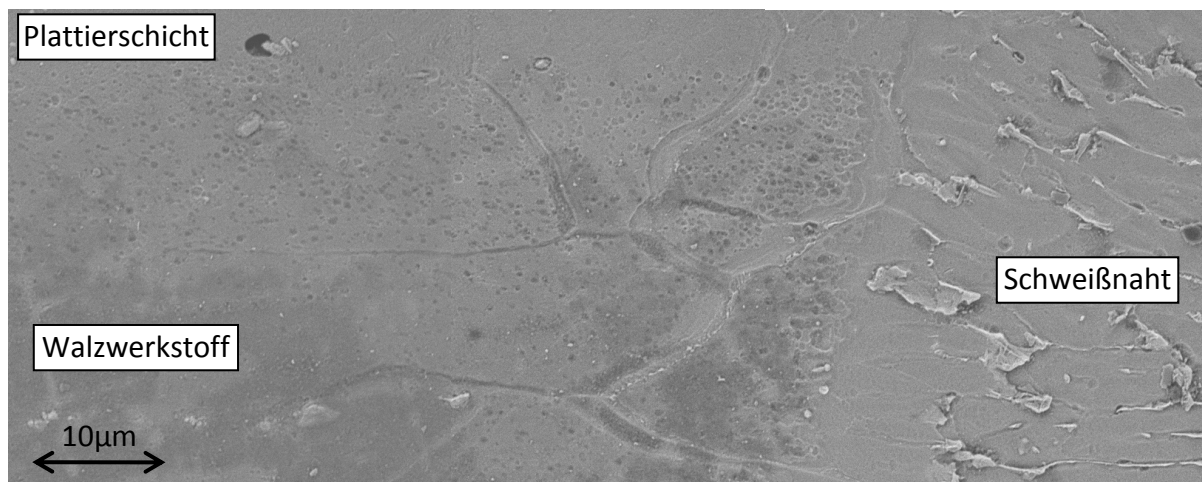


Abbildung 3.6: Querschliff – Schweißnaht, Walzwerkstoff, geätzt mit NaOH, REM

Zur Bestimmung der Ausdehnung der WEZ wurde zusätzlich das mechanische Verfahren der Härtemessung angewendet. Dazu wurden Härteverläufe mit dem Mikrohärtmessgerät „Leitz-Mikro-Härteprüfer“ und daran adaptiertem „Metallux 2“-Mikroskop an Schweißnaht-Querschliffen ermittelt. Dabei wird ausgenutzt, dass ein durch den Schweißprozess verursachter Wärmeeintrag starke lokale Gefügeänderungen bewirkt, die sich mittels Härtemessungen registrieren lassen.

Der während des Laserschweißens vom Laserstrahl induzierte Wärmeeintrag fließt dreidimensional durch das Werkstoffvolumen ab. Somit muss ein Raster aus Härtemesspunkten angewendet werden, um die Auswirkungen dieses dreidimensionalen Wärmeflusses auf die lokale Härte erfassen zu können. Das verwendete Messraster für die Mikrohärtprüfung am Querschliff einer Schweißverbindung zeigt Abbildung 3.7:

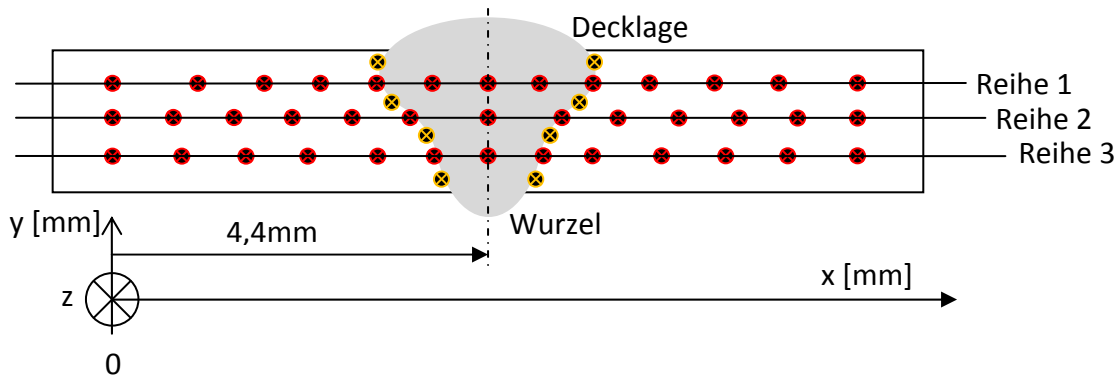


Abbildung 3.7: Raster für Härtemessung über einem Querschliff der Schweißnaht

Mit diesem Raster können die lokalen Härtewerte für einen vorgegebenen z-Wert in x- und y-Richtung ermittelt werden. Bei der z-Koordinate handelt es sich um die Richtung des Laservorschubs. Aufgrund des automatisierten Schweißprozesses mit konstanten Vorschubparametern wird für jeden Punkt in z-Richtung ein identischer Wärmeeintrag generiert. Damit gilt der Wärmefluss in dieser Koordinatenrichtung als konstant, sodass letztlich ein zweidimensional ausgeprägter Wärmefluss in x- und y-Richtung angenommen werden kann.

Das oben gezeigte Raster besteht zunächst aus drei Messreihen, die äquidistant über die Blechdicke verteilt liegen. Jede Reihe enthält 13 Messpunkte, die innerhalb einer Reihe symmetrisch um die Mittelachse der Schweißnaht herum angeordnet sind. Aufgrund der trichterförmigen Gestalt der Naht befinden sich für Reihe 1 drei Messpunkte innerhalb des Gussgefüges, für die Reihen 2 und 3 jeweils ein Messpunkt. Pro Reihe wurden zwei Messpunkte in die WEZ gelegt, also in den von wärmebeeinflussten Korngrenzen und von Ausscheidungen durchsetzten Bereich. Zu diesen Messpunkten kamen auf jeder Seite der Schweißnaht weitere vier Messpunkte, die in y-Richtung äquidistant verteilt lagen, in der WEZ hinzu.

Beispielhafte Verläufe der Härtewerte für die Reihen 1, 2 und 3 zeigt Abbildung 3.8:

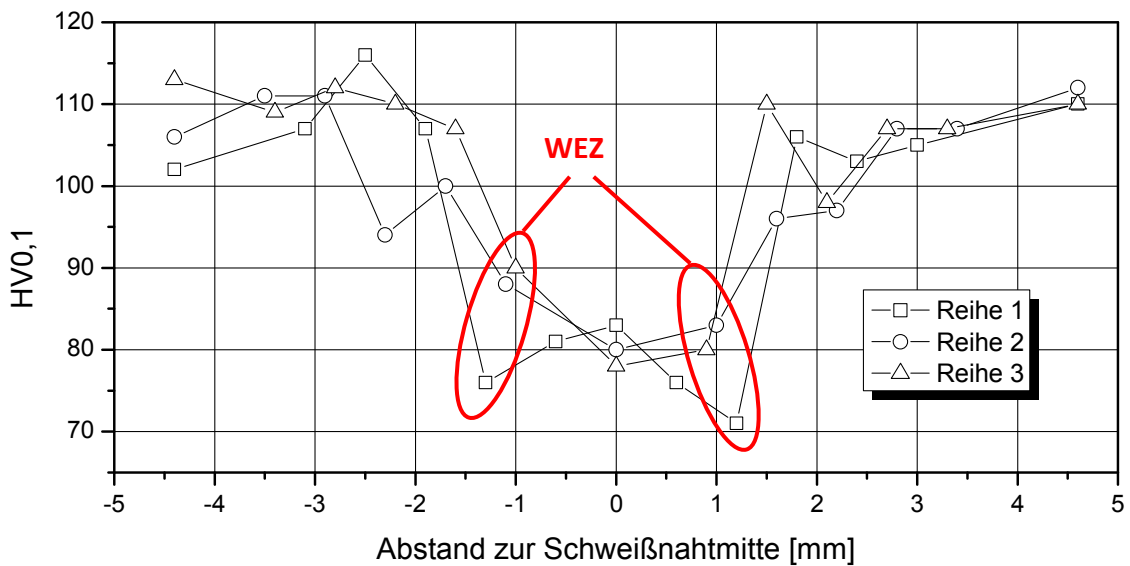


Abbildung 3.8: Verläufe der Härtewerte an einem Schweißnahtquerschliff

Darin dargestellt sind die Ergebnisse aus Mikrohärtmessungen mit der Belastung $F=0,1$ kp für die Reihen 1, 2 und 3. Als Größe der Bezugsachse dient der Abstand zur Schweißnahtmitte. In einem Bereich von $\pm 1,5$ mm zur Schweißnahtmitte liegen die Härteverläufe mit ca. 80 HV0,1 auf minimalen Werten, außerhalb dieser Zone steigen sie mit ca. 110 HV0,1 schlagartig auf ein Maximum. Dieser deutliche Abfall der Härtewerte im Bereich der WEZ und des Gussgefüges ist typisch für laserstrahlgeschweißte Aluminiumlegierungen der 6000er-Reihe, auch für den Wärmebehandlungszustand T6 (Staron, Vaidya, & Kocak, 2009).

Anhand der Messwerte aus Abbildung 3.8 und den vier zusätzlichen Messpunkten des Rasters (gelbe Symbole in Abbildung 3.7) ist es möglich, den Härteverlauf speziell innerhalb der WEZ zu betrachten. Sowohl für die links als auch für die rechts neben der Schweißnaht liegende WEZ weisen die Messdaten eine Streuung von $\pm 10\%$ bei einem Mittelwert 90 HV0,1 auf. Eine Abhängigkeit der Härte innerhalb der WEZ in Richtung der Blechdicke lässt sich nicht ableiten.

Weiterhin wurde an einem Schliff einer ungeschweißten Probe aus EN AW-6156-T4 ein aus 30 Einzelmessungen statistisch gemittelter Wert als Referenzhärte des Walzwerkstoffs bestimmt. Dieser Referenzwert lag bei 113 HV0,1 mit einer Standardabweichung von ± 4 HV0,1.

Betrachtet man in Abbildung 3.8 die Härtewerte der Reihen 1 und 3 unmittelbar neben den WEZ-Messwerten, so stellt man fest, dass diese auf einem Härteniveau von ca. 110 HV0,1 liegen. Dies entspricht in etwa der ermittelten Referenzhärte des ungeschweißten Werkstoffs. Der Wärmeeintrag des Schweißprozesses führt also für die Raster-Reihen 1

und 3 innerhalb des Abstands von $\pm 1,7$ mm um die Schweißnahtmitte zu einer messbaren Gefügebeeinflussung. Die WEZ kann somit auf diesen Bereich begrenzt werden. Im Gegensatz dazu erreicht die Härte der mittig im Blech liegenden Messpunkte der Reihe 2 erst im Abstand von ± 3 mm die Härte des unbeeinflussten Werkstoffs. Daher wird die WEZ in der Mitte des Bleches auf diesen Bereich eingegrenzt. Damit übereinstimmend wird die Ausdehnung der WEZ an einer als Stumpfstoß mittels Laserstrahl geschweißten AlMgSi0,7-Legierung des Zustands T6 in der Literatur mit $\pm 3,5$ mm angegeben (Eibl, 2003).

3.3 Probengeometrie

Für die Ermüdungsversuche wurden Schwingproben in den Varianten „Ungelocht“, „Gelocht“ und „Geschweißt“ hergestellt. Die Längsachsen der an der Norm orientierten Probenformen lagen jeweils parallel zur Walzrichtung des Blechs (ASTM E466-96, 1996).

Durch ihre Formgebung bzw. Art der Fügeverbindung repräsentieren die Probenvarianten unterschiedliche Kerbfälle. So besitzt die ungelochte Ermüdungsprobe, siehe Abbildung 3.9, aufgrund ihrer schlanken Form ohne weitere konstruktive Kerben den geringsten Kerbfaktor der verwendeten Probenformen.

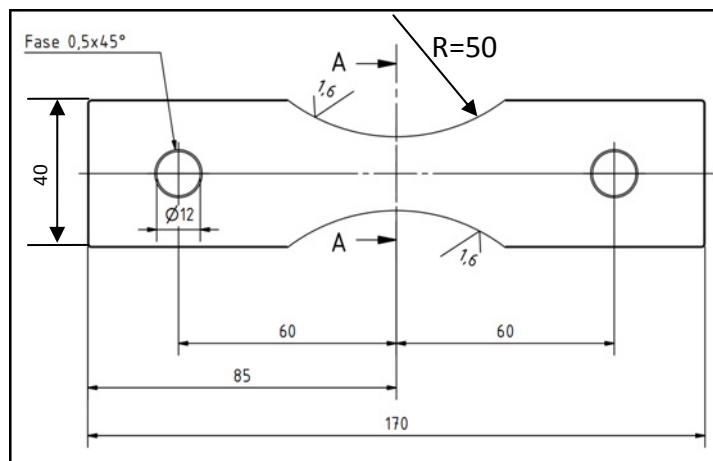


Abbildung 3.9: Geometrie der ungelochten Ermüdungsprobe

Der nach Gl. 2.31 berechnete elastische Kerbfaktor beträgt für die ungelochte Probe $K_t=1,08$. Einer FEM-Analyse mit dem Programm „Ansys“ ergab mit $K_t=1,13$ dieselbe Größenordnung.

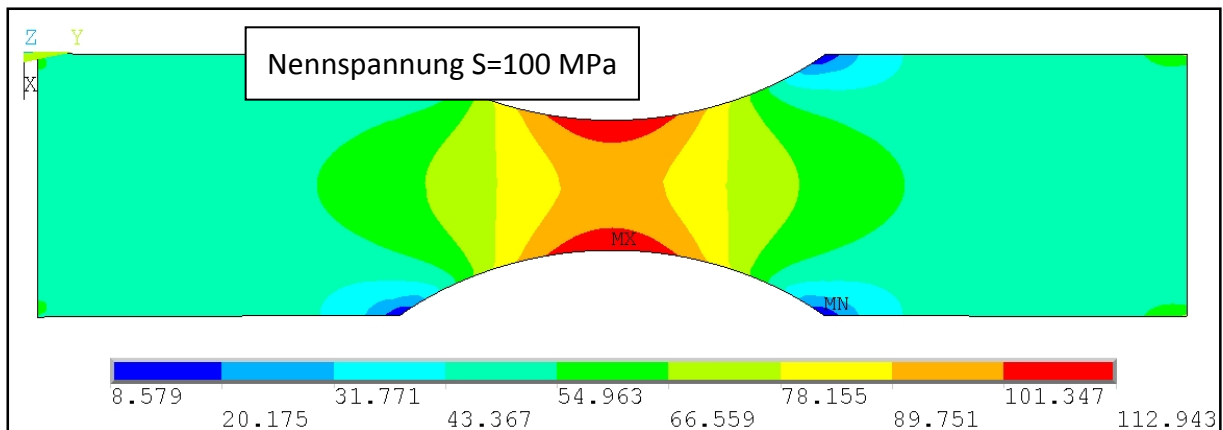


Abbildung 3.10: Ungelochte Ermüdungsprobe, FEM-Analyse zum statischen Kerbfaktor

Der Ort der größten Spannungsüberhöhung befindet sich im Kerbgrund, im Fall der ungelochten Probe also an der Außenkerbe im minimalen Probenquerschnitt.

Versieht man die Grundform der schlanken ungelochten Probe mit einem kreisförmigen Mittelloch, so verlagert sich der Ort des höchsten Kerbfaktors dorthin.

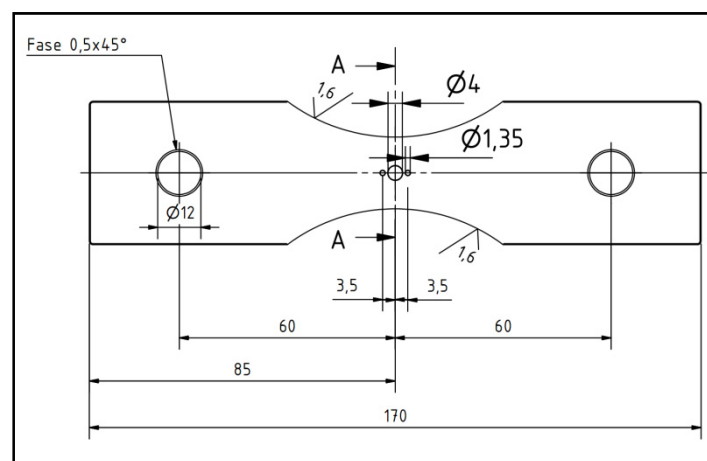


Abbildung 3.11: Geometrie der gelochten Ermüdungsprobe

Aus Gl. 2.31 folgt daraus als elastisch-statischer Kerbfaktor $K_t=2,45$. Für ein geometrisch ähnliches, einfach gelochtes Blech findet man in der Literatur übereinstimmend den Wert $K_t=2,5$ (Haibach & Matschke, 1981).

Fügt man der schlanken Mittelloch-Probenform auf der Probenlängsachse zwei Durchgangsbohrungen hinzu, die zur Aufnahme von Potentialsondenabgriffsstiften dienen, so wird ein innerhalb der Schwingprobe verlaufender Kraftfluss umgelenkt. Diese Umlenkung führt zu einer gering reduzierten Spannungsüberhöhung im Kerbgrund, siehe Abbildung 3.12.

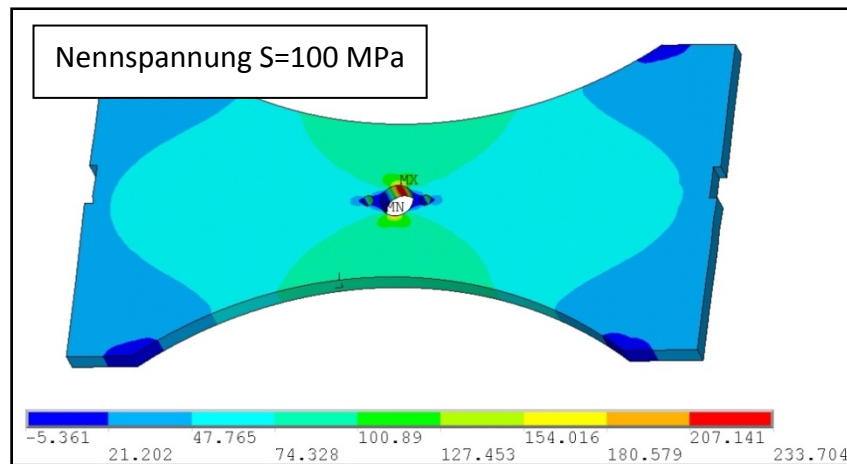


Abbildung 3.12: Gelochte Ermüdungsprobe, FEM-Analyse zum statischen Kerbfaktor

Unter Berücksichtigung dieser Potentialsondenbohrungen erhält man mittels FEM-Analyse für den elastischen Kerbfaktor $K_t=2,34$. Brucksch kommt mit $K_t=2,2$ auf ein ähnliches Ergebnis (Brucksch, 2009). Damit ist der Kerbgrund des Mittellochs der am höchsten beanspruchte Ort bei dieser Probenform.

Geschweißte Ermüdungsproben zeichnen sich in ihrer äußeren Form gegenüber den ungelochten und gelochten Proben durch eine 14mm lange parallele Messlänge aus, um Kerbeinflüsse, die aus der Probenform resultieren, zu vermeiden. Diese Vorgehensweise ist üblich bei Schwingversuchen an geschweißten Strukturen (Anand, Chen, Bhole, Andreychuk, & Boudreau, 2006).

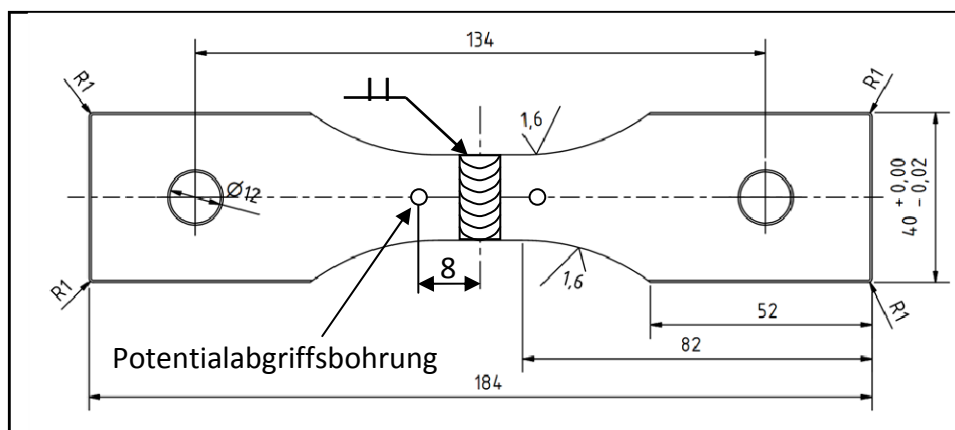


Abbildung 3.13: Geometrie der geschweißten Ermüdungsprobe

Innerhalb der Messlänge befindet sich die quer zur Probenlängsachse verlaufende Schweißnaht. Schon die Bestimmung des elastischen Kerbfaktors einer Schweißverbindung erfordert eine FEM-Berechnung. Auch sogenannte analytische Näherungslösungen basieren ebenfalls auf FEM-Analysen (Anthes, Köttgen, & Seeger, 1993). Modelliert man eine Schweißnaht mittels FEM, so stellt der Übergangsradius δ zwischen Schweißwurzel bzw.

Decklage und Grundwerkstoff die dominante Kerbe dar [(Sonsino, Kueppers, Eibl, & Zhang, 2006), (Jen, Chang, & Fang, 2008)]. Im Bereich der Oberfläche des Werkstücks kommt es dort zu einer Konzentration an Kraftlinien. Im gleichen Zuge entsteht damit eine lokale Spannungsüberhöhung, die aufgrund des geringeren Übergangsradius auf der Schweißwurzelseite einen höheren Wert annimmt als auf der Decklagenseite. Da es entlang einer Schweißnaht zu einer großen Schwankung an Übergangsradien δ kommen kann, wurden elastische Kerbfaktoren für einen maximalen und einen minimalen Wert von δ berechnet.

Abbildung 3.14 zeigt als Ergebnis einer FEM-Berechnung den überwiegend homogenen Spannungszustand innerhalb des Grundwerkstoffs der Schweißprobe.

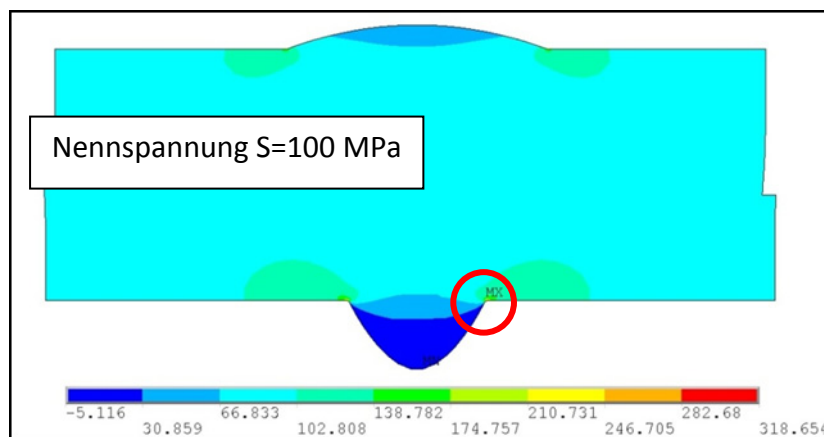


Abbildung 3.14: Geschweißte Ermüdungsprobe, FEM-Analyse zum statischen Kerbfaktor

Die genaue Lage der maximalen Spannungsüberhöhung und der lokale Spannungsverlauf innerhalb des Übergangs auf der Wurzelseite ist erst in den vergrößerten Ausschnittsdarstellungen der Abbildung 3.15 zu erkennen.

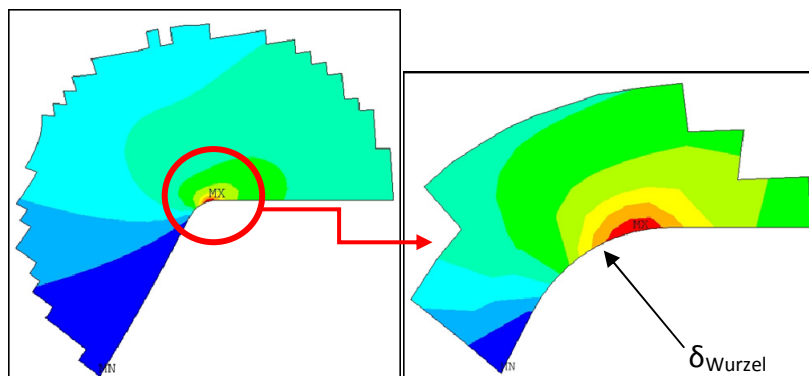


Abbildung 3.15: Vergrößerter Ausschnitt: FEM-Analyse, Wurzelseite

Für die Berechnung wurde auf der Grundlage optischer Messungen der kleinste wurzelseitige Übergangsradius auf $\delta_{\text{Wurzel}} \geq 0,05 \text{ mm}$ festgelegt, woraus ein Kerbfaktor $K_{t,\text{wurzelseitig}} \leq 3,19$ resultierte. Der größere decklagenseitige Übergangsradius mit

$\delta_{\text{Decklage}} \geq 0,058 \text{ mm}$ führte zum Kerbfaktor $K_{t,\text{decklagenseitig}} \leq 2,16$. Ebenfalls in der Größenordnung dieses Wertes liegt der Kerbfaktor der FE-Rechnung eines zweiseitig geschweißten Stumpfstoßes mit dem minimalen Wert $\delta \geq 0 \text{ mm}$, der auf $K_t \leq 2,27$ bestimmt wurde (Karakas, Morgenstern, & Sonsino, 2008). Die Potentialabgriffsbohrungen haben aufgrund ihrer Entfernung und ihrer Anordnung zur Schweißnaht zwar keinen Einfluss auf den berechneten Kerbfaktor, können aber ihrerseits Zentren für die Anrissbildung im Ausgangswerkstoff werden.

Die kerbbedingte Spannungsüberhöhung kann von weiteren Einflüssen überlagert werden. So folgen aus Nahtimperfectionen, besonders aus Kanten- und Winkelversatz, zusätzliche Biege- und Zugspannungen innerhalb der Schweißnaht (Kreuzer, 1995). Ein auftretender Kantenversatz gemäß der schematischen Darstellung in Abbildung 3.16 kann für die vorliegenden Schweißverbindungen nicht ausgeschlossen werden.

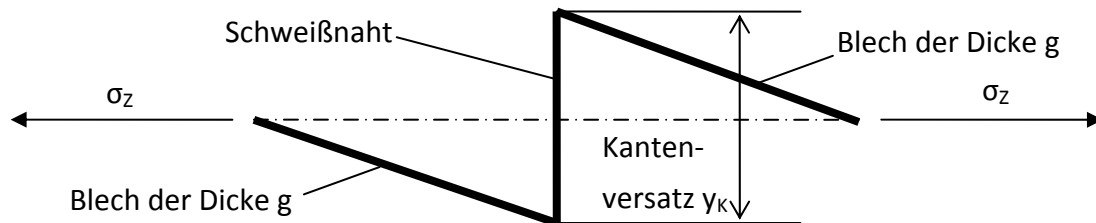


Abbildung 3.16: Kantenversatz am Stumpfstoß, Zugbelastung

Wird nun an eine geschweißte Probe mit dem Kantenversatz y_K eine Zugspannung σ_z angelegt, so lässt sich mit Kenntnis der Blechdicke g die überlagernde Biegespannung $\sigma_{B,K}$ berechnen:

$$\sigma_{\text{Biege,Kantenversatz}} = \sigma_{B,K} = \sigma_z \cdot 3 \cdot \frac{y_K}{g} \quad \text{Gl. 3.1}$$

Ihre relative Zunahme kann als Quotient $\frac{\sigma_{B,K}}{\sigma_z}$ angegeben werden. Ein Kantenversatz mit $y_K=0,17 \text{ mm}$, wie er in Abbildung 3.3 zu sehen ist und typischerweise für die im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Schweißproben gemessen wurde, führt zu einer um 7% erhöhten Zugspannung innerhalb der Schweißnaht und ist damit etwas geringer als die durch Variation von δ_{Wurzel} und δ_{Decklage} hervorgerufene Spannungsüberhöhung.

3.4 Versuchsaufbau

Zur Durchführung von Ermüdungsexperimenten an den Probenvarianten „Ungelocht“, „Gelocht“ und „Geschweißt“ standen, ebenso wie für die begleitenden Rissausbreitungsexperimente, servohydraulische Versuchseinrichtungen zur Verfügung. Die Probeneinspannungen wurden fluchtend ausgerichtet, sodass eine parallele Probenführung

gegeben war. Die zur Nutzung des Potentialsondenverfahrens notwendige Ausrüstung wurde weitgehend in die Versuchsanlagen integriert.

3.4.1 Versuchsaufbau für Ermüdungsversuche

Die Ermüdungsexperimente wurden auf servohydraulischen Prüfanlagen der Firma Schenk durchgeführt. Dabei kamen zwei Anlagen zum Einsatz, die über maximale Prüfkraft von $\pm 63\text{kN}$ bzw. $\pm 100\text{kN}$ verfügten (Kolbenweg: $\pm 50\text{mm}$). Eine kraftschlüssige Verbindung sorgte für die Kraftübertragung zwischen Proben und Spannzeug, sodass Zug- und Druckzyklen gleichermaßen aufgebracht werden konnten.

Um die DC-Potentialmessungen zur Risserkennung temperaturstabilisiert durchführen zu können, wurden Temperaturkammern verwendet. Damit konnte die lokale Probentemperatur während der Versuchsdauer auf $\pm 0,5^\circ\text{C}$ eingrenzt werden. Die aktive Temperatursteuerung gelang über Lüfter im Grenzwertbetrieb. Grenzwertüberschreitungen führten zu ein- bzw. ausgeschalteten Lüftern. Typische Lüfterschaltzyklen lagen im Bereich von 30 Sekunden. Gleichstromanschlüsse für die DC-Potentialmessung sind bei der verwendeten Prüfanlage kolben- und traversenseitig vorhanden.



Abbildung 3.17: Servohydraulische Prüfanlage, Bild aus (Brucksch, 2009)

Als Steuerungssoftware für sämtliche Ermüdungsversuche kam „Labsite“ von IST zum Einsatz. Einstufige Lastfolgen wurden dabei mit einem gewöhnlichen Spitzenwertregler, mehrstufige mit einem iterativen Matrixregler aufgebracht.

Alle einstufigen Versuche erfolgten kraft geregelt bei $f=20\text{ Hz}$, alle mehrstufigen Versuche bei $f=24\text{ Hz}$.

3.4.2 Versuchsaufbau für Rissausbreitungsversuche

Versuche zum Rissausbreitungsverhalten wurden auf der servohydraulischen Prüfanlage „PSA 10“ der Firma Schenk ($\pm 8\text{kN}$) durchgeführt. Der wesentliche Bestandteil dieser

Versuchsanlage ist eine Probenkammer, die aufgrund ihres besonderen Spannzeugs eine parallele Probenführung sehr hoher Güte gewährleistet.

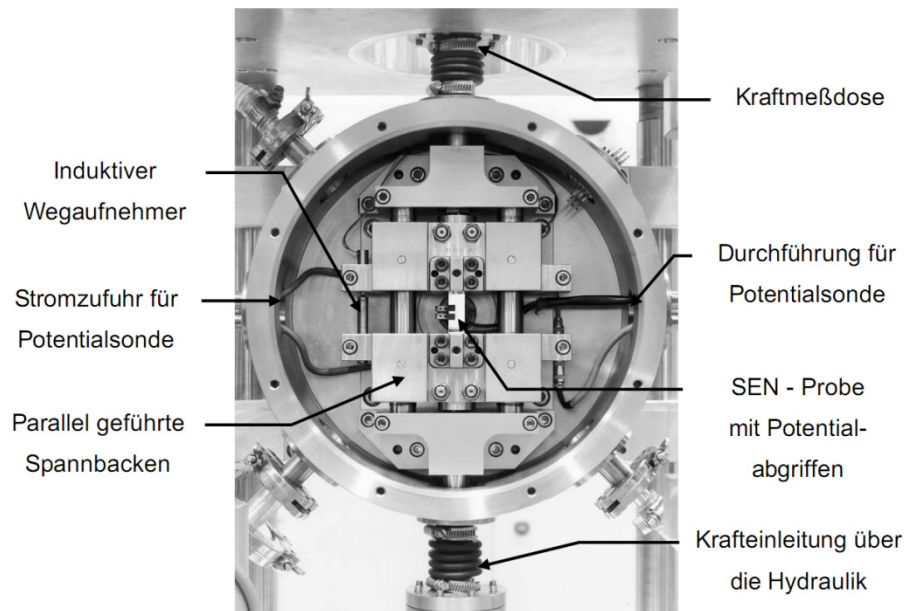


Abbildung 3.18: Prüfanlage für Rissausbreitungsexperimente, Bild aus (Broll, 2006)

Diese Versuchsanlage beinhaltet grundsätzlich eine Gleichstrompotentialsonde. Die Regelung der Anlage anhand von Rissausbreitungsparametern übernimmt eine am „Institut für Werkstoffkunde“ entwickelte Software. Details zur Anlage lassen sich in der Literatur finden [(Volpp, 1999), (Bär, 2001), (Broll, 2006), (Steinbock, 2008), (Rödling, 2003)].

Die Rissausbreitungsversuche der vorliegenden Arbeit wurden mit SEN-Proben durchgeführt. Dabei handelt es sich um einseitig gekerbte Flachproben (SEN: Single Edge Notch) gemäß Norm (DIN ISO 27681-1, 1991).

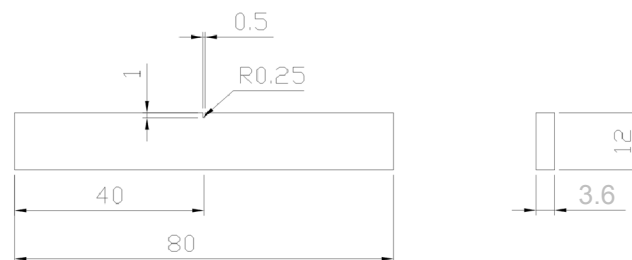


Abbildung 3.19: SEN-Probe für Rissausbreitungsexperimente

Die mit einer Diamantdrahtsäge geschnittene Kerbe sorgt für eine im Voraus örtlich bekannte Ebene des Ermüdungsrisses. Um diese Rissebene herum konnten symmetrisch aufgeschobene Klemmschuhe als Potentialabgriffe adaptiert werden. Damit war die Rissverfolgung mittels DC-Potentialsonde an SEN-Proben möglich.

3.4.3 Komponenten der Potentialsonde

Die Hardware für eine Potentialsondenmessung besteht im Wesentlichen aus einer Gleichstromquelle, einem Nanovoltmeter und einem handelsüblichen PC. Für die Rissausbreitungs- und Ermüdungsversuche wurden Konstantstromquellen der Firma Delta Elektronika, Modell SM15-200D D, und Nanovoltmeter der Firma Keithley, Modelle 182 und 2182, verwendet. Als PC-Software zur automatisierten Potentialsignalerfassung wurden am „Institut für Werkstoffkunde“ entwickelte und erprobte Programme genutzt. Die Messdatenerfassung gelang im Fall der Ermüdungsversuche mit der von *R. Brucksch* programmierten Software „LRT5 Messdatenerfassung“. Diese ermöglicht die elektronische Messdatenerfassung in zwei verschiedenen Betriebsmodi: im ersten Modus arbeitet die Software mit einer konstanten, im zweiten Fall mit einer variablen und an ein Bezugssignal gekoppelten Abtastfrequenz. Hierzu wurde als Bezugssignal die tatsächliche, sinusförmige Kraftanregung des jeweiligen Ermüdungsexperiments verwendet und als Abtastzeitpunkt der Spitzenwert der Lastanregung festgelegt. Damit wurde pro Lastzyklus ein Potentialwert bei maximal geöffnetem Riss gemessen und gespeichert (Brucksch, 2009).

3.4.4 Fraktographische Untersuchungen

Für fraktographische Untersuchungen in Begleitung der Ermüdungs- und Rissfortschrittsexperimente wurden ein Makroskop der Firma Leica (Modell: M420, mit Apozoom-Objektiv) und ein Rasterelektronenmikroskop der Firma Zeiss (Modell: Ultra 55) verwendet. Im Fall von vollständig getrennten Proben lagen die Anwendungen für diese Geräte in der Risslängen- bzw. Rissflächenmessung und in der Bruchflächenanalyse.

Bei angerissenen Schwingproben wurden mit dem REM die Anrisserkennung und -verfolgung durchgeführt. Die Auflösungsgrenze für Defekte lag bei 5µm.

3.5 Versuchsprogramm

3.5.1 Rissausbreitungsversuche

Um eine Differenzierung zwischen Anriss- und Rissfortschrittslebensdauer vornehmen zu können, wurden unter Verwendung der Schwingfrequenz $f=25$ Hz für die Spannungsverhältnisse $R=-1,5$, $R=0$ und $R=0,5$ Rissausbreitungsexperimente an SEN-Proben aus EN AW-6156-T4 durchgeführt. Die Längsachsen der SEN-Proben wurden in Anlehnung an die Ermüdungsproben parallel zur Blechwalzrichtung orientiert.

Während des jeweiligen Versuchsablaufs blieb das Spannungsverhältnis R konstant, sodass die Spannungsintensität über steigende oder fallende Lastamplituden eingestellt wurde.

3.5.2 Ermüdungsversuche

Zunächst wurden die Probenvarianten „Ungelocht“, „Gelocht“ und „Geschweißt“ einer einstufigen Belastung mit $R=-1$ und $R=0$ unterworfen. Dabei wurden mithilfe des Horizontenverfahrens und jeweils ca. 20 Prüflingen in dichter Lastamplitudenstufung die Zeitfestigkeitsgeraden für jede Versuchsreihe aufgenommen. Bei ausgewählten gelochten und geschweißten Proben wurde zwecks Anrisserkennung die Potentialsondenmethode angewendet.

Versuchsreihen zur Betriebsfestigkeit wurden mit zeitlich veränderbarer Amplitude an gelochten und geschweißten Proben durchgeführt. Dabei wurde als konstantes Spannungsverhältnis $R=-1$ festgelegt. An ausgewählten gelochten und geschweißten Proben wurde das Potentialsondenverfahren angewendet. Es wurden zwei Kollektive untersucht. Die Kollektivexponenten lagen jeweils bei $n=1$ und $n=2$, der Kollektivumfang betrug $H_0=10^5$ Ssp. Dabei repräsentiert die Geradlinienverteilung aus $n=1$ die an einem Transportflugzeug z.B. durch Böen auftretende Belastung, die stochastische Anregung der Normalverteilung aus $n=2$ diejenige eines Kampfflugzeuges (Schijve, 1985). Kollektivexponenten $n \ll 1$ beschreiben mit ihrer Zusammensetzung aus vielen kleinen und wenigen großen Schwingspielen beispielhaft die Betriebslastanregung der Laufkatze eines Krans. Hingegen entstehen Profile mit $n \gg 2$ durch viele ähnlich große Amplituden, z.B. als Lastanregung bei starkem Seegang durch Sturm.

Die verwendeten Nenn-Maximallastamplituden $S_{a,max}$ für die gelochten und die geschweißten Proben wurden so festgelegt, dass sie ca. 10% unterhalb der jeweiligen Streckgrenze $R_{p0,2}$ lagen. Als gerundete Werte wurden schließlich $S_{a,max,gelocht}=210$ MPa und $S_{a,max,geschweißt}=160$ MPa gewählt. Diese Parameter führten zu mittleren Gesamtlebensdauern, bei denen mindestens ein voller Kollektivdurchlauf absolviert wurde.

Beide Kollektive wurden jeweils in 40 äquidistante Laststufen unterteilt, siehe Abbildung 3.20. Dabei lagen die einzelnen Laststufen möglichst nah am Verlauf der Kollektivgleichung (siehe Gl. 2.26).

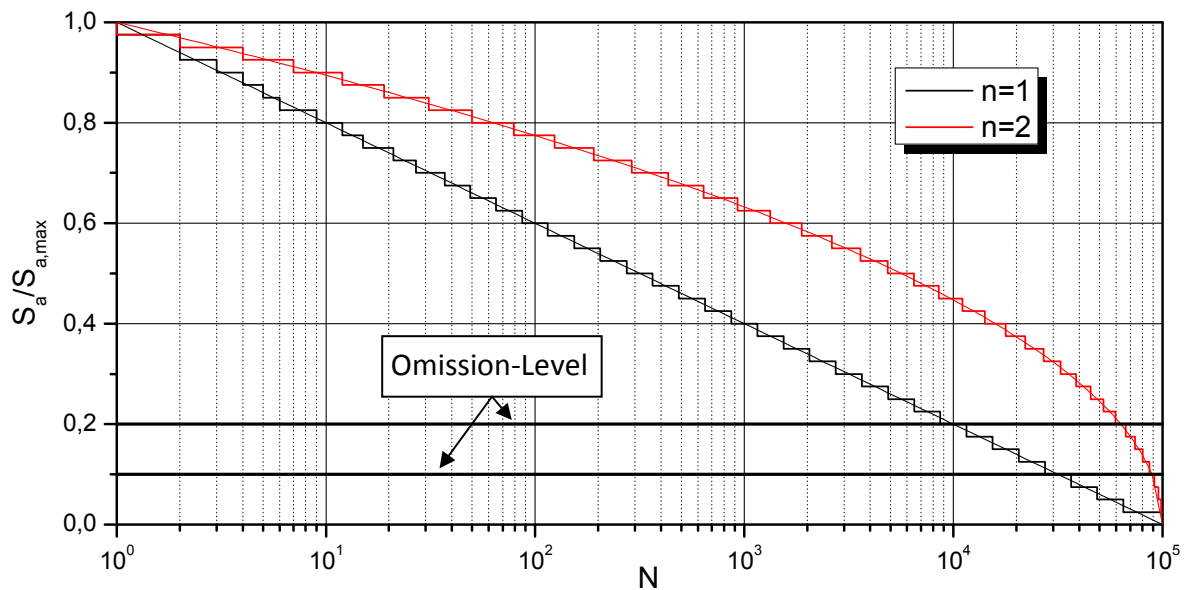


Abbildung 3.20: Stufung für $n=1$ und $n=2$

In Anlehnung an diese Lastprofile wurden zusätzlich Omission-Kollektive definiert und experimentell untersucht. Die Unterdrückung der kleinsten Spannungsamplituden ist dazu geeignet, die Versuchszeit von Betriebsfestigkeitsexperimenten zu verkürzen und damit die Kosten zu senken [(Jarfall, 1975), (Schütz D., 1976)]. Für diese Arbeit wurde Omission bei 10% und 20% bezüglich der Maximalspannungshöhe $S_{a,max}$ angesetzt. Dadurch verkürzten sich die Umfänge N_0 der neu entstandenen Kollektive. Bei einem Omission-Level von 0,2 betrug die Kollektivverkürzung für $n=1$ bzw. $n=2$ beispielsweise 90% bzw. 40%.

Omission wurde auf die Kollektive der gelochten und geschweißten Proben angewendet. Für diese Versuchsreihen mehrstufiger Belastung betrug der Umfang ebenfalls jeweils 20 Prüflinge.

Im Anschluss wurde das Horizontenverfahren genutzt, um für verschiedene Kollektivformen bei geschweißten, gelochten und ungelochten Proben Lebensdauerlinien zu generieren.

Bei den im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten einstufigen Experimenten zeigte sich eine geringe Ungenauigkeit in der Regelung der servohydraulischen Versuchsanlage, die zu Abweichungen von der idealen einstufigen Belastung führte. Die resultierende reale Versuchsführung einstufiger Experimente mit $n < \infty$ konnte durch den Kollektivexponenten $n=384$ beschrieben werden.

4 Ergebnisse

4.1 Gesamtlebensdauern aus einstufigen Versuchen

Als grundlegende Kenngröße schwingender Belastung wurden Wöhlerlinien für die Probenvarianten „Ungelocht“, „Gelocht“ und „Geschweißt“ mittels des Horizontenverfahrens aufgenommen. Dabei galt der Probenbruch als erstes Wertungskriterium. Trat dieser bis $N=2 \cdot 10^7$ Ssp noch nicht auf, so wurden die jeweiligen Versuche in der Regel abgebrochen. Die betreffenden Proben wurden in den Ergebnisdiagrammen mit Pfeilsymbolen als Durchläufer markiert. An den drei Probenvarianten wurden alle einstufigen Versuche jeweils mit den Spannungsverhältnissen $R=-1$ und $R=0$ durchgeführt. Die Versuchsfrequenz betrug $f=20$ Hz. Der Zusammenhang zwischen der Gesamtlebensdauer N_f und ihrer zugehörigen Spannungsamplitude S_a wurde im Bereich der Zeitfestigkeitsgeraden mittels der Basquin-Gleichung (siehe Gl. 2.25) beschrieben. Unter Verwendung dieser Gleichung konnte im Bereich zwischen $N=10^5$ Ssp und $N=10^6$ Ssp die Mittelspannungsempfindlichkeit M gemäß (Schütz W. , 1967) bestimmt werden:

$$M = \frac{S(R = -1; N) - S(R = 0; N)}{S(R = 0; N)} \quad \text{Gl. 4.1}$$

Weiterhin kam aufgrund ihrer Möglichkeit zur Beschreibung der gesamten Wöhlerkurve die Gecks-Och-Funktion zur Anpassung der Ergebnisdaten zum Einsatz (Schütz W. , 1981):

$$S_a(N) = S_{a,D} + \frac{(R_m - S_{a,D})}{e^{\left(\frac{\log(N)}{\alpha}\right)^\beta}} \quad \text{Gl. 4.2}$$

Darin beschreibt R_m die experimentell ermittelte Zugfestigkeit des untersuchten Werkstoffs bzw. Bauteils. Die Größen $S_{a,D}$, α und β gelten im Sinne der Gecks-Och-Funktion als Anpassungsparameter.

4.1.1 Ungelochte Proben

Für die Wechselbelastungsversuche mit $R=-1$ wurden 19 Prüflinge verwendet. Im Fall der Zugschwelluntersuchungen mit $R=0$ kamen 23 Prüflinge zum Einsatz. Die Darstellung der Versuchsergebnisse zeigt Abbildung 4.1:

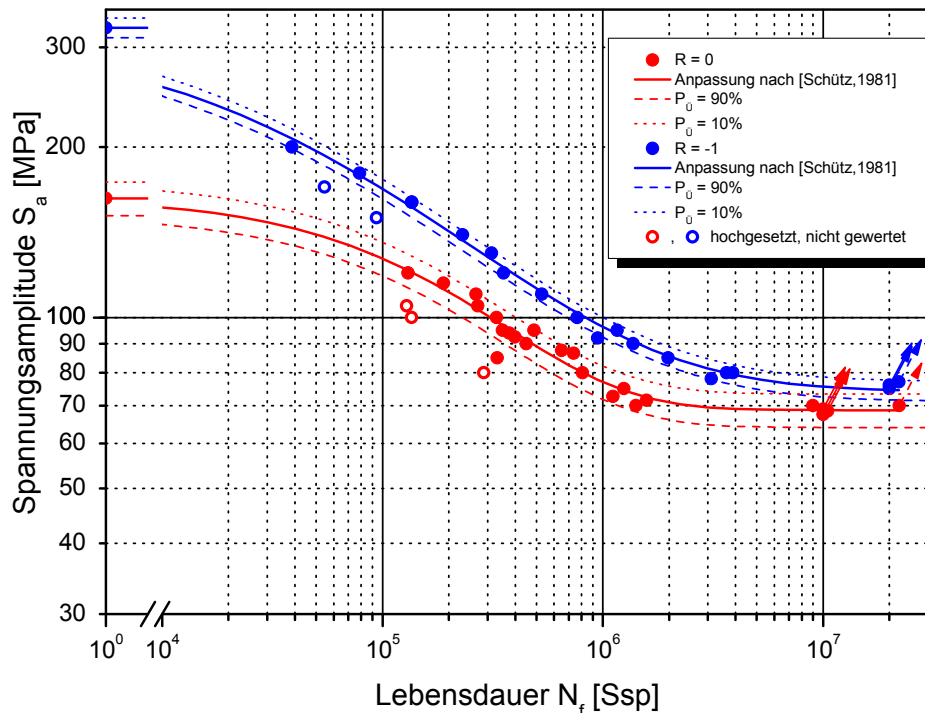


Abbildung 4.1: Ungelocht, Wöhlerlinien, EN AW 6156-T4, $R=-1$ und $R=0$

Einige der Durchläufer (Versuchsabbruch spätestens bei $N=2 \cdot 10^7$ Ssp) wurden einem weiteren Versuchsdurchlauf auf erhöhter Laststufe unterzogen (offene Punkte in Abbildung 4.1). Die daraus folgende geringe Gesamtlebensdauer dieser Proben lag weit außerhalb des gekennzeichneten Streubereichs für die 10%-ige bzw. 90%-ige Überlebenswahrscheinlichkeit der einstufig belasteten Proben. Diese verkürzte Lebensdauer spricht dafür, dass die Proben nicht ungeschädigt waren. Es darf angenommen werden, dass nichtausbreitungsfähige Anrisse, die sich bei der niedrigen Spannungsamplitude gebildet haben, die Verkürzung der Lebensdauer bewirkten. Ähnliche Ergebnisse existieren auch für den Werkstoff EN AW-7475-T761 (Brucksch, 2009).

Zur Darstellung der Wöhlerkurve im Bereich von $0 < N < 2 \cdot 10^7$ Ssp in Abbildung 4.1 wird der Gecks-Och-Funktion der Vorzug vor der Basquin-Gleichung gegeben. Allerdings besteht im Bereich der Zeitfestigkeit ab $N > 4 \cdot 10^4$ Ssp fast kein Unterschied zwischen beiden Methoden, da sie sich dort nahezu überlagern. Da die Anpassungsparameter der Basquin-Gleichung zudem mit weniger Aufwand ermittelt werden können, wurde ihr bei allen Rechnungen der Vorzug gegeben. Die Parameter beider Anpassungsfunktionen sind in Tabelle 4.1 angegeben:

Tabelle 4.1: Ungelocht, Parameter der Gecks-Och-Funktion und der Basquin-Gleichung

	R _m bzw. R _m /2 [MPa]	Gecks-Och				Basquin		
		S _{a,D} [MPa]	α	β	R ² _{Gecks-Och}	C _{Bas}	n _{Bas} bzw. -1/b	R ² _{Basquin}
R=-1	325	74	5,03	4,93	0,99	2.110	-0,22	0,99
R=0	162,5	69	5,43	8,82	0,97	1.629	-0,22	0,91

Die Basquin-Geraden für R=-1 und R=0 besitzen dieselbe Steigung $b = -\frac{1}{n_{\text{Bas}}}$ und liegen parallel zueinander. Wertet man die Versuchspunkte der Zeitfestigkeit für R=-1 statistisch aus, so kann die Verteilungsschärfe mit dem Weibullexponent $m_{\text{ungelocht}}=5,7$ und der Streuspanne $\frac{T_{90\%}}{T_{10\%}}=1,7$ beschrieben werden. Wird mit den Parametern der Basquin-Anpassung die Mittelspannungsempfindlichkeit M berechnet, so ist diese zwischen $N=10^5$ Ssp und $N=10^6$ Ssp konstant und liegt bei $M=0,25$. Dieser Wert ist charakteristisch für AlMgSi-Legierungen (Schütz W. , 1967).

In Tabelle 4.1 befinden sich die nach Gecks-Och berechneten Anpassungswerte $S_{a,D}$ für die sogenannte Dauerfestigkeit. An Aluminiumlegierungen erweist sich die Ermittlung der Dauerfestigkeit generell als schwierig, da sich unter wechselnder Beanspruchung und bei sehr hohen Schwingspielzahlen noch Probenversagen zeigt (Hayer, Papakyriacou, Pippan, & Stanzl-Tschegg, 2001). Allgemein muss durch die Erkenntnisse des Lebensdauerhaltens im VHCF-Bereich der Begriff der Dauerfestigkeit eng gefasst werden. So bestätigt die Existenz von Probenausfällen unterhalb von $S_{a,D}$ für sehr hohe Schwingspielzahlen gemäß Abschnitt 2.2.2, dass man die sogenannte Dauerfestigkeit nur in Bezug auf die zum Versagen führende Defektsorte angeben kann. Im Rahmen dieser Arbeit wird die Dauerfestigkeit $S_{a,D}$ als diejenige Spannungsamplitude definiert, bei der die Wöhlerkurve in einen annähernd horizontalen, mindestens jedoch deutlich schwächer geneigten Verlauf als die Zeitfestigkeitsgerade übergeht. Die zugehörige Schwingspielzahl liegt in der Größenordnung $N=10^7$ Ssp. Das schädigungsverursachende Defektspektrum beruht auf Oberflächenanrissen, die auch im Bereich der Zeitfestigkeit das Versagen einleiten.

Betrachtet man die Werte der Dauerfestigkeit für R=-1 und R=0 in Tabelle 4.1, so stellt man eine Differenz von ca. 5MPa für $S_{a,D}$ fest.

4.1.2 Gelochte Proben

Im Verlauf dieser Versuchsreihe kamen für die beiden Spannungsverhältnisse R=-1 und R=0 jeweils 22 Prüflinge zum Einsatz. Die Ergebnisse dieses Versuchsprogramms zeigt Abbildung 4.2:

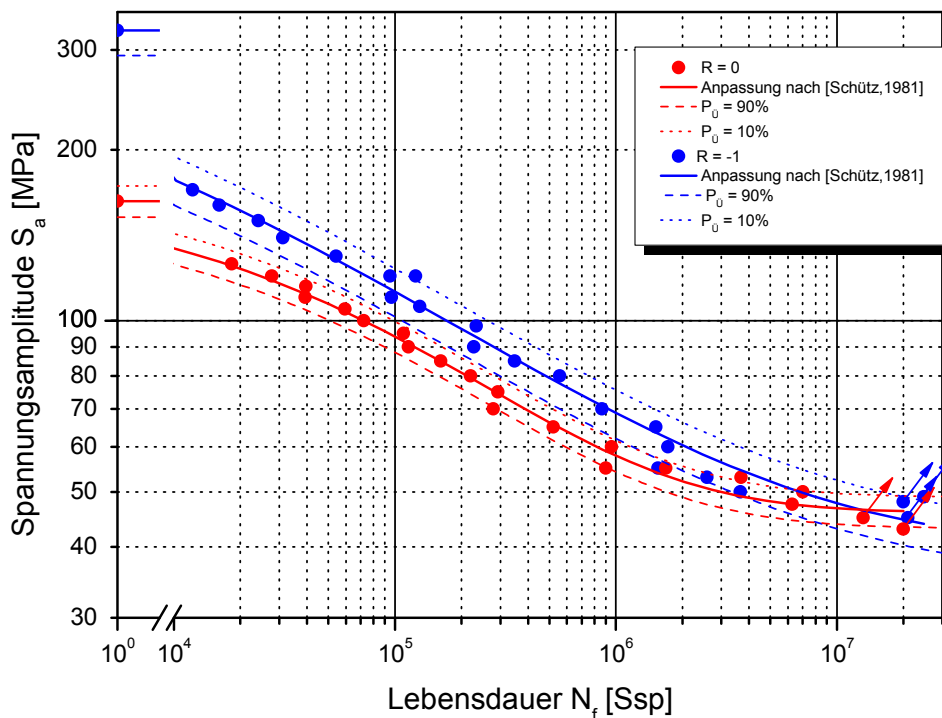


Abbildung 4.2: Gelocht, Wöhlerlinien, EN AW 6156-T4, R=-1 und R=0

Ebenso wie bei den ungelochten Proben sind auch für die gelochten Proben unter R=-1 und R=0 die Basquin-Geraden parallel verschoben. Ihre Neigung entspricht annähernd dem Basquin-Exponenten n_{Bas} der ungelochten Proben. Als statistische Kennwerte können für R=-1 im Bereich der Zeitfestigkeit für den Weibull-Exponenten $m_{\text{gelocht}}=4,3$ und für die Streuspanne $\frac{T_{90\%}}{T_{10\%}}=2,0$ berechnet werden. Die Anpassungsparameter sind in Tabelle 4.2 dargestellt.

Tabelle 4.2: Gelocht, Parameter der Gecks-Och-Funktion und der Basquin-Anpassung

	R_m bzw. $R_m/2$ [MPa]	Gecks-Och				Basquin		
		$S_{a,D}$ [MPa]	α	β	$R^2_{\text{Gecks-Och}}$	C_{Bas}	n_{Bas} bzw. $-1/b$	R^2_{Basquin}
R=-1	325	39	4,49	2,79	0,99	1.228	-0,21	0,98
R=0	162,5	46	5,11	5,18	0,99	930	-0,20	0,98

Der Verlauf der Mittelspannungsempfindlichkeit für gelochte Proben entspricht im Bereich von $N=10^5$ Ssp bis $N=10^6$ Ssp mit $M=0,20$ im Wesentlichen demjenigen für ungelochte Proben.

Bei Betrachtung der Abbildung 4.2 erkennt man, dass im Fall von R=-1 der nach Gecks-Och berechnete Übergang von der Zeitfestigkeitsgerade zu den hohen Lastwechseln auch oberhalb von $N=10^7$ Ssp nicht zu einem horizontalen Verlauf im Sinne einer

Dauerfestigkeitslinie führt. Da sich im Bereich sehr hoher Schwingspielzahlen $N \gg 10^6$ Ssp die Beanspruchbarkeit für Wechselamplituden derjenigen für Zugschwellamplituden nähert, darf der mittels Regression ermittelte Anpassungswert für $R=-1$ mit Verweis auf *Haibach* auf $S_{a,D}(R=-1)=S_{a,D}(R=0)=46$ MPa modifiziert werden (Haibach, 1989).

4.1.3 Geschweißte Proben

Für die Versuchsreihe nach $R=-1$ kamen 43 Prüflinge auf 20 unterschiedlichen Lasthorizonten zum Einsatz. Auf zwei ausgewählten Lasthorizonten wurde mit jeweils 9 bzw. 11 Prüflingen die Messwertstreuung gesondert untersucht, siehe Abbildung 4.3. Im Anschluss daran wurde die Wöhlerkurve für $R=0$ mit 19 Prüflingen experimentell ermittelt.

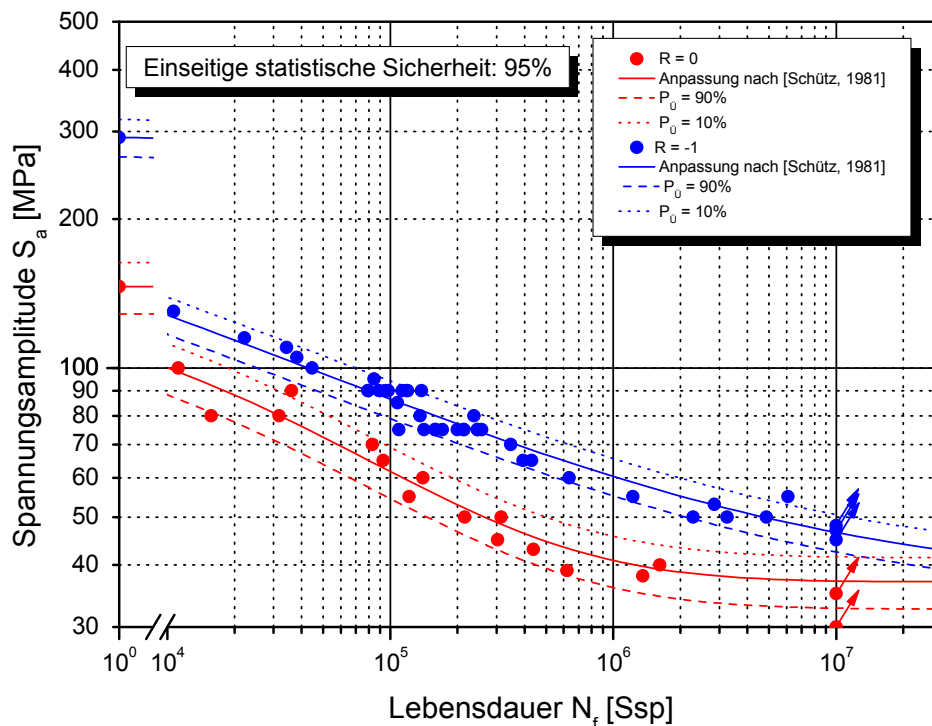


Abbildung 4.3: Geschweißte, Wöhlerlinien, EN AW 6156-T4, $R=-1$ und $R=0$

Auch die Basquin-Geraden der geschweißten Proben liegen parallel zueinander. Ihre Basquin-Exponenten n_{Bas} sind etwas geringer als im Fall ungelochten und gelochten Proben, siehe Tabelle 4.3. Als statistische Kenndaten der Zeitfestigkeitsgerade für $R=-1$ konnten der Weibull-Exponent zu $m_{geschweigt}=4,7$ und die Streuspanne zu $\frac{T_{90\%}}{T_{10\%}}=1,9$ ermittelt werden, was nahezu dem Niveau der gelochten Proben entspricht. Die Mittelspannungsempfindlichkeit im Bereich von $N=10^5$ Ssp bis $N=10^6$ Ssp liegt mit $M=0,4$ deutlich höher als in den vorhergehenden Versuchsreihen.

Tabelle 4.3: Geschweißte, Parameter der Gecks-Och-Funktion und der Basquin-Anpassung

	R _m bzw. R _m /2 [MPa]	Gecks-Och				Basquin		
		S _{a,D} [MPa]	α	β	R ² _{Gecks-Och}	C _{Bas}	n _{Bas} bzw. -1/b	R ² _{Basquin}
R=-1	292	37	3,94	2,07	0,99	747	-0,19	0,94
R=0	146	37	4,58	4,46	0,97	563	-0,19	0,95

Der in Abbildung 4.3 gezeigte Wöhlerkurvenverlauf der Versuchsreihe von R=-1 fällt auch für Schwingspielzahlen oberhalb von $N=10^7$ Ssp weiter ab, anstatt in einen horizontalen Verlauf überzugehen. Eine ausgeprägte Dauerfestigkeit lässt sich also anhand der derzeitigen Versuchsergebnisse nicht erkennen. Die weitergehende zyklische Belastung der dargestellten Durchläufer bis zum Probenbruch ist wegen der dafür benötigten Prüfzeit nicht möglich.

Allerdings lässt sich eine Bandbreite möglicher Werte für S_{a,D} bestimmen. So stellt die Anhäufung der Durchläufer von R=-1 bei $N=10^7$ Ssp mit dem Wert S_{a,D,max}=45 MPa eine obere Grenze dar. Berücksichtigt man die Angleichung der Beanspruchbarkeiten für R=-1 an R=0 bei hohen Schwingspielzahlen gemäß *Haibach*, so resultiert der Wert S_{a,D,min}=37 MPa als untere Grenze. Da sich aus den vorliegenden Daten gemäß Abbildung 4.3 nicht ablesen lässt, bei welcher Schwingspielzahl der Übergang von der Zeit- in die Dauerfestigkeit im Fall von R=-1 erfolgt, muss man berücksichtigen, dass der Übergang im VHCF-Regime liegen könnte. Dementsprechend wäre damit zu rechnen, dass das Probenversagen von einer im Probenvolumen wirkenden Defektsorte ausgeht, die nicht ursächlich für das Probenversagen im Zeitfestigkeitsbereich der Basquin-Gerade war. Die Annahme von S_{a,D}=37 MPa als Dauerfestigkeitswert für die experimentelle Stichprobe wäre damit ungültig. In keiner Bruchfläche der unbehandelten Schweißproben, die unterhalb von $N=10^7$ Ssp versagten, konnten allerdings Anzeichen von Volumendefekten mittels der Analyse im REM entdeckt werden.

Die im Zeit- und Dauerfestigkeitsbereich wirksame oberflächennahe Defektsorte kann hingegen gut im REM beobachtet werden. So wurden an einem der drei Durchläufer aus der Versuchsreihe mit R=-1 die bereits auf der Oberfläche der Schweißwurzelseite entstandenen Mikrorisse nachgewiesen und dokumentiert. Einer der gefundenen Ermüdungsriss ist exemplarisch in Abbildung 4.4 dargestellt:

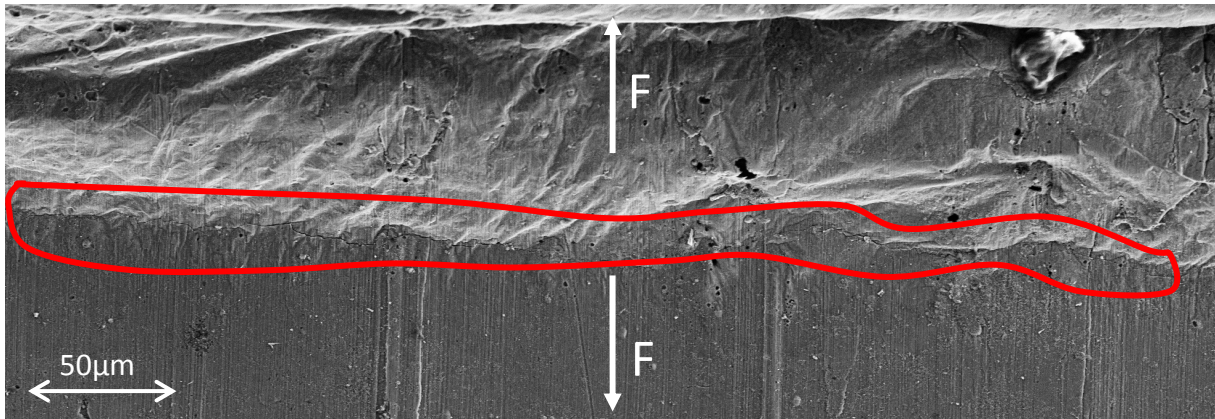


Abbildung 4.4: Ermüdungsriss zwischen Schweißnaht und Walzwerkstoff, $S_0=48 \text{ MPa}$

Der markierte Ermüdungsriss verläuft genau im Übergang zwischen Schweißnaht und Walzwerkstoff. Seine Gesamtlänge beträgt ca. $2a=400 \mu\text{m}$. Es ließen sich auf der Probe weitere Risse finden, die entweder deutlich kleiner ($2a=50 \mu\text{m}$) oder deutlich länger waren ($2a=2.500 \mu\text{m}$). Letzterer entstand offenbar durch die Vereinigung mehrerer Einzelanrisse. Auf der Decklagenseite ließen sich bei dieser Probe keine Anrisse finden. Eine auf der Schweißwurzelseite lokalisierte Probenschädigung ist demnach durch diverse, sich gegenseitig nicht beeinflussende, aber auch ineinander gewachsene Anrisse entstanden. Ein dominanter Einzelriss, der LEBM-Kriterien gehorcht, wurde noch nicht beobachtet.

4.2 Gesamtlebensdauern aus Betriebslastversuchen

In diesem Abschnitt werden die Gesamtlebensdauerwerte aus den Versuchsreihen mit mehrstufiger Lastfolge, die auf jeweils konstantem Maximalspannungshorizont durchgeführt wurden, statistisch bewertet. Dabei umfasste das Versuchsprogramm sowohl gelochte als auch geschweißte Ermüdungsproben. Ungelochte Proben wurden wegen der erwarteten langen Versuchsdauer ($N_f > 10^7 \text{ Ssp}$) nicht berücksichtigt. Für jedes untersuchte Kollektiv mit $n=1$ bzw. $n=2$ wurde das Spannungsverhältnis $R=-1$ verwendet. Die Stichprobe je Versuchsreihe betrug 20 Prüflinge.

Die Streuung der Merkmale gehorcht einer Weibull-Verteilung. Diese statistischen Merkmale sind mit denjenigen verglichen worden, die sich aus einstufigen Versuchen ergaben. Im Einzelnen wurden die charakteristische Lebensdauer T (Versagenswahrscheinlichkeit $P_V=63 \%$), der Erwartungswert μ ($P_V=50 \%$), die Streuspanne $\frac{T_{90\%}}{T_{10\%}}$ und der Weibullexponent m bestimmt.

Die Ergebnisübersicht für die Experimente an Kollektiven mit $n=1$ und $n=2$ zeigt Tabelle 4.4:

Tabelle 4.4: Ergebnisstatistik, $n=1$, $n=2$ und $n=384$ (einstufig), gelocht ($S_{a,max}=210$ MPa), geschweißt ($S_{a,max}=160$ MPa)

	Kollektivform n	Charakteristische Lebensdauer T [Ssp]	Erwartungswert μ der Lebensdauer [Ssp]	Streuspanne $T_{90\%}/T_{10\%}$	Weibull- exponent m
Gelocht (210 MPa)	1	1.468.103	1.407.761	1,3	12,2
	2	227.968	218.542	1,3	12,1
	384	5.256	4.830	2,0	4,3
Geschweißt (160 MPa)	1	1.440.359	1.316.502	2,0	4,6
	2	191.869	180.597	1,5	7,9
	384	4.326	4.000	1,9	4,7

Für die vorgegebenen $S_{a,max}$ -Werte liegen die Gesamtlebensdauern für $n=1$ und $n=2$ bei den gelochten und den geschweißten Proben jeweils gleichauf. Dabei gilt: $\frac{N(n=1)}{N(n=2)} = \frac{6}{1}$.

Unterschiedlich stark ausgeprägt ist hingegen die Streuspanne der Versuchsdaten. Beträgt sie für die gelochten Proben und beide Lastkollektive jeweils $\frac{T_{90\%}}{T_{10\%}}=1,3$, so liegt sie an geschweißten Proben für $n=2$ bei $\frac{T_{90\%}}{T_{10\%}}=1,5$ und steigt für $n=1$ auf $\frac{T_{90\%}}{T_{10\%}}=2,0$. Übereinstimmend damit liegt der Weibullexponent m bei den geschweißten Proben mit $m=4,6...7,9$ deutlich niedriger als bei den gelochten Proben mit $m=12$.

Insgesamt fällt auf, dass die Streuspannen der mehrstufigen Versuche nicht signifikant größer sind, als die jeweilige Streuspanne der zugehörigen einstufigen Versuche auf Zeitfestigkeitshorizonten, siehe Tabelle 4.4.

Die passenden graphischen Wahrscheinlichkeitsdarstellungen der Weibull-Analyse für gelochte und geschweißte Proben zeigen Abbildung 4.5 und Abbildung 4.6:

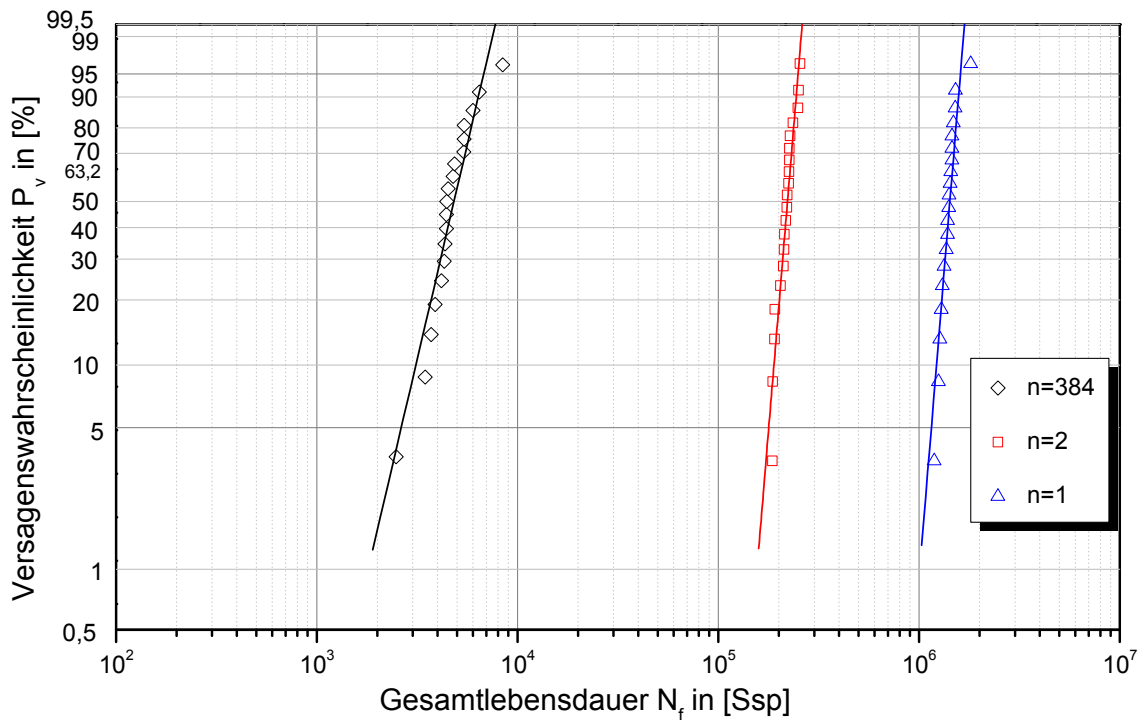


Abbildung 4.5: Weibull-Verteilung, gelochte Proben, $n=1$, $n=2$ und $n=384$ (einstufig), $S_{a,max}=210$ MPa

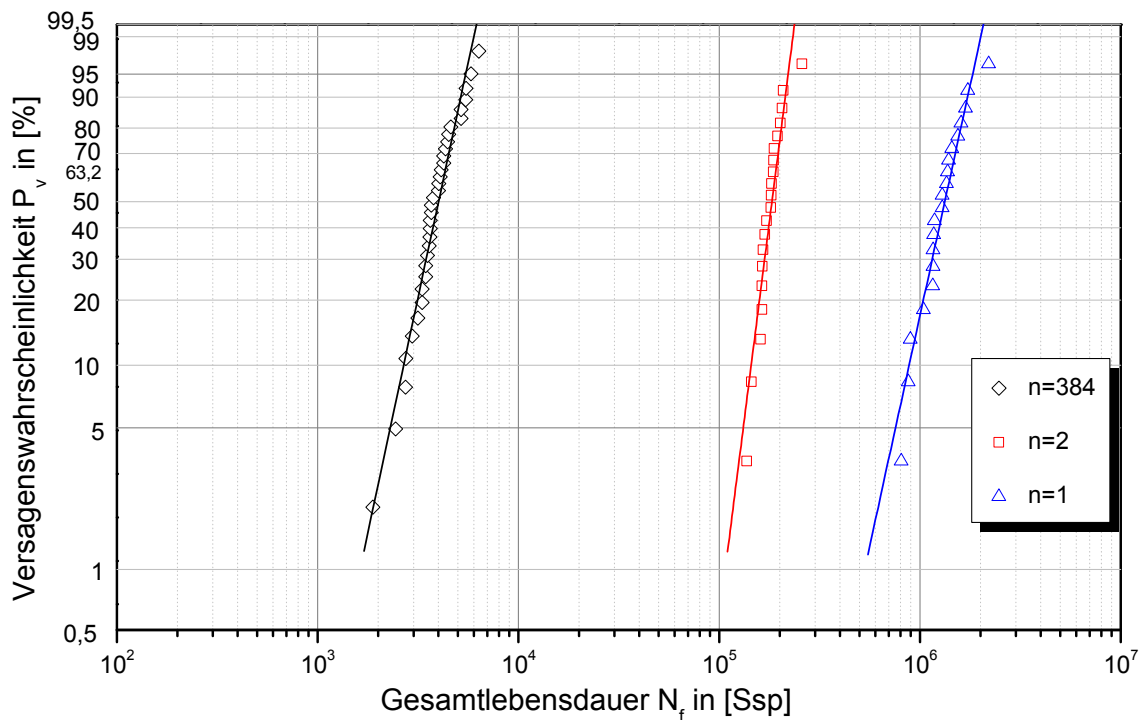


Abbildung 4.6: Weibull-Verteilung, geschweißte Proben, $n=1$, $n=2$ und $n=384$ (einstufig), $S_{a,max}=160$ MPa

Die Datenpunkte der einstufigen Versuche mit $n=384$ wurden mittels der entsprechenden Zeitfestigkeitsgeraden berechnet. Zur statistischen Auswertung wurden sie auf das Lastniveau $S_{a,max}$ der jeweiligen Versuchsreihe transformiert.

Die Versuche wurden Omissiongraden von jeweils 10% bzw. 20% bezüglich der maximalen Spannungsamplitude unterzogen. Aufgrund der Schwingspielunterdrückung wird der Kollektivumfang für $n=1$ dabei auf 27% bzw. 8% des Originalkollektivs gekürzt, siehe Tabelle 4.5. Der Stichprobenumfang betrug jeweils 20 Prüflinge.

Tabelle 4.5: Gesamtlebensdauern, statistische Kennwerte für die Omission-Versuchsreihen

		Lebensdauer N_f bzw. μ [Ssp]	Kollektiv- umfang H [Ssp]	Streuspanne $T_{90\%}/T_{10\%}$	Weibull- exponent m	R^2	
Gelocht	n=1	1.407.761	100.000	1,3	12,2	0,87	
	Omission	10	440.755	27.384	1,3	11,3	0,92
		20	163.005	8.660	1,3	10,5	0,96
	n=2	218.542	100.000	1,3	12,1	0,93	
	Omission	10	213.175	86.441	1,2	19,7	0,91
		20	139.731	59.459	1,3	12,4	0,91
Geschweißt	n=1	1.316.502	100.000	2,0	4,6	0,94	
	Omission	10	306.901	27.384	2,0	4,4	0,94
		20	116.426	8.660	2,0	4,4	0,93
	n=2	180.597	100.000	1,5	7,9	0,88	
	Omission	10	140.762	86.441	1,6	6,7	0,99
		20	103.355	59.459	1,7	5,8	0,93

Durch die starke Verminderung der gering schädigenden Zyklen innerhalb eines Kollektivumfangs sinkt bei höherem Omission-Grad generell die Gesamtlebensdauer N_f . Die Streuspannen der gelochten Proben liegen durchgehend auf einem geringeren Niveau als diejenigen der geschweißten Proben ($\frac{T_{90\%}}{T_{10\%}\text{gelocht}} \sim 1,3, \frac{T_{90\%}}{T_{10\%}\text{geschweißt}} = 1,5 \dots 2,0$).

4.3 Ermittlung der Lebensdauerlinien

Im Folgenden werden die betriebsbedingten Lebensdauerwerte für alle Probenvarianten dargestellt. Abbildung 4.7 zeigt die im Horizontenverfahren an gelochten Proben aufgenommenen Lebensdauerlinien für $n=1$ und $n=2$.

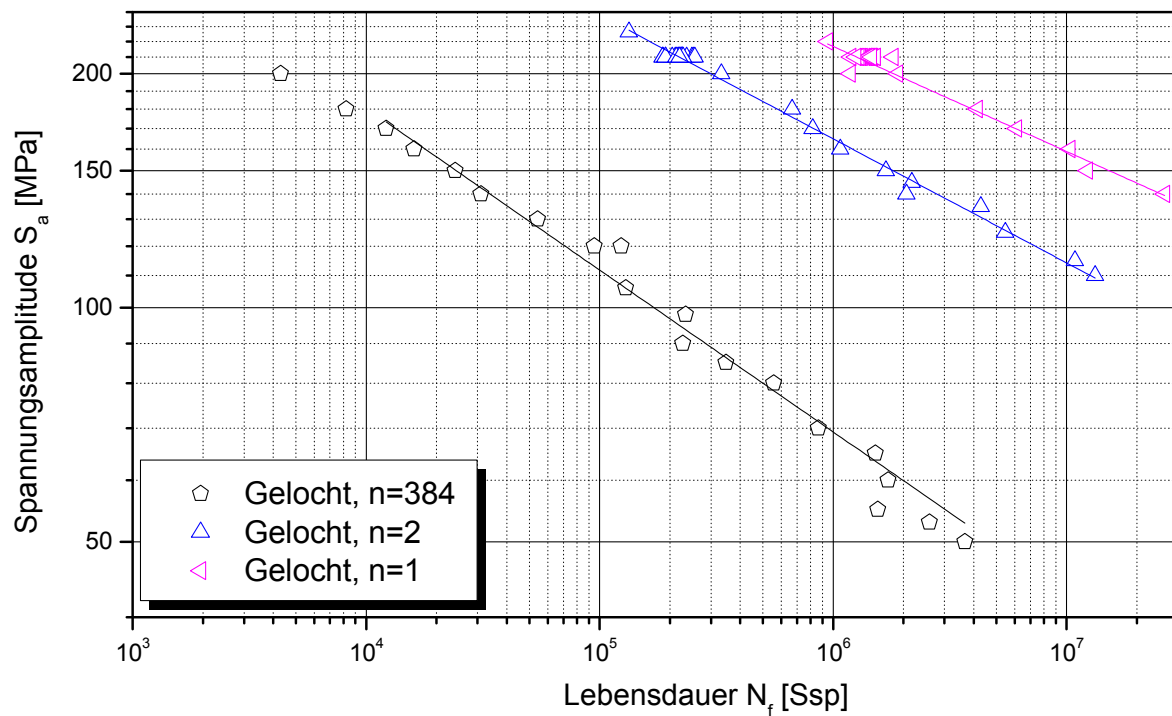


Abbildung 4.7: Lebensdauerlinien, gelocht, $n=1$, $n=2$

Wie erwartet zeigen die einer einstufigen Belastung ($n=384$) unterzogenen Proben die geringste Lebensdauer, gefolgt von $n=2$ und $n=1$. Auch hier gilt, dass die Streuspanne für $n=2$ und $n=1$ kleiner ist als diejenige im Fall der einstufigen Versuche mit $n=384$. Tabelle 4.6 zeigt nun die entsprechenden Werte aus der Kurvenanpassung.

Tabelle 4.6: Basquin-Anpassungen, gelocht, $n=384$, $n=2$, $n=1$, Horizontenverfahren

	Lageparameter C_{Bas}	Basquin- Exponent n_{bas}	$R^2_{Basquin}$	Streuspanne $T_{90\%}/T_{10\%}$	Weibull- Exponent m	$R^2_{Weibull}$
$n=384$	1.228	-0,21	0,98	2,0	4,3	0,91
$n=2$	1.495	-0,16	0,99	1,3	11,1	0,96
$n=1$	1.402	-0,14	0,97	1,4	8,5	0,86

Für die Bestimmung der statistischen Kennwerte wurden für $n=384$, $n=2$ und $n=1$ jeweils alle verwendeten Datenpunkte auf das gemeinsame Lastniveau $S_{a,max}=S_a=210$ MPa transformiert und in der Wahrscheinlichkeitsdarstellung in Abbildung 4.8 präsentiert.

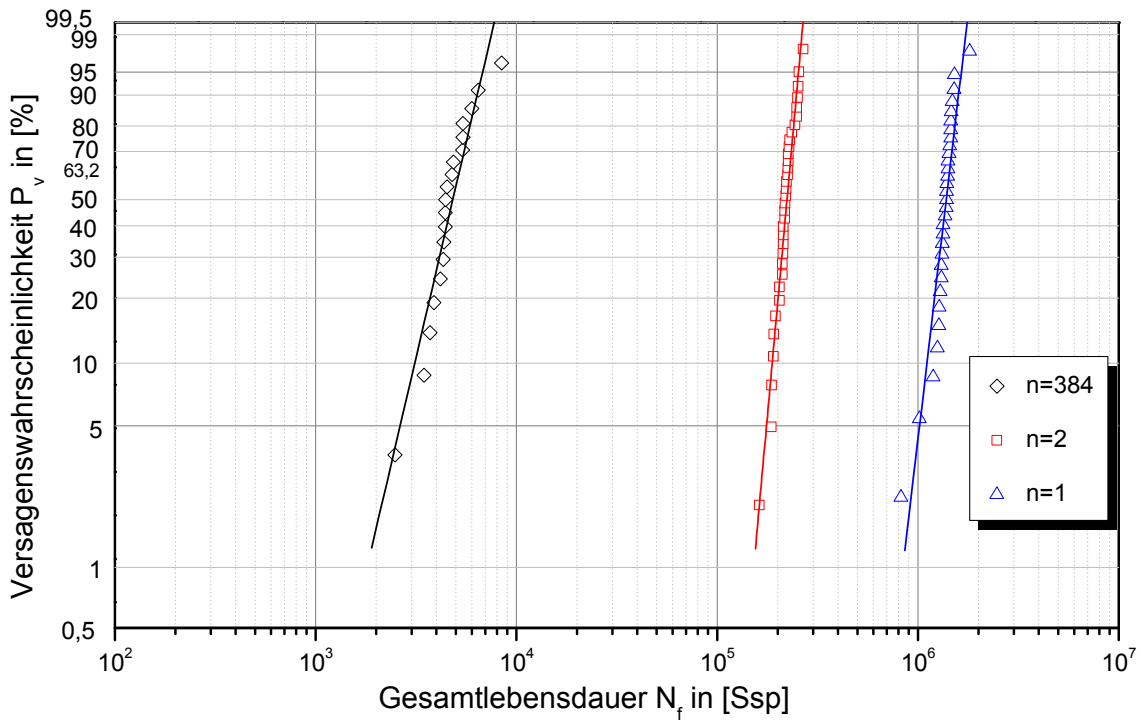


Abbildung 4.8: Weibull-Verteilung, gelochte Proben, $n=384$, $n=2$ und $n=1$

Für die ungelochten Proben sind die Lebensdauerlinien in Abbildung 4.9 dargestellt.

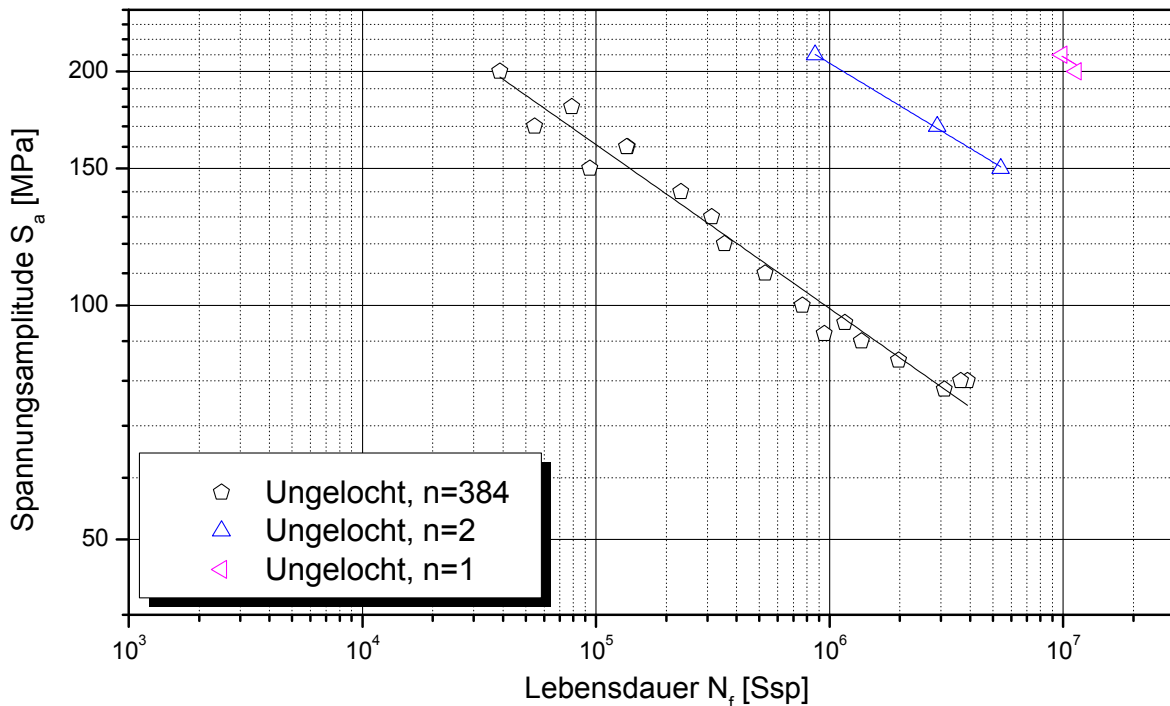


Abbildung 4.9: Lebensdauerlinien, ungelocht, $n=1$ und $n=2$

Aufgrund der langen Versuchsdauern, die aus dem sehr geringen Kerbfaktor der ungelochten Proben resultieren, wurden nur wenige Betriebsfestigkeitsversuche für $n=2$ und $n=1$ durchgeführt. Für diese geringe Anzahl an Versuchspunkten wird auf die Darstellung einer separaten statistischen Auswertung verzichtet. Ebenso wie bei den gelochten Proben

wurde angenommen, dass der Basquin-Exponent nicht von der Kollektivform abhängt. Damit lassen sich Lebensdauerlinien auch für die ungelochten Proben darstellen.

Schließlich wurden auch die Ermüdungslebensdauern der geschweißten Proben mit den Kollektivformen $n=2$ und $n=1$ im Horizontenverfahren ermittelt. Da diese Probenvariante im Fokus der Untersuchungen lag, wurde dazu der größte Stichprobenumfang gewählt, siehe Abbildung 4.10.

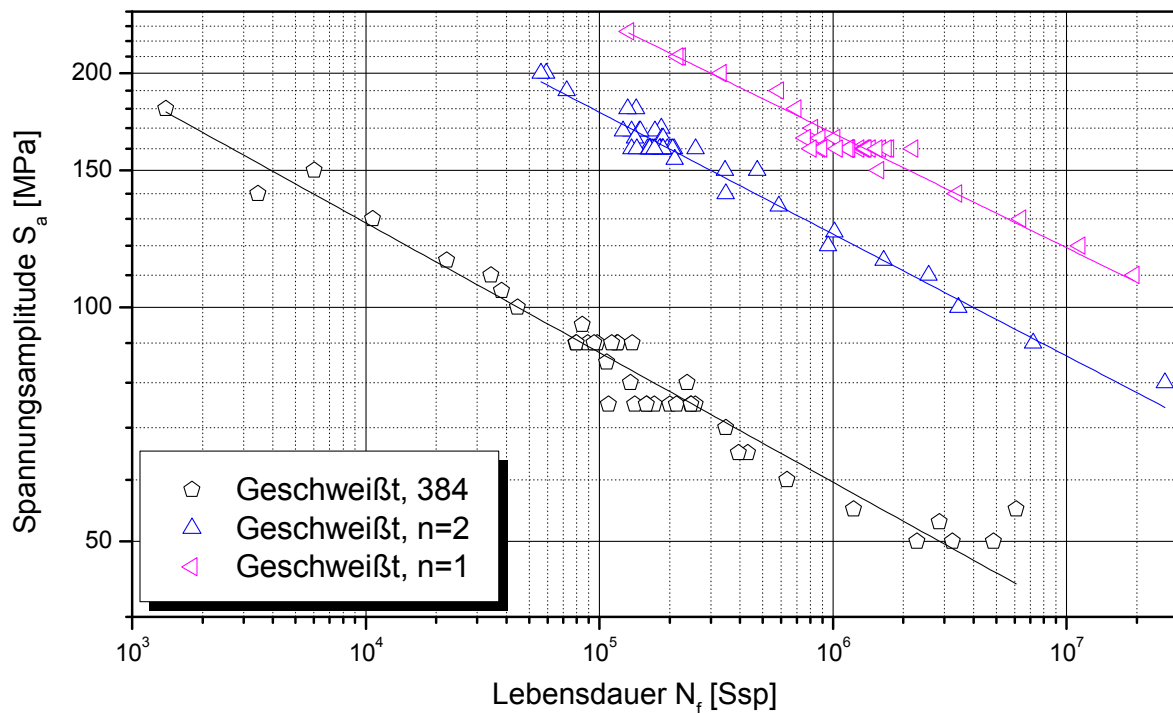


Abbildung 4.10: Lebensdauerlinien, geschweißt, $n=1$, $n=2$

Insgesamt sind die Versuchspunkte für $n=1$ und $n=2$ dicht um ihre Regressionsgeraden angesiedelt. Daraus resultiert eine im Vergleich zu den einstufigen Versuchen etwas geringere Streuspanne, d.h. $\frac{T_{90\%}}{T_{10\% \text{ gelocht}}}$ ist mit 1,3 etwas kleiner als $\frac{T_{90\%}}{T_{10\% \text{ geschweißt}}}$ mit 1,7, siehe

Tabelle 4.7.

Tabelle 4.7: Basquin-Anpassungen, geschweißt, $n=384$, $n=2$, $n=1$

	Lageparameter C_{Bas}	Basquin- Exponent n_{bas}	R^2_{Basquin}	Streuspanne $T_{90\%}/T_{10\%}$	Weibull- Exponent m	R^2_{Weibull}
$n=384$	747	-0,19	0,94	1,9	4,7	0,97
$n=2$	1.082	-0,16	0,96	1,7	5,6	0,87
$n=1$	1.283	-0,15	0,98	1,7	5,4	0,96

Die Weibull-Verteilung der obigen Daten ist in Abbildung 4.11 zu sehen. Dabei wurden sämtliche Datenpunkte zum Zweck des statistischen Vergleichs auf das gemeinsame Lastniveau $S_a = S_{a,max} = 160$ MPa transformiert.

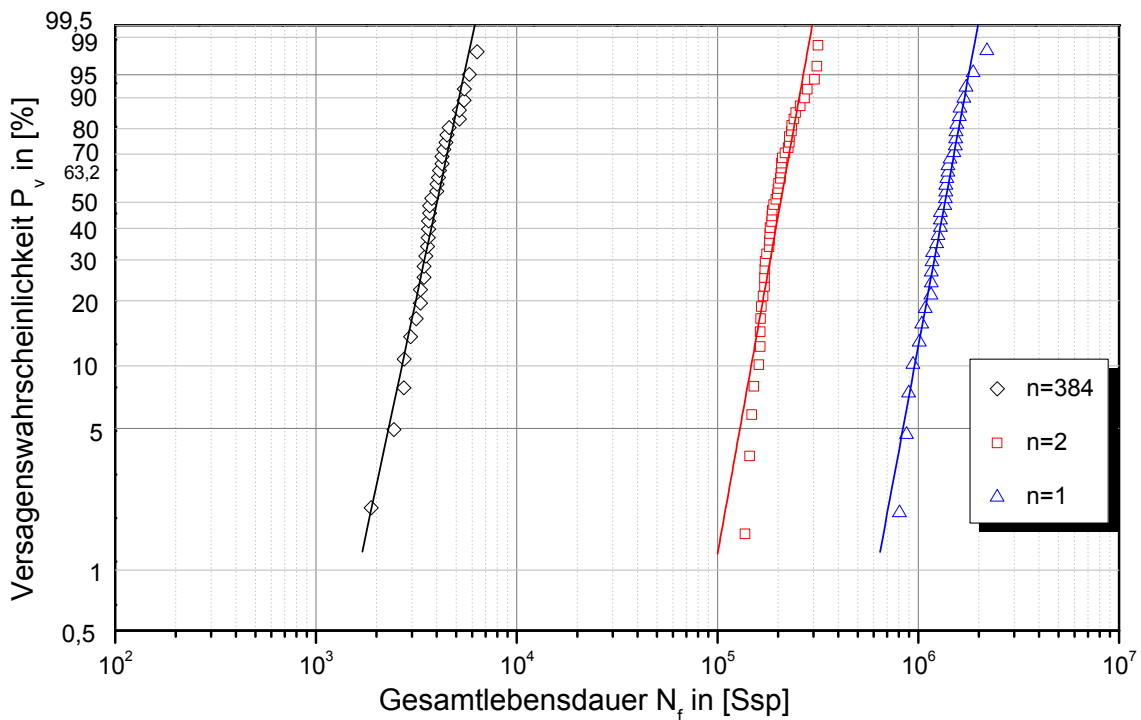


Abbildung 4.11: Weibull-Verteilung, geschweißte Proben, $n=384$, $n=2$ und $n=1$

Aufgrund der Übereinstimmung der Ergebnisse für geschweißte und gelochte Ermüdungsproben kann die Schlussfolgerung gezogen werden, dass für nichtstandardisierte Lebensdauerlinien, also bei der Anwendung von Kollektivexponenten außer $n=2$ und $n=1$, eine Verteilungsschärfe erreicht wird, die mindestens derjenigen aus einstufigen Versuchen entlang der Zeitfestigkeitsgerade entspricht.

4.4 Kalibrierung der Potentialsonde

Um Anrisse sicher erkennen zu können, muss die Empfindlichkeit der Potentialsonde für den Werkstoff EN AW-6156-T4 überprüft und kalibriert werden. Ist das geschehen, so kann für Einstufenversuche und auch für Betriebslastexperimente zwischen der Anriss- und der Rissfortschrittslebensdauer unterschieden werden. Mögliche Kalibrierverfahren sind das Einbringen von Markierungslasten (Markerloads) und die Kennzeichnung mittels Überlasten (Overloads).

Markierungslasten erzeugen auf der Ermüdungsrissfläche Rastlinien. In der Praxis wird dazu ein Wechsel der zyklischen Belastung durchgeführt, bei dem das Spannungsverhältnis von R_1 auf R_2 (mit $R_1 < R_2$) geändert, aber die Oberspannung S_0 konstant gehalten wird [(Hicks, 1982), (Piascik, 1997), (Willard, 1995)]. Aus der Breite der Rastlinien kann dann die Rissgeschwindigkeit bestimmt werden.

Ähnlich funktioniert das Aufbringen von Überlasten. Dazu wird bei konstantem Spannungsverhältnis R die Spannungsamplitude von $S_{a,1}$ auf $S_{a,2}$ erhöht. Während ihrer Wirkdauer ruft die Überlast eine höhere Rissgeschwindigkeit hervor. Diese wiederum kann auf der Bruchfläche als Rastlinie erkannt werden (Brucksch, Bär, & Gudladt, 2011).

Beide dargestellten Techniken erlauben es prinzipiell, das Potentialsondensignal mit der Rissverlängerung zu kalibrieren. Für den Werkstoff EN AW-6156-T4 sind beide Methoden allerdings nicht geeignet. Man erhält keinen klar erkennbaren Oberflächenkontrast bezüglich der erzeugten Rastlinien. Darüber hinaus neigt der Werkstoff aufgrund seiner Zähigkeit zu ausgeprägter plastischer Verformung. Daraus resultiert ein elektrischer Spannungsbeitrag ΔU , der nicht von der Rissverlängerung abhängt und somit nicht von der Johnson-Gleichung beschrieben werden kann.

Bei Rissausbreitungsexperimenten an parallel geführten SEN-Proben zeigte sich, dass die Kalibrierung der Potentialsonde möglich ist. Anhand der gut erkennbaren Grenze zwischen Ermüdungsrissfläche und Gewaltbruch kann U/U_0 mit a/W kalibriert werden. Da für die Kalibrierung gemäß der Johnson-Gleichung eine Risslänge anstatt einer Rissfläche benötigt wird, muss dazu die Ermüdungsrissfläche mit gekrümmter Rissfront anhand der gegebenen Probenbreite in eine mittlere Risslänge a_{End} mit gerader Rissfront umgerechnet werden.

Wenn die a_{End}/W -Werte gegen die U/U_0 -Werte aufgetragen werden, ergibt die Anpassungskurve nach *Johnson* einen optimalen Abgriffsabstand von $y_0=3.200\ \mu\text{m}$, siehe Abbildung 4.12.

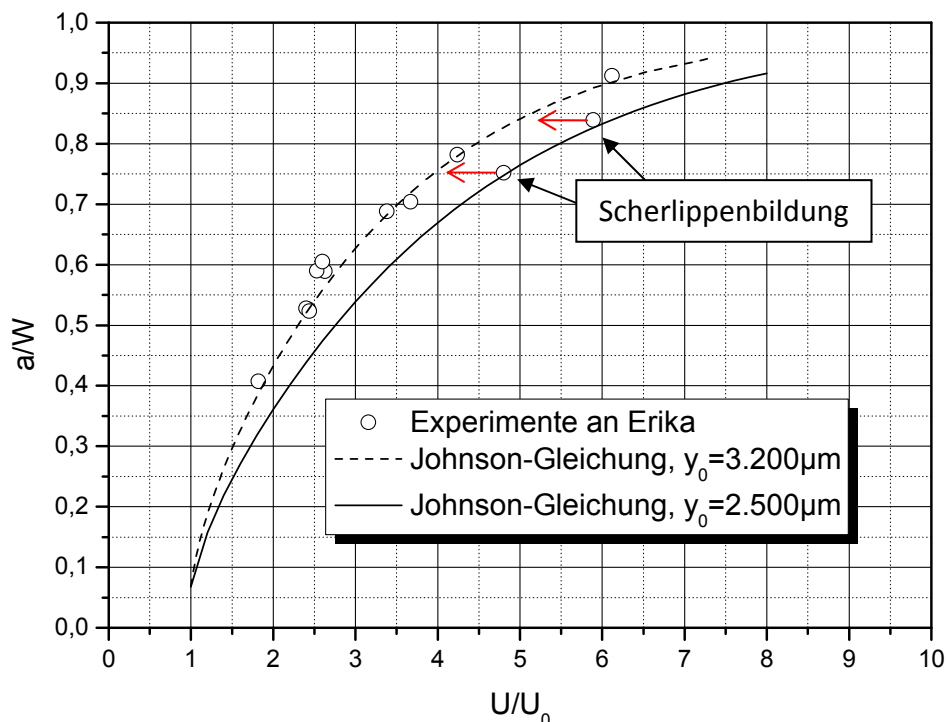


Abbildung 4.12: a/W -vs.- U/U_0 -Diagramm der Rissausbreitungsversuche an SEN-Proben

Zwei Risslängen liegen unterhalb der Kalibrierkurve. Optische Untersuchungen zeigten, dass durch die Zähigkeit des Werkstoffs bei beiden SEN-Proben in der Endphase des Ermüdungsrisswachstums eine Scherlippenbildung auftrat. Diese Scherlippen können, in Verbindung mit der ausgeprägten plastischen Verformung an der Rissfront, zur Erhöhung des elektrischen Widerstands führen, und zwar aufgrund einer Zunahme von $\rho(c)$, wie in Abschnitt 2.5 angesprochen wurde. Daraus resultierende Potentialbeiträge führen zu Verschiebungen der betreffenden Kalibrierpunkte in Richtung höherer U/U_0 -Werte. Die roten Pfeile in Abbildung 4.12 zeigen die erwartete Position für den Fall linear-elastischen Rissfortschritts, d.h. ohne große plastische Verformungsanteile.

4.5 Rissausbreitungsdaten an SEN-Proben

Nach erfolgter Kalibrierung konnten die Rissausbreitungsdaten aus den Signalen der Potentialsonde berechnet werden. Die da/dN -Daten der Rissausbreitungsexperimente für die Spannungsverhältnisse $R=0,5$, $R=0$ und $R=-1,5$ werden in Abbildung 4.13 über K_{max} aufgetragen:

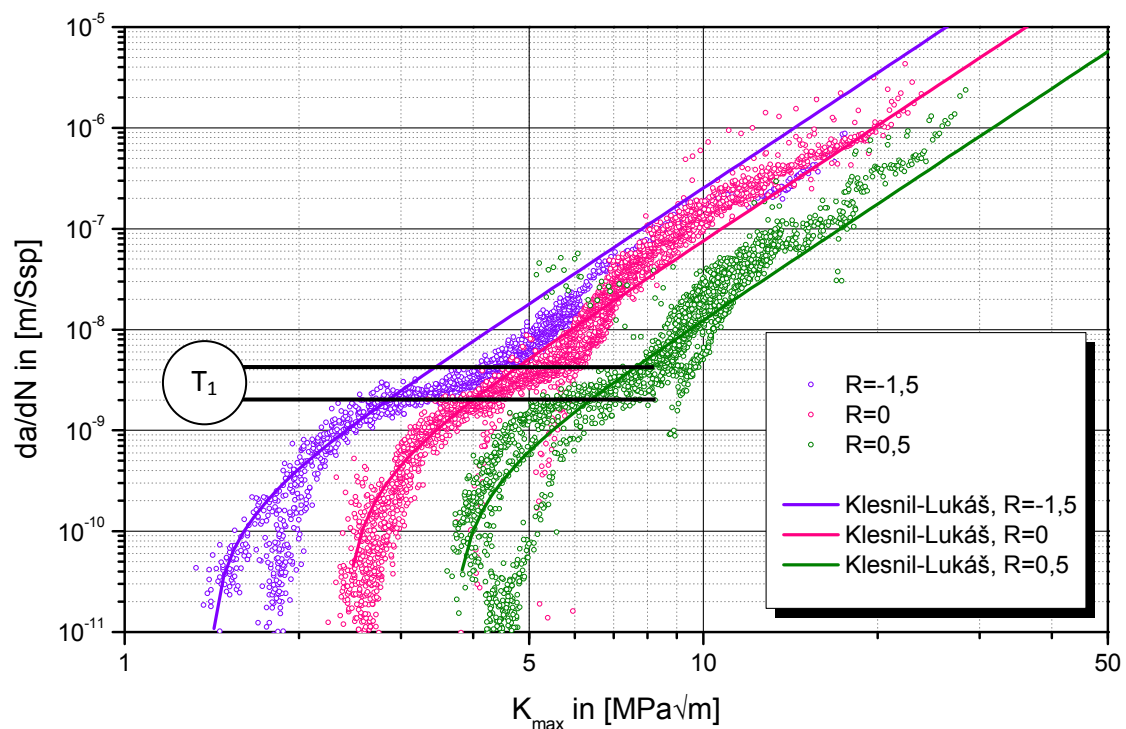


Abbildung 4.13: Rissausbreitungsexperimente, da/dN vs. K_{max} , EN AW-6156-T4

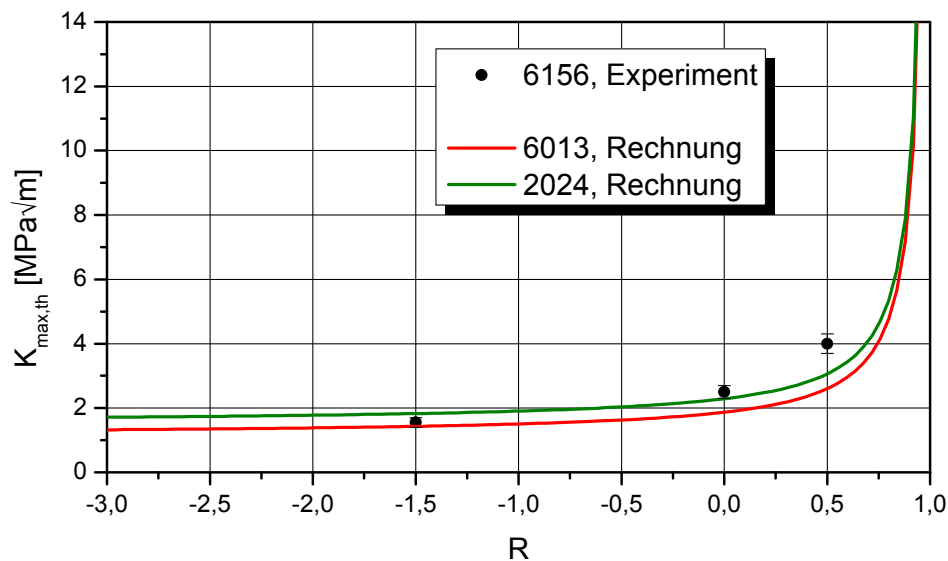
Die da/dN -Kurven werden in erster Näherung nach Klesnil-Lukáš (siehe Gl. 2.7) angepasst. Im Rahmen der Messwertstreuung können die drei Kurven als parallel verschobenen angesehen werden. Die größte Streuung tritt im Bereich der jeweiligen Schwellenwerte auf, was besonders deutlich für $R=-1,5$ zu erkennen ist. Alle drei Rissausbreitungskurven zeigen bei $\frac{da}{dN} = 2...4 \cdot 10^{-9} \frac{m}{Ssp}$ einen ersten Transitionspunkt T_1 (siehe Abbildung 2.9). Die folgende

Tabelle 4.8 beinhaltet die Anpassungsparameter:

Tabelle 4.8: Anpassungsparameter nach Klesnil-Lukáš, K_{max} -Darstellung

R	0,5	0	-1,5	-1 (berechnet)
$K_{max,th}$ [MPa√m]	3,7...4,3	2,3...2,7	1,4...1,7	1,6
\check{m}	4,2	4	4	4
C	0,15·E-11	0,8·E-11	1,6...3·E-11	2·E-11

Die gefundenen Schwellenwerte $K_{max,th}$ wurden in Abbildung 4.14 mit der Anpassung nach Steinbock gemäß Gl. 2.5 verglichen (Steinbock, 2008). Es zeigte sich, dass die Versuchspunkte im Bereich $R \leq 0$ bei Betrachtung des Kurvenverlaufs besser zu den Werten der 2024er-Legierung passen.

Abbildung 4.14: $K_{max,th}$ vs. R nach (Steinbock, 2008)

Berücksichtigt man den gesamten R -Bereich, so stimmen die Versuchspunkte mit keiner der beiden Vorgaben überein. Ursächlich dafür ist die hohe Zähigkeit des Werkstoffs EN AW-6156.

Der Schwellenwert für $R=-1$ kann nun zu $K_{max,th}(R=-1)=1,6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ bestimmt werden. Um die synthetische Rissausbreitungskurve unter wechselnder Belastung mit $R=-1$ vollständig herleiten zu können, müssen ihre Steigung \check{m} und die Konstante C bekannt sein. Unter der Annahme parallel verschobener Rissausbreitungskurven kann auf Basis von Tabelle 4.8 die Steigung auf $\check{m}_{R=-1}=4$ festgesetzt werden.

Da für diesen Werkstoff keine Rissfortschrittsdaten aus Experimenten gemäß der „alternativen Schwellenwertermittlung“ vorliegen, muss der Parameter $C_{K_{max}}(R=-1)$ durch Berechnung auf $C_{K_{max}}(R=-1)=2 \cdot 10^{-11}$ bestimmt werden (Volpp, 1999).

Anhand der aus Gl. 2.3 und Gl. 2.4 hergeleiteten Zuordnung

$$\Delta K = K_{max} \cdot (1 - R) \quad \text{Gl. 4.3}$$

werden nun alle vier Rissausbreitungskurven in die ΔK -Darstellung überführt, wie in Abbildung 4.15 zu sehen ist.

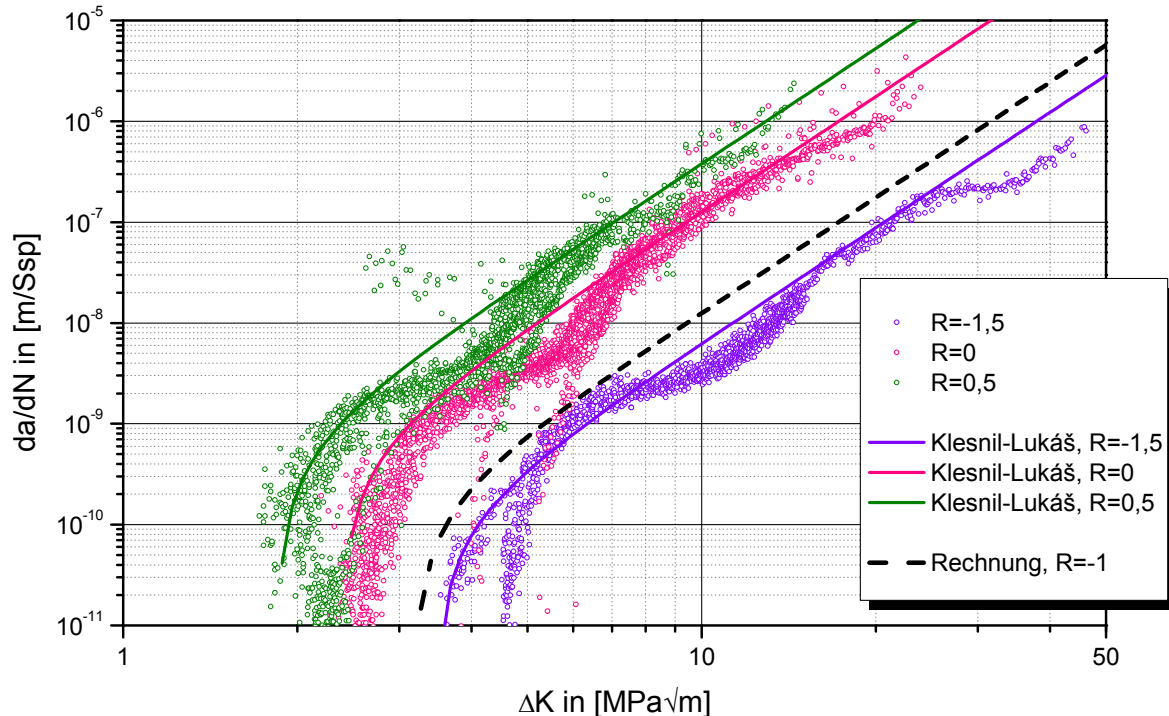


Abbildung 4.15: da/dN vs. ΔK

4.6 Anrisslebensdauer an gelochten Proben

Die Kalibrierung der Potentialsonde für die Rissausbreitung gemäß der LEBM ist nun generell mit der Johnson-Gleichung möglich. Im Bereich der Anrisslebensdauer beeinflusst einzig die lokale Rissverlängerung und nicht die Plastifizierung das elektrische Potential. Zur Kalibrierung wurde auch für die gelochten Ermüdungsproben, wie im Fall der SEN-Proben, die Zuordnung von normierten Potentialwerten zu Ermüdungsrisslängen, jeweils beim Übergang zum Gewaltbruch, gewählt.

In Bezug auf die Gesamtlebensdauer N_f führen auftretende Werkstoffplastifizierungen beim Übergang zum Gewaltbruch innerhalb der letzten Schwingspiele der jeweiligen Probengesamtlebensdauer zu signifikant erhöhten Widerstandsbeiträgen. Die daraus resultierenden sehr hohen Werte des Potentials, die der Plastifizierung geschuldet sind und die während der letzten Schwingspiele vor dem Gewaltbruch auftraten, wurden bei der Auswertung nicht weiter betrachtet. Den typischen Signalverlauf einer Potentialsondenmessung an einer einstufig belasteten Lochprobe zeigt Abbildung 4.16:

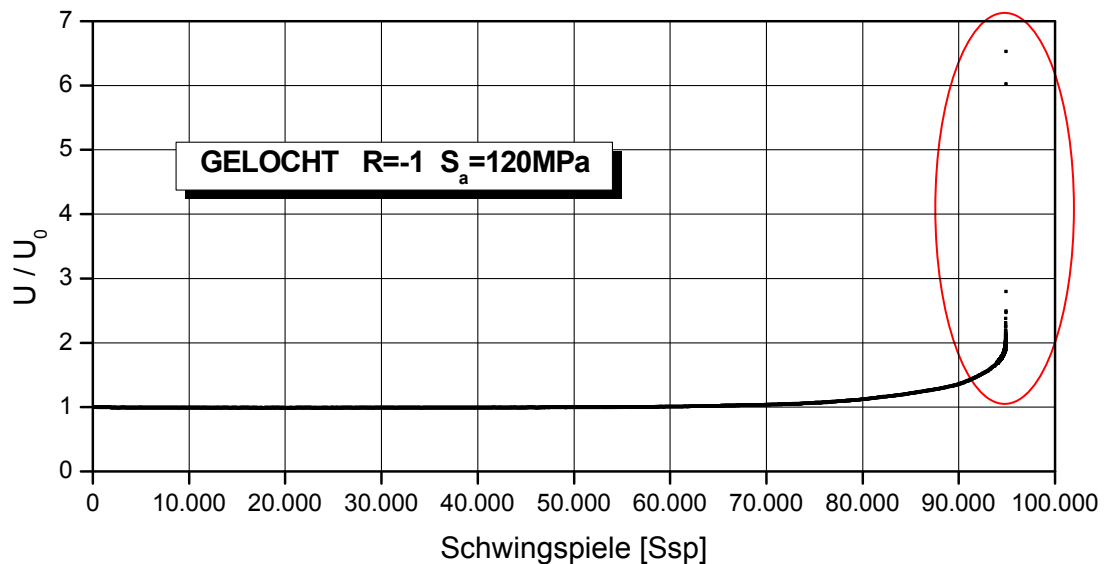


Abbildung 4.16: Signalverlauf einer Potentialsondenmessung, gelochte Probe, $R=-1$

Zunächst verharrt das normierte Potential für ca. 70% der Gesamtlebensdauer auf dem Niveau des Versuchsbeginns. Danach kommt es, verursacht durch Rissverlängerung gemäß der LEBM, zu einem klar verfolgbaren Potentialanstieg, der sich mit der Johnson-Gleichung berechnen lässt. Letzlich mündet das Potentialsignal in eine fast senkrechte, von deutlichen Unstetigkeiten durchsetzte Abfolge von Messpunkten ein. Die Messwerte der letzten 100 Schwingspiele der Gesamtlebensdauer zeigt Abbildung 4.17:

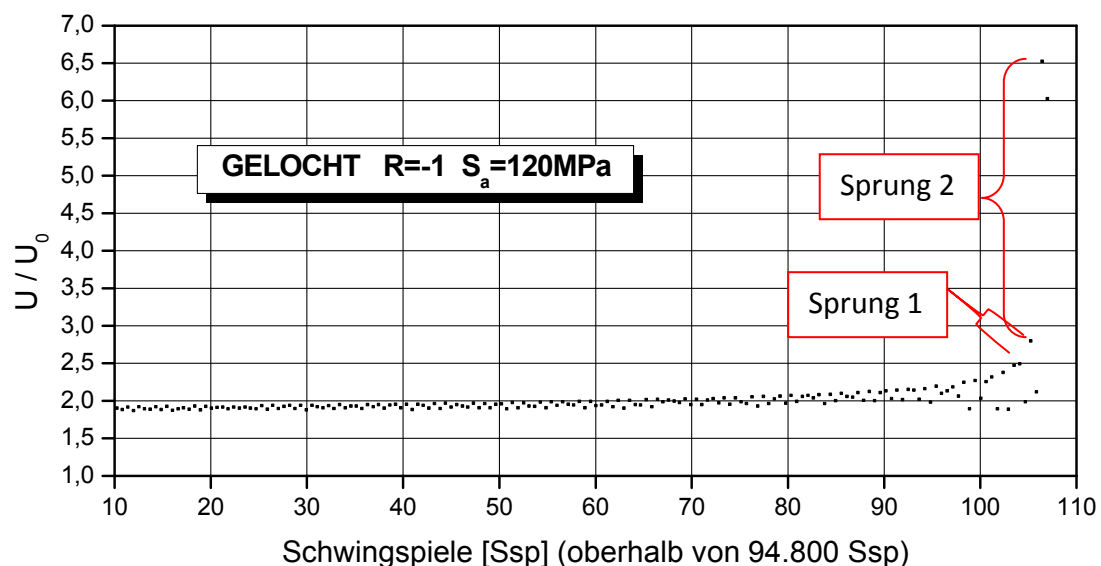


Abbildung 4.17: Signalverlauf, Potentialsonde, Übergang zum Gewaltbruch

Dieser Teil des Signalverlaufs von $N=94.800$ Ssp bis $N=94.910$ Ssp ist geprägt durch dicht beieinander liegende, äquidistante Messpunkte. Daran schließt sich eine Abfolge von zehn Zyklen stark streuender Messpunkte an, deren Abstände zueinander extrem groß werden. Es wird angenommen, dass die Ursache dafür in plastizitätsinduzierten

Widerstandsbeiträgen liegt. Eine Umrechnung gemäß der Johnson-Gleichung der in Abbildung 4.17 mit „Sprung 1“ bzw. „Sprung 2“ bezeichneten Messwertänderungen würde zu einer extremen Rissverlängerung um 500µm bzw. 2.200µm führen. Die zugehörigen K_{\max} -Werte würden auf Basis der Werkstoff-da/dN-Kurve, Abbildung 4.15, dabei mindestens einen Wert von 40MPaVm erreichen. Dieser Wert liegt im Bereich der Bruchzähigkeit und müsste zum Probenversagen führen. Der eigentliche Rissfortschritt wird folglich von der Werkstoffplastifizierung überdeckt und lässt sich nicht mit der LEBM berechnen.

Da die kurz vor dem Gewaltbruch gemessenen Potentialwerte auch Beiträge aufgrund von plastischer Verformung beinhalten, täuscht die Rechnung einen längeren Riss vor. Folglich wurden für die Kalibrierung die letzten zehn Messpunkte nicht mehr verwendet. Die Kalibrierkurve und einzelne Abweichungen (rote Pfeile) für gelochte Proben zeigt Abbildung 4.18:

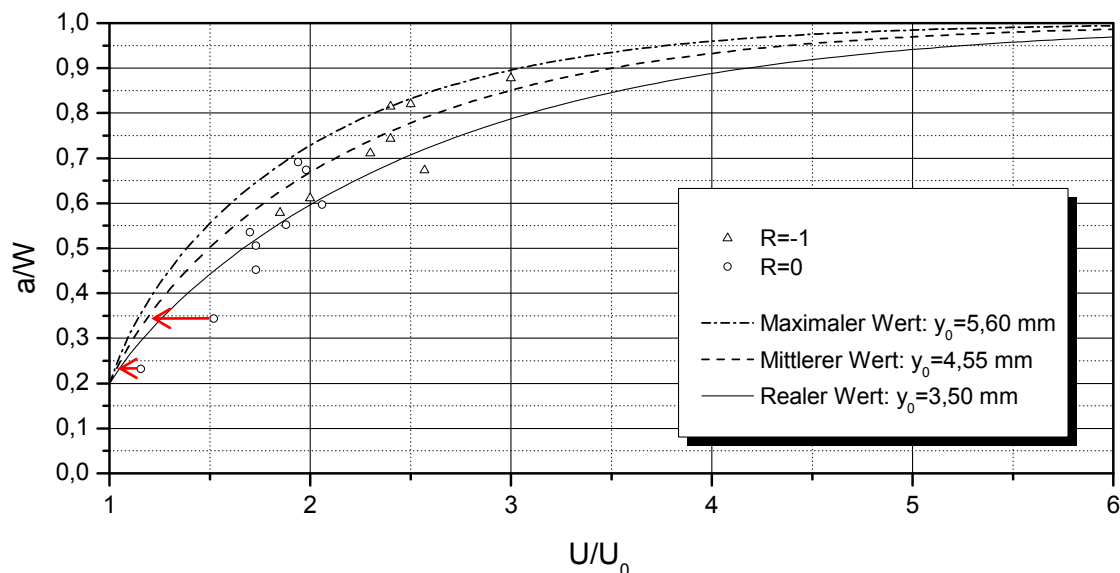


Abbildung 4.18: a/W -vs.- U/U_0 -Diagramm für gelochte Proben

Zur Kalibrierung wurden Daten aus einstufigen Ermüdungsversuchen mit R-Werten von $R=-1$ und $R=0$ verwendet. Als Resultat der Messwertstreuung wurde eine Bandbreite von $y_0=3,5$ mm bis $y_0=5,6$ mm gewählt, innerhalb derer sich, bis auf vier Ausnahmen, sämtliche Versuchspunkte befanden. Im weiteren Verlauf dieser Arbeit wird der reale Abgriffsabstand $y_0=3,5$ mm für alle Berechnungen verwendet, da dieser in der Größenordnung des für SEN-Proben bestimmten Wertes liegt.

Deutlich außerhalb der Streubandbreite liegen die Kalibrierpunkte für die zwei Experimente auf den höchsten Laststufen. Die entsprechenden Prüflinge erfuhren während des Versuchs eine ausgeprägte plastische Verformung und weisen jeweils die kleinste Ermüdungsrisslänge auf. Plastifizierungs-induzierte Potentialbeiträge, die sich dem rissbezogenen Potential überlagerten, sorgten für eine Verschiebung der Kalibrierpunkte auf

höhere U/U_0 -Werte. Die roten Korrekturpfeile in Abbildung 4.18 zeigen daher die erwartete Lage der von Plastifizierungen unbeeinflussten Kalibrierpunkte an.

Die ausgeprägte plastische Verformung in der letzten Phase der Ermüdungsrissausbreitung zeigt sich nicht nur im Signalverlauf der Potentialsonde, sondern auch auf den Bruchflächen der Ermüdungsproben. Die Bruchflächen der gelochten Proben weisen einen sich zungenartig ins Probenvolumen gezogenen Ermüdungsriss unter einem Winkel von 90° zur Hauptspannungsrichtung auf. Flankiert ist er von Rissanteilen, die zum Teil im 45° -Winkel stehen und einen nicht unerheblichen Bruchflächenanteil ausmachen. Dieses Verhalten lässt auf hohe Zähigkeit schließen. Die Neigung zur Werkstoffplastifizierung tritt jedoch erst im fortgeschrittenen Stadium der Rissausbreitung auf und verfälscht die Potentialsondenmessungen während der Anrissphase nicht.

Nach erfolgreicher Kalibrierung der Potentialsonde konnten U/U_0 -vs.- N -Verläufe in a -vs.- N -Verläufe umgerechnet werden. Den Ausschnitt eines solchen Verlaufs, ermittelt an einer gelochten Ermüdungsprobe, zeigt beispielhaft Abbildung 4.19. Durch die Berechnung des gleitenden Durchschnitts, der je nach verwendetem Betriebsmodus der Datenerfassungssoftware 50 oder 80 Messpunkte enthält, wurde die Streuung der Potentialmesswerte reduziert. Die Rissverlängerung beginnt bei $2.000\mu\text{m}$. Dies entspricht dem Radius der Mittellochbohrung.

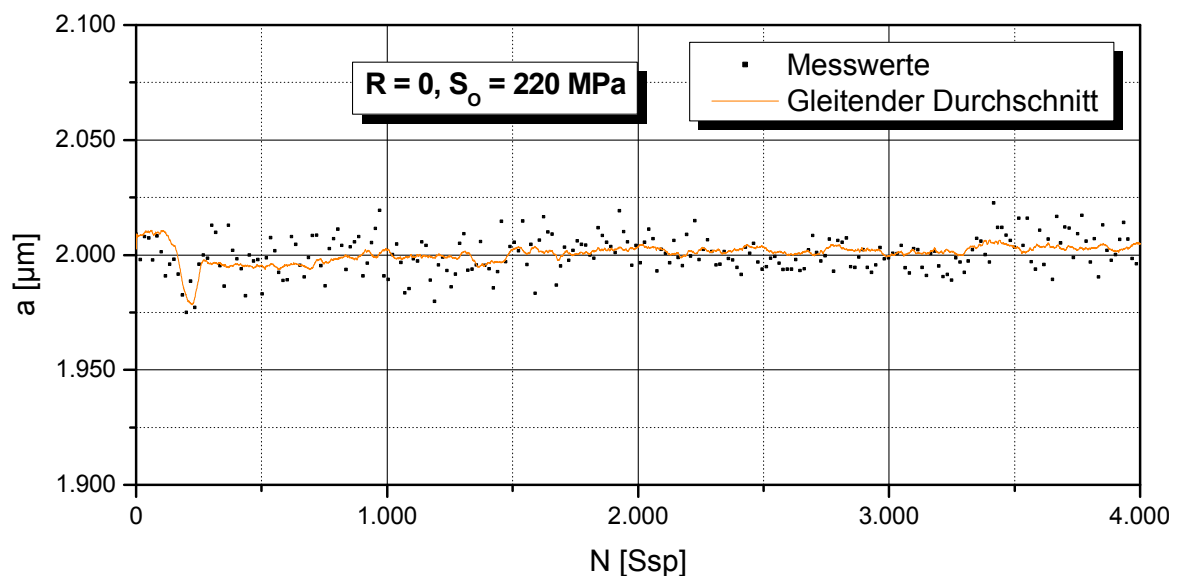


Abbildung 4.19: Ausschnitt aus Risslängenverlauf, gelochte Probe, einstufige Belastung

Mit der kalibrierten Potentialsonde konnten nun für gelochte Ermüdungsproben Anriss- und Rissfortschrittslebensdauern mittels zweier Methoden bestimmt werden.

Im Fall von „Methode 1“ wurden Rissverlängerungen aus den Rissausbreitungskurven gemäß Abbildung 4.15 berechnet und mit dem von der Potentialsonde gemessenen Rissverlauf verglichen. Dabei wurden die $a(N)$ -Kurven durch eine schrittweise durchgeführte Integration der Paris-Gleichung (Gl. 2.6) erstellt. Dort, wo die LEBM-basierte Rechnung in Richtung kleiner werdender Risslängen von der experimentellen Kurve abweicht, befindet sich der Übergang vom Langriss- zum Kurzrisswachstum. Dies entspricht der technischen Anrisslänge a_{tech} , die mit der Anrisslebensdauer N_A verknüpft ist.

Zunächst wurde „Methode 1“ zur Anrisslebensdauerbestimmung für die einstufigen Belastungsfälle $R=-1$ und $R=0$ angewendet, siehe beispielhaft Abbildung 4.20:

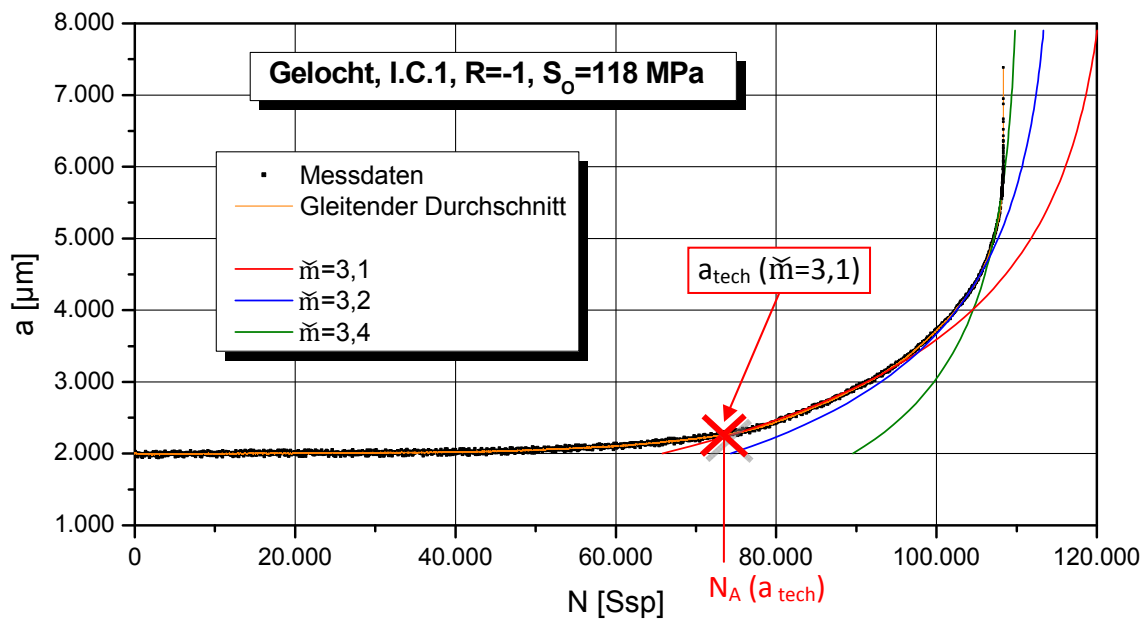


Abbildung 4.20: Anwendung von „Methode 1“, $N_A=75.000$ Ssp, $a_{\text{tech}}=290$ μm , $R=-1$, einstufig

Bei der bruchmechanischen Rissfortschrittsrechnung wurden die Transitionsunkte der Rissausbreitungskurven (siehe Abbildung 4.15) nicht berücksichtigt und stattdessen Paris-Geraden einer mittleren Steigung \tilde{m} verwendet. Da diese für Rissgeschwindigkeiten $\frac{da}{dN} = 10^{-8} \dots 10^{-7} \frac{\text{m}}{\text{Zyklus}}$ im Bereich $3 < \tilde{m} < 4$ streut, wurden die Werte $\tilde{m}_1=3,1$, $\tilde{m}_2=3,2$ und $\tilde{m}_3=3,4$ für die Berechnungen gewählt. Zur Anrisslebensdauer- und Anrisslängenbestimmung wurde jeweils diejenige Steigung \tilde{m} verwendet, welche die berechnete Rissfortschrittskurve am besten mit dem gemessenen Signalverlauf in Überdeckung brachte. Es zeigte sich, dass die beste Überdeckung jeweils durch $\tilde{m}=3,1$ erzielt werden konnte.

Für die Spannungsverhältnisse $R=-1$ und $R=0$ konnten je acht Versuche auf unterschiedlichen Lasthorizonten ausgewertet werden, siehe Tabelle 4.9.

Tabelle 4.9: N_A und a_{tech} für gelochte Proben, $R=-1$ und $R=0$, berechnet aus der Gesamtlebensdauer, „Methode 1“

R=-1				
Belastung S_a [MPa]	Anrisslebensdauer N_A [Ssp]	Anrisslänge a_{tech} [μm]	Gesamtlebensdauer N_f [Ssp]	N_A / N_f
170	8.300	517	12.179	0,68
160	10.800	517	16.072	0,67
130	42.000	445	54.208	0,78
120	74.000	396	94.907	0,78
118	75.000	290	108.362	0,69
98	205.000	958	233.652	0,88
65	1.400.000	1.398	1.515.853	0,95
53	2.500.000	1.256	2.585.794	0,97
R=0				
Belastung S_a [MPa]	Anrisslebensdauer N_A [Ssp]	Anrisslänge a_{tech} [μm]	Gesamtlebensdauer N_f [Ssp]	N_A / N_f
110	36.300	105	39.303	0,92
100	65.000	237	72.212	0,89
95	99.000	206	109.331	0,91
90	106.000	304	115.224	0,92
80	207.000	296	220.444	0,94
65	485.000	658	520.792	0,93
60	908.000	251	955.049	0,95
50	6.900.000	589	7.015.681	0,99

Es zeigt sich, dass die bezogene Anrissphase N_A/N_f sowohl für $R=-1$ als auch, sogar in stärkerem Maße, für $R=0$ dominant ist. Dabei befinden sich die Anrisslebensdauern in Bändern zwischen 67% und 97% bzw. zwischen 89% und 99% der Gesamtlebensdauern. Für beide Spannungsverhältnisse steigt der Anrissanteil mit abnehmender Belastung im Rahmen der Streuung an.

Die Abhängigkeit der Anrisslebensdauer von der Höhe der Belastung wurde für beide Spannungsverhältnisse erwartet. Eine höhere Belastung bewirkt generell, dass größere Bereiche des Werkstoffs einer zyklischen Schädigung ausgesetzt werden, was sich in einer Steigerung der Anzahl möglicher Anrisse auswirken könnte, siehe Abschnitt 2.1.2. Im Rahmen der Statistik werden dann viele Anrisse koagulieren und zu einem frühen Zeitpunkt in den Langriss übergehen. Dies vermindert die Anrisslebensdauer signifikant.

Im Anschluss an die kontinuumsmechanische Abschätzung der Anrisslebensdauer gemäß „Methode 1“ wurde besonders im Fall der gelochten Proben die „Methode 2“ verwendet.

Dabei wird der gemessene Potentialsignalverlauf $U(N)$ bzw. $U/U_0(N)$ mit einer zu definierenden technischen Anrisslänge a_{tech} graphisch zum Schnitt gebracht. Der Schnittpunkt repräsentiert die gesuchte Anrisslebensdauer. „Methode 2“ bietet gegenüber „Methode 1“ besonders im Fall mehrstufiger Versuchsführung den Vorteil der einfachen Handhabung. Um die Zuverlässigkeit der „Methode 2“ zu prüfen, wurden zunächst je sieben einstufige Versuche unter $R=-1$ und $R=0$ untersucht. Als vorgegebene Risslänge wurde die von *Brucksch* abgeleitete Größe des technischen Anrisses $a_{\text{tech}}=500 \mu\text{m}$ verwendet (Brucksch, 2009). Deren Umrechnung gemäß der Johnson-Gleichung in ein bezogenes Potential ergibt für den Abgriffsabstand $y_0=3.500 \mu\text{m}$ den Wert $\frac{U}{U_0}=1,08$. Damit erhöht sich die Initialspannung U_i für die Anrissbildung um 8% bezogen auf den Ausgangswert U_0 . Abbildung 4.21 zeigt die Anwendung von „Methode 2“ für gelochte Proben und $R=-1$.

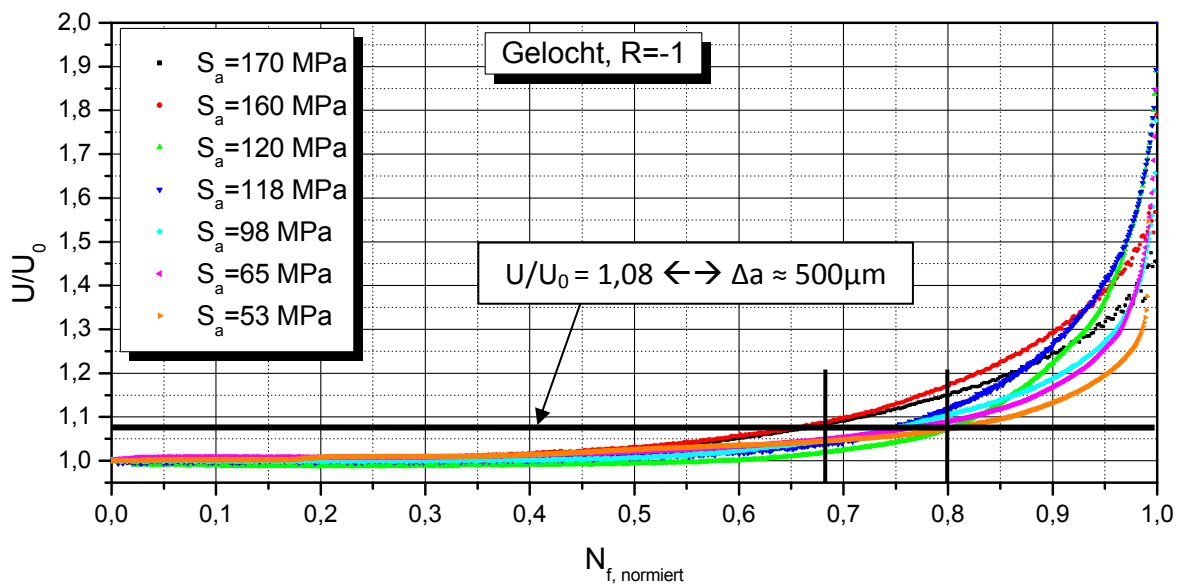


Abbildung 4.21: U/U_0 -Verläufe für gelochte Proben, $R=-1$, einstufig

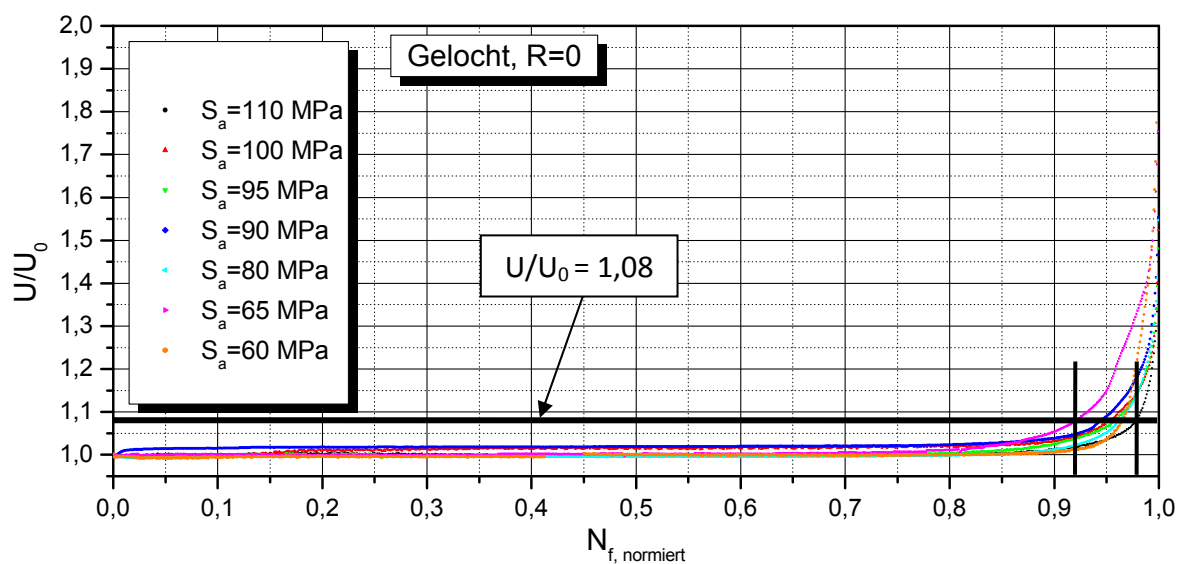
Für diese Versuchsreihe liegen alle bezogenen Anrisslebensdauern in einer Bandbreite von ca. 68% bis 80%.

Die zwei Versuche mit der kleinsten Anrisslebensdauer von $N_A/N_f=68\%$ lassen sich den höchsten Lasten zuordnen. Fasst man die Proben bei höchster Belastung, die Proben bei mittlerer Belastung und die Proben bei niedriger Belastung zu jeweils einer Gruppe zusammen, so erhöht sich die auf N_f normierte Anrisslebensdauer mit fallender Spannungsamplitude. Die Abhängigkeit des Verhältnisses N_A/N_f von der Belastungshöhe ist also auch bei Anwendung von „Methode 2“ erkennbar. Sowohl dieser Zusammenhang als auch die Spanne der Anrisslebensdauern stimmen mit den Ergebnissen der kontinuumsmechanischen Abschätzung, „Methode 1“, aus Tabelle 4.9 überein. Die Einzelergebnisse der Versuche für $R=-1$ werden in Tabelle 4.10 gezeigt:

Tabelle 4.10: N_A und a_{tech} für gelochte Proben, $R=-1$, gemessen, „Methode 2“

R=-1				
Belastung S_a [MPa]	Anrisslebensdauer N_A [Ssp]	Anrisslänge a_{tech} [μm]	Gesamtlebensdauer N_f [Ssp]	N_A / N_f
170	8.300	500	12.179	68
160	10.900	500	16.072	68
120	76.000	500	94.907	80
118	81.300	500	108.362	75
98	175.200	500	233.652	75
65	1.182.000	500	1.515.853	78
53	2.069.000	500	2.585.794	80

In gleicher Weise lassen sich die Ergebnisse für die Messreihe $R=0$ in Abbildung 4.22 interpretieren. Anhand der Potentialsondendaten findet man bezogene Anrisslebensdauern zwischen 92% und 98%, wie bereits in Tabelle 4.9 für „Methode 1“ dargestellt.

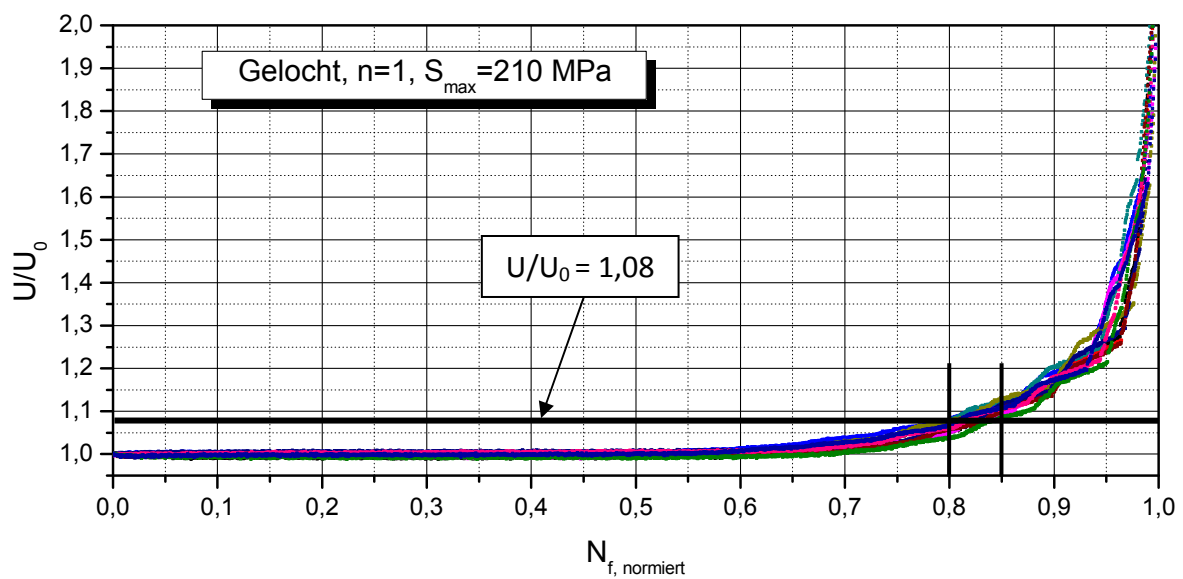
Abbildung 4.22: U/U_0 -Verläufe für gelochte Proben, $R=0$, einstufig

Die einzelnen Werte N_A/N_f der Versuchsreihe mit $R=0$ zeigt die folgende Tabelle 4.11. Es lässt sich keine eindeutige Korrelation zwischen S_a und N_A/N_f ableiten.

Tabelle 4.11: N_A und a_{tech} für gelochte Proben, $R=0$, gemessen, „Methode 2“

R=0				
Belastung S_a [MPa]	Anrisslebensdauer N_A [Ssp]	Anrisslänge a_{tech} [μm]	Gesamtlebensdauer N_f [Ssp]	N_A / N_f
110	38.500	500	39.303	98
100	68.600	500	72.212	95
95	105.000	500	109.331	96
90	108.300	500	115.224	94
80	211.600	500	220.444	96
65	479.000	500	520.792	92
60	926.400	500	955.049	97

Gegenüber „Methode 1“ bietet „Methode 2“ den Vorteil der Anwendbarkeit auch bei mehrstufigen Versuchen. Daher wurde diese Methode nun auch zur Anrisslebensdauerbestimmung bei Betriebsbelastung verwendet. Die Versuche mit der Kollektivform $n=1$, durchgeführt jeweils bei Maximalspannungsamplituden von $S_{a,max}=210$ MPa, zeigten reproduzierbare Ergebnisse. Wie Abbildung 4.23 zeigt, tritt der technische Anriss bei der genannten Belastungshöhe in einem Bereich von 80% bis 85% der Gesamtlebensdauer auf.

Abbildung 4.23: U/U_0 -Verläufe für gelochte Proben, $n=1$, $S_{a,max}=210$ MPa, mehrstufig

Eine ähnliche Streuung der Anrisslebensdauer zeigen die Messwertverläufe des Kollektivs mit $n=2$. Dort liegt die betreffende Spanne zwischen 76% und 84% in Bezug auf die Gesamtlebensdauer, siehe Abbildung 4.24.

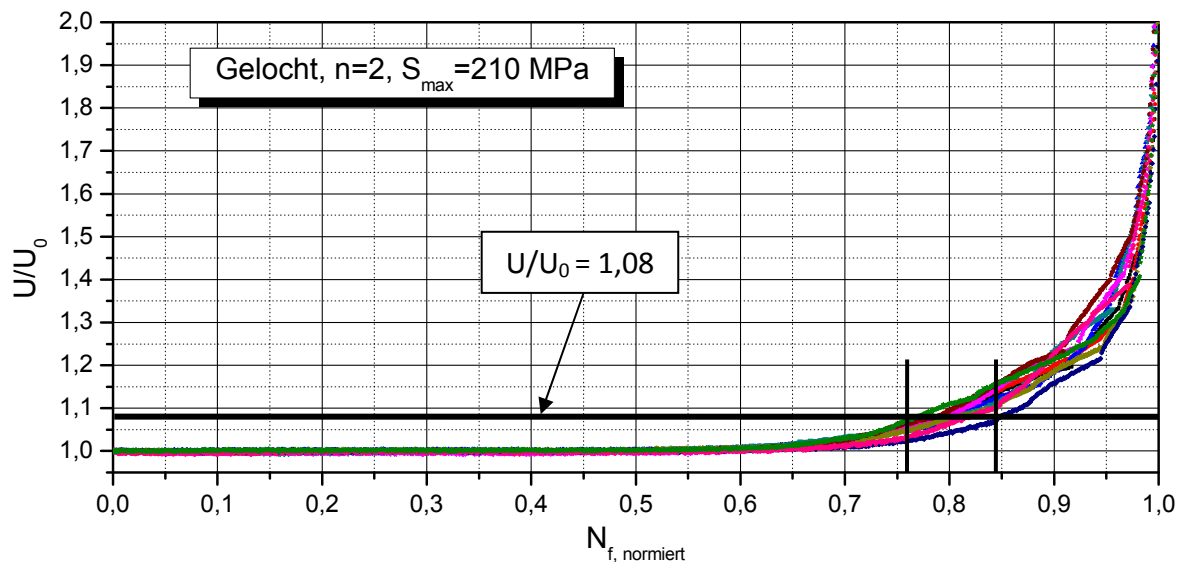


Abbildung 4.24: U/U_0 -Verläufe für gelochte Proben, $n=2$, $S_{a,max}=210$ MPa, mehrstufig

In einem nächsten Schritt wurde die Abhängigkeit der Anrisslebensdauer N_A von der Kollektivform untersucht. Dafür wurden die Kollektive mit $n=1$, $n=2$ und $n=384$ (einstufig) verglichen. Für die Kollektivform mit $n=384$ wurde mit $S_a=S_{a,max}=170$ MPa eine zu den Versuchen unter $n=1$ und $n=2$ ähnlich hohe Maximalspannungsamplitude gewählt.

Abbildung 4.25 zeigt, dass für die Kollektivformen $n=1$, $n=2$ und $n=384$ der Anteil der bezogenen Anrisslebensdauer N_A/N_f mit steigendem n abnimmt.

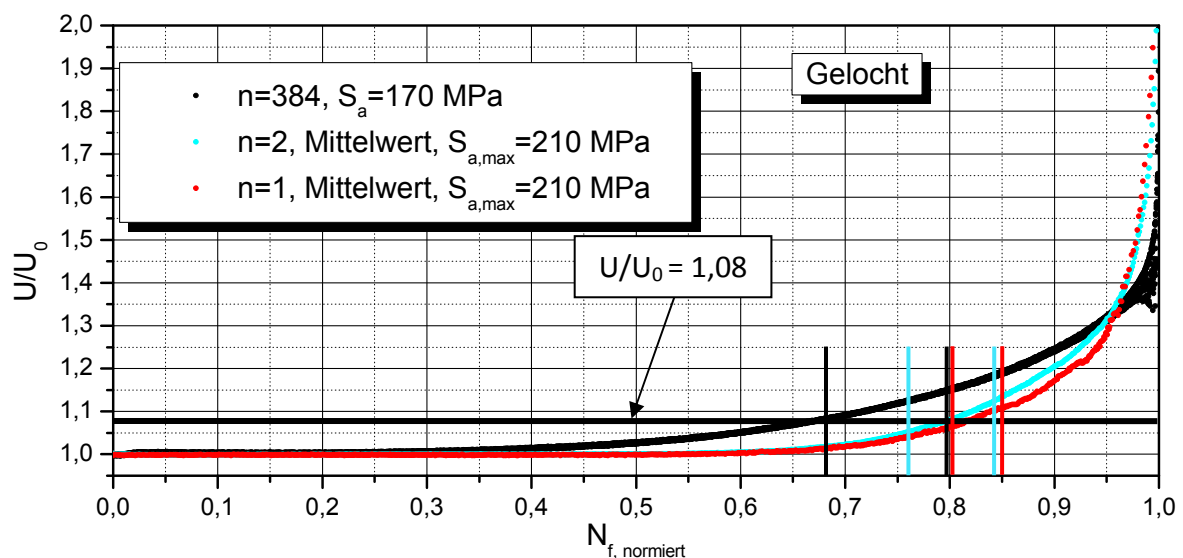


Abbildung 4.25: U/U_0 -Verläufe für gelochte Proben, $n=1$, $n=2$ und $n=384$, mehr- und einstufig

Für die aus jeweils 10 bzw. 11 Versuchen gemittelten Signalverläufe von $n=2$ bzw. $n=1$ beansprucht die Anrissphase je ca. 80% der Gesamtlebensdauer. Die Anrisslebensdauer des Versuchs mit $n=384$ liegt bei ca. 70% bezogen auf N_f . Weiterhin sind in Abbildung 4.25 die Streubreiten der einzelnen Versuchsreihen entsprechend „Methode 2“ eingetragen. Man erkennt, dass die Anrisslebensdauer des gezeigten Experiments mit $n=384$ eine untere

Schranke innerhalb der Versuchsreihe $R=-1$ darstellt, dafür aber auch die größte Streuung aufweist.

Um die Reproduzierbarkeit der Messdaten zu prüfen, wurde die Streuung der Anrisslebensdauern für $n=384$, $n=2$ und $n=1$ statistisch ausgewertet. Im Fall von $n=384$ wurden die einzelnen Daten auf den gemeinsamen Lasthorizont $S_a=210$ MPa transformiert. Die statistische Analyse nach Weibull zeigte, dass mit kleinerem Kollektivexponenten die Schärfe der Verteilung zunahm, siehe Tabelle 4.12. Im gleichen Zuge sank die Streuspanne.

Tabelle 4.12: Weibull-Analyse der Anrisslebensdauern für gelochte Proben, „Methode 2“

n	384	2	1
$S_{a,max}$ [MPa]	$S_a = \text{konst}$	210	210
Stichprobenumfang	7	10	11
Weibull-Exponent m	3,0	13,5	18,5
Streuspanne $T_{90\%}/T_{10\%}$	2,8	1,3	1,2
Bestimmtheitsmaß R^2	0,96	0,94	0,93
N_A/N_f	$0,74 \pm 0,06$	$0,80 \pm 0,04$	$0,83 \pm 0,02$

Exemplarisch wird die Weibull-Verteilung der Anrisslebensdauern auf dem gemeinsamen Lasthorizont für die drei Versuchsreihe $n=384$, $n=2$ und $n=1$ in Abbildung 4.26 gezeigt:

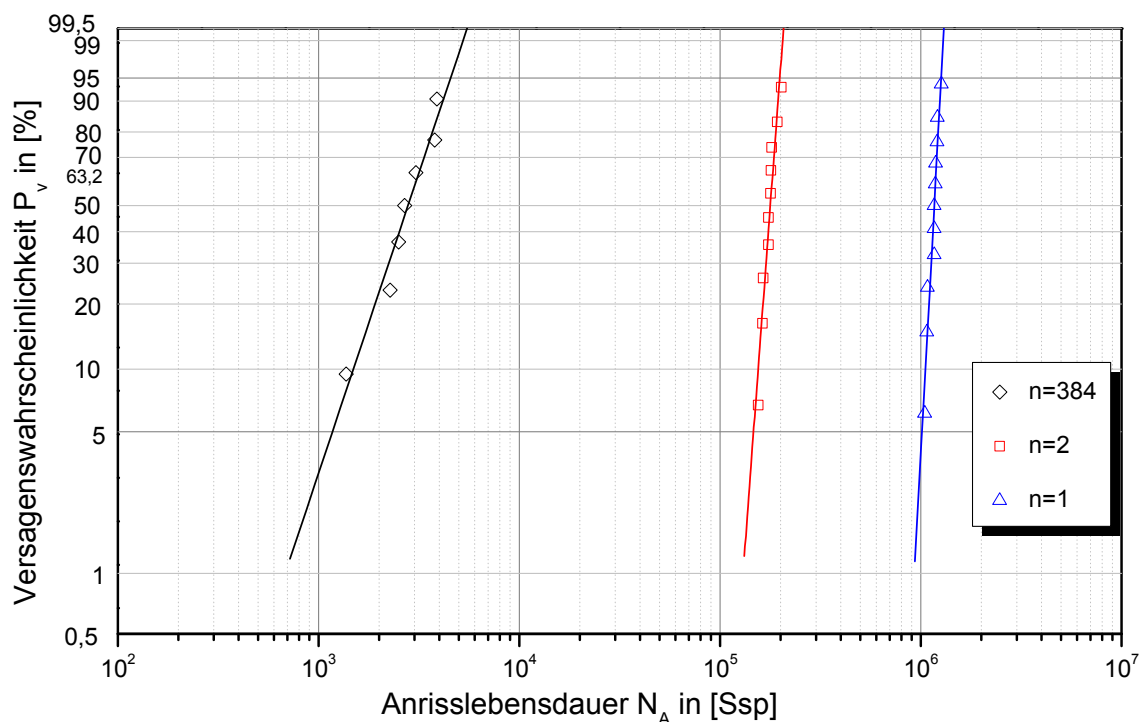


Abbildung 4.26: Weibull-Verteilung der Anrisslebensdauern, gelochte Proben, „Methode 2“

Für gelochte Proben stimmen die ermittelten bezogenen Anrisslebensdauern N_A/N_f für „Methode 1“ mit denjenigen von „Methode 2“ gut überein. Da mittels der rechnerbasierten „Methode 1“ gezeigt werden konnte, dass sich ein Anriss nach Erreichen der Anrisslebensdauer als kontinuumsmechanischer Riss ausbreitet, darf angenommen werden, dass auch die mit „Methode 2“ gefundenen Werte N_A/N_f den Übergang zwischen Kurz- und Langrissphase darstellen.

4.7 Anrisslebensdauer an ungelochten Proben

Für ungelochte Proben ist die Anwendung der Potentialsonde nicht möglich. Somit wurde allein das Verfahren der kontinuumsmechanischen Abschätzung zur Ermittlung von N_A verwendet. Dabei kann vom bekannten Gewaltbruchanteil aus auf den technischen Anriss $a_{\text{tech}}=500\ \mu\text{m}$ zurückgerechnet werden, wenn die Spannungsamplitude S_a konstant ist, d.h. die Kollektivform durch $n=384$ beschrieben wird. Dieses Verfahren liefert plausible Ergebnisse der Anrisslebensdauer, da $a(N)$ bekannt ist. Zunächst entwickelten sich Eckanrisse an der Probenstirnseite, von denen sich später einer als Makroriss über die gesamte Probendicke ausdehnte und anschließend zum Versagen führte.

Tabelle 4.13: Anrisslebensdauern N_A für ungelochte Proben, $R=-1$, berechnet, „Methode 1“

R=-1			
Belastung S_a [MPa]	Anrisslebensdauer N_A ($a_{\text{tech}}=500\mu\text{m}$) [Ssp]	Gesamtlebensdauer N_f [Ssp]	N_A / N_f
160	77.000	136.180	0,57
160	76.000	135.414	0,56
140	141.000	230.858	0,61
130	200.000	312.893	0,64
120	210.000	354.838	0,59
110	340.000	529.533	0,64
100	511.000	764.860	0,67
95	864.000	1.161.934	0,74
92	621.000	948.416	0,65
90	1.021.000	1.372.502	0,74
85	1.560.000	1.979.393	0,79
80	3.382.000	3.888.449	0,87
80	3.134.000	3.640.674	0,86
78	2.558.000	3.105.588	0,82
77	21.466.000	22.035.899	0,97

Tabelle 4.13 zeigt nun, dass für $R=-1$ sämtliche Anrisslebensdauerwerte oberhalb von ca. 60% der Gesamtlebensdauer N_f liegen. Damit ist N_A auch für diese Proben dominant

gegenüber der Rissfortschrittsphase. Zudem nimmt, in Übereinstimmung mit den Ergebnissen der gelochten Proben bei $R=-1$ (siehe Tabelle 4.9), die bezogene Anrisslebensdauer N_A/N_f bei fallender Belastung S_a zu. Die Anrisslebensdauer in der Wahrscheinlichkeitsdarstellung zeigt Abbildung 4.27. Dabei wurden alle Daten, wie im Fall der gelochten Proben, auf ein Lastniveau von $S_a=210$ MPa transformiert. Für die statistische Auswertung wurde der Wert der höchsten bezogenen Anrisslebensdauer aus Tabelle 4.13 nicht berücksichtigt, weil er mit $S_a=77$ MPa einen möglichen Übergang zur Dauerfestigkeit charakterisiert. Dies ist erkennbar durch den großen Unterschied in der Gesamtlebensdauer zum dicht darüberliegenden Wert mit $S_a=78$ MPa.

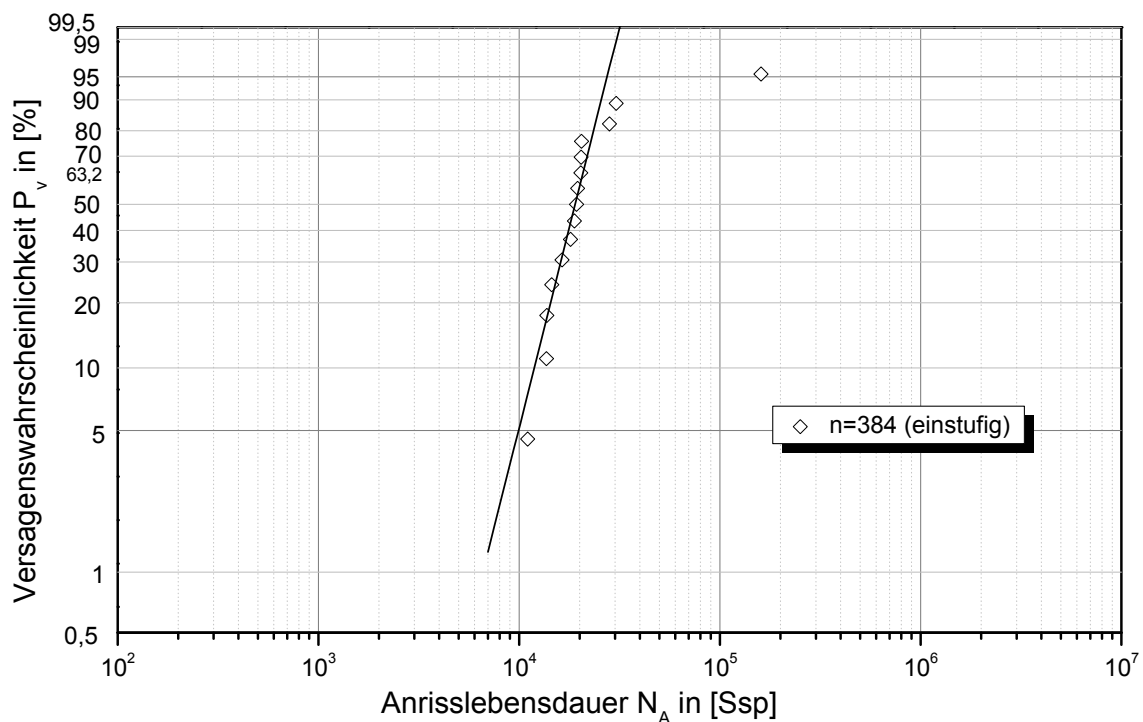


Abbildung 4.27: Weibull-Verteilung der Anrisslebensdauern, ungelochte Proben, $R=-1$, berechnet, $S_a=210$ MPa, einstufig

Bei dem um den Ausnahmewert reduzierten Stichprobenumfang von 14 Proben ergab die statistische Analyse der Anrisslebensdauern N_A die Streuspanne $\frac{T_{90\%}}{T_{10\%}}=2,16$ und ein Bestimmtheitsmaß $R^2=0,92$. Somit liegt die Streuung der Anrisslebensdauern für ungelochte Proben unter Anwendung der kontinuumsmechanischen Abschätzung gleichauf mit derjenigen für gelochte Proben unter Anwendung von „Methode 2“, siehe Tabelle 4.12. Der Vergleich zwischen ungelochten und gelochten Ermüdungsproben ist zulässig, da sich diese beiden Probenvarianten nicht in ihren Gefügeeigenschaften, sondern nur durch ihren Kerbfaktor unterscheiden. Daher kann man auch die rechnerisch ermittelten und auf die Gesamtlebensdauer N_f bezogenen Anrisslebensdauerphasen N_A miteinander vergleichen.

Nach Tabelle 4.9 liegt die bezogene Anrisslebensdauer gelochter Proben für die einstufigen Versuche unter $R=-1$ auf verschiedenen Lasthorizonten im Bereich zwischen 67% und 88%. Diese Spanne stimmt weitgehend mit der bezogenen Anrisslebensdauer ungelochter Proben unter $R=-1$ überein, welche laut Tabelle 4.13 zwischen 56% und 87% lag. Daher wird angenommen, dass auch unter mehrstufiger Belastung die bezogenen Anrisslebensdauern ungelochter und gelochter Proben übereinstimmen sollten. Die in Abschnitt 4.5 genannten bezogenen Anrisslebensdauern für mehrstufige Versuche an gelochten Proben können somit für die ungelochten Proben übernommen werden.

4.8 Anrisslebensdauer an geschweißten Proben

Zur Bestimmung der Anrisslebensdauern N_A an geschweißten Proben wurde ebenfalls die Potentialsonde verwendet, da die Rissbildung hier im Bereich der WEZ lokalisiert ist. Jedoch entsprechen die geometrischen Bedingungen der geschweißten Proben nicht den Vorgaben, um nach *Johnson* die Risslänge zu bestimmen. Zwar wurden die Potentialabgriffsstifte symmetrisch um die Schweißnaht herum angeordnet. Da aber die Anrisse und der sich daraus entwickelnde Makroriss im Bereich einer der beiden WEZs entstanden, befanden sich die Abgriffe nicht symmetrisch zur Rissausbreitungsebene. Darüber hinaus bildete sich bei unbehandelten Schweißproben innerhalb der WEZ entlang der gesamten wurzelseitigen Probenbreite eine Vielzahl an Mikrorissen, aus denen sich diverse Makrorisse entwickeln konnten. Nicht jeder dieser wachsenden Makrorisse bewirkte eine messbare Änderung des Potentials. Signifikant für die Erfassung eines Makrorisses und seines Wachstums mit der Potentialsonde ist die Lage des Risses in Bezug auf die Abgriffsstifte.

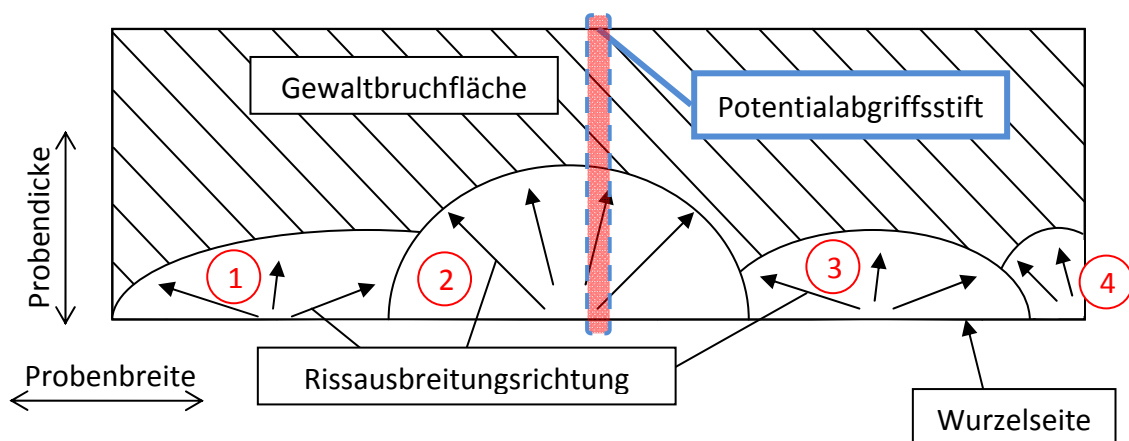


Abbildung 4.28: Schematische Darstellung der Bruchflächenanteile, geschweißte Probe

Die schematische Darstellung in Abbildung 4.28 zeigt, wie sich an einer zyklisch belasteten Schweißprobe auf der Wurzelseite Makrorisse ausbreiten. Anhand der auf der Probenlängsachse eingesteckten Potentialabgriffsstifte können von den unterschiedlichen Defekten vor allem die in ihrer Nähe stattfindenden Rissvergrößerungen registriert werden.

So beeinflusst der Ermüdungsriss „2“ aufgrund seiner Position das Messsignal der Potentialsonde, während sich das Wachstum von Riss „4“ kaum in einer Änderung des Potentialsignals bemerkbar machen wird. Darüber hinaus kann auch die Rissausbreitungsrichtung des makroskopischen Defekts das Potentialsignal beeinflussen. So ist es möglich, dass die Rissverlängerung in Richtung der Probendicke – abhängig von der Lage des Makrorisses – zu einer anderen Potentialsignaländerung führt als eine Verlängerung in Probenbreite. Zusätzlich kommt es am Ende der jeweiligen Probenlebensdauer unabhängig von den geometrischen Parametern der Ermüdungsrissfläche zur Überlagerung des Messsignals durch Potentialbeiträge, die von plastischer Verformung verursacht werden. Diese rufen im Signalverlauf Unstetigkeiten hervor.

Da vor Versuchsbeginn weder ein definierter Ort für die Bildung des makroskopischen Risses bekannt ist, noch die davon abhängige Rissausbreitungsrichtung, kann eine Kalibrierung der Potentialsonde für die geschweißten Proben nicht vorgenommen werden. Die Umrechnung gemessener Potentiale in Risslängen ist damit nicht möglich. Eine rein qualitative Analyse der Messwertverläufe für geschweißte Ermüdungsproben lässt sich allerdings unter Beachtung der Restriktionen (fehlende Symmetrie, ungeeignete Rissausbreitungsrichtung) durchführen. Dazu wurden in einem ersten Schritt zunächst Potentialsondendaten aus einstufigen Versuchen betrachtet, siehe Abbildung 4.29.

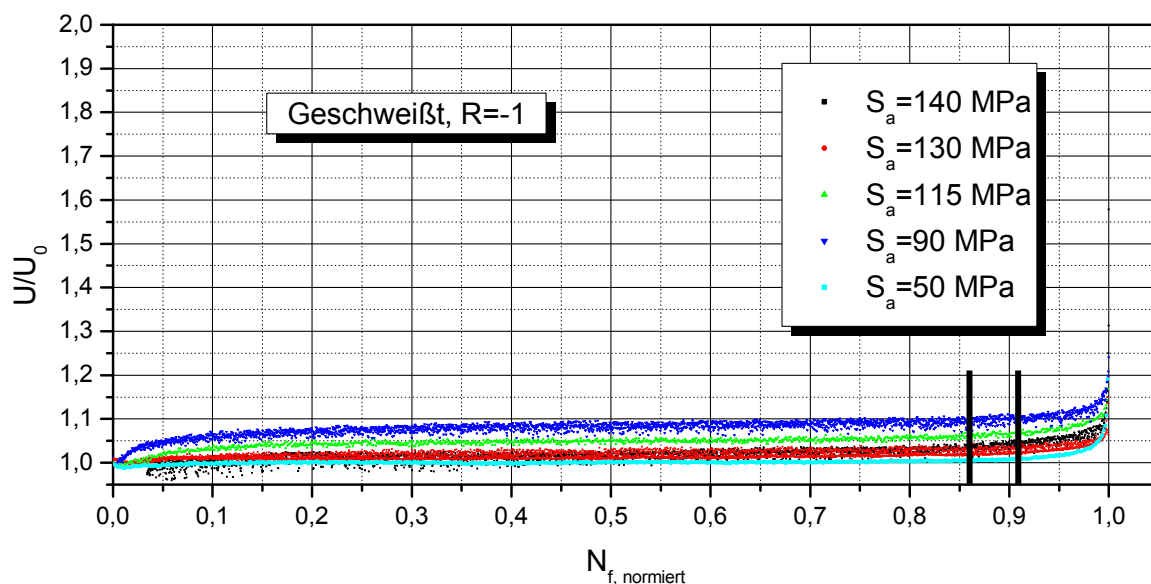


Abbildung 4.29: U/U_0 -Verläufe, geschweißte Proben, $R=-1$, einstufig

Zu erkennen ist ein stabiler, konstanter Signalverlauf, der erst in einer sehr späten Phase der Lebensdauer in einen dauerhaften Anstieg übergeht. Wegen der großen Ähnlichkeit dieser Messwertkurven mit den Signalverläufen der gelochten Proben wurde ein Kriterium

definiert, aufgrund dessen eine Anrisslebensdauer N_A bestimmt werden konnte: So gilt in diesem Fall ein in Anlehnung an die gelochten Proben festgelegter Potentialwert von ca. $\frac{U}{U_0} = 1,05 \dots 1,1$ als Kennzeichen für einen Anriss. Dabei stellt $\frac{U}{U_0} \sim 1,1$ einen sichtbaren Anstieg dar, wie Abbildung 4.29 zeigt. Beide Möglichkeiten zur Anrissbestimmung ergänzen sich also. Nach diesem Kriterium lagen die Anrisse im Bereich zwischen 86% und 91% bezogen auf N_f .

Die Anrisslebensdauern N_A für die mehrstufigen Versuche wurden in gleicher Weise ermittelt. Dabei liegen die Anrisslebensdauerwerte für $n=1$ bei jeweils konstanter Maximallast $S_{a,max}=160$ MPa zwischen 73% und 86% von N_f , wie Abbildung 4.30 zeigt.

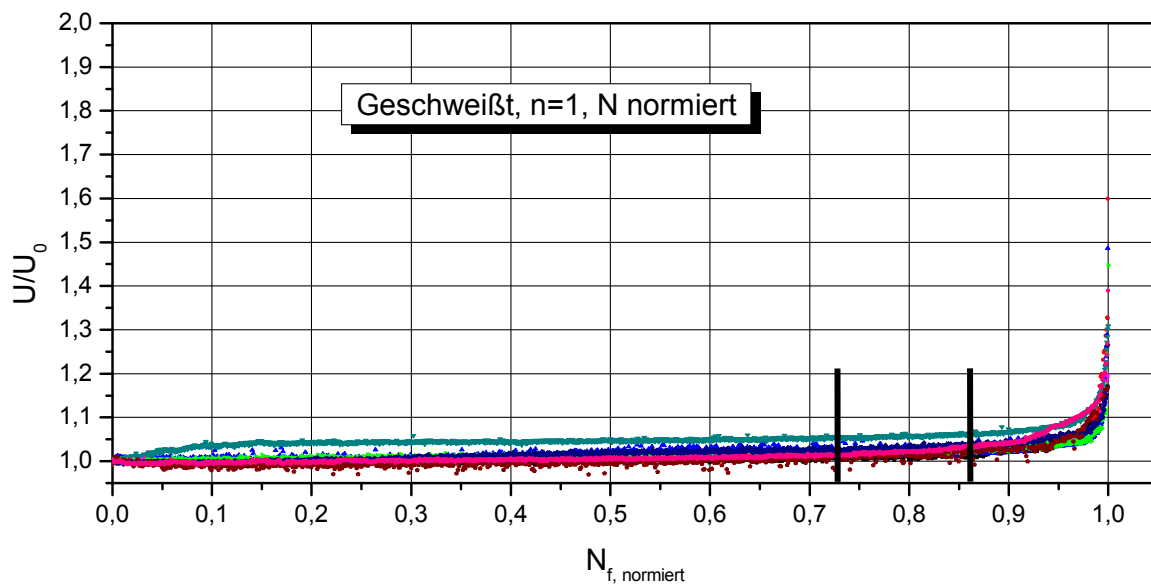


Abbildung 4.30: U/U_0 -Verläufe, geschweißte Proben, $n=1$, mehrstufig

Die Anrisslebensdauern für $n=2$, ebenfalls bei jeweils konstanter Maximallast $S_{a,max}=160$ MPa, lagen mit 79% bis 92% von N_f in derselben Größenordnung, wie Abbildung 4.31 zeigt.

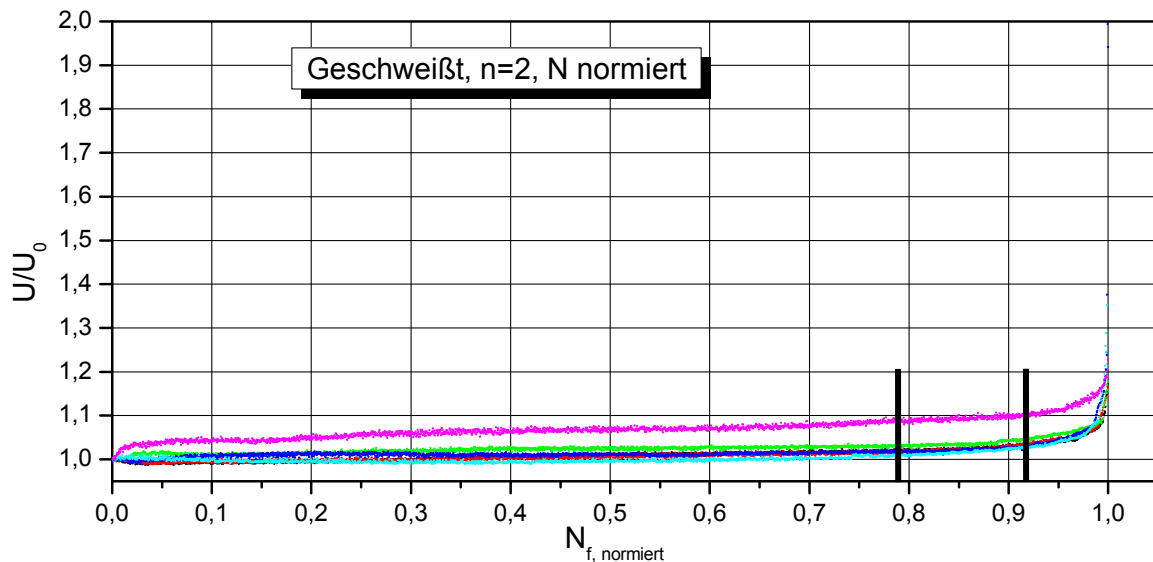


Abbildung 4.31: U/U_0 -Verläufe, geschweißte Proben, $n=2$, mehrstufig

Wurden bei konstanter Kollektivform $n=2$ die Maximalspannungsamplituden $S_{a,max}$ im Bereich von $S_{a,max}=120$ MPa bis $S_{a,max}=200$ MPa variiert, so lagen die auf N_f bezogenen Anrisslebensdauern im Bereich von 76% bis 87%, siehe Abbildung 4.32. Sie sind damit unabhängig von $S_{a,max}$.

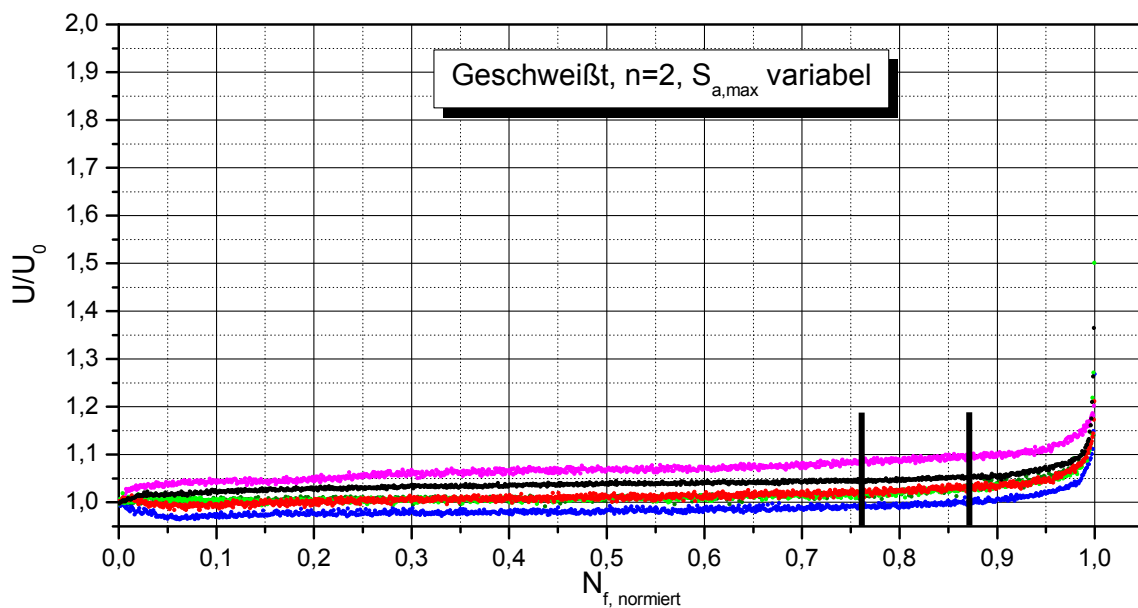


Abbildung 4.32: U/U_0 -Verläufe, geschweißte Proben, $n=2$, $S_{a,max}$ variabel

Im Folgenden können nun die Anrisslebensdauerwerte für die Lebensdauervorhersage verwendet werden. Die Rissfortschrittslebensdauer wird nicht weiter betrachtet, da sie nur einen geringen Anteil an der Gesamtlebensdauer hat.

5 Diskussion

An den Ergebnissen hat sich gezeigt, dass die Anrissphase N_A deutlich größer als die Rissfortschrittsphase des makroskopischen Risses ist. Dabei ließ sich die Rissfortschrittsphase mittels der LEBM als kontinuierlicher Vorgang beschreiben. Für N_A kann die LEBM nicht angewendet werden.

Im Folgenden soll zunächst die Anrisslebensdauer, insbesondere diejenige der gelochten und geschweißten Proben, untersucht werden. Dabei wird gezeigt, dass die Schädigung innerhalb der Anrissphase diskontinuierlich abläuft. Es bilden sich viele Einzelrisse, die zu unbestimmten Zeitpunkten stoppen oder später interagieren können.

Da die Schädigung der Anrissphase diskontinuierlich wirkt, kann sie nicht deterministisch, also pro isoliert betrachtetem Lastzyklus, beschrieben werden. Dementsprechend wird ein statistisches Lebensdauermodell entwickelt, welches sämtliche Befunde berücksichtigt.

5.1 Mikrorissbildung und -wachstum innerhalb der Anrissphase

Bislang wurde die Anrisslebensdauer mittels „Methode 1“ und „Methode 2“ als messbare Schwingungszahl ermittelt, ohne dabei die Mikrorisse in ihrer Bildung und zeitlichen Entwicklung zu untersuchen. Um diskontinuierliches Risswachstum innerhalb der Anrissphase nachzuweisen, wurden optische Untersuchungen im REM sowie Potentialsondenmessungen durchgeführt.

5.1.1 Mikrorisse an geschweißten Proben

Zunächst wurden geschweißte Proben auf Anrisse durch zyklische Belastung untersucht. Grundlage der Oberflächenanalyse im REM waren einstufige Versuche bei $R=-1$ an zwei Schweißproben auf unterschiedlichen Lastniveaus. An beiden Proben wurde die Schweißwurzel plangefräst, um schweißinduzierte Mikrorisse und den dortigen Kerbfaktor zu minimieren. Ein Probenversagen wird somit nicht auf der bearbeiteten Probenseite ausgelöst, sondern auf der unbearbeiteten Decklagenseite. Die Erzwingung des geänderten Schadensortes war notwendig, weil kurze Anrisse nur auf der Decklagenseite zuverlässig erkannt werden konnten.

Eine der geschweißten Proben wurde mit der Amplitude $S_a=100$ MPa beaufschlagt. Ihre erwartete Gesamtlebensdauer betrug $N_f=180.000$ Ssp. Zu den Zeitpunkten $N=0$ Ssp, $N=10.000$ Ssp, $N=32.000$ Ssp und $N=100.000$ Ssp wurde die Oberfläche auf die Anrissbildung hin untersucht. Die Auflösungsgrenze für die Rissdetektion betrug $5\mu\text{m}$. Zu Beginn des Versuchs konnte kein Anriss optisch entdeckt werden. Mit zunehmender zyklischer Belastungsdauer entstanden diverse Anrisse. Bereits existierende Anrisse wuchsen unterschiedlich schnell und mit näherrückender Bruchschwingungszahl konnten sich große Rissagglomerate bilden.

Ein Beispiel für einen durch zyklische Belastung entstandenen Anriss zeigt Abbildung 5.1. Dieser bildet sich dort, wo der Schweißwerkstoff der Decklage auf den Walzwerkstoff trifft und zusätzlich durch die Art des geometrisch scharfen Übergangs zwischen Schweißraupe und Blech ein erhöhter Kerbfaktor vorliegt. Die Ausbreitung dieses Anrisses folgt dem Verlauf des Werkstoffübergangs und findet senkrecht zur Beanspruchungsrichtung statt. Es liegt somit ein Mode-I-Riss vor. Seine Ausdehnung wurde zu $2a=89\ \mu\text{m}$ bestimmt.

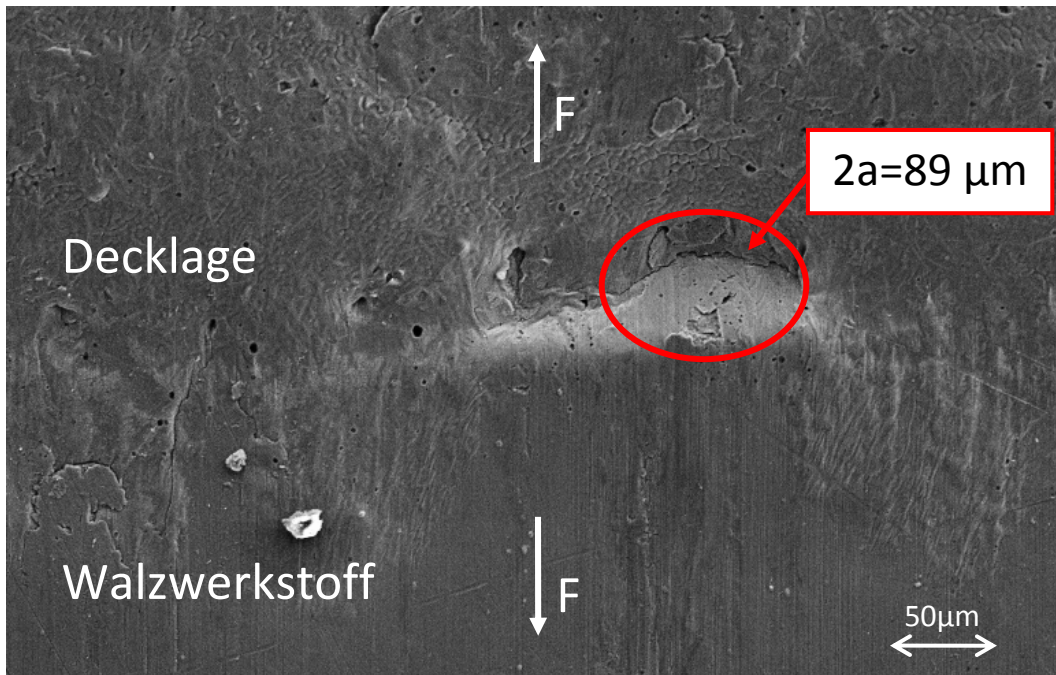


Abbildung 5.1: Neuer Anriss, Prüfling X.C.3, $S_a=100\ \text{MPa}$, $R=-1$, $N=10.000\ \text{Ssp}$

Durch die lokal erhöhte Kerbspannung, die in Rissausbreitungsrichtung vorliegt, kam es im Verlauf der nächsten 20.000 Lastspiele zur Verdopplung der Anrisslänge. Abbildung 5.2 zeigt, dass der Rissverlauf wie erwartet dem Pfad der erhöhten Kerbspannung folgt.

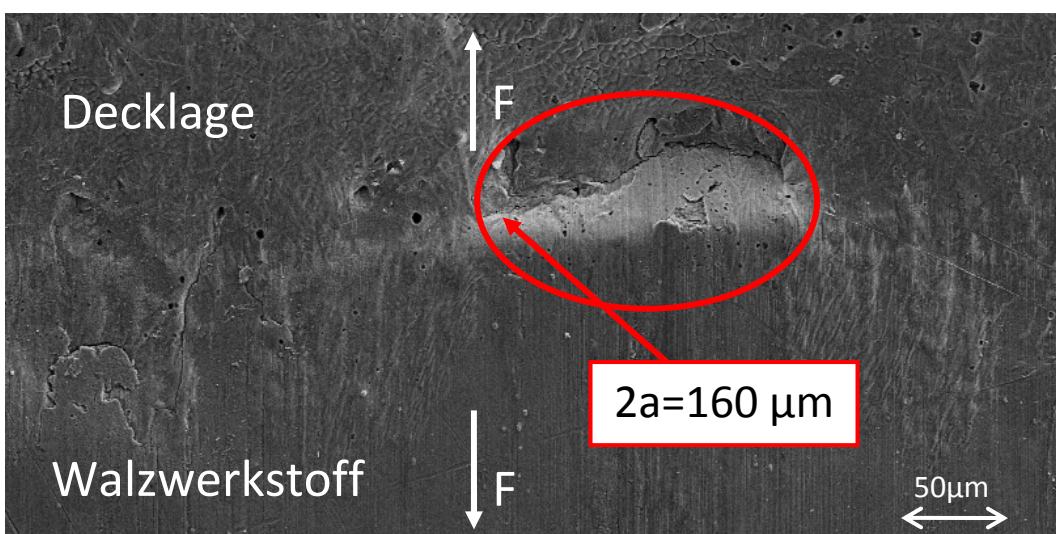


Abbildung 5.2: Anrisswachstum, Prüfling X.C.3, $S_a=100\ \text{MPa}$, $R=-1$, $N=32.000\ \text{Ssp}$

Eine weitere Ermüdung auf 70.000 Schwingspiele führte zu einer Verfünffachung der Ausgangsriszlänge. Der Riss folgt weiterhin dem Pfad der erhöhten Kerbspannung.

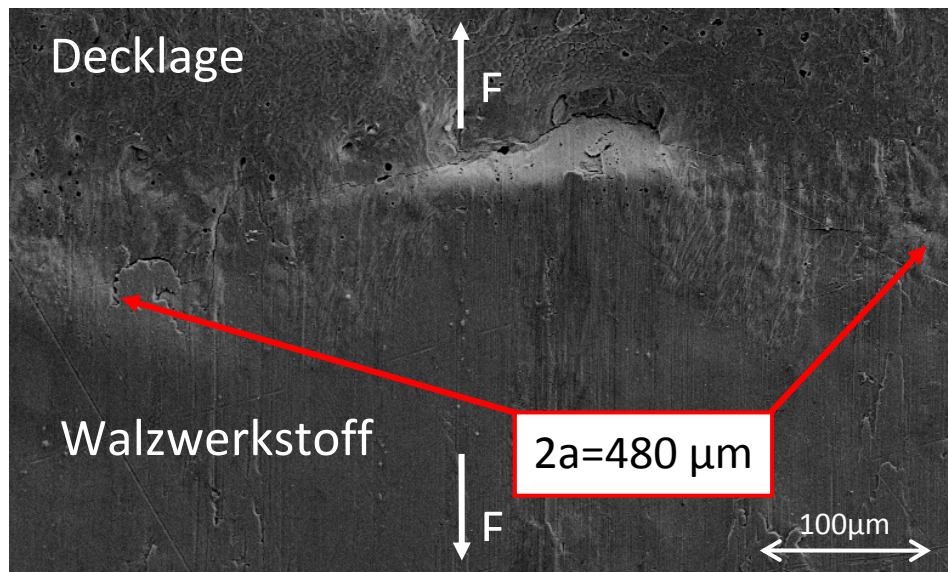


Abbildung 5.3: Risswachstum, Prüfling X.C.3, $S_a=100$ MPa, $R=-1$, $N=100.000$ Ssp

Neben diesem besonders dokumentierten Riss befanden sich mindestens 13 weitere Anrisse auf der Probenoberfläche, vorzugsweise an Orten mit ungünstiger Geometrie für den Kraftfluss, wie z.B. in Übergängen zwischen Walzwerkstoff und Schweißgefüge oder an Teilablösungen der Plattierschicht. Dabei gab es Anrisse, die bereits innerhalb der ersten 10.000 Schwingspiele entstanden, und andere, die sich erst nach Ablauf von wenigstens 32.000 Zyklen bildeten. Zudem gab es mindestens einen Riss, der bereits bei 10.000 Lastwechseln existierte, danach jedoch nicht mehr wuchs.

Aufgrund der diskontinuierlichen Ausbreitung ließ sich das Wachstum einzelner Risse in der Anfangsphase der Bauteillebensdauer derzeit experimentell nicht erfassen. In Tabelle 5.1 wird daher, mit besonderer Beachtung des oben dokumentierten Risses, die Streubreite aller beobachteten Risslängen a_i angegeben. Diese Daten belegen, dass die Schädigung in Form von Anrissbildung und -wachstum mit steigender Belastungsdauer zunimmt. Eine solche Schädigung betrachtet also global eine Rissverlängerung, die sich auf alle beobachteten Risse bezieht. Den für das Probenversagen dominanten Riss zu detektieren ist praktisch nur nach der Anrissphase möglich. Die Anrissphase unterliegt somit einer statistischen Gesetzmäßigkeit. Deterministische Konzepte versagen aufgrund der Diskontinuität in der Ausbreitung von Einzelrissen.

Tabelle 5.1: Bandbreite der Anrisse, Prüfling X.C.3

N [Ssp]	Risslänge $2a$ [μm] (oberer Riss)	Bandbreite aller Risslängen $2a_i$ [μm]
0	0	0
10.000	90	20 – 90
30.000	160	20 – 191
100.000	480	20 – 1.204

An einer weiteren Ermüdungsprobe mit plangefräster Wurzelseite wurden bei einem Lastniveau von $S_a=70$ MPa ähnliche Untersuchungen durchgeführt. Die Gesamtlebensdauer betrug nun ca. $N_f=850.000$ Ssp. Vor Beginn der zyklischen Belastung wurden auch auf dieser Probe keine Anrisse entdeckt. Nach dem ersten Belastungsblock mit $N=10.000$ Ssp konnten keine Anrisse gefunden werden. Dies war zu erwarten, weil sich die Schädigungsgröße „Anriss“ nicht nur in Abhängigkeit von der Belastungszeit, sondern auch von der Belastungshöhe entwickelt, siehe z.B. Tabelle 4.9.

Die elektronenoptische Methode der Erfassung und Verfolgung der Schädigungsgröße „Anriss“ mittels REM ist aufwändig und nicht in-situ durchführbar. Nur die Potentialsonde ist dazu geeignet, die Rissverlängerung mit höchster Auflösung auch während des zyklischen Versuchs zu messen. Allerdings erfasst die Potentialsonde eine integrale Schädigung aller Risse nur dann, wenn diese sich zwischen den Abgriffsstiften ausbreiten. Deutlich wird dies am Beispiel einer geschweißten Ermüdungsprobe, die mit $S_a=85$ MPa unter $R=-1$ einstufig belastet und nach $N=0$ Ssp, $N=28.000$ Ssp, $N=60.000$ Ssp und $N=100.000$ Ssp auf Anrisse untersucht wurde. Die erwartete statistische Gesamtlebensdauer der Probe betrug $N_f=105.000$ Schwingspiele. An dieser Probe wurde die Schweißwurzel nicht entfernt, um die größtmögliche Vergleichbarkeit mit den später durchgeführten Experimenten zu gewährleisten. Es zeigte sich, dass der Potentialsignalverlauf innerhalb der Versuchsdauer auf unverändertem, konstantem Niveau verblieb.

Zum Zeitpunkt $N=100.000$ Ssp hatte die Probe bereits über 95% ihrer statistisch erwarteten Lebensdauer verbraucht. Auf der Probenoberfläche ließen sich in einer REM-Analyse mindestens drei Risse finden, deren Länge jeweils deutlich über $800\mu\text{m}$ betrug und die am Probenrand lokalisiert waren. Abbildung 5.4 zeigt einen dieser Anrissorte.

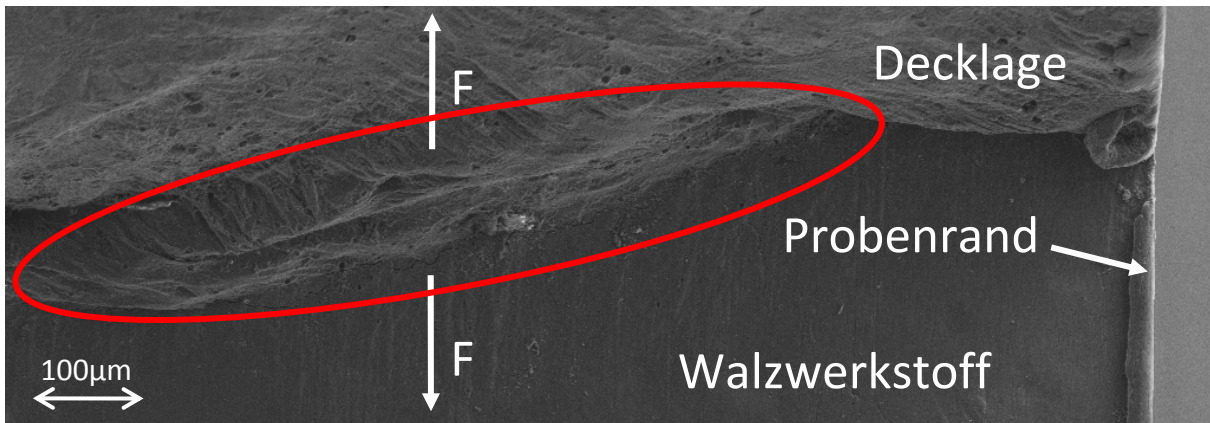


Abbildung 5.4: Anrissbildung am Rand, Wurzelseite, Prüfling X.V.23, $R=-1$, $S_a=85$ MPa

Die Anrisse erzeugten zwar eine lokale Änderung der Potentialliniendichte, die jedoch aufgrund ihrer weiten Entfernung zu den Abgriffsstiften das Messsignal nicht beeinflusste. Damit tragen diese Anrisse nicht zur Änderung des Potentialsignals bei.

Bildeten sich die Anrisse allerdings zufällig im Bereich der Abgriffe, so ließen sich auch an einzelnen geschweißten Ermüdungsproben signifikante Potentialsignalanstiege finden. So zeigt Abbildung 5.5 die Potentialsignalverläufe dreier einstufiger Versuche für $R=-1$. Dabei sind unterschiedlich hohe Anstiege der Potentialsignale innerhalb der ersten 10% bis 15% der Gesamtlebensdauer N_f zu sehen. Dies spricht für die Bildung von Anrissen und den lokalen Stopp ihrer Ausbreitung im Bereich der Abgriffe. Außerhalb des Bereichs der Abgriffsstifte können diese Anrisse dennoch wachsen, ohne das Potentialsignal zu beeinflussen.

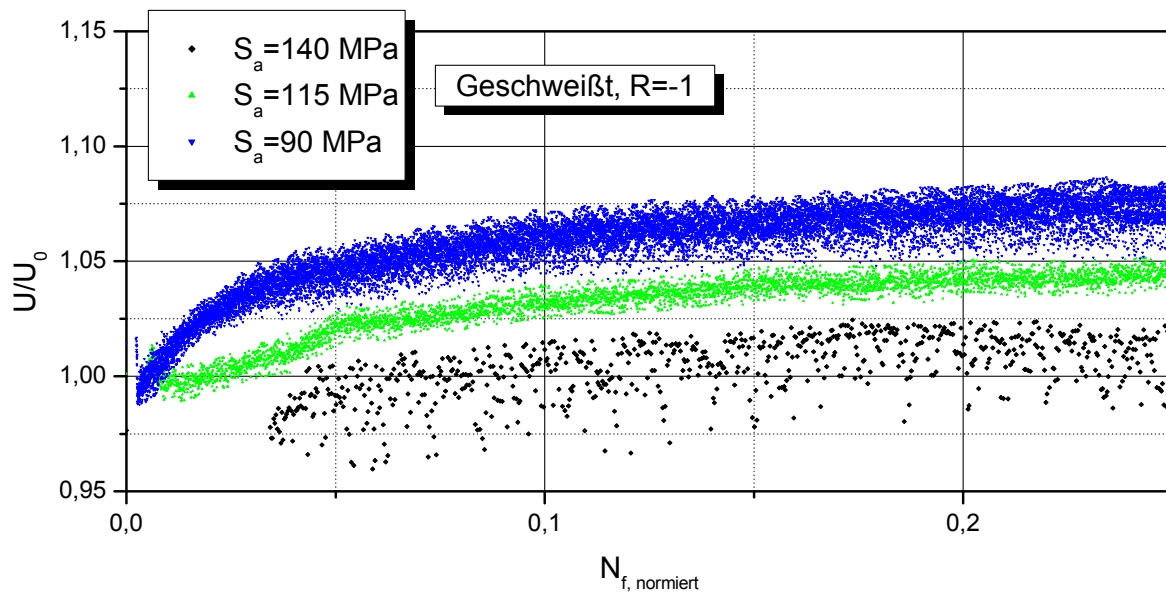


Abbildung 5.5: U/U_0 -Verlauf, geschweißte Proben, $R=-1$, Ausschnitt

Es wird angenommen, dass die Anstiege der Potentialkurven durch Mikrorissbildung verursacht wurden. Aufgrund der fehlenden Kalibriermöglichkeit der Potentialsonde an

geschweißten Proben kann jedoch keine Aussage über entsprechende Risslängen abgeleitet werden.

Neben der Tatsache, dass eine signifikante Änderung des Potentialsignals nur auftreten kann, wenn deren Ursache im Erfassungsbereich der Potentialsonde liegt, gibt es noch eine dritte Erklärung für die geringe Anzahl von Plateaubildungen in den diversen Potentialsignalverläufen bei geschweißten Ermüdungsproben. So kann diskontinuierliches Risswachstum nicht nur die Bildung neuer Anrisse, sondern auch den temporären Stopp dieser Anrisse bedingen. Gerade im Bereich der WEZ können sich schon vor dem Beginn eines Ermüdungsexperiments Heißrisse befinden. Diese wirken wie mikroskopische Kerben und rufen das Wachstum von kurzen Ermüdungsrissen hervor. Heißrisse könnten also bei Beginn des Ermüdungsversuchs noch kurzzeitig wachsen und auch direkt in den Risstopp übergehen. Mit einem solchen Verhalten würde keine wahrnehmbare Änderung des Potentialsignals einhergehen.

5.1.2 Mikrorisse an gelochten Proben

Bei einer weiteren optischen Untersuchung konnten im Grund der Bohrung eines zyklisch mit $R=-1$ belasteten gelochten Prüflings mehr als zehn Anrisse gefunden werden. Der betreffende Prüfling hatte den Einstufenversuch als Durchläufer ohne Probenversagen überstanden. Beispielhaft zeigt Abbildung 5.6 einen der gefundenen Anrisse:

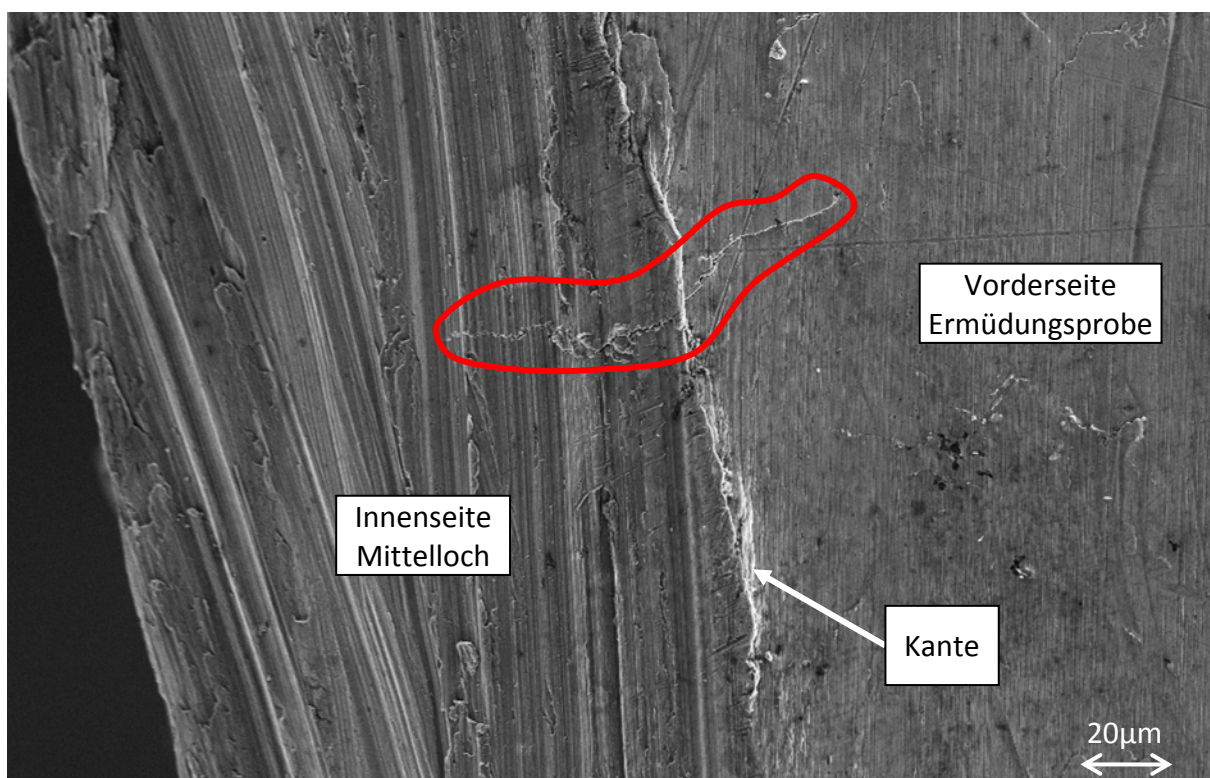


Abbildung 5.6: Mikroriss im Kerbgrund einer gelochten Probe ($r \approx 50 \mu\text{m}$)

Zwölf Anrisse konnten in diesem Kerbgrund nachgewiesen werden. Sie waren statistisch über die Stirnfläche der Probenbohrung in einem Gebiet, das senkrecht zur Belastungsrichtung lag, verteilt. Jeder Anriss konnte als viertelkreisförmiger Eckanriss mit unterschiedlicher Länge klassifiziert werden.

Anrisse mit Risslängen unterhalb von $500\mu\text{m}$ kann das Messverfahren der Potentialsonde prinzipiell erfassen, siehe Abschnitt 4.6. Allerdings können sie aufgrund ihrer viertelkreisförmigen Gestalt und ihrer asymmetrischen Ausbildung in Bezug auf das Mittelloch nur fiktiv als Anrisse gerader Rissfront betrachtet werden. Jedoch gibt der steigende oder verharrende Verlauf des integral gemessenen Potentialsondensignals eine qualitative Auskunft über Risswachstum und Rissstopp. Die Bildung bzw. Entwicklung dieser Anrisse wurde im Folgenden genauer studiert.

Auf jeweils unterschiedlichen Lashorizonten wurden die Prüflinge zyklisch belastet. Zuvor wurde in REM-Untersuchungen bei einer Auflösungsgrenze von $5\mu\text{m}$ festgestellt, dass im jeweiligen Kerbgrund keine detektierbaren Anrisse vorhanden waren. Für eine mit $S_0=180\text{ MPa}$ bei $R=0$ belastete Probe können im Potentialsignalverlauf bis ca. 4% der Gesamtlebensdauer N_f stark ansteigende Potentialverläufe festgestellt werden, auf die dann ein annähernd konstantes Niveau folgt, siehe Abbildung 5.7.

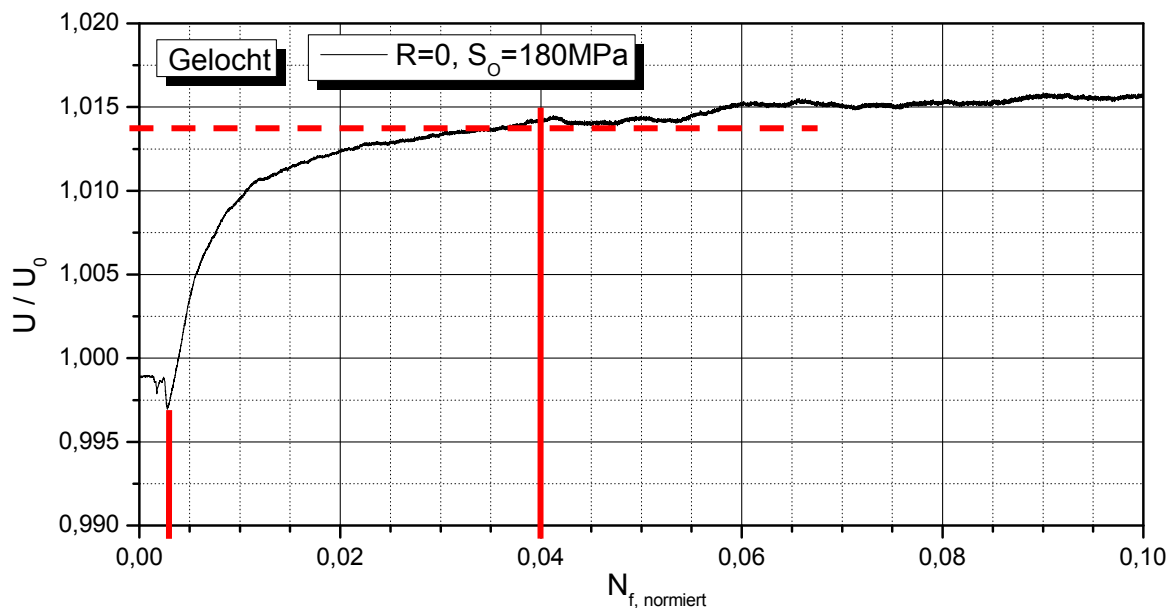


Abbildung 5.7: Erste Plateaubildung im Potentialdatenverlauf, $R=0$, $S_0=180\text{ MPa}$

Nach einer Inkubationszeit, die ca. $300S_{sp}$ dauert, beginnt der Potentialsignalwert ab $N_{f,normiert}=0,0025$ stark anzusteigen.

Ist ein Anstieg des elektrischen Potentials während eines Ermüdungsversuchs mit einem sich ausbreitenden Mikroriss verknüpft, so zeigt dies der Signalanstieg aus Abbildung 5.7. Das Einmünden des Potentialsondensignals in ein Plateau mit $\frac{dU}{dt}=0$ steht dementsprechend für temporären Rissstillstand. Allerdings muss dabei die Auflösungsgrenze

der Potentialsonde berücksichtigt werden, da der Riss durchaus unterhalb der Auflösungsgrenze wachsen könnte. Ebenso ist bei konstantem Potentialsignalwert die Bildung von Anrissen ohne anschließendes Wachstum möglich. In Verbindung mit den Ergebnissen der REM-Untersuchung des Durchläufers gemäß Abbildung 5.6 kann damit das gemessene Potentialsignal als diskontinuierliches Risswachstum innerhalb der Anrissphase N_A gedeutet werden.

Aufgrund der viertelkreisförmigen Gestalt und der asymmetrischen Ausbildung von Mikrorissen können die geometrischen Parameter dieser Anrisse jedoch nicht direkt mittels der Johnson-Gleichung aus den Potentialsondendaten bestimmt werden.

Bei weiterer zyklischer Belastung des in Abbildung 5.7 betrachteten Prüflings konnte erneut ein Potentialsignalverlauf festgestellt werden, der sich als diskontinuierliches Risswachstum deuten lässt, siehe Abbildung 5.8.

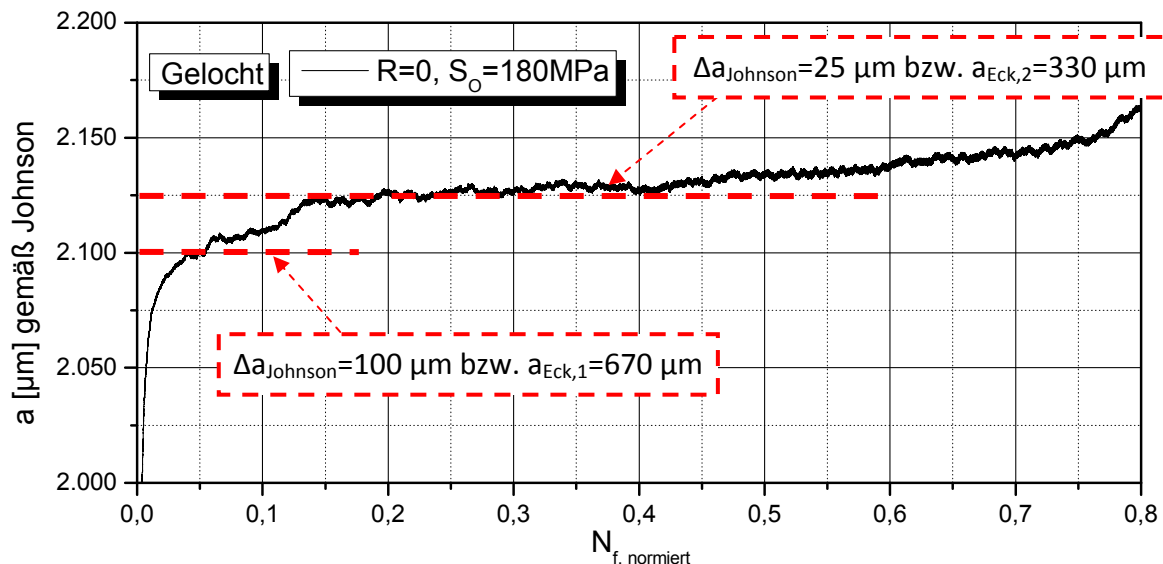


Abbildung 5.8: Zweite Plateaubildung im Potentialdatenverlauf, $R=0$, $S_0=180 \text{ MPa}$

So bildeten sich entweder bevorzugt an der Oberfläche weitere Mikrorisse, die jedoch nach einiger Zeit auf Barrieren trafen und temporär bis 13% bezogen auf N_f stoppten, oder aber die alten Risse wuchsen. Mit zunehmender Zyklenzahl bildeten sich weitere Mikrorisse aus (ab 40% von N_f), von denen letztlich ein Riss die entsprechende Größe zum Übergang in den Makroriss erlangte.

Als Skalierung von Abbildung 5.8 wurde die Risslänge gewählt. Das Potentialsignal wurde dazu in eine fiktive Risslänge mit gerader Rissfront a umgerechnet, beginnend ab dem Mittellochradius $a_0=2.000 \mu\text{m}$. Die Rechnung beruht auf der Annahme eines sich symmetrisch um das Mittelloch ausbreitenden Risses. Daraus kann die Risslänge a_{Eck} eines entsprechenden viertelkreisförmigen Eckanrisses hergeleitet werden.

Es wurde gezeigt, dass sich während der Ermüdung auf der Probenoberfläche neue Anrisse bilden können. Ein neugebildeter Anriss führt zu einer Erhöhung des integralen Messsignals. Breitet sich zu jedem Zeitpunkt allerdings lediglich ein dominanter Mikroriss aus, so sollte das Signal kontinuierlich ansteigen. Ändert sich das Signal praktisch nicht, so ist der dominante Riss temporär gestoppt.

Für einstufig ermüdete Proben unter $R=-1$ lassen sich ebenfalls Potentialanstiege und -plateaus im frühen Schädigungsstadium finden. Auch diese können jeweils als Initiierung, Wachstum und Stoppvorgang von Mikrorissen interpretiert werden. Abbildung 5.9 zeigt die Potentialsignalverläufe zweier zyklischer Versuche mit $R=-1$ innerhalb der Anrissphase N_A . Signifikanten Potentialwerten wurde mittels der Johnson-Gleichung eine einseitige Risslänge zugeordnet. Dabei lag der Bezugspunkt für die berechnete Rissverlängerung $\Delta a_{\text{Johnson}}$ bei $U/U_0=1,000$. Ebenso wurden die berechneten Risslängen a_{Eck} angegeben.

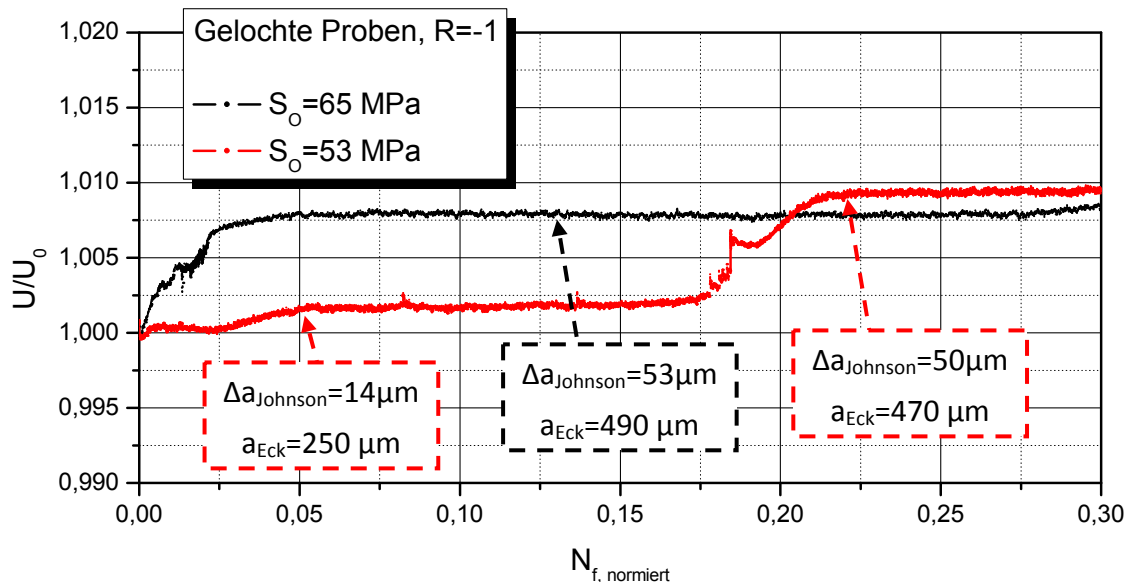


Abbildung 5.9: Anstieg und Plateaubildung der Potentialsignale, $R=-1$, $S_0=65$ bzw. 53 MPa

Nach Abbildung 5.9 bildete sich an der Oberfläche der mit $S_0=65$ MPa belasteten Probe von Versuchsbeginn an ein Mikroriss, der nach 5% von N_f temporär stoppte. Eine weitere Rissbildung bzw. ein weiteres Risswachstum ist bei dieser Probe bis 30% von N_f nicht mit der Potentialsonde messbar. Das Wachstum eines Mikrorisses für eine mit $S_0=53$ MPa belastete Probe begann bei 2,5% der Gesamtlebensdauer. Dieser Anriss stoppte jedoch kurz darauf an einer Barriere, und im weiteren Versuchsverlauf wuchs er zwischen 17% bis 22% von N_f erneut oder es kam zur Neubildung eines Mikrorisses.

Die Deutung der Potentialsignalverläufe als spontane Bildung und diskontinuierliches Wachstum von Mikrorissen wird durch die REM-Untersuchung gemäß Abbildung 5.6 unterstützt.

Mithilfe des Kitagawa-Diagramms aus Abbildung 2.10 soll bewertet werden, ob es sich bei den mit der Potentialsonde identifizierten Mikrorissen um spontan bildende Defekte handelt, die ausbreitungsfähig sind. Sich spontan bildende kurze Risse müssen eine Mindestlänge a^* erreichen, um in einen ausbreitungsfähigen langen Riss übergehen zu können. Im Fall viertelkreisförmiger Eckanrisse kann mittels Gl. 2.23 diese Defektlänge a^* berechnet werden:

$$a^*_{\text{Eckanriss}} = \frac{1}{2} \cdot \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta \sigma} \right)^2 \quad \text{Gl. 5.1}$$

Für halbkreisförmige Oberflächenanrisse lautet der entsprechende Ausdruck nach Umformung von Gl. 2.22 in Bezug auf a^* :

$$a^*_{\text{Halbkreis}} = \frac{1}{\pi} \cdot \left(\frac{1}{1,2 \cdot \frac{2}{\pi}} \right)^2 \cdot \left(\frac{\Delta K_{th,B}}{\Delta \sigma} \right)^2 \quad \text{Gl. 5.2}$$

Hierbei wurde als Grundlage die Gleichung zur Spannungsintensität K_B des langen Risses gewählt (siehe Abbildung 2.11), da sie im Wert oberhalb von K_A liegt und daher die gewichtigere Größe in Bezug auf Risswachstum darstellt. Die mit Gl. 5.2 und Gl. 5.1 berechneten Werte der Grenzlängen für Eck- und Oberflächenanrisse weichen nur gering voneinander ab.

Um Mikrorisswachstum zu beschreiben, setzt man für die Werte ΔK_{th} in Gl. 5.2 und Gl. 5.1 den intrinsischen Schwellenwert $\Delta K_{th}=0,7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ gemäß Abschnitt 2.1.4 ein. Es ergibt sich dann sowohl für $R=-1$ als auch für $R=0$, dass die in Abbildung 5.8 und Abbildung 5.9 mittels der Potentialsonde ermittelten Eckanrisse ausbreitungsfähige Mikrorisse darstellen. Diese können somit generell in den langen Riss übergehen, siehe Tabelle 5.2.

Tabelle 5.2: Intrinsische Defektlängen a^*_{Eck} für gelochte Proben, $R=-1$ und $R=0$

R=-1			R=0		
Belastung $\Delta \sigma$ [MPa]	Anrisslänge a_{Eck} [μm]	Intrinsische Defektlänge a^*_{Eck} [μm]	Belastung $\Delta \sigma$ [MPa]	Anrisslänge a_{Eck} [μm]	Intrinsische Defektlänge a^*_{Eck} [μm]
130	490	14	180	330	8
106	250	22	180	670	8
106	470	22			

Mikroriss kann
in langen Riss
übergehen

Grenze für
Mikroriss-
wachstum

Mikroriss kann
in langen Riss
übergehen

Grenze für
Mikroriss-
wachstum

Die Spanne zwischen $a_{\text{Eck}}^*=22 \mu\text{m}$ und $a_{\text{Eck}}=470 \mu\text{m}$ lässt die Möglichkeit zu, dass ein kurzer Riss temporär stoppt und nach einer Stillstandszeit sogar noch zu einem makroskopischen Riss, der das finale Probenversagen einleitet, weiterwachsen kann. Vorausgesetzt wurde hierbei, dass eine bruchmechanische Betrachtung kurzer Risse möglich ist.

Insgesamt ist das diskontinuierliche Wachstum von Mikrorissen innerhalb der Anrissphase N_A eine plausible Erklärung für die Potentialanstiege und –plateaus aus Abbildung 5.8 und Abbildung 5.9, insbesondere dann, wenn eine Vielzahl von Anrissarten auf einem ermüdeten Durchläufer (siehe Abbildung 5.6) gefunden wird.

Schwierig ist der Nachweis eines Mikrorisses und seines Wachstums mittels der Potentialsonde dennoch, da seine Art der Ausbreitung nicht anhand eines einzelnen, integral gemessenen Potentialsignals bestimmt werden kann. Die Bildung und das Wachstum neuer Mikrorisse können derzeit nur mittels REM (siehe Abschnitt 5.1.1) bestimmt werden. Dazu muss der Ermüdungsversuch immer wieder unterbrochen werden.

Letztlich gelten für das Anrissverhalten der geschweißten und der gelochten Proben die gleichen Abläufe. So bewirken kerbbedingte lokale Spannungsüberhöhungen eine frühe Anrissbildung. Dabei können sich aus den wirksamen Defekten anschließend Mikrorisse bilden, die aber ebenso in einen Rissstopp übergehen können. Plateaubildungen in der Mikrorissverlängerung, die in elektronenoptischen REM-Messungen ermittelt wurden, sind für unterschiedliche Stähle bekannt (Narasaiah & Ray, 2008). Aus den in der Literatur präsentierten Ergebnissen sowie den in dieser Arbeit untersuchten Experimenten kann gefolgert werden, dass innerhalb der Anrissphase diskontinuierliches Risswachstum dominiert sowie die Bildung neuer Mikrorisse möglich ist.

Für die folgende Lebensdauerberechnung heißt dies, dass bei dominanter Anrisslebensdauer eine Berechnung der Lebensdauer nur mit statistischen Hilfsmitteln gelingt. Deterministische Mikrorissfortschrittsrechnungen sind nicht möglich.

5.2 Analyse der Gesamtlebensdauern aus einstufigen Versuchen

5.2.1 Statistischer Vergleich der Probenvarianten

Im nächsten Schritt wurde der Zusammenhang zwischen Gesamtlebensdauer und Kerbgeometrie für einstufige Versuche untersucht. Dazu wurden die Verläufe der Zeitfestigkeitsgeraden der drei Probenvarianten mit der bewährten Basquin-Gleichung beschrieben und über S_a dargestellt, siehe Abbildung 5.10. Die darin abgebildeten Streuspannen für N_f wurden aus den auf $S_a=100 \text{ MPa}$ transformierten Lebensdauerwerten für $P_{V,10\%}$ und $P_{V,90\%}$ berechnet.

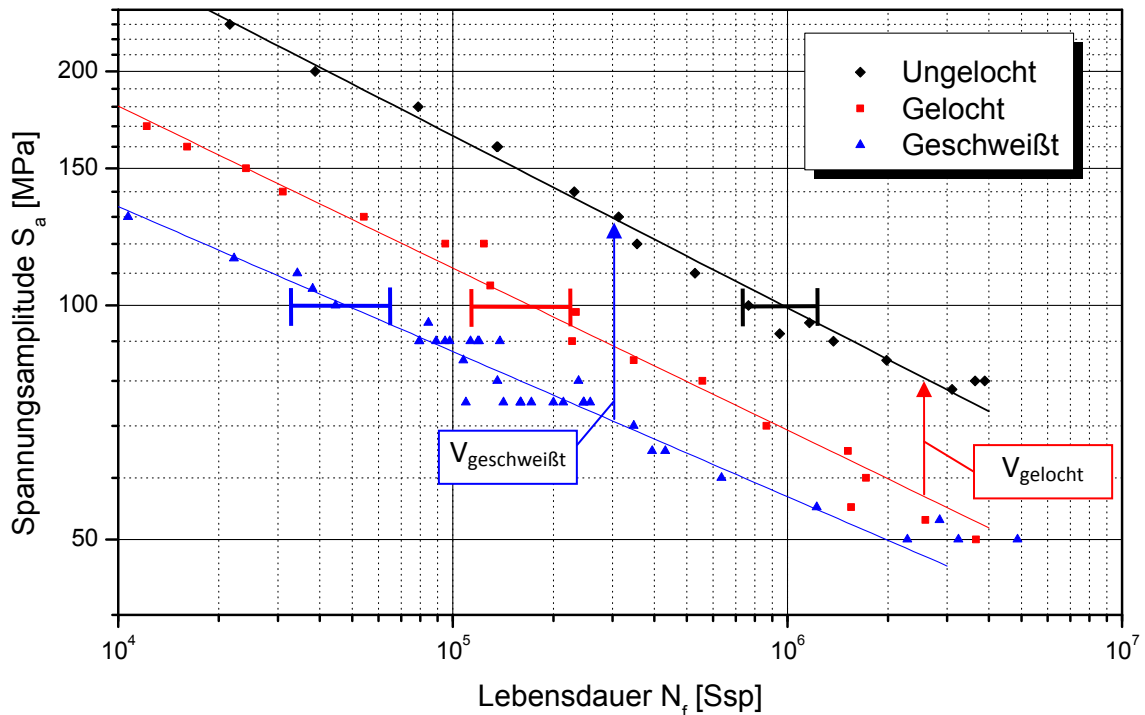


Abbildung 5.10: Ungelocht, gelocht, geschweißt, $R=-1$, einstufige Versuche

Abbildung 5.10 zeigt, dass die Zeitfestigkeitsgeraden für ungelochte, gelochte und geschweißte Proben im Rahmen der Streuung nahezu parallel verlaufen. Wie erwartet, erzielen bei gleicher Nennspannung die ungelochten Proben die höchsten Gesamtlebensdauern von allen Probenvarianten. Es folgen dann die gelochten Proben und abschließend die geschweißten Proben mit den geringsten Lebensdauern. Die Streuung der Messwerte gehorcht der Weibull-Verteilung, wie Abbildung 5.11 zeigt.

Alle Probenvarianten folgen in der Tat der gleichen Gesetzmäßigkeit, wie die Transformation aller Datenpunkte der drei Versuchsreihen auf eine gemeinsame Zeitfestigkeitsgerade zeigt. Um eine generalisierte Kurve für alle Probenvarianten zu erhalten, wurden die in Tabelle 5.3 angegebenen Transformationsfaktoren V_i verwendet. Anschließend ließen sich die verschobenen Datenpunkte mittels der Basquin-Gleichung auf ein Lastniveau transformieren und gemeinsam statistisch ausgewerten. Aus Gründen der Übersichtlichkeit wurde dazu das Lastniveau $S_a=73$ MPa mit einem dazugehörigen Erwartungswert $\mu=4 \cdot 10^6$ Ssp gewählt.

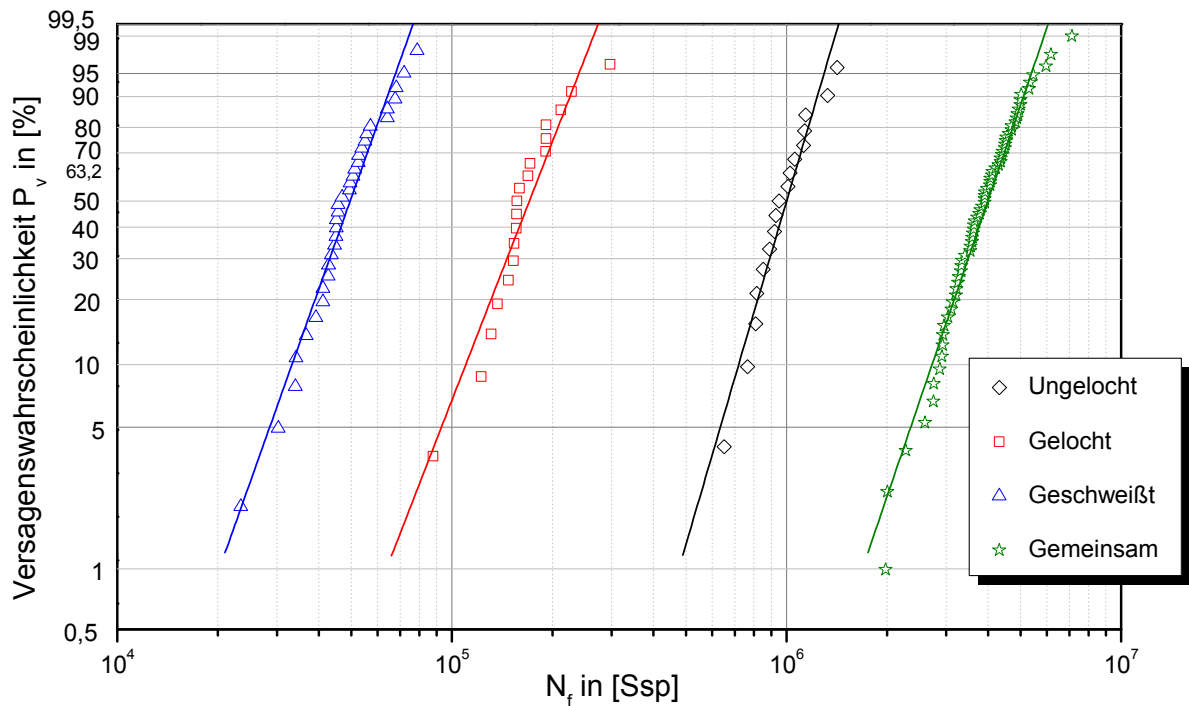


Abbildung 5.11: Weibull-Verteilung, Gesamtlebensdauern, Zeitfestigkeit, $S_a=100$ bzw. 73 MPa

Die Streuung der jeweiligen Messwerte lässt sich mit der Weibull-Verteilung sehr gut anpassen, was sich an den einzelnen Korrelationskoeffizienten von $R^2 \geq 0,91$ ablesen lässt, siehe Tabelle 5.3. Aus der Tatsache, dass alle drei experimentellen Geraden parallel zueinander liegen, folgt, dass die Weibull-Exponenten m gleich groß sind. Dies ist auch ein Indiz für die gute Fertigungsqualität aller Ermüdungsproben. Die unterschiedlichen Probenvarianten zeigen ein vergleichbares Anrissverhalten. So kommt es bei ungelochten Proben zu oberflächlichen Eckanrissen. An gelochten Proben findet man Eckanrisse im Kerbgrund des Mittelochs. Bei geschweißten Proben kommt es überwiegend zur Anrissbildung im Kerbgrund, der durch die Übergänge zwischen Schweißnaht und Walzwerkstoff gekennzeichnet ist.

Tabelle 5.3: Statistische Kenngrößen der Zeitfestigkeitsgeraden

Proben- variante	Streuspanne $T_{90\%}/T_{10\%}$	Weibull- Exponent m	Anpassungs- güte R^2	Stichproben- umfang	Transformations- faktor V_i
Ungelocht	1,72	5,7	0,95	17	1,00
Gelocht	2,04	4,3	0,91	19	1,48
Geschweißt	1,93	4,7	0,97	34	1,89
Gemeinsam	1,87	$5,0 \pm 0,7$	0,97	70	---

5.2.2 Vergleich der Kerbfaktoren

Zu jedem der drei Probentypen lässt sich gemäß Abschnitt 3.3 bzw. Tabelle 5.4 ein linear-elastischer Kerbfaktor $K_{t,elastisch,i}$ berechnen. Setzt man diese jedoch quantitativ mit z.B. $\frac{K_{t,geschweißt}}{K_{t,ungelocht}}$ ins Verhältnis, so zeigt Tabelle 5.4, dass die experimentell bestimmten Relationen $V_{gelocht}$ bzw. $V_{geschweißt}$ aus Tabelle 5.3 deutlich niedriger liegen als die berechneten.

Tabelle 5.4: Linear-elastische Kerbfaktoren, Transformationsfaktoren V_i

	$K_{t,elastisch}$ (Rechnung)	$V_{gelocht} = \frac{K_{t,zykl,gelocht}}{K_{t,zykl,ungelocht}}$	$V_{geschweißt} = \frac{K_{t,zykl,geschweißt}}{K_{t,zykl,ungelocht}}$
Ungelocht	1,13	1,48 (experimentell)	1,89 (experimentell)
Gelocht	2,34	2,07 (rechnerisch)	2,82 (rechnerisch)
Geschweißt	3,19		

Auch die mittels FEM berechneten statisch-plastischen Kerbfaktoren $K_{t,pl,i}$ ändern daran nichts, wie Tabelle 5.5 zeigt. Durch die während des Versuchs auftretende zyklische Verfestigung des Werkstoffs sind zur Beschreibung also letztlich zyklische Kerbfaktoren $K_{t,zykl,i}$ notwendig, die derzeit nicht aus FE-Berechnungen bestimmt werden können. Sie lassen sich für die gelochten und geschweißten Proben allerdings unter Verwendung der linear-elastischen Kerbfaktoren und der entsprechenden Transformationsfaktoren V_i bestimmen:

$$K_{t,zykl,i} = K_{t,zykl,ungelocht} \cdot V_i \quad \text{Gl. 5.3}$$

Im Rahmen der Messwertstreuung wird der unbekannte Wert $K_{t,zykl,ungelocht}$ dem bekannten linear-elastischen Kerbfaktor $K_{t,ungelocht}$ aus Tabelle 5.4 gleichgesetzt. Die zyklischen Kerbfaktoren für alle Proben zeigt Tabelle 5.5.

Tabelle 5.5: Statisch-plastische und zyklische Kerbfaktoren

	$K_{t,plastisch}$ (HCF) (Rechnung)	$K_{t,zyklisch}$ ($K_{t,i} \cdot V_i$)
Ungelocht	1,13	1,13
Gelocht	2,34	1,67
Geschweißt	2,16...3,19	...2,14

Die zyklischen Kerbfaktoren für gelochte und geschweißte Proben sind nach Tabelle 5.5 deutlich niedriger als die statisch-elastisch berechneten. Ebenso gilt dies für die Kerbfaktorverhältnisse. Aus $K_{t,gelocht}=2,34$ und $K_{t,ungelocht}=1,13$ kann direkt $\frac{K_{t,el,gelocht}}{K_{t,el,ungelocht}}=2,07$

berechnet werden, siehe Tabelle 5.4. Der experimentell ermittelte Wert liegt jedoch bei

$$\frac{K_{t,zykl,gelocht}}{K_{t,zykl,ungelocht}} = 1,48.$$

Im Fall geschweißter Proben kann wegen der geometrisch inhomogenen Schweißnähte nur eine obere bzw. untere Kerbfaktorgrenze angegeben werden. Als mögliche Bandbreite lokal wirksamer, elastischer Kerbfaktoren kann unter Berücksichtigung der Decklagengeometrie $2,16 < K_{t,geschweißt} < 3,19$ festgelegt werden. Durch Rechnung erhält man somit eine Bandbreite für $\frac{K_{t,el,geschweißt}}{K_{t,el,ungelocht}}$ von 1,91 bis 2,82, siehe Tabelle 5.4. Aus den experimentellen Daten ergibt sich jedoch der Wert $\frac{K_{t,zykl,geschweißt}}{K_{t,zykl,ungelocht}} = 1,89$.

Der mit hoher Genauigkeit berechenbare Kerbfaktor der Lochproben lag bei $K_{t,elastisch,gelocht} = 2,34$. Dieser Wert muss nun mit dem berechneten Kerbfaktorverhältnis $\frac{K_{t,el,geschweißt}}{K_{t,el,ungelocht}} = 1,91$ verglichen werden. Eigentlich müssten nun auf dem identischen Nennspannungsniveau die gelochten Proben eine ähnliche Lebensdauer aufweisen wie die geschweißten Proben, was im Widerspruch zum Experiment steht. Damit gilt also $2,34 < \frac{K_{t,el,geschweißt}}{K_{t,el,ungelocht}} < 2,82$. Die Beschreibung der Lageverhältnisse unterschiedlicher Zeitfestigkeitsgeraden mittels statisch-elastischen Kerbfaktoren darf also nur qualitativ geschehen.

5.2.3 Einfluss von Heißrissen auf die zyklische Lebensdauer

Als Einfluss auf die Ermüdungslebensdauer kommen an geschweißten Proben neben dem lokalen Kerbfaktor der Wurzelnaht auch sogenannte Heißrisse, die sich in der WEZ bilden können und als Risskeime wirken, infrage. Diese Art von Defekten würde aus dem Erstarrungsvorgang des flüssigen Materials nach dem Schweißprozess resultieren und sich in Rissen mikroskopischer Länge auf der Wurzel- und der Decklagenseite konstituieren.

Die aus einer lokalen Mikrokerbe resultierende Spannungsüberhöhung kann nicht ohne Weiteres durch einen auf der Kontinuumsmechanik basierenden makroskopischen Kerbfaktor berechnet werden. Qualitativ gilt, dass bei einer scharfen Mikrokerbe in Form eines Heißrisses der lokale Kerbfaktor K_t hoch ist. Plastische FEM-Simulationen müssen in erster Näherung einen von der Spannungsamplitude S_a abhängigen Kerbfaktor $K_{t,pl}$ in der Form $K_{t,pl} \leq \frac{R_{p0,2}}{S_a}$ beschreiben, auch ohne Berücksichtigung der Risstiefe. Somit würde für $R_{p0,2,geschweißt} = 183 \text{ MPa}$ solch ein heißrissbedingter Kerbfaktor den geometriebedingten, linear-elastischen Kerbfaktor $K_{t,geschweißt,Wurzel} = 3,19$ nur für Spannungsamplituden $S_a < 57 \text{ MPa}$ überwiegen können.

Wenn die schädigende Wirkung von Heißrissen die geometriebedingte Schädigung tatsächlich übersteigen sollte, so führten einstufige Experimente bei hinreichend tiefen Heißrissen unterhalb von $S_a = 57 \text{ MPa}$ zwangsläufig zu verkürzten Lebensdauern. Diese

verkürzten Lebensdauern N_f sind an geschweißten Proben für Spannungen $S_a < 57$ MPa in Abbildung 5.12 jedoch nicht erkennbar.

Induzierten die heißrissbedingten Kerbfaktoren sowohl auf der Wurzel- als auch auf der Decklagenseite der Schweißnähte eine dominante Anrissbildung für die zyklische Lebensdauer, so wäre das Probenversagen im statistischen Mittel sowohl von der Wurzel- als auch von der Decklagenseite ausgegangen. Allerdings erwies sich stets die Wurzel- als versagensauslösend. Demnach müssen wurzelseitige Heißrisse wirksamer sein als decklagenseitige.

Um die Wirksamkeit von Heißrissen besser beurteilen zu können, wurden die Schweißnähte einiger Proben mechanisch bearbeitet. Zuerst wurde die Schweißwurzel abgetragen, sodass es zur Reduzierung des dortigen geometriebedingten Kerbfaktors von $K_{t, \text{geschweißt, Wurzel}} = 3,19$ auf $K_t = 1,0$ kam. Der geometriebedingte Kerbfaktor der Decklage $K_{t, \text{geschweißt, Decklage}} = 2,16$ blieb unverändert. Bei zyklischer Belastung solch einseitig abgefräster Schweißproben könnte man dann erwarten, dass

- I: die decklagenseitige Spannungsüberhöhung entlang der Schweißnaht aufgrund ihres geometriebedingten Kerbfaktors zum Probenversagen führt;
- II: Heißrisse, die in der decklagenseitigen Schweißnaht vorhanden sind, zum Probenversagen führen;
- III: mögliche Rudimente von wurzelseitigen Heißrissen, die durch den Planiervorgang nicht komplett abgetragen wurden, zum Probenversagen führen.

Die Lebensdauern aus Ermüdungsexperimenten an wurzelseitig gefrästen Ermüdungsproben sind als runde, grüne Symbole in Abbildung 5.12 eingetragen. Alle Proben versagten auf der nicht-präparierten Decklagenseite. Die Versagensursache „III“ fällt damit aus.

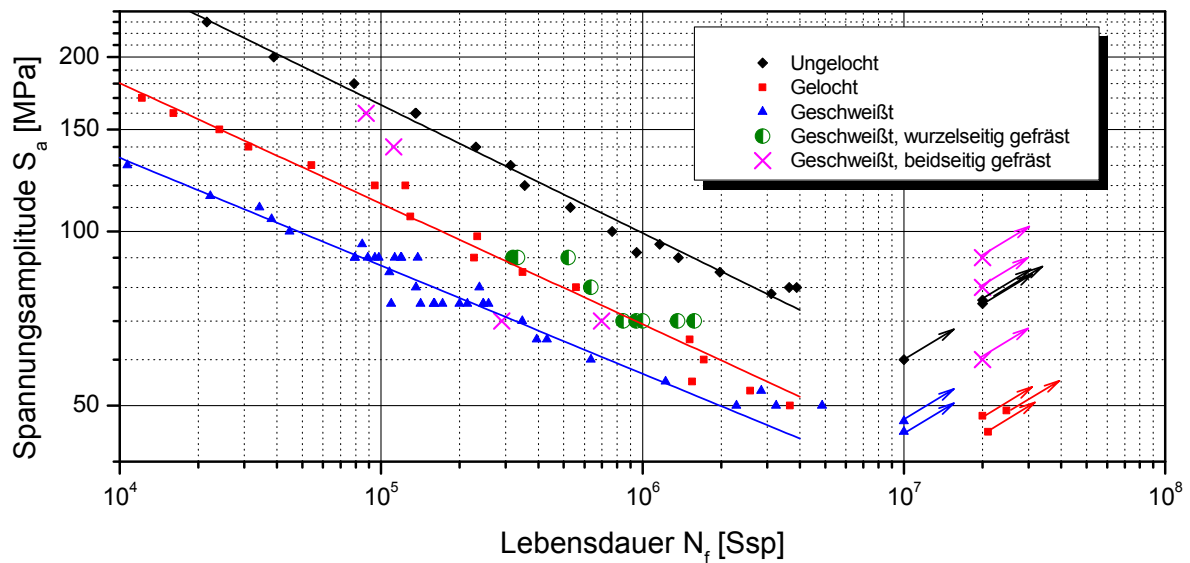


Abbildung 5.12: Einstufige Versuche, $R=-1$, wurzel- oder beidseitig plangefräst

Für Versagensursache „I“ spricht, dass die Gesamtlebensdauern N_f der wurzelseitig gefrästen Proben innerhalb des Streubereichs der gelochten Proben liegen, wobei der größte Anteil dieser Datenpunkte zu etwas erhöhten Lebensdauern verschoben ist. Dies lässt sich mit den berechneten statischen Kerbfaktoren von $K_{t,\text{gelocht}}=2,34$ und $K_{t,\text{Decklage}}=2,16$ erklären. Die Streuspannen stimmen mit $\frac{T_{90\%}}{T_{10\%}\text{wurzelseitig gefräst}}=2,3$ und $\frac{T_{90\%}}{T_{10\%}\text{gelocht}}=2,0$ in etwa überein.

Heißrisse in der Decklage, deren schädigende zyklische Wirkung sich durch $K_{t,pl} \leq \frac{R_{p0,2}}{S_a}$ beschreiben lässt, könnten bei $R_{p0,2,\text{geschweißt}}=183$ MPa für Spannungsamplituden $S_a < 85$ MPa gegenüber dem geometriebedingten Kerbfaktor der Decklage dominieren. Dies wäre mit Sicherheit der Fall, wenn sich bei Lasten unterhalb von 85 MPa auf ein Fünftel verkürzte Lebensdauern im Experiment nachweisen ließen. Abbildung 5.12 zeigt dies allerdings nicht.

Ursache „II“, also ein durch Heißrisse bedingtes Probenversagen, lässt sich jedoch nicht vollständig ausschließen. Allerdings können die zyklischen Lebensdauerwerte bei abgefräster Schweißwurzel auch durch den FE-mäßig berechenbaren geometriebedingten Kerbfaktor der Decklagenseite $K_{t,\text{Decklage}}$ auf einfache Weise erklärt werden. Somit bestimmt Ursache „I“ das Probenversagen.

Wenn sich ein Heißriss wie ein kurzer Ermüdungsrisse verhielte, so kann dessen möglicher Einfluss auf die Bauteillebensdauer anhand der Wöhler-Linie aus Abbildung 4.1 eingeschätzt werden. Dort wurden auch die Ergebnisse von einstufig zyklisch belasteten, vorgeschädigten Proben dargestellt. Prüflinge, die bereits als „Durchläufer“ die Abbruchschwingspielzahl erreicht hatten und Ermüdungsrisse aufwiesen, wurden erneut auf einem höheren Lastniveau bis zum Versagen ermüdet.

Aus REM-Untersuchungen von „Durchläufern“ war bekannt, dass sie diverse kurze Schwinganrisse aufweisen (siehe Abbildung 5.6). Die Lebensdauer verkürzte sich durch diese Vorschädigung um 50% in Bezug auf Prüflinge ohne Vorschädigung. Wenn Heißrisse wie kurze Ermüdungsrisse wirkten, so verminderten sie also die Lebensdauer der geschweißten Proben in ähnlicher Weise. Existiert mehr als ein Heißriss pro Prüfling, so ist eine deterministische Lebensdauervorhersage derzeit allerdings nicht möglich. Eine statistische Methode wird jedoch in Abschnitt 5.3 vorgestellt.

Gemäß Tabelle 4.13 würde für zuvor unbelastete Prüflinge eine Anrisslebensdauer $N_A/N_f=60\%$ bzw. eine komplementäre Rissfortschrittslebensdauer $N_{\text{Makro}}/N_f=40\%$ gelten. Dementsprechend kam es an den ehemaligen Durchläufern mit ihren scharf gekerbten Schwinganrissen bei zyklischer Belastung nicht direkt zum Makrorissfortschritt, sondern zunächst zu einem Verbleib innerhalb der Anrissphase, siehe Abbildung 4.1. Weist man den Lebensdauerpunkten ehemaliger Durchläufer ein zyklisches Kerbfaktorverhältnis bezüglich der ungelochten Proben zu, so kann dieser Wert auf $\frac{K_{t,\text{zykl,ungelocht,Durchläufer}}}{K_{t,\text{zykl,ungelocht}}}=1,16$ bestimmt werden. Wird trotz unterschiedlicher physikalischer Bedingungen zwischen Heiß- und Schwinganrissen (Existenz und Größe einer plastischen Zone) in erster Näherung angenommen, dass Heißrisse aus dem Schweißprozess in ihrer Wirkung den scharf gekerbten Schwinganrissen von gelochten und ungelochten Durchläuferproben gleichen, so folgt, dass ihr zyklischer Kerbfaktor ebenfalls $\frac{K_{t,\text{zykl,Heißriss}}}{K_{t,\text{zykl,ungelocht}}}=1,16$ beträgt. Dieser ist kleiner als die geometriebedingten Kerbfaktoren sowohl der Wurzel- als auch der Decklagenseite und stellt damit keine dominante Versagensursache dar.

An beidseitig abgefrästen Schweißproben hingegen könnten Rudimente von Heißrissen die zyklische Lebensdauer unter geringer Streuung erkennbar beeinflussen, wie im Folgenden gezeigt wird. Dazu wurden die Schweißproben nun zusätzlich auch noch decklagenseitig plangefräst, was die geometriebedingten Kerbfaktoren auf beiden Schweißnahtseiten zu $K_{t,\text{Wurzel,planiert}}=K_{t,\text{Decklage,planiert}}=1,0$ minimierte. Die Versuchsergebnisse dazu zeigt Abbildung 5.12 als rosafarbene Kreuze. Dabei ist erkennbar, dass auf hohen Lastniveaus die Lebensdauerwerte wie erwartet nahe bei denjenigen der ungelochten Proben liegen. Auf den unteren Lasthorizonten hingegen ist die Streuung extrem groß. So liegt einer der Versuchspunkte beispielsweise auf der Zeitfestigkeitsgerade der unbehandelten geschweißten Proben. Ein weiterer Versuchspunkt hingegen liegt nahe bei denjenigen der gelochten Proben. Darüber hinaus wurden drei Durchläufer gefunden, die auf dem Niveau der ungelochten bzw. der gelochten Proben liegen.

Die Gesamtlebensdauern der zwei Prüflinge auf den hohen Lastniveaus nahe den Versuchspunkten der ungelochten Proben könnten u.A. für ein Versagen durch Rudimente

von Heißrissen sprechen. Diese führten zu einem leicht erhöhten Kerbfaktor. Damit lassen sich allerdings weder die Ergebnisse auf den unteren Lastniveaus noch die große Streuung der Messwerte erklären.

Durch fraktographische Untersuchungen an verschiedenen Prüflingen zeigte sich, dass im Fall beidseitig abgefräster Proben noch eine weitere Defektsorte vorliegt. So konnten im Schweißgut verteilte Poren gefunden und als rissauslösende Defekte charakterisiert werden. Dies zeigen REM-Bilder, z.B. Abbildung 3.3 und Abbildung 5.13. Diese Defektsorte, deren Wirksamkeit durch die Porengröße und den Abstand einer Pore zum Probenrand bestimmt wird, verursacht die hohe Streuung der Versuchsergebnisse, da sich ihr kein einheitlicher Kerbfaktor zuordnen lässt. Vergleichbare innere, inhomogene Defektstrukturen, welche die Messwertstreuung beeinflussen, findet man auch bei partikelverstärkten Legierungen, z.B. als Partikelagglomerationen aus Al_2O_3 in der duktilen Al-Matrix (Berger, 2000).

Eine durch Materialabtrag nahe der neuen Probenoberfläche lokalisierte und versagenseinleitende Pore zeigt Abbildung 5.13. In dem gezeigten Bruchflächenausschnitt ist eine weitere Pore zu sehen, die allerdings nicht zur Anrissbildung führte.

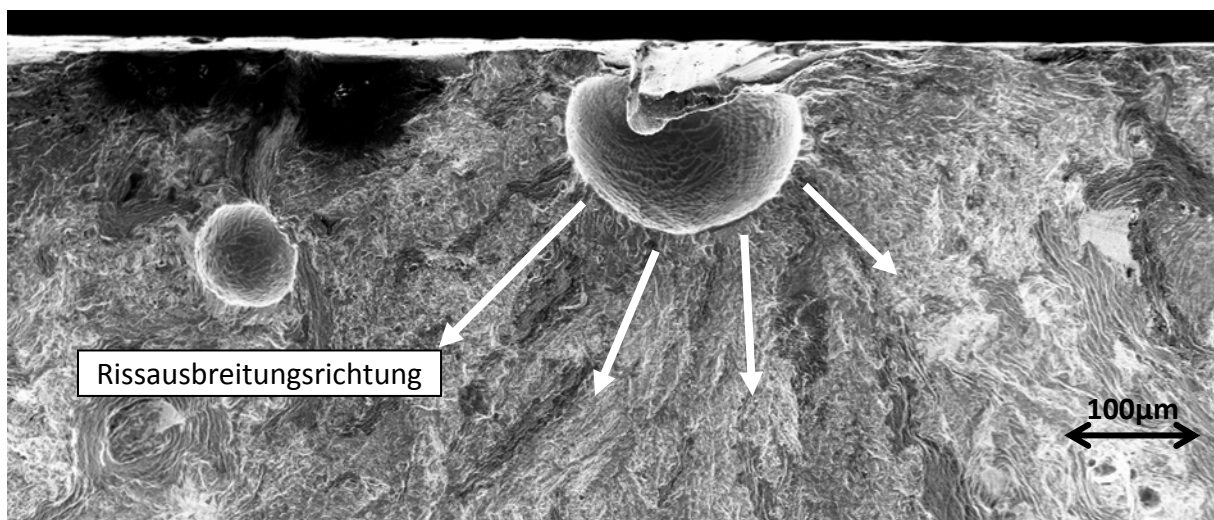


Abbildung 5.13: Versagenseinleitende Pore im Schweißgut nach Materialabtrag

Für die in der vorliegenden Arbeit untersuchten Schweißproben kommen als versagenseinleitende Defekte also geometrisch bedingte Mikrokerben, Heißrisse und Poren in Betracht. Den geometrischen Kerben kann mittels einer FEM-Rechnung ihre Schadenswirkung quantitativ zugeschrieben werden. So ist die Wirkung auf der Decklage schwach und auf der Wurzelseite stark ausgeprägt. Im Fall der Schadenswirkung von Heißrissen ist es dagegen nur möglich, eine qualitative Aussage in Bezug auf Wurzel- und Decklagenseite zu treffen. Die von Poren ausgehende Schädigungswirkung ist auf beiden Probenseiten gleich, jedoch bewirkt die unterschiedliche Größe und Lage ein breites

Spektrum der Defekteffektivität. Daraus resultiert die hohe Lebensdauerstreuung, die experimentell an beiden nachbehandelten Proben beobachtet werden konnte.

Letztlich kann nicht im Voraus entschieden werden, ob die Schweißnahtgeometrie oder aber Heißrisse sowie extrem wirksame Poren versagensauslösend sind. Die berechneten linear-elastischen Kerbfaktoren der Schweißnahtgeometrie lassen es jedoch zu, das Anrissverhalten der Proben auf einfache Weise abzuschätzen.

5.2.4 Abschätzung der Dauerfestigkeit $S_{a,D}$

In dieser Arbeit kommen zur Abschätzung von $S_{a,D}$ vier unterschiedliche Methoden zum Einsatz. Die Dauerfestigkeit wird im Fall der ungelochten, gelochten und geschweißten Proben jeweils für die Versuchsführung mit $R=-1$ ermittelt.

Als erste Methode wurde die Anpassung der Wöhlerlinien nach Gecks-Och verwendet, siehe Abschnitt 4.1. Darin stellt die Dauerfestigkeit einen Anpassungsparameter dar. Aus Tabelle 4.1, Tabelle 4.2 und Tabelle 4.3 können als Werte $S_{a,D,ungelocht}=74$ MPa, $S_{a,D,gelocht}=39$ MPa und $S_{a,D,geschweißt}=37$ MPa entnommen werden. Im Gegensatz zur Versuchsführung unter $R=0$ gehen die Wöhlerlinien der gelochten und geschweißten Proben für $R=-1$ bei Lastwechseln oberhalb von $N=10^7$ Ssp nicht in einen waagerechten Verlauf über. Schon *Haibach* hat festgestellt, dass sich in diesem Bereich hoher Schwingspielzahlen die Höhe der ertragbaren Amplituden für $R=-1$ derjenigen von $R=0$ nähert. Daher dürfen die Anpassungswerte $S_{a,D}(R=-1)$ der gelochten und geschweißten Proben auf $S_{a,D}(R=0)$ geändert werden. Bezieht man die ungelochten Proben wegen ihres mit 5MPa nur geringen Unterschiedes zwischen $S_{a,D}(R=-1)$ und $S_{a,D}(R=0)$ in diese Änderung ein, so erhält man schließlich $S_{a,D,ungelocht}=69$ MPa, $S_{a,D,gelocht}=46$ MPa und $S_{a,D,geschweißt}=37$ MPa.

Die zweite Methode zur Abschätzung von $S_{a,D}$ verwendet die Verhältnisse zyklischer Kerbfaktoren aus Tabelle 5.3 bzw. Tabelle 5.4. Wendet man diese auf den mittels Gecks-Och-Anpassung gut bestimmbaren $S_{a,D}$ -Wert der ungelochten Proben $S_{a,D,ungelocht}=69...74$ MPa an, so erhält man für die anderen Probenvarianten $S_{a,D,gelocht}=46...50$ MPa und $S_{a,D,geschweißt}=36...39$ MPa, siehe Abbildung 5.14.

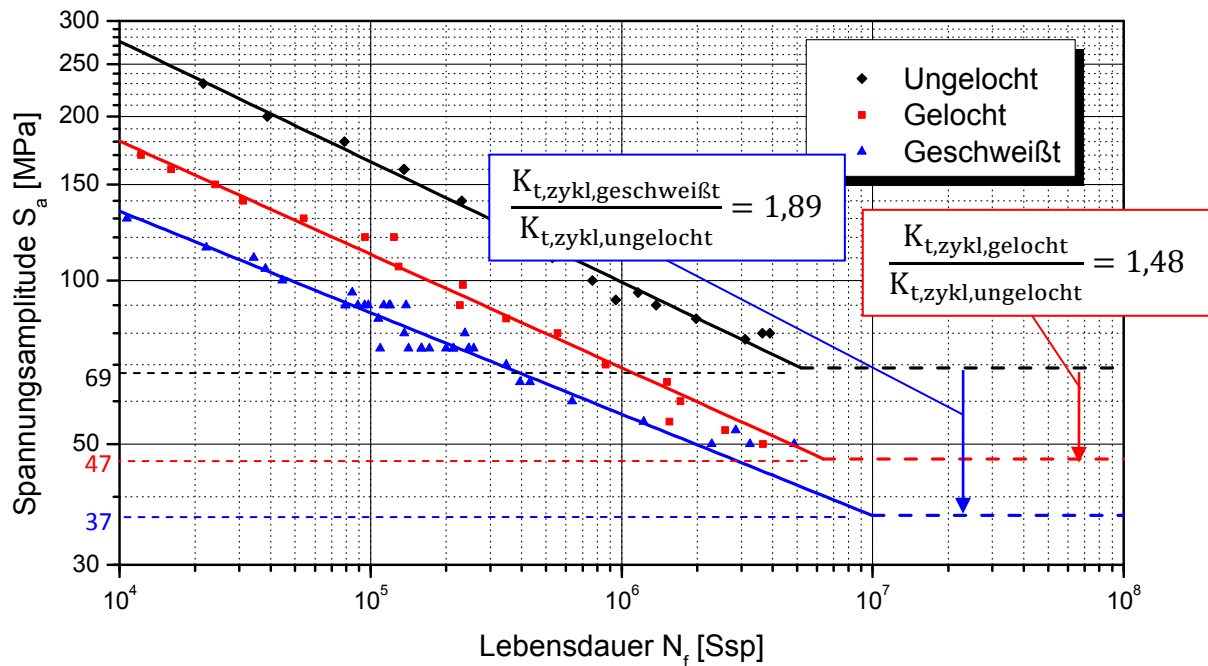


Abbildung 5.14: Dauerfestigkeitsniveaus $S_{a,D,i}$ für $R=-1$, zyklische Kerbfaktoren

Bei der dritten Methode, die für Betriebsfestigkeitsversuche zum Einsatz kommt, bezieht man die Ergebnisse aus Omission-Versuchen an gelochten und geschweißten Proben zur Ermittlung von $S_{a,D}$ ein. Geht man davon aus, dass eine Dauerfestigkeit $S_{a,D}$ existiert und diese die Zyklen eines Kollektivs in schädigend und nicht-schädigend einteilt, so wird dies in Ermüdungsversuchen unterschiedlicher Omissionsgrade sichtbar.

Ob die Schwingspiele unterhalb von $S_{a,D}$ nicht-schädigend und damit zu vernachlässigen sind, lässt sich durch die Anzahl der Kollektivdurchläufe bis zum Probenbruch feststellen. Bleibt mit zunehmendem Omission-Level die Anzahl der Kollektivdurchläufe immer konstant, so bedeutet dies, dass innerhalb des Originalkollektivs Amplituden enthalten waren, die keinen Schädigungsbeitrag innerhalb der Anrissphase leisten und damit unterhalb von $S_{a,D}$ lagen. Steigt hingegen mit zunehmendem Omission-Level die Anzahl an Kollektivdurchläufen an, so ist die Ursache dafür, dass durch Omission auch Spannungsamplituden der signifikant schädigenden Kategorie unterdrückt wurden. Damit wird das „verkürzte“ Kollektiv weniger Schädigung bewirken und die Zahl der Kollektivdurchgänge steigt an.

Hinsichtlich der gelochten und die geschweißten Proben wurde im Verlauf der Experimente ermittelt, dass die bezogene Anrisslebensdauer N_A/N_f bei der Anwendung von Omission konstant bleibt. Abbildung 5.15 zeigt stellvertretend den Signalverlauf aller mit der Potentialsonde überwachten Versuche an gelochten Proben und einem 20%-igen Omissionlevel bei $n=1$.

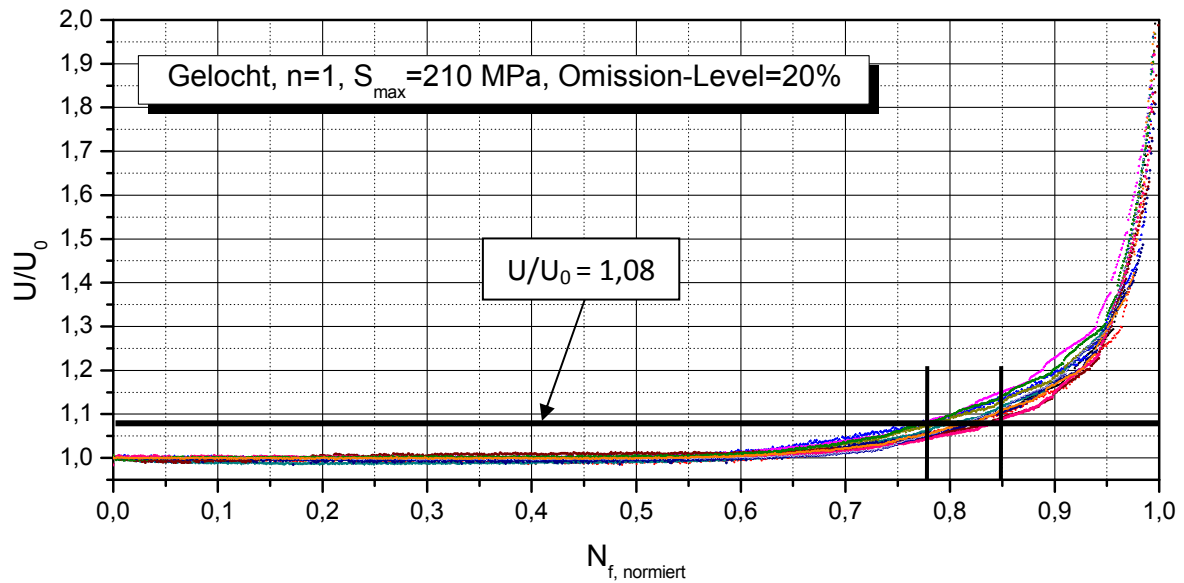


Abbildung 5.15: U/U_0 -Verläufe für gelochte Proben, $n=1$, $S_{max}=210$ MPa, Omission-Level=20%

Die bezogene Anrisslebensdauer N_A/N_f dieser Versuchsreihe kann auf einen Bereich zwischen 77% und 85% der Gesamtlebensdauer eingegrenzt werden. Diese Bandbreite steht im Einklang mit der in Abschnitt 4.5 an gelochten Proben für $n=1$ und ohne Omission gefundenen Spanne $N_A/N_f=80\%\dots 85\%$.

Somit konnten die experimentell ermittelten Gesamtlebensdauern aus Omission-Versuchen gemäß Tabelle 4.5 direkt in Anrisslebensdauern umgerechnet werden. In Abbildung 5.16 ist der Verlauf der Anzahl an Kollektivdurchläufen innerhalb der Anrissphase N_A für gelochte Proben und die Kollektivform $n=1$ dargestellt. Das Lastniveau der Omission-Versuche lag mit jeweils $S_{a,max}=210$ MPa etwa 10% unterhalb der Dehngrenze des verwendeten Materials.

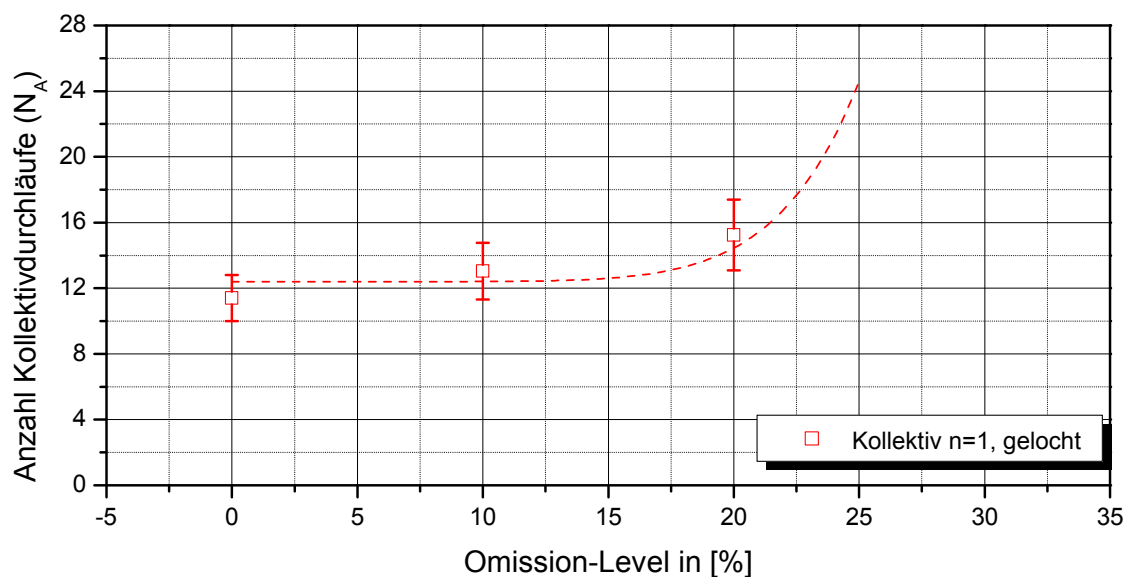


Abbildung 5.16: Anzahl der Kollektivdurchläufe bei Omission, gelochte Proben

Experimentell wurden die Omission-Grade 0%, 10% und 20% überprüft. Erkennbar ist, dass es bereits bei einem Omission-Level von 10% zu einer ersten Abweichung in der Anzahl an Kollektivdurchläufen bezüglich des Ausgangswertes kommt. Nimmt man nun an, dass es in der Bandbreite der Omission-Level zwischen 15% und 20% zur erstmaligen Unterdrückung schädigender Amplituden kam, so kann daraus eine Spanne der Dauerfestigkeit mit $S_{a,D,ge\text{locht}}=32\text{...}42$ MPa bestimmt werden. Aus Betriebsfestigkeitsexperimenten folgt anhand der ermittelten $S_{a,D}$ -Werte also eine untere Grenze der Dauerfestigkeit von gelochten Proben.

Trägt man in gleicher Weise die Anzahl an Kollektivdurchläufen für die mit $S_{a,max}=160$ MPa ermüdeten geschweißten Proben auf, so stellt man im Rahmen der Streuung einen konstanten Verlauf entlang der überprüften Omission-Beträge fest, siehe Abbildung 5.17. Es wurden also lediglich nicht-schädigende Amplituden unterdrückt.

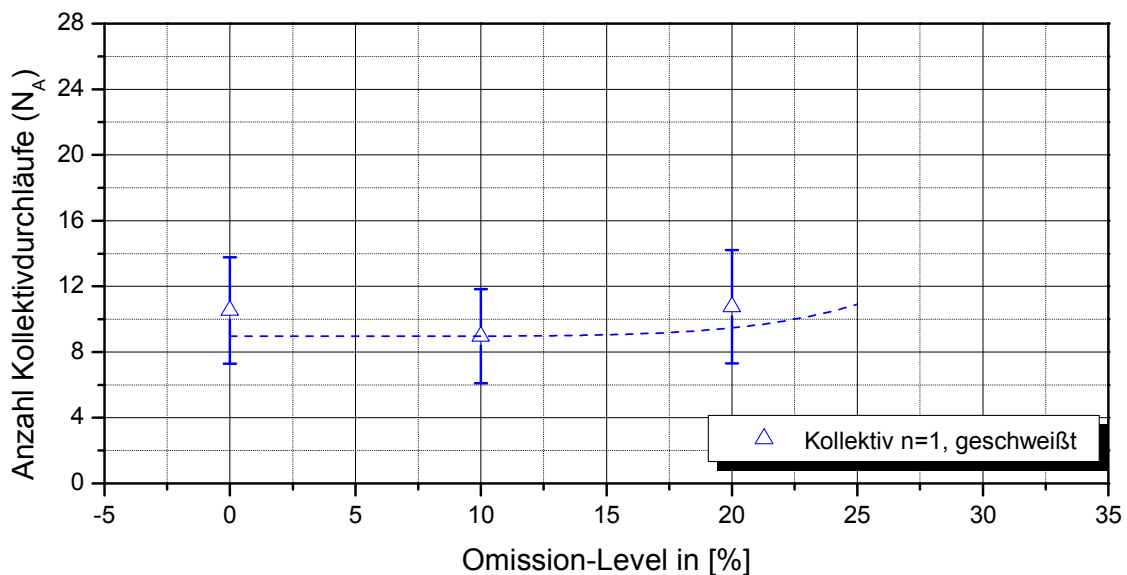


Abbildung 5.17: Anzahl der Kollektivdurchläufe bei Omission, geschweißte Proben

Dementsprechend kann man für geschweißte Proben einen Mindestwert der Dauerfestigkeit mit $S_{a,D,geschwei\ddot{s}t} \geq 32$ MPa angeben. Dieser untere Grenzwert passt gut zu dem im Einstufenversuch ermittelten Wert $S_{a,D}=37$ MPa.

Bei der Ermittlung der Dauerfestigkeit von geschweißten Proben muss berücksichtigt werden, dass auch Schweißnahtporen die rissauslösende Defektsorte darstellen können. Aus Abbildung 5.12 kann abgelesen werden, dass diejenigen Prüflinge, deren Poren nicht an der Oberfläche lagen, sondern im Schweißgut eingebettet waren, eine mindestens ebenso hohe zyklische Festigkeit aufwiesen, wie die ungelochten Proben. Dies trifft für die Prüflinge auf den hohen Lastniveaus sowie auf die Durchläufer (jeweils rosafarbene Kreuze) zu. Innenliegende Poren verursachen demnach eine Dauerfestigkeit weit oberhalb vom Wert $S_{a,D,geschwei\ddot{s}t}=32$ MPa.

Verwendet man zur Abschätzung der Dauerfestigkeit die in Tabelle 4.5 dargestellten Versuchsergebnisse für das Kollektiv $n=2$, so lassen sich weitere Werte $S_{a,D}$ berechnen, die im Fall der gelochten Proben etwas oberhalb des gerade ermittelten Wertes liegen, im Fall der geschweißten Proben in gleicher Höhe. Generell ist die Kollektivform $n=1$ im Vergleich zu $n=2$ besser zur Abschätzung von $S_{a,D}$ geeignet, da sie wegen der höheren Anzahl an unterdrückten Schwingspielen empfindlicher reagiert. Zudem ist die statistische Sicherheit der Versuche bei $n=1$ höher, da es für die Kollektive mit $n=2$ nur zu weniger als zwei vollen Kollektivdurchläufen im Bereich der Anrissphase kam.

Insgesamt bestätigt die Omission-Methode, dass für Kollektive tatsächlich zwischen schädigenden bzw. nichtschädigenden Zyklen im Rahmen der Anrisslebensdauer unterschieden werden kann. Als Unterscheidungsgrenze, auch für Betriebslastversuche, ist die im Einstufenversuch ermittelte Dauerfestigkeit $S_{a,D}$ gut geeignet.

Die vierte Methode zur Abschätzung von $S_{a,D}$ basiert auf der Tatsache, dass der Probenbruch als Ergebniskriterium eines Ermüdungsversuchs definitionsgemäß auf den Lasthorizonten der Dauerfestigkeit nicht eintreten darf. Also muss $N_A=N_f$ gelten, wobei die zusätzliche Bedingung $N_f \rightarrow \infty$ verdeutlicht, dass die Probe alle Schwingspiele überlebt. Trägt man die mittels bruchmechanischer Rechnung für einstufige Versuche mit $R=-1$ bestimmten bezogenen Anrisslebensdauern N_A/N_f aus Tabelle 4.9 (gelochte Proben) und Tabelle 4.13 (ungelochte Proben) über der Spannungsamplitude S_a auf, so kann auf $S_{a,D}$ extrapoliert werden. Abbildung 5.18 zeigt diese Methode am Beispiel der gelochten Proben.

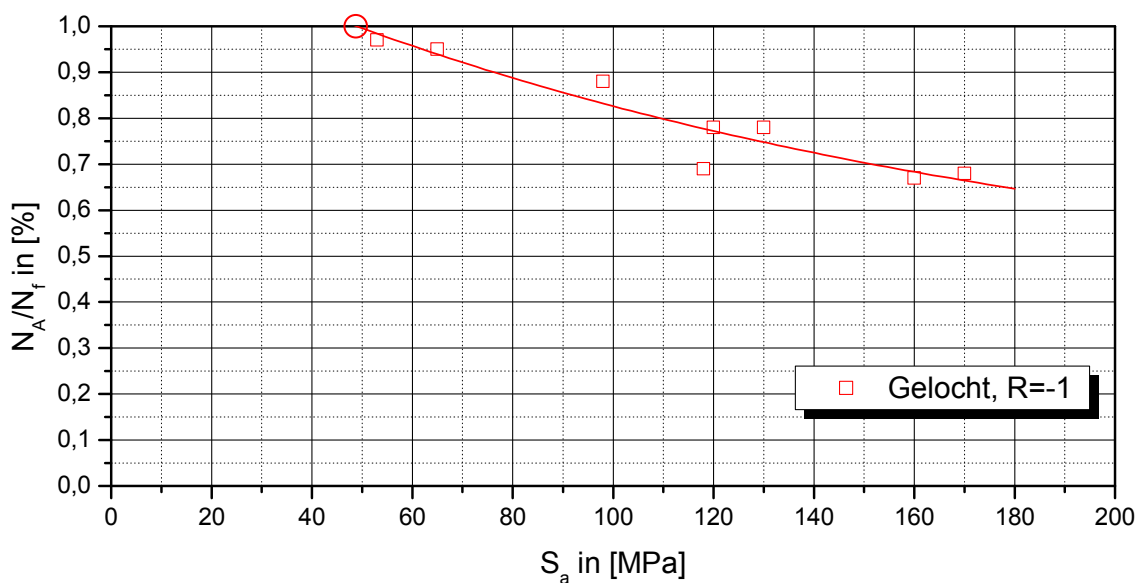


Abbildung 5.18: N_A/N_f vs. S_a für gelochte Proben, $R=-1$, einstufiger Versuch, $S_{a,D}=49$ MPa

Bei exponentieller Anpassung der Datenpunkte erhält man für die Dauerfestigkeit eine Bandbreite von 46 bis 52 MPa. Daraus ergibt sich ein mittlerer Wert von $S_{a,D,ge\text{locht}}=49$ MPa. Das Ergebnis dieser Methode stimmt somit gut mit den vorher präsentierten Ergebnissen überein.

In gleicher Weise zeigt Abbildung 5.19 die Anpassung für die ungelochten Proben.

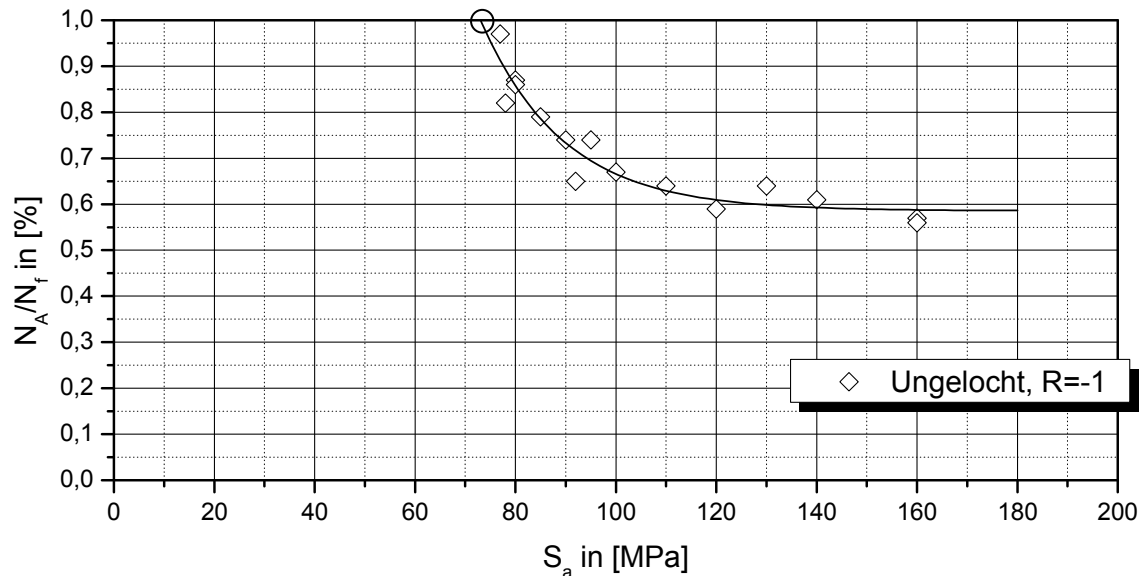


Abbildung 5.19: N_A/N_f vs. S_a für ungelochte Proben, $R=-1$, einstufiger Versuch, $S_{a,D}=73$ MPa

Hierbei ergibt sich ein mittlerer Wert $S_{a,D,ungelocht}=73$ MPa, der ebenfalls im Bereich der vorher genannten Ergebnisse liegt.

Unter besonderer Berücksichtigung der vierten Methode wird der Begriff der Dauerfestigkeit nun derart eingegrenzt, dass er denjenigen Lasthorizont kennzeichnet, der für sehr hohe Schwingspielzahlen den Prüfling gerade noch in der Anrissphase verbleiben lässt. Somit führt dieser Lasthorizont gerade noch nicht zum Übergang von der Phase mikroskopischer Anrisse in die Phase des makroskopischen Rissfortschritts, es gilt also $N_A/N_f \rightarrow 1$. Im weiteren Verlauf wird für diesen Lasthorizont daher der Begriff „Grenzlast“ (S_{Grenz}) anstatt der üblichen Dauerfestigkeit $S_{a,D}$ verwendet.

Wenn das Niveau von S_{Grenz} unterschritten wird, kann als lebensdauerbestimmende Schädigungsgröße nicht der makroskopische, sich gemäß der Bruchmechanik verlängernde Riss infrage kommen. Grundsätzlich eignen sich auch einzelne Mikrorisse nicht als berechenbare Schädigungsgröße. Einerseits bildet sich während der Anrissphase zunächst noch kein dominanter Riss, solange die Mikrorisse unabhängig voneinander auf diverse Anrissorte verteilt liegen. Andererseits wachsen die einzelnen Mikrorisse diskontinuierlich. Letztlich wird innerhalb der Anrissphase die Schädigung global durch die anliegende

Spannung bestimmt. Diese sich zyklisch wiederholende Kenngröße kann dann mit der Schwingspielzahl verknüpft werden. Dabei ist sogar eine lineare Akkumulation von Schädigung möglich, aber nicht zwingend notwendig.

Lasten unterhalb von S_{Grenz} halten den Werkstoff definitionsgemäß immer innerhalb der Anrissphase. Wenn ein Bauteil unter Betriebsbelastung mit Lasten auch oberhalb von S_{Grenz} beaufschlagt wird, kann es sich trotzdem sehr lange innerhalb der Anrissphase befinden und somit nahezu dauerhaft sein.

5.3 Analyse der Lebensdauern aus Betriebslastversuchen

Aufbauend auf die bislang angestellten Überlegungen, die auf den Untersuchungsergebnissen beruhen, kann man sich zur Lebensdauerabschätzung auf die Beschreibung der Anrissphase N_A beschränken, die mit über 60% gemäß Abschnitt 4.5 bis Abschnitt 4.8 den dominanten Anteil der Gesamtlebensdauer ausmacht. Es ist gezeigt worden, dass mehrere entstehende oder entstandene Mikrorisse diskontinuierlich wachsen, siehe Abschnitt 5.1. Die Vorhersage der Anrisslebensdauer muss also durch die Anwendung statistischer Mittel geschehen. Die entsprechende Schädigung ist dabei immer kleiner als 1.

Im ersten Schritt werden diejenigen Schwingspiele innerhalb eines Belastungskollektivs definiert, die oberhalb der Grenzspannung S_{Grenz} liegen und damit signifikant zur Schädigung beitragen. Als Grenzlaster werden gemäß Abbildung 5.14 $S_{Grenz,ungelocht}=69$ MPa, $S_{Grenz,gelocht}=47$ MPa und $S_{Grenz,geschweißt}=37$ MPa angesetzt. In Abbildung 5.20 wird die Einteilung einer Lastfolge in schädigende und nichtschädigende Zyklen anhand S_{Grenz} schematisch dargestellt. Es tragen in diesem Beispiel nur etwa 0,3% aller Schwingspiele zur Anrissbildung bei.

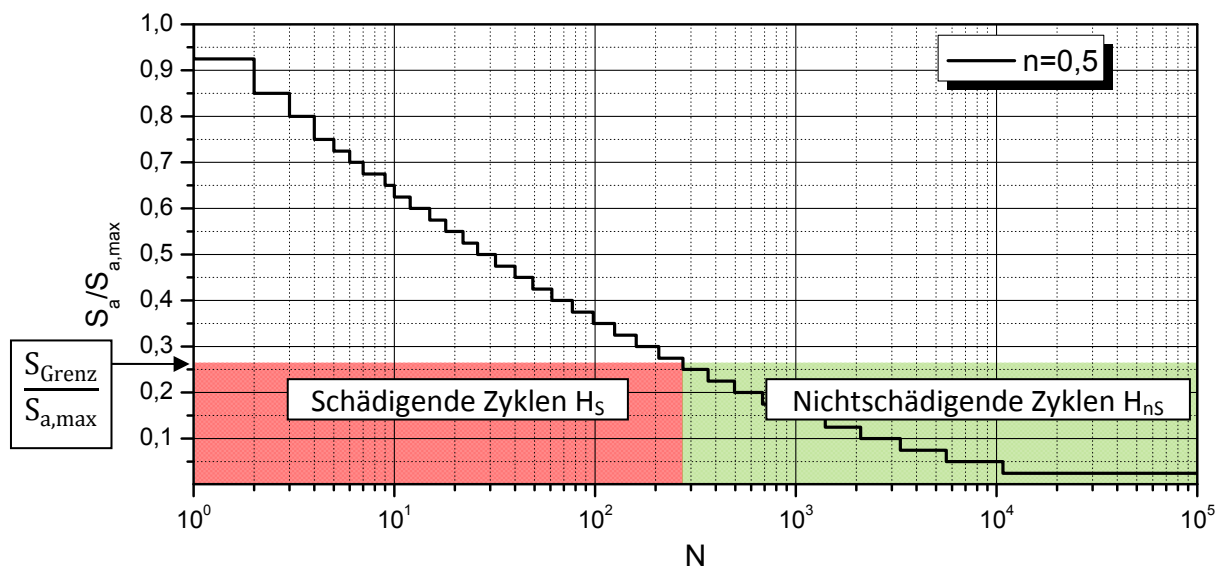


Abbildung 5.20: Beispielhafte Einteilung der Zyklen durch Grenzbelastung S_{Grenz} für $n=0,5$, gelochte Proben, $S_{a,max}=175$ MPa

Grundsätzlich lässt sich die Anzahl schädigender Zyklen H_S pro Kollektivumfang H_0 durch Umstellung der Kollektivgleichung Gl. 2.26 berechnen:

$$H_S = 10^{\log(H_0) \cdot \left[1 - \left(\frac{S_a}{S_{a,max}}\right)^n\right]} \quad \text{Gl. 5.4}$$

Die Unterdrückung nicht-schädigender Zyklen eines Kollektivs entspricht der bekannten Vorgehensweise von „Miner original“. In dieser Arbeit wird das Verhältnis von H_S zu H_0 als Multiplikator X bezeichnet. Wird der Multiplikator X im $S_{a,max}$ -vs.- N -Diagramm mit dem Lebensdauerdatenpunkt eines Betriebslastversuchs verknüpft, so findet eine graphische Verschiebung des Datenpunktes parallel zur Lebensdauerachse in Richtung geringer Lebensdauerwerte statt:

$$X = \frac{H_S}{H_0} \quad \text{Gl. 5.5}$$

Im nächsten Schritt muss die vom Lastkollektiv verursachte Schädigung in Bezug auf ihre Wirksamkeit analysiert werden. Dazu wird normalerweise der Schädigungsbeitrag D_i jeder einzelnen Laststufe $S_a/S_{a,max}$ des betrachteten Kollektivs mit einer geeigneten Schädigungshypothese ermittelt. Aus Abschnitt 5.2.4 geht hervor, dass innerhalb der Anrisslebensdauer die mechanische Spannung die Schädigungsgröße bestimmt. In Abbildung 5.21 ist ein beispielhafter Verlauf der Schädigung $D_i(S)$ für $n=2$ dargestellt.

Da die dominante Anrisslebensdauer N_A das Einsatzverhalten eines Bauteils beschreibt, wird definiert, dass das Bauteilversagen beim Erreichen von N_A eintritt. Damit gilt, dass die Gesamtschädigung innerhalb der Anrissphase $0 \leq D \leq 1$ beträgt. Unter Berücksichtigung der Grenzlast S_{Grenz} gilt dann für mehrstufige Lastfolgen:

$$D = \int_{S_{Grenz}}^{S_{max}} D_i(S) dS \leq 1 \quad \text{Gl. 5.6}$$

Aus Gründen der Übersichtlichkeit wurde in Abbildung 5.21 die Spannungsamplitude S_a auf $S_{a,max}$ normiert.

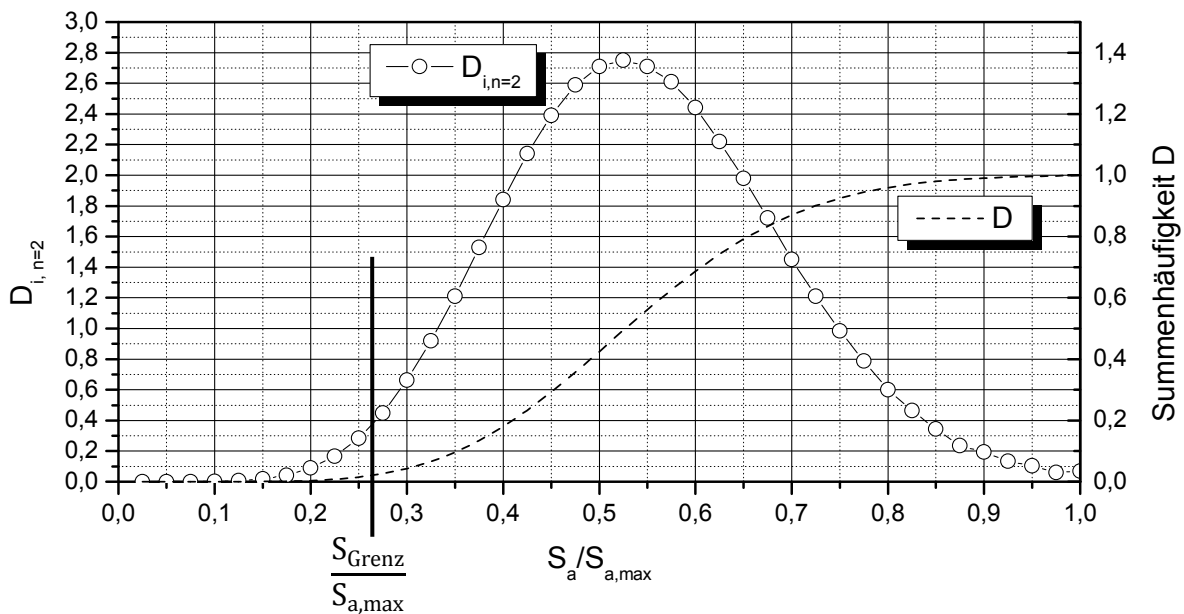


Abbildung 5.21: Schädigungsverlauf $D_i(S)$ -vs.- $S_a/S_{a,max}$, $n=2$

Der obige Schädigungsverlauf $D_i(S)$ zeigt für die Kollektivform $n=2$ die erwartete Normalverteilung. Sein Maximum $D_i=2,75$ liegt mit $S_a/S_{a,max}=0,525$ etwas höher als $S_a/S_{a,max}=0,5$. Ursächlich für die Abweichung ist die Einteilung der mathematisch kontinuierlichen Lastfolge in diskrete Stufen. Der Flächeninhalt der Schädigungskurve stellt ein Maß für die bleibende Schädigung der Kollektivbelastung im Rahmen der Anrisslebensdauer dar.

Die Schädigungsbeiträge für Laststufen unterhalb von S_{Grenz} entfallen und es gilt das Integral aus Gl. 5.6 mit den Schranken S_{Grenz} und $S_{a,max}$. Innerhalb des durch diese Schranken vorgegebenen Intervalls existiert nun eine Spannungsamplitude $S_{äqui}$, welche durch Gl. 5.7 charakterisiert ist. Sowohl für das Intervall $S_{Grenz} < S < S_{äqui}$, als auch für jenes mit $S_{äqui} < S < S_{a,max}$ gilt: $\widetilde{F}_1 = \widetilde{F}_2$. Die Amplitude $S_{äqui}$ wird im weiteren Verlauf als äquivalente Spannungsamplitude, die bei Betriebsbeanspruchung wirksam ist, bezeichnet.

$$\widetilde{F}_1 = \int_{S_{Grenz}}^{S_{äqui}} D_i(S) dS = \int_{S_{äqui}}^{S_{a,max}} D_i(S) dS = \widetilde{F}_2 \quad \text{Gl. 5.7}$$

Für den Versuch an einer gelochten Probe mit $S_{a,max}=110$ MPa und $S_{Grenz}=47$ MPa ergibt sich $S_{Grenz}/S_{a,max}=0,427$, siehe Abbildung 5.22. Unter der Bedingung $\widetilde{F}_1 = \widetilde{F}_2$ folgt für $S_{äqui}$ ein Wert von $S_{äqui}=0,58 \cdot S_{a,max}$.

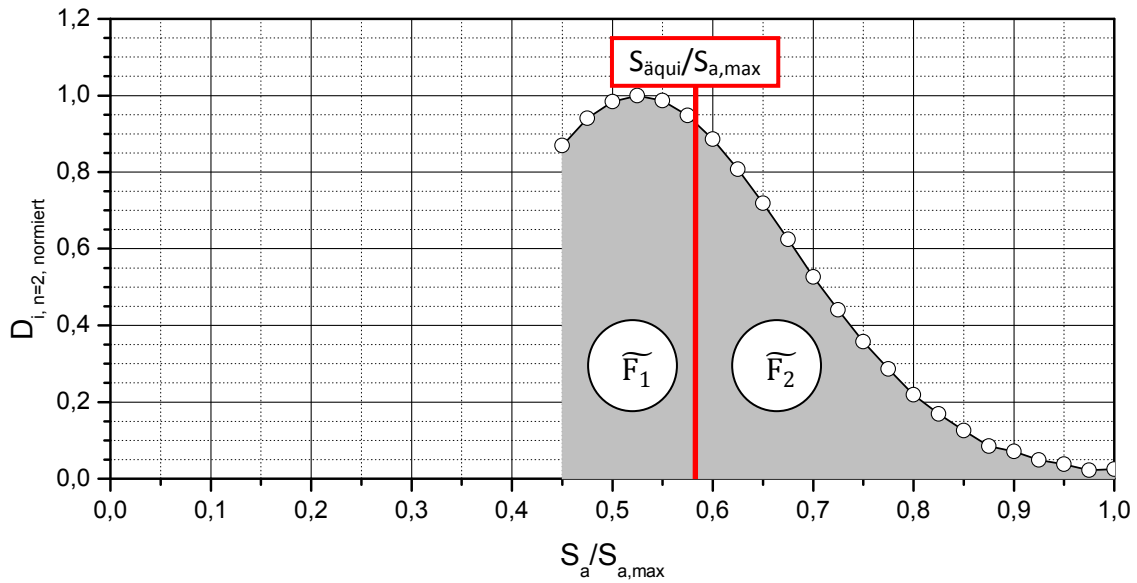


Abbildung 5.22: Schädigungsverlauf unter Berücksichtigung der Grenzbelastung S_{Grenz} , $n=2$, gelochte Proben, $S_{a,max}=110 \text{ MPa}$, $S_{äqui}=0,58 \cdot S_{a,max}$

Das Verhältnis $S_{äqui}/S_{a,max}$ wird im Rahmen dieser Arbeit als Multiplikator Y bezeichnet.

$$Y = \frac{S_{äqui}}{S_{a,max}} \tag{Gl. 5.8}$$

Verknüpft man im $S_{a,max}$ -vs.- N -Diagramm den Multiplikator $S_{äqui}/S_{a,max}=Y$ mit einem Lebensdauerdatenpunkt aus einem mehrstufigen Versuch, so wird dieser Datenpunkt parallel zur Spannungsachse in Richtung geringerer Werte verschoben, wie Abbildung 5.23 zeigt.

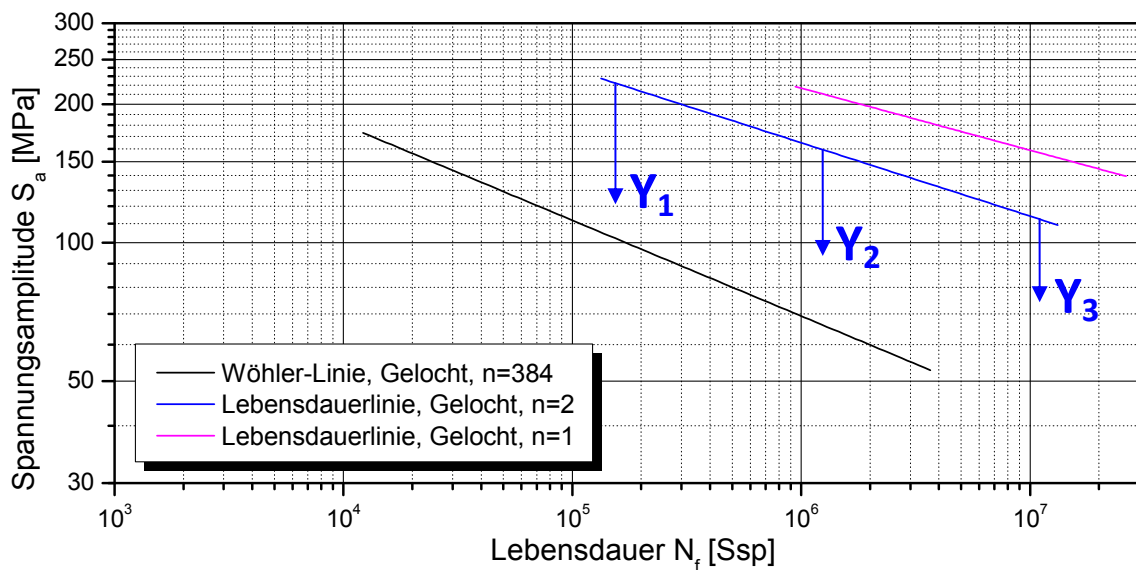


Abbildung 5.23: Spannungstransformation mittels des Multiplikators Y

Mithilfe der Transformationen X und Y sollten nun alle Lebensdauerkurven auf den jeweiligen einstufigen Versuch zurückgeführt werden.

5.3.1 Einfluss der Grenzbelastung S_{Grenz} auf $S_{\ddot{a}qui}$

Es ist sofort ersichtlich, dass die Einteilung von Kollektivlasten in schädigende und nichtschädigende Zyklen (X-Transformation) der klassischen Miner-Regel entspricht.

Neu eingeführt wurde im vorherigen Abschnitt die Y-Transformation für die Spannungsamplitude gemäß $S_{\ddot{a}qui}$. Der Einfluss von S_{Grenz} auf $S_{\ddot{a}qui}$ ist gemäß Abbildung 5.24 leicht erkennbar: Je höher S_{Grenz} in Relation zu $S_{a,max}$ wird, desto weniger schädigende Zyklen wirken im Kollektiv und $S_{\ddot{a}qui}$ steigt an. Für den minimalen Wert $S_{Grenz}=0$ MPa wirken sämtliche Zyklen des Kollektivs schädigend und $S_{\ddot{a}qui}$ erreicht das Minimum mit $\frac{S_{\ddot{a}qui}}{S_{a,max}} = \frac{1}{2}$.

Strebt $\frac{S_{Grenz}}{S_{a,max}}$ hingegen auf den Wert „1“ zu, so wirken immer weniger Zyklen schädigend und

$\frac{S_{\ddot{a}qui}}{S_{a,max}}$ nimmt zu. Für $\frac{S_{Grenz}}{S_{a,max}} \rightarrow 1$ folgt dann $\frac{S_{\ddot{a}qui}}{S_{a,max}} \rightarrow 1$, d.h. lediglich eine einzelne Laststufe wirkt schädigend. Jedes Kollektiv trägt dann mit nur einem Schwingenspiel zur Schädigung bei.

Abbildung 5.24 zeigt beispielhaft verschieden große Werte für $\frac{S_{Grenz}}{S_{a,max}}$ und die daraus folgenden Beträge $\frac{S_{\ddot{a}qui}}{S_{a,max}} = Y$ am Kollektiv $n=2$.

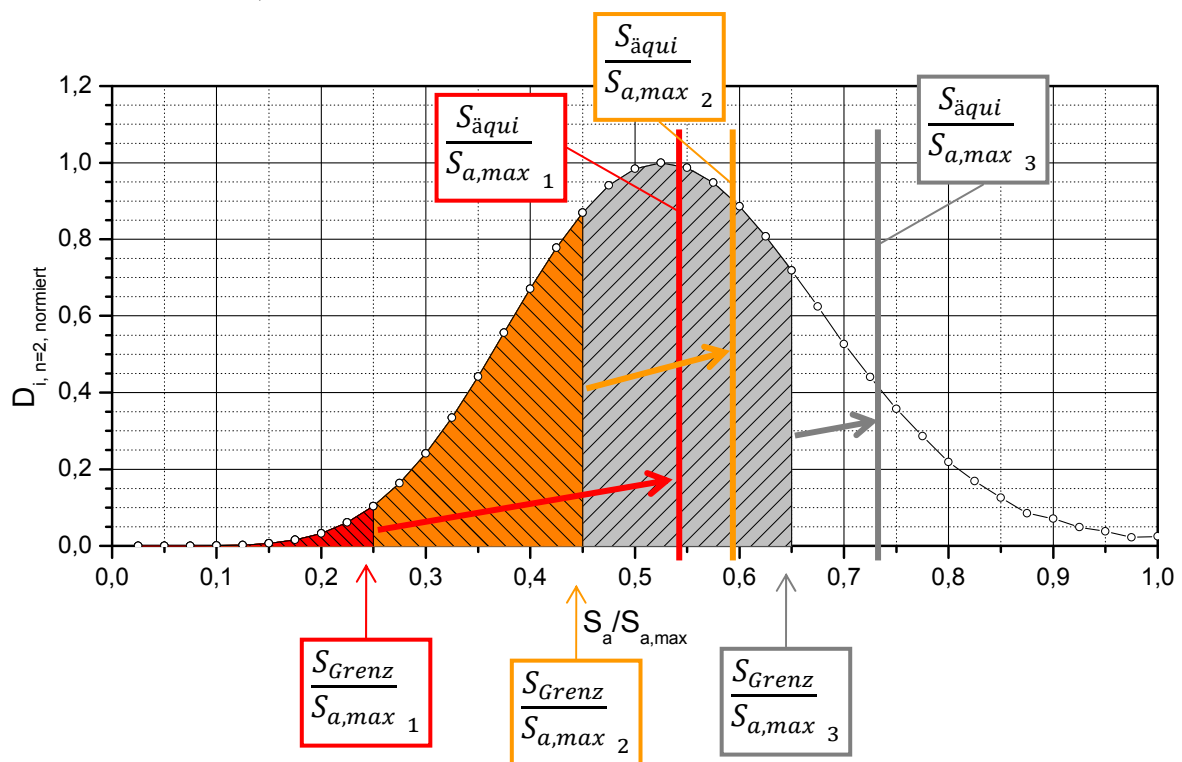


Abbildung 5.24: Äquivalente Spannungsamplitude in Abhängigkeit der Grenzbelastung

Den detaillierten Verlauf von $Y = \frac{S_{\ddot{a}qui}}{S_{a,max}}$ in Relation zur bezogenen Grenzbelastung $\frac{S_{Grenz}}{S_{a,max}}$ zeigt

Tabelle 5.6 beispielhaft für das in 40 Stufen diskretisierte Kollektiv $n=2$.

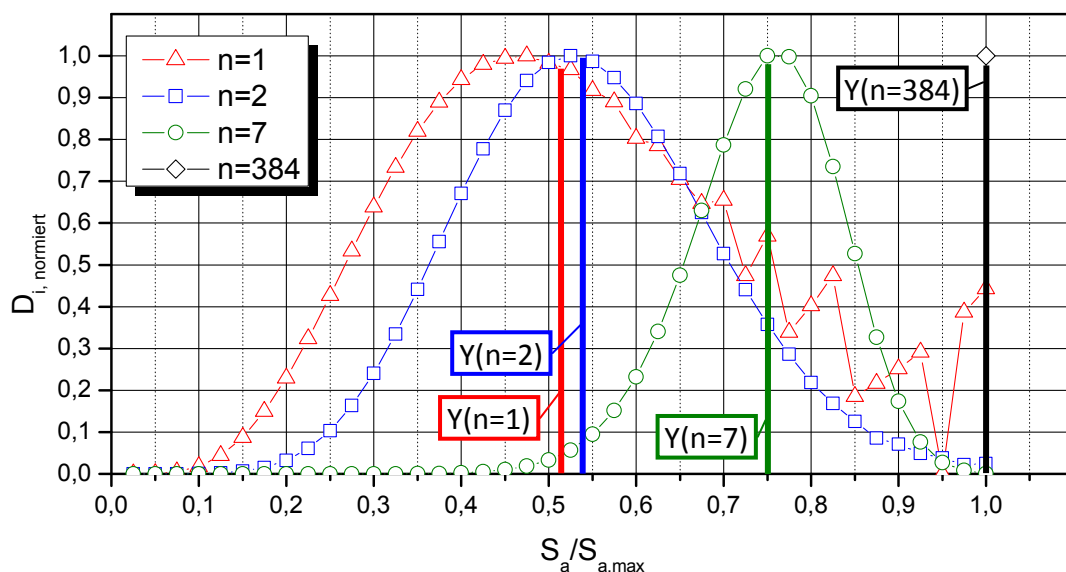
Tabelle 5.6: Bezogene Äquivalentspannung vs. bezogener Grenzbelastung, $n=2$

$S_{\text{Grenz}} / S_{a,\text{max}}$	$Y = S_{\text{äqui}} / S_{a,\text{max}}$
0,00	0,54
0,10	0,54
0,20	0,54
0,30	0,55
0,40	0,57
0,50	0,62
0,60	0,69
0,70	0,77
0,80	0,86
0,90	0,94
1,00	1,00

Bei konstanter Grenzlast S_{Grenz} steigt $S_{\text{Grenz}}/S_{a,\text{max}}$ für abnehmende Wert $S_{a,\text{max}}$. Die beiden größten Werte $S_{\text{Grenz}}/S_{a,\text{max}}$ in Tabelle 5.6 sind markiert, da sie einen Transformationsfaktor Y nahe 1,0 hervorrufen. Ein Lebensdauerpunkt im $S_{a,\text{max}}$ -vs.- N -Diagramm wird damit nicht mehr von Y beeinflusst. Es bleibt lediglich die X -Verschiebung. Dies entspricht dann genau der bekannten Lebensdauervorhersage nach „Miner original“.

5.3.2 Einfluss der Kollektivform n auf $S_{\text{äqui}}$

Der Kollektivexponent n sorgt dafür, dass die Zusammensetzung hoher, mittlerer und niedriger Spannungsamplituden in Belastungskollektiven variiert. Mit einer geänderten Anzahl an Zyklen pro Lasthorizont ändert sich auch der jeweilige Schädigungsbeitrag D_i . Es resultieren also in Abhängigkeit von n unterschiedliche Formen der Schädigungskurven und damit unterschiedliche Werte $S_{\text{äqui}}$, siehe Abbildung 5.25.

Abbildung 5.25: $S_{\text{äqui}}/S_{a,\text{max}}$ in Abhängigkeit der Kollektivform n für $n=1$, $n=2$, $n=7$ und $n=384$

Erkennbar ist die gezackte Form des Schädigungsverlaufs für das Kollektiv mit $n=1$ bei hohen Lasten $\frac{S_a}{S_{a,max}} > 0,65$. Dies ist eine Folge der gewählten Kollektivdiskretisierung in Kombination mit dem Kollektivumfang $H_0=100.000$ Ssp.

Abbildung 5.26 zeigt den Verlauf der bezogenen äquivalenten Spannungsamplitude $\frac{S_{äqui}}{S_{a,max}}$ über dem Kollektivexponenten n für die jeweils konstanten Grenzlasten $S_{Grenz}/S_{a,max}=0,0$ und $S_{Grenz}/S_{a,max}=0,6$.

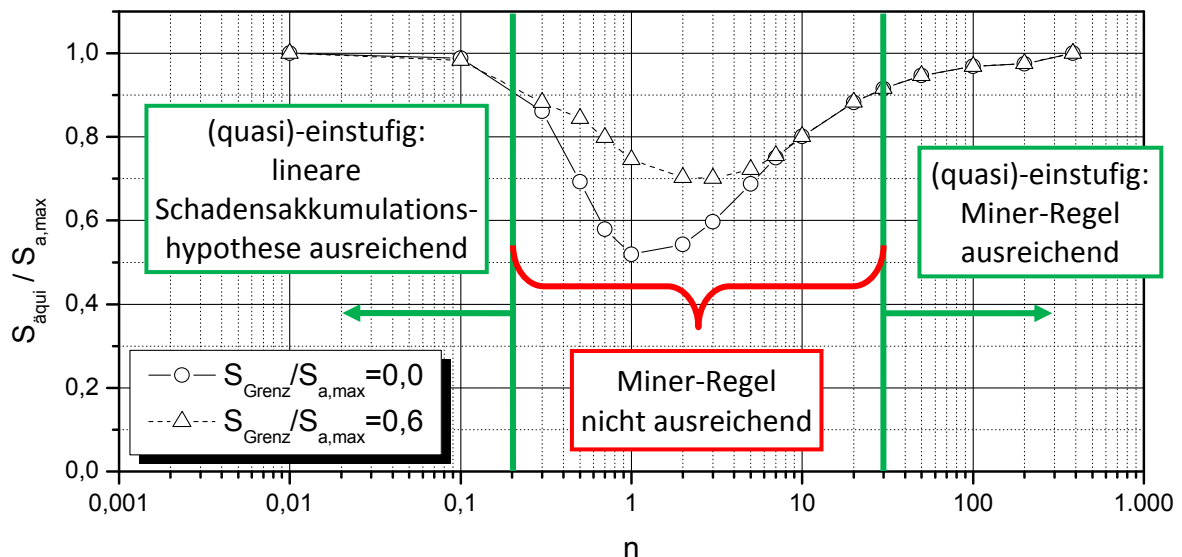


Abbildung 5.26: $S_{äqui}/S_{a,max}$ vs. n , $S_{Grenz}/S_{a,max}=0,0$ und $S_{Grenz}/S_{a,max}=0,6$

Der Diagrammbereich kann entlang der n -Achse in Bereiche eingeteilt werden, in denen einerseits die Anwendung einer linearen Schadensakkumulationshypothese bzw. der Miner-Regel ausreichend und andererseits die Anwendung der Miner-Regel nicht erfolgreich im Sinne der Lebensdauervorhersage ist.

Ausreichend ist die Anwendung, wenn $S_{äqui} \rightarrow S_{a,max}$ gilt, siehe auch Tabelle 5.6, da dann das Verhältnis $S_{äqui}/S_{a,max}$ gegen 1,0 strebt. Es liegt damit eine einstufige bzw. quasi-einstufige Belastung vor. Da aufgrund der geringen Abweichung vom idealen Wert die Anwendbarkeit der linearen Schadensakkumulation bereits ab $\frac{S_{äqui}}{S_{a,max}} = 0,9$ als möglich angesehen wird, entsprechen folglich die Bereiche $n < 0,2$ und $n > 30$ dem Gültigkeitsbereich der klassischen Miner-Regel, siehe Abbildung 5.26.

Im Bereich der Kollektivexponenten $0,2 < n < 30$ nimmt der Transformationsfaktor $Y = \frac{S_{äqui}}{S_{a,max}}$ jedoch Werte an, die deutlich von $Y=1,0$ abweichen. Damit muss im Rahmen der Lebensdauervorhersage die Y -Transformation durchgeführt werden. Die Anwendung der klassischen Miner-Regel zur Lebensdauerberechnung ist somit nicht erfolgreich.

Für Kollektivexponenten $0,7 < n < 3$ entspricht der jeweilige Schädigungsverlauf in etwa einer Glockenkurve. Unter der Annahme $S_{\text{Grenz}}=0$ MPa folgen daraus Transformationsfaktoren der Bandbreite $Y = \frac{S_{\text{äqui}}}{S_{\text{a,max}}} = 0,52 \dots 0,60$.

Sehr große Kollektivexponenten n führen zu Schädigungskurven, die sich eher mit einer Art Weibullkurve beschreiben lassen, siehe Abbildung 5.25. Für $n > 100$ befindet sich der entsprechende Lageparameter $S_{\text{äqui}}$ bei $\frac{S_{\text{äqui}}}{S_{\text{a,max}}} > 0,97$. Dies entspricht praktisch dem einstufigen Versuch.

Für extrem kleine Kollektivexponenten n rufen nur die Zyklen höchster Belastung dominierende Schädigungsbeiträge hervor. Die im Rahmen dieser Arbeit verwendete Aufteilung der Kollektive in 40 Laststufen führt dazu, dass als kleinstmögliches mehrstufiges Kollektiv der Fall $n=0,01$ technisch umgesetzt werden kann. Dabei verbleibt lediglich die Maximalspannungsamplitude $S_{\text{a,max}}$ als einziger schädigender Zyklus im Kollektivumfang. Sämtliche anderen Zyklen tragen praktisch nicht zur Schädigung bei. Die dieses Kollektiv kennzeichnende bezogene Spannungsamplitude liegt entsprechend bei $\frac{S_{\text{äqui}}}{S_{\text{a,max}}} = 1$. Im technischen Alltag ist dieses Kollektiv nicht von Bedeutung.

5.3.3 Anwendung des Modells auf alle Probentypen

Für die Lebensdauervorhersage können nun die Schwingspiele eines Kollektivs unter Berücksichtigung der Grenzbelastung S_{Grenz} in schädigende sowie nicht-schädigende Zyklen eingeteilt werden. Im Rahmen dieser Arbeit wurde eine lineare Schadensakkumulationshypothese angewendet, um anhand der schädigenden Zyklen eines Kollektivs eine charakteristische Spannung $S_{\text{äqui}}$ zu bestimmen. Dieser Spannung $S_{\text{äqui}}$ wurde eine Y -Transformation zugeordnet. Somit steht nun ein Modell bereit, um Lebensdauerberechnungen für mehrstufige Versuche unter Anwendung der entsprechenden Transformationen X und Y vorzunehmen.

Die Überprüfung dieses Modells anhand realer Daten wird zunächst mit den geschweißten Proben durchgeführt, da diese im Fokus der Betrachtung liegen. Abbildung 5.27 zeigt die Transformation sämtlicher Ergebnisse mehrstufiger Versuche für die unterschiedlichen Kollektivformen $n=1$ und $n=2$.

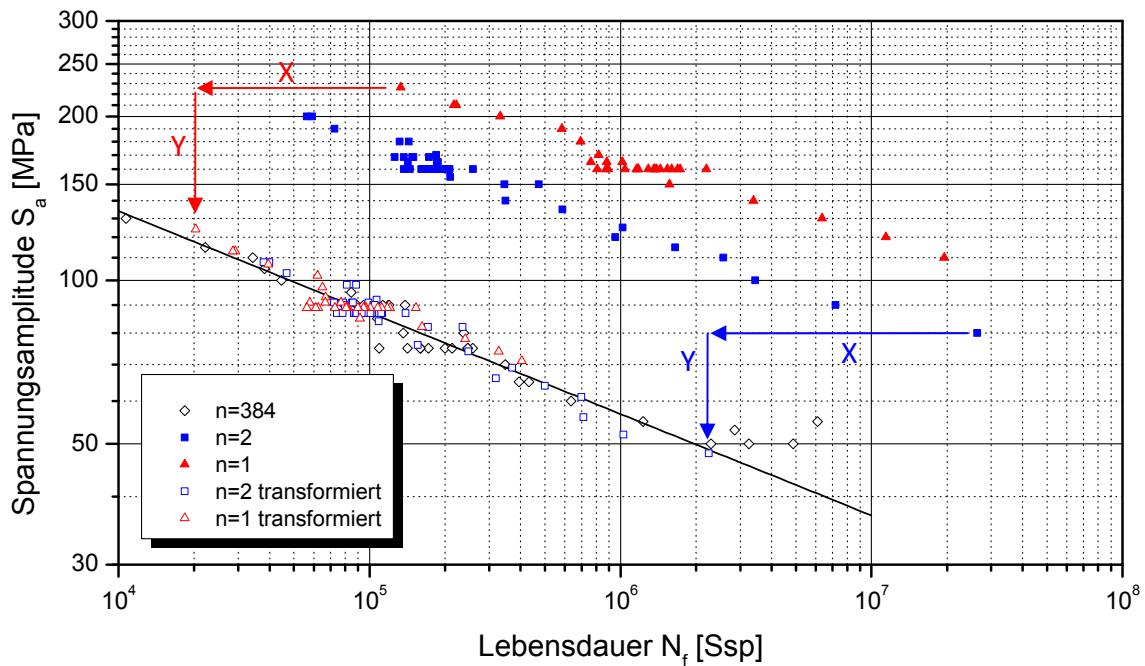


Abbildung 5.27: Transformation der Lebensdauerversuche, $n=1$ und $n=2$, geschweißte Proben

Für die Kollektive mit $n=1$ und $n=2$ zeigt sich, dass bei Unterdrückung der nicht-schädigenden Zyklen, d.h. $X < 1$, und bei Anwendung der Y-Transformation die Lebensdauerdatenpunkte beider Betriebslastfolgen in den Streubereich ihrer zugehörigen Wöhlerlinie ($n=384$) verschoben werden.

Um zu überprüfen, ob dies auch für weitere Kollektivformen gilt, wurden Versuche mit $n=7$, $n=1,4$, $n=0,85$ und $n=0,7$ durchgeführt. Diese Kollektive repräsentieren ansatzweise gut durchmischte Kollektive ($n=7$) und andererseits sogenannte „Überlastversuche“ ($n < 1$). Somit decken sie eine große Spanne möglicher Last-Zeit-Folgen ab. Pro Kollektiv wurden jeweils mindestens drei Prüflinge untersucht. In Abbildung 5.28 ist zu erkennen, dass das Modell auch für die oben genannten Kollektivformen n anwendbar ist.

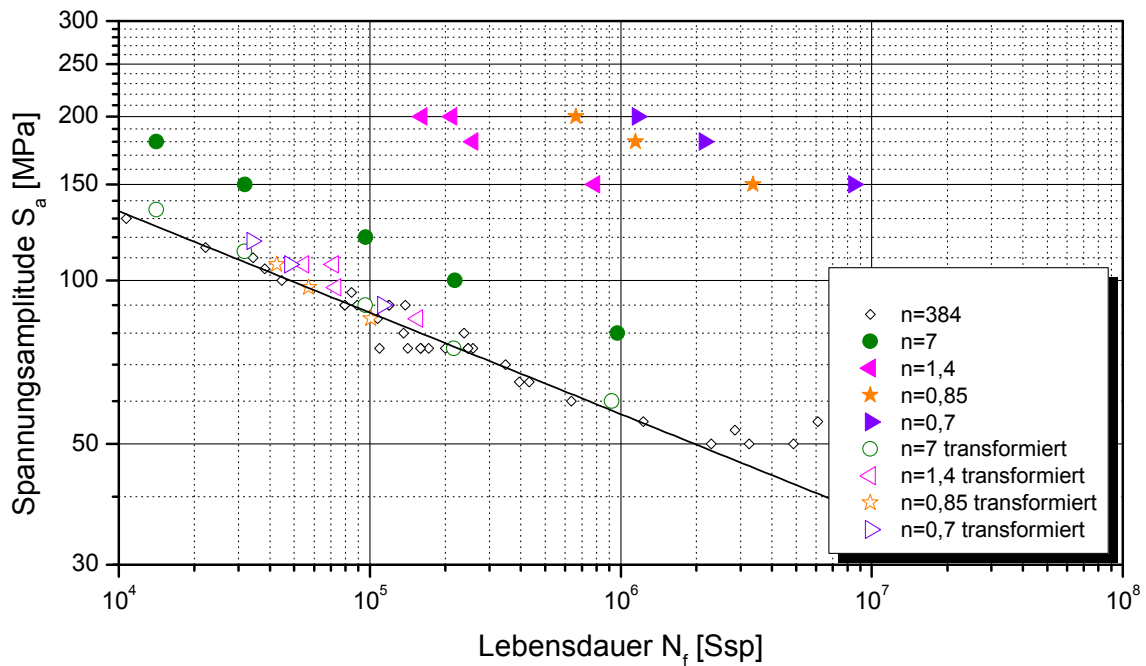


Abbildung 5.28: Transformation der Lebensdauerexperimente, diverse n , geschweißte Proben

Alle Datenpunkte der in Abbildung 5.28 dargestellten Lastkollektive lassen sich durch die Berücksichtigung der Y-Transformation in den Streubereich ihrer entsprechenden Wöhlerkurve verschieben. Die Streuung der Betriebslastexperimente bleibt auch nach der Transformation erhalten, wie am Beispiel $n=1,4$ ersichtlich ist.

Mittels der Entfernung nichtschädigender Zyklen aus dem Kollektivumfang und der Einführung einer äquivalenten Spannungsamplitude $S_{\text{äqui}}$, welche die Schädigung des Kollektivs repräsentiert, können in der Tat beliebige Betriebslastversuche gemäß Gl. 2.26 auf einstufige Versuche zurückgeführt werden, solange die Anrisslebensdauer den dominanten Anteil an der Gesamtlebensdauer besitzt.

Auch für die gelochten Proben ließen sich alle Datenpunkte aus Betriebslastexperimenten in den Streubereich der Einstufenversuche verschieben, siehe Abbildung 5.29:

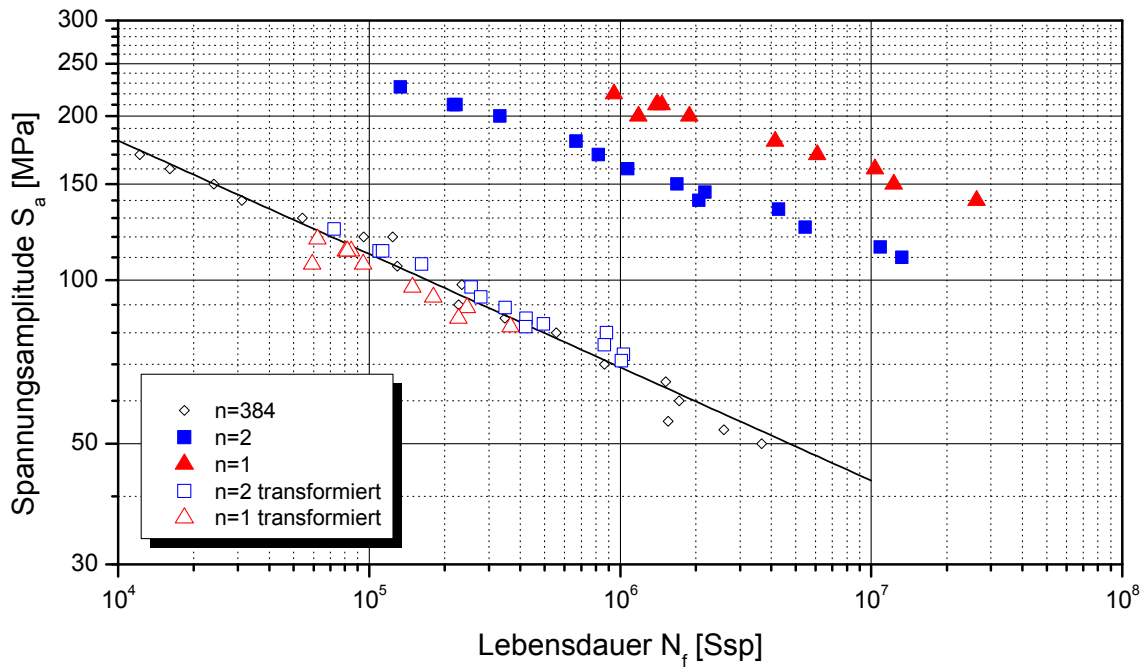


Abbildung 5.29: Transformation der Lebensdauerversuche, $n=1$ und $n=2$, gelochte Proben

Die transformierten Punkte beider Versuchsreihen liegen entlang der Wöhlerlinie. Dies ist ebenso der Fall für die verschobenen Datenpunkte aus der Versuchsreihe $n=1,4$, siehe Abbildung 5.30:

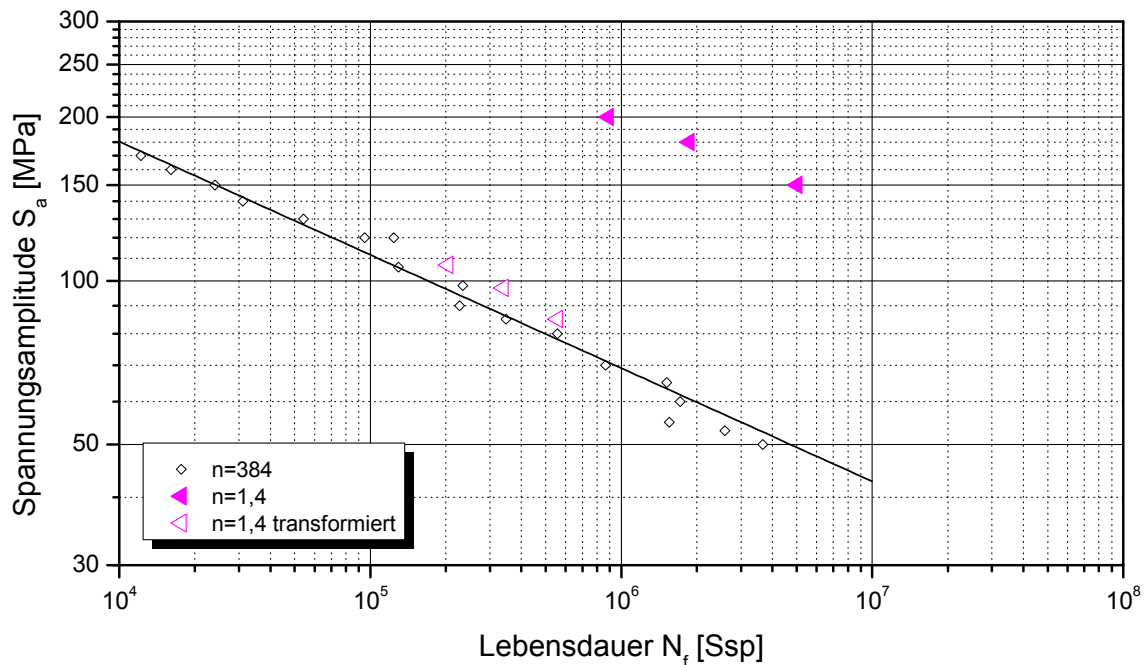


Abbildung 5.30: Transformation der Lebensdauerversuche, $n=1,4$, gelochte Proben

Die Datenpunkte der ungelochten Proben aus den Versuchsreihen $n=1$ und $n=2$ lassen sich nicht ganz so gut transformieren wie bei den anderen Probentypen. Dies zeigt sich in Abbildung 5.31.

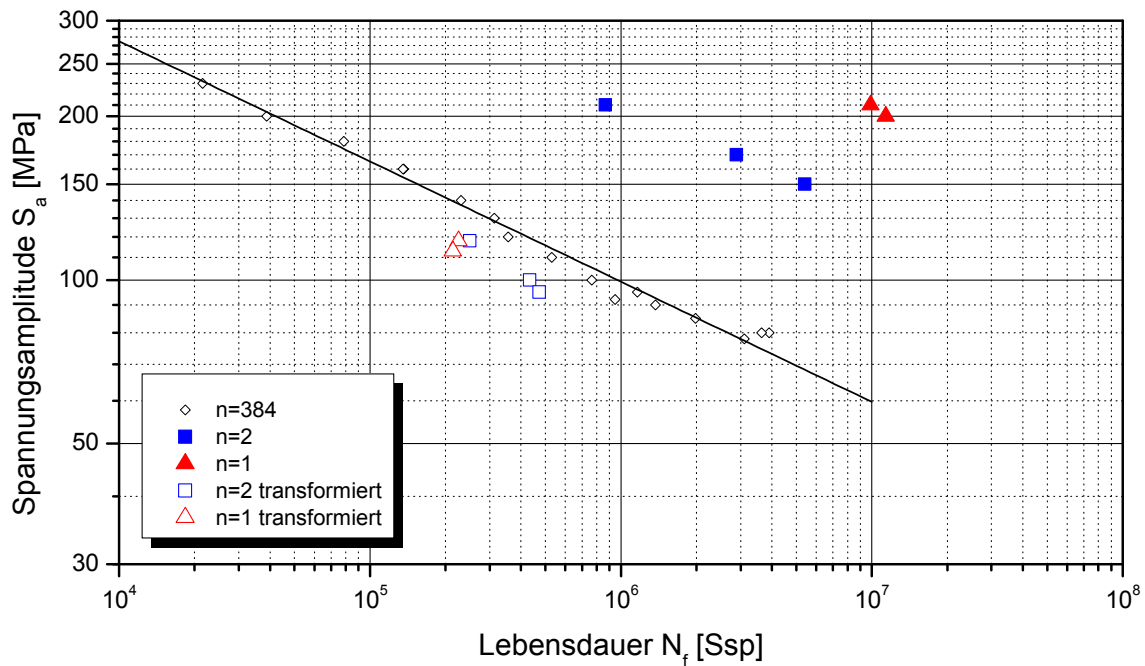


Abbildung 5.31: Transformation der Lebensdauerversuche, $n=1$ und $n=2$, ungelochte Proben

Eine mögliche Fehlerquelle stellt der geringe Stichprobenumfang dar. Zudem könnte der geringe konstruktive Kerbfaktor der ungelochten Proben mit $K_t=1,13$ im Mehrstufenversuch von nicht berücksichtigten Kerbeinflüssen dominiert worden sein.

5.4 Vergleichende Schädigungsrechnung nach Miner

Nachdem das Transformationsmodell vorgestellt wurde, werden dessen Lebensdauervorhersagen mit denen der Miner-Regel verglichen. Streng genommen ist die Miner-Regel nur dann gültig, wenn die Anrisslebensdauer die Gesamtschädigung dominiert, d.h. $N_A/N_f > 0,5$.

Eine lineare Schadensakkumulation, wie sie bei der Miner-Regel zum Einsatz kommt, darf im Bereich der Anrissphase angewendet werden, sofern die sich bildenden und wachsenden Risskeime statistischen Gesetzmäßigkeiten gehorchen. Deterministische Schädigung in Form eines einzeln wachsenden Risses gehorcht diesem Prinzip nicht. Wenn also viele Anrisse gebildet werden, die ihrerseits unterschiedliche Grade des Entwicklungsstadiums aufweisen und sich noch kein dominanter Riss zeigt, so können Schädigungsbeiträge linear akkumuliert werden.

Abbildung 5.32 zeigt die Lebensdauervorhersage auf Basis der Miner-Regel im Vergleich mit Experimenten, die für die Kollektivformen mit $n=2$ und $n=0,7$ an geschweißten Proben durchgeführt wurden.

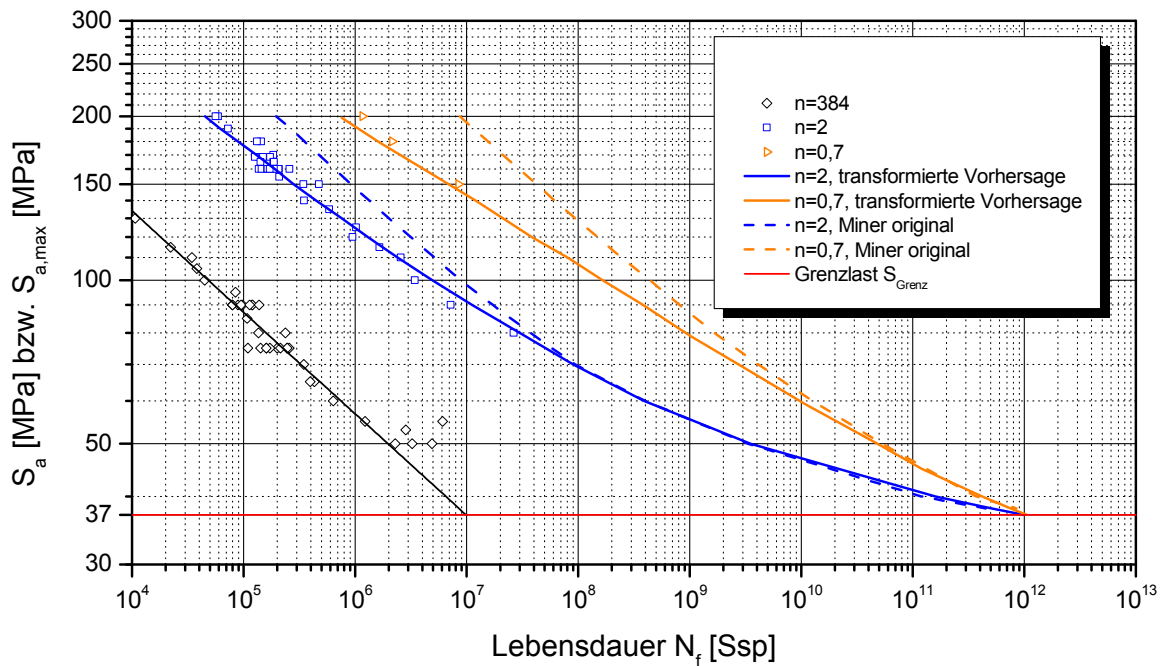


Abbildung 5.32: Lebensdauervorhersage, geschweißte Proben, $n=2$, $n=0,7$

Es wird deutlich, dass im Bereich hoher Spannungsamplituden für beide Kollektivformen die Miner-Regel nicht-konservativ ist. Die Lebensdauer wird für $n=2$ bzw. $n=0,7$ um den Faktor 4 bzw. 7 überschätzt. Wie für den Werkstoff Aluminium erwartet, liegt eine Miner-Summe kleiner als 1 vor.

Das modifizierte Modell, welches auf dem Prinzip der Äquivalenzspannung basiert, beschreibt die experimentellen Ergebnisse auf den hohen Lashorizonten hingegen sehr gut, wie die durchgezogenen Linien zeigen.

In Richtung geringer Lasten nähern sich die Kurven des Transformationsmodells und von „Miner original“ einander an. Für das Kollektiv mit $n=2$ gehen sie ab ca. $S_{a,max}=70$ MPa bei $N=10^8$ Ssp ineinander über, für $n=0,7$ ist dies ab ca. $N=5 \cdot 10^{10}$ Ssp und ca. $S_{a,max}=50$ MPa der Fall. Die Vorhersagen streben dann der Grenzlast entgegen. Im Bereich niedriger Maximalspannungsamplituden ergeben somit die Vorhersagen des hier vorgestellten Transformationsmodells und des Modells nach „Miner original“ identische Ergebnisse. Dies ist verständlich, da Tabelle 5.6 zeigt, dass für kleine Lasten $S_{a,max}$ und damit hohe Werte $\frac{S_{Grenz}}{S_{a,max}}$ das Verhältnis $\frac{S_{äqui}}{S_{a,max}}$ gegen den Wert 1 strebt. Dies führt zu einer erfolgreichen Anwendung der klassischen Miner-Regel.

Für die Betriebslastfolgen stellt die Bruchschwingspielzahl $N=10^{12}$ Ssp eine Schranke dar. Dieser Wert entspricht dem Produkt aus der Zyklenzahl am Schnittpunkt zwischen Wöhler- und Grenzlastlinie ($N=10^7$ Ssp) sowie dem Kollektivumfang $H_0=10^5$ Ssp. Somit bestimmt die Grenzlast S_{Grenz} die maximale Schwingspielzahl, die ein Bauteil ertragen kann.

Unterschreitet man die Grenzlast, so ist das Bauteil „dauerfest“. Dies wäre für die vorgestellten Experimente dann bei $N > 10^{12}$ Ssp der Fall.

Im technisch relevanten Schwingenspielbereich bis $N_f=10^8$ Ssp existieren die größten Abweichungen zwischen den Vorhersagen gemäß der Miner-Regel und dem modifizierten Modell.

5.5 Mittelwertbildung $S_{äqui}$ und Werkstoffschädigung

Das modifizierte Modell zur Transformation der Lebensdauerdaten beschreibt, wie Schädigung innerhalb der Anrisslebensdauer bei mehrstufigen Versuchen im Vergleich zu einstufigen wirkt. Die hierzu angewendete Schadensakkumulation fußt auf der Hypothese, dass innerhalb des Lastkollektivs schädigende Zyklen existieren. Die von diesen Zyklen ausgehenden Schädigungsbeiträge hängen von der Spannungsamplitude ab und die Schädigung darf linear akkumuliert werden. Dies ist eine notwendige Bedingung zur Anwendung der Miner-Regel.

Üblicherweise werden die schädigenden Zyklen einer mehrstufigen Belastung mittels der Grenzlast S_{Grenz} identifiziert. Dies konnte im Rahmen dieser Arbeit bestätigt werden, siehe Abschnitt 5.2.4. Aus dem genannten Abschnitt geht allerdings auch hervor, dass die Bestimmung von S_{Grenz} problematisch ist. Schließlich sorgt die Identifizierung schädigender Zyklen in Bezug auf die Anrissphase dafür, dass der Kollektivumfang um die nicht-schädigenden Zyklen reduziert wird.

Die Abhängigkeit der Schädigungshöhe allein von der Spannungsamplitude darf nur im Bereich der Anrisslebensdauer definiert werden, da dort ein Risswachstum gemäß der LEBM nicht vorliegt. Es wird angenommen, dass Reihenfolgeeffekte für die Bildung und das Wachstum der kurzen Risse innerhalb der Anrissphase vernachlässigbar gering sind. Auch dann darf die Schädigung nicht deterministisch den einzelnen Schwingspielen eines Kollektivs zugeordnet werden, da Diskontinuitäten in der Phase der Bildung und des Wachstums kurzer Risse existieren.

Eine lineare Akkumulation von Schädigung ist im Bereich der Anrisslebensdauer zwar denkbar, aber in der Regel nicht für jeden einzelnen Zyklus. Nur im Einstufenversuch geht jedes Schwingspiel einer Laststufe i mit der gleichen Schädigungswirkung $d_i(S)=konst$ in die Werkstoffschädigung ein, sodass bei Erreichen der Anrisslebensdauer N_A für die Gesamtschädigung gilt:

$$D(einstufig) = \sum N_A \cdot d_i \leq 1 \quad Gl. 5.9$$

Die schädigenden Zyklen $d_i(S)$ eines Mehrstufenversuchs tragen nun zwar entsprechend der Höhe von S_{Grenz} zur Gesamtschädigung bei. Jedoch muss deren Schädigungswirkung mindestens einem Schwingenspielblock mit $N < H_0$ zugeordnet werden.

Für die Gesamtschädigung mehrstufiger Versuche erhält man:

$$D(\text{mehrstufig}) = \int_{S_{Grenz}}^{S_{max}} D_i(S) dS \leq 1 \quad \text{Gl. 5.10}$$

Teilt man diese Gesamtschädigung $D(\text{mehrstufig})$ in Höhe der Spannungsamplitude $S_{\text{äqui}}$ auf, so erhält man zwei flächengleiche Hälften:

$$\int_{S_{Grenz}}^{S_{\text{äqui}}} D_i(S) dS = \int_{S_{\text{äqui}}}^{S_{a,max}} D_i(S) dS \quad \text{Gl. 5.11}$$

Eine mehrstufige Lastfolge, die derart durch eine äquivalente Spannungsamplitude $S_{\text{äqui}} = \text{konst}$ charakterisiert wurde, ruft somit nach ihrer Transformation ebenfalls die Schädigung einer einstufigen Lastfolge hervor:

$$D(\text{mehrstufig}) \xrightarrow{\text{Transformation}} D(\text{einstufig}, S_{\text{äqui}}) \quad \text{Gl. 5.12}$$

$$= \sum N_A \cdot d_{S_{\text{äqui}}} \leq 1$$

Die Mittelwertbildung an unterschiedlichen Laststufen $S_{a,i}$ für mehrstufige Versuche ist möglich. Da Gleichung 5.12 mit Gleichung 5.9 identisch ist, kann die Schädigung einer mehrstufigen Lastfolge somit auf diejenige einer einstufigen Belastung zurückgeführt werden.

Eine Aussage zur Schädigung im Fall mehrstufiger Versuche kann nur für gesamte Kollektivumfänge, nicht jedoch für die Abfolge einzelner Schwingenspiele getroffen werden. Daher sind die vom Modell vorhergesagten (Anriss-)Lebensdauern für stochastische Versuchsabläufe und streng sortierte Blockversuche identisch.

5.6 Das Transformationsmodell im Sinne der Lebensdauerkonzepte

Das Schema der Lebensdauerkonzepte aus Abbildung 1.1 kann unter Berücksichtigung des Transformationsmodells neu aufgestellt werden. Dabei wird der Gesamtlebensdauer als Kombination aus Anrissphase und bruchmechanischer Rissausbreitung Rechnung getragen, siehe Abbildung 5.33.

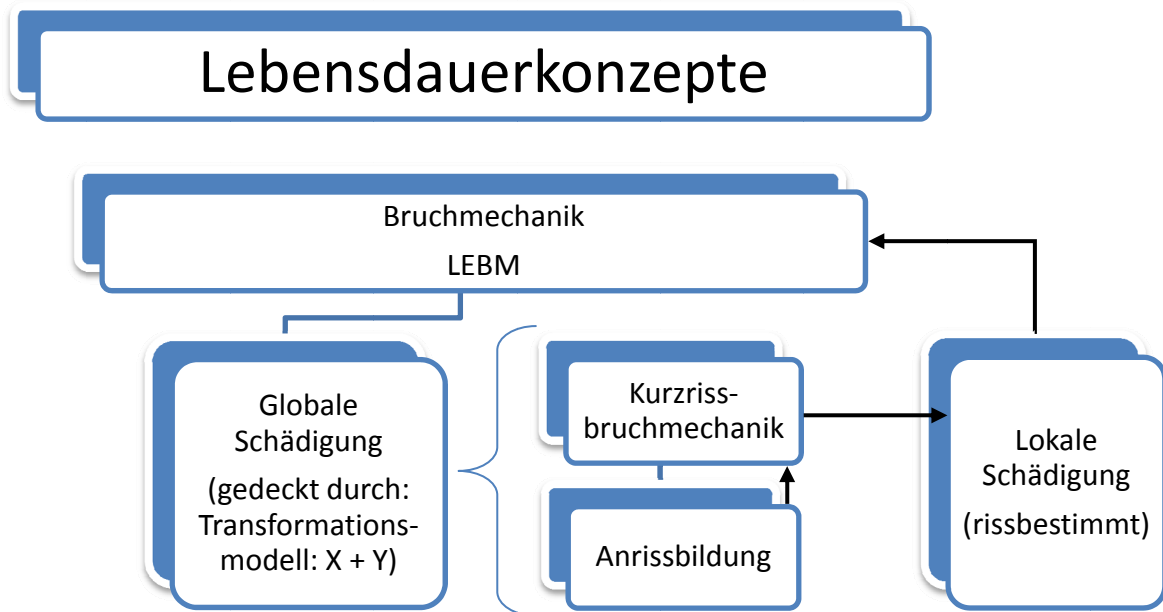


Abbildung 5.33: Neues Schema der Lebensdauerkonzepte

Die gesamte Anrissphase N_A lässt sich mit dem statistischen Modell der X- und Y-Transformation gut beschreiben. Dessen zugrundeliegende Physik ist unklar im Sinne deterministischer Vorgänge.

Da das Modell materialabhängig ist, kann nicht ausgeschlossen werden, dass für bestimmte Werkstoffe die Berechnung der Anrissbildung und der Kurzrissbruchmechanik auf Basis materialwissenschaftlicher Schädigungsgrößen möglich ist. Dies ist beispielsweise der Fall, wenn ein einziger Riss die gesamte Lebensdauer bestimmt. Als problematisch würden sich dann allerdings die genaue Bestimmung der Anrissbildung N_i und die Berechnung des Mikrorissfortschritts erweisen. Vorteilhaft wäre jedoch die deterministische Beschreibung der physikalischen Vorgänge.

Somit existieren im Fall der mikroskopischen Lebensdaueranteile zwei Konzeptstränge parallel.

Für diejenigen Lebensdaueranteile, die mittels der makroskopischen Schädigungsgröße „Riss“ beschrieben werden können, dient als alleiniges Berechnungskonzept die Bruchmechanik.

6 Zusammenfassung

Das Ziel dieser Arbeit ist ein Modell zur Lebensdauervorhersage für geschweißte, sowie generell auch unterschiedlich stark gekerbte Bauteile unter Betriebsbeanspruchung am Beispiel des Werkstoffs EN AW-6156-T4.

Dazu wurden einstufige und mehrstufige Ermüdungsexperimente an drei Probenvarianten unterschiedlicher Kerbgeometrie durchgeführt. Mittels FEM-Rechnung konnte den ungelochten, gelochten und geschweißten Proben jeweils ein linear-elastischer Kerbfaktor K_t zugewiesen werden. Diese statischen Kerbfaktoren erklären die Beanspruchbarkeit der Probenvarianten im Einstufenversuch, bei jeweils gleicher Gesamtlebensdauer, nur qualitativ. Dabei bedingt ein hoher Kerbfaktor K_t , dass nur eine geringe Nennspannungsbeanspruchung möglich ist. Ein geringer Kerbfaktor K_t ermöglicht hingegen die Beanspruchung mit einer hohen Nennspannungsamplitude.

Zur quantitativen Beschreibung der Beanspruchbarkeiten bzw. der Lage der Basquin-Geraden sind zyklische Kerbfaktoren $K_{t,zykl}$ notwendig, die nicht berechnet werden können, sondern den experimentellen Ergebnissen entnommen wurden. Anhand dieser entnommenen Werte $K_{t,zykl}$ kann auf die Lage weiterer Basquin-Geraden bei beliebigen Kerbfaktoren K_t geschlossen werden.

An ausgewählten Prüflingen kam im Ermüdungsversuch die Potentialsonde zum Einsatz, um die mit der Ermüdung verbundene Schädigungsgröße „Riss“ in-situ verfolgen zu können. Es konnte gezeigt werden, dass sich diese Schädigungsgröße nur im Bereich der makroskopischen Rissausbreitung kontinuierlich und gemäß der LEBM verhält. Hingegen ist der Bereich der mikroskopischen Defekte mit Mikrorisslängen bis zu $a=500\mu\text{m}$, also die Anrissphase N_A , durch diskontinuierliches Risswachstum bei vielen, voneinander unabhängigen Anrissen gekennzeichnet. Die Anrissphase dominiert die Gesamtlebensdauer N_f , im Fall mehrstufiger Lastfolgen mit über 70%.

Ein Modell zur Vorhersage der zyklischen Gesamtlebensdauer von Bauteilen sollte demnach auf die dominante Anrisslebensdauer gestützt sein und muss ihren diskontinuierlichen Schädigungscharakter beschreiben. Diese Bedingungen erfüllt das in dieser Arbeit vorgestellte Transformationsmodell, in das die im Sinne der Anrisslebensdauer schädigenden Zyklen oberhalb der Grenzlast S_{Grenz} einfließen. Deren Schädigung wird nicht separat bzw. deterministisch bewertet, sondern es wird dem Lastkollektiv insgesamt eine statistische Schädigungswirkung bezüglich der Anrissphase zugeschrieben. Diese Schädigungswirkung, die von der Kombination aus dem Kollektivexponenten n , der Grenzlast S_{Grenz} und der Maximalspannungsamplitude $S_{a,max}$ abhängt, korreliert mit einer einstufigen, äquivalenten Spannungsamplitude $S_{äqui}$. Anhand von $S_{äqui}$ wird eine durch

mehrstufige Versuche ermittelte Lebensdauerkurve auf ihre entsprechende Wöhler-Linie transformiert.

Empirisch wurde das Transformationsmodell für ungelochte, gelochte und geschweißte Proben nachgewiesen. Dabei standen die Kollektivformen mit $n=1$ und $n=2$ im Fokus der Betrachtungen. Insbesondere für die geschweißten Proben wurden weiterhin die Lastfolgen mit $n=7$, $n=1,4$, $n=0,85$ und $n=0,7$ untersucht. Es zeigte sich, dass die Lebensdauerkurven der geschweißten und der gelochten Proben mittels des Transformationsmodells auf ihre entsprechenden Wöhler-Linien verschoben werden. Für die ungelochten Proben gelingt die Transformation nicht ganz so gut.

Im gleichen Zuge gelingt damit auch die Lebensdauervorhersage als Rücktransformation (ausgehend von Wöhler-Linien hin zu Lebensdauerlinien) für geschweißte und gelochte Proben sehr gut. Die zum Vergleich herangezogene klassische Miner-Regel offenbart ihre vom Transformationsmodell beschriebenen Vorhersagefehler besonders bei großen Lasthöhen $S_{a,max}$ und mittleren Kollektivformen n . Für gering oberhalb von S_{Grenz} liegende Werte $S_{a,max}$ stimmt die Lebensdauervorhersage des Transformationsmodells mit derjenigen der klassischen Miner-Regel überein.

7 Literaturverzeichnis

- Albert, W. A. (1837). Über Treibseile am Harz. *Archiv für Mineralogie, Geognosie, Bergbau und Hüttenkunde, Bd. 10*, S. Seiten 215 - 234.
- Anand, D., Chen, D., Bhole, S., Andreychuk, P., & Boudreau, G. (2006). Fatigue behavior of tailor (laser)-welded blanks for automotive applications. *Materials science and engineering A 420*, S. Seiten 199-207.
- Anthes, R., Köttgen, V., & Seeger, T. (1993). Kerbformzahlen von Stumpfstößen und Doppel-T-Stößen. *Schweißen und Schneiden, Heft 12*, S. 685-688.
- Ashcroft, N., & Mermin, N. (1976). *Solid state physics*. New York: Saunders College Publishing.
- ASTM E466-96. (1996). *Standard practice for conducting force controlled constant amplitude axial fatigue tests of metallic materials*. American society for testing and materials.
- Aurich, D. (1978). *Bruchvorgänge in metallischen Werkstoffen*. Karlsruhe: Werkstofftechnische Verlagsgesellschaft.
- Bachmann, V., Trautmann, K., Sengebusch, P., Marissen, R., & Nowack, H. (1999). *Messmethoden für den Rissfortschritt bei Schwingbelastungen*. Köln: Deutscher Verband für Materialprüfung e.V.
- Bär, J. (1992). *Einfluss von Temperatur und Mikrostruktur auf die Ausbreitung von Ermüdungsrissen in einer faserverstärkten Aluminiumlegierung*. Dissertation. Max-Planck-Institut für Metallforschung. Stuttgart.
- Bär, J. (2001). Vollautomatische Experimente zur Ermüdungsrissausbreitung. *Materialprüfung 43. Nr. 6*, S. 242ff.
- Bauer, C., & andere. (1997). *Aluminium-Taschenbuch, Band 3, 15. Auflage*. Düsseldorf: Aluminium-Verlag.
- Bazios, I. (1999). *Untersuchungen zum Ermüdungsverhalten einer AlMgSi-Legierung bei betriebsnaher Beanspruchung in korrosiven Medien*. Dissertation. Universität der Bundeswehr München. München.
- Beichelt, F. (1995). *Stochastik für Ingenieure*. Stuttgart: B. G. Teubner Stuttgart.
- Berger, W. (2000). *Lebensdauervorhersage für partikelverstärkte Aluminiumlegierungen unter Berücksichtigung der mikrostrukturellen Aspekte der Schädigung*. Dissertation. Universität der Bundeswehr München. München.
- Böhm, J., & Heckel, K. (1982). Die Vorhersage der Dauerschwingfestigkeit unter Berücksichtigung des statistischen Größeneinflusses. *Zeitschrift für Werkstofftechnik 13*, S. 120-128.
- Broek, D. (1986). *Elementary engineering fracture mechanics. 4th revised edition*. Dordrecht: Kluwer academic publishers.

- Broll, M. (2006). *Charakterisierung des Rissausbreitungsverhaltens unter betriebsnaher Beanspruchung. Dissertation. Universität der Bundeswehr München. Neubiberg.*
- Brucksch, R. (2009). *Dissertation: Betriebsfestigkeits- und Ermüdungsrissausbreitungsuntersuchungen an einer hochfesten Aluminiumknetlegierung aus der Luftfahrt. UniBW München.*
- Brucksch, R., Bär, J., & Gudladt, H.-J. (2011). In-situ-Risserkennung mit Hilfe der thermoelastisch angeregten Lock-in-Thermographie. *MP Materials Testing 01-02* , S. 26-31.
- Buxbaum, O. (1992). *Betriebsfestigkeit - Sichere und wirtschaftliche Bemessung schwingbruchgefährdeter Bauteile; 2. Auflage.* Düsseldorf: Verlag Stahleisen.
- de los Rios, E., Tang, Z., & Miller, K. (1984). Short crack fatigue behaviour in a medium carbon steel. *Fatigue and fracture of engineering materials and structures Vol.7 No.2* , S. 97-108.
- DGQ. (1995). *Das Lebensdauernetz: Leitfaden zur grafischen Bestimmung von Zuverlässigkeitskenngrößen der Weibull-Verteilung.* Frankfurt am Main.: Deutsche Gesellschaft für Qualität e.V.
- DIN EN ISO 6520-1. *Schweißfehler.*
- DIN ISO 27681-1. (1991). *Allgemeintoleranzen.*
- Düber, O., Künkler, B., Krupp, U., Christ, H.-J., & Fritzen, C.-P. (2006). Experimental characterization and two-dimensional simulation of short-crack propagation in an austenitic–ferritic duplex steel. *International Journal of Fatigue 28* , S. Seiten 983–992.
- Eibl, M. (2003). *Berechnung der Schwingfestigkeit laserstrahlgeschweißter Feinbleche mit lokalen Konzepten. Dissertation. Technische Universität Darmstadt. Darmstadt.*
- Erben, W. (1994). *Lebensdauervorhersage gekerbter Bauteile auf der Basis des statistischen Größeneinflusses. Dissertation. Universität der Bundeswehr München. Neubiberg.*
- Fabrègue, D., Deschamps, A., & Suéry, M. (2009). Influence of the silicon content on the mechanical properties of AA6xxx laser welds. *Materials Science and Engineering A 506* , S. Seiten 157-164.
- Feldmann, M. (kein Datum). Umdruck zur Übung Stahlbau I - Ermüdung. Institut und Lehrstuhl für Stahlbau, Leichtmetalle. .
- Forsyth, P. (1962). A two stage process of fatigue crack growth. *Crack propagation proceedings of cranfield symposium*, (S. 76-94). London: Her Majesty's stationary office.
- Gaßner, E. (1954). Betriebsfestigkeit, eine Bemessungsgrundlage für Konstruktionsteile mit statistisch wechselnden Betriebsbeanspruchungen. *Konstruktion 6. Nr. 3.* , S. 97-104.

- Gaßner, E., Griese, F., & Haibach, E. (1964). Ertragbare Spannungen und Lebensdauer einer Schweißverbindung aus St 37 bei verschiedenen Formen des Beanspruchungskollektivs. *Arch. Eisenhüttenwesen* 35. Nr.3 , S. Seiten 255-267.
- Gatts, R. (1962). Application of a cumulative damage concept to fatigue. *Trans. SAME Paper, Ser.D., J. basic Engineering* 84 , S. Seiten 403-409.
- Gilbey, D., & Pearson, S. (1966). *Measurement of the length of a central or edge crack in a sheet of metal by an electrical resistance method. RAE technical report no. 66402.*
- Grellmann, W., & Seidler, S. (2005). *Kunststoffprüfung*. München Wien: Carl Hanser Verlag.
- Griffith, A. (1921). *Phil.Trans. Roy. Soc. Ser. A* 221,163. London.
- Gross, D., & Seelig, T. (2007). *Bruchmechanik (4., bearbeitete Auflage)*. Berlin Heidelberg: Springer.
- Gudladt, H.-J., Kosche, K., & Petit, J. (1993). Microstructural aspects of fatigue crack propagation in Al-Zn-Mg alloys. *Zeitschrift für Metallkunde* 84 , S. 301-306.
- Haibach, E. (1989). Betriebsfestigkeit - Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung.
- Haibach, E., & Matschke, C. (1981). Normierte Wöhlerlinien für ungekerbte und gekerbte Formelemente aus Baustahl. *Stahl und Eisen* 101, Nr. 3 , S. 21/27.
- Halliday, M. (1980). The D.C. electrical potential method für crack length measurement - The measurement of crack length and shape during fracture and fatigue. *EMAS* , S. Seite 85ff.
- Hayer, M., Papakyriacou, M., Pippin, R., & Stanzl-Tschegg, S. (2001). Influence of loading frequency on the high cycle fatigue properties of AlZnMgCu1.5 aluminium alloy. *Materials science and engineering A* 314 , S. Seiten 48-54.
- Heckel, K. (1991). *Einführung in die technische Anwendung der Bruchmechanik (3., durchgesehene Auflage)*. München Wien: Carl Hanser Verlag.
- Hicks, M. (1982). A comparison of theoretical and experimental methods of calibrating the electrical potential drop technique for crack length determination. *International Journal of Fracture. Vol. 20* , S. Seite 91ff.
- Hilbinger, R. (2001). *Heißrissbildung beim Schweißen von Aluminium in Blechrandlage*. Herbert Utz Verlag.
- Hofman, J., Homayun, M., & Roth, J. (1993). Streuverhalten von Anrisswöhlerlinien. *Materialprüfung* 35 , S. Seite 46-51.
- Irwin, G. (1957). *Journ. Appl. Mech.* 24 , S. S. 361.
- Jarfall, L. (1975). Influence of variations of manoeuvre load spectrum. *8th ICAR symposium. Lausanne.*
- Jen, Y., Chang, L., & Fang, C. (2008). Assessing the fatigue life of butt-welded joints under oblique loading by using local approaches. *International Journal of Fatigue* 30 , S. 603-613.

- Johnson, H. (1965). Calibrating the electric potential method for studying slow crack growth. *Materials research and standards* 5(9) , S. Seiten 442-445.
- Karakas, Ö., Morgenstern, C., & Sonsino, C. (2008). Fatigue design of welded joints from the wrought magnesium alloy AZ31 by the local stress concept with the fictitious notch radii of $r_f = 1.0$ and 0.05 mm. *International Journal of Fatigue* 30 , S. 2210-2219.
- Kitagawa, H., & Takahashi, S. (1976). Applicability of fracture mechanics to very small cracks or cracks in the early stage. *Proc. 2nd int. conf. mech. behav. of mat., Boston* , S. S. 627.
- Klesnil, M., & Lukáš, P. (1972). Influence of strength and stress history on growth and stabilisation of fatigue cracks. *Engineering fracture mechanics* 4 (1) , S. 77-92.
- Krä, C. (1988). *Beschreibung des Lebensdauerverhaltens gekerbter Proben unter Betriebsbelastung auf der Basis des statistischen Größeneinflusses. Dissertation. UniBW München. Neubiberg.*
- Kreuzer, W. (1995). *Vorhersage der Schwingfestigkeit von Schweißverbindungen auf der Basis des statistischen Größeneinflusses. Dissertation. Universität der Bundeswehr München. Neubiberg.*
- Krüger, A. (1995). *Bedeutung des Spannungsgradienten für den statistischen Größeneinfluss bei Schwingbeanspruchung. Dissertation. UniBW München. Neubiberg.*
- Krüger, A. (1996). *Bedeutung des Spannungsgradienten für den statistischen Größeneinfluss bei Schwingbeanspruchung. Dissertation. Universität der Bundeswehr München.*
- Krupp, U., Knobbe, H., Christ, H., Köster, P., & Fritzen, C. (2010). The significance of microstructural barriers during fatigue of a duplex steel in the high- and very-high-cycle-fatigue (HCD/VHCF) regime. *International journal of fatigue* 32 , S. 914-920.
- Laird, C., & Duquette, D. (1972). Corrosion fatigue. In *NACE-2* (S. S. 88). Houston.
- Lankford, J. (1982). The growth of small fatigue cracks in 7075-T6 aluminum. *Fatigue of engineering materials and structures Vol. 5 No.3* , S. 233-248.
- Lehmann, R. (133-139 1969). Einfluss der Belastungsreihenfolge auf die Zeitraufung bei Betriebsfestigkeitsversuchen. *Mitteilung aus dem IfL Dresden* 8. H. 4.
- Miner, M. (1945). Cumulative damage in fatigue. *J. appl. mech.* 12 , S. 159-164.
- Mughrabi, H. (1983). 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. ASTM.* , S. 5ff.
- Mughrabi, H. (2006). In: *Proc. intl. conf. on fatigue. Atlanta. USA. on CD rom.*
- Mughrabi, H., Ackermann, F., & Herz, K. (1979). Fatigue mechanisms. *ASTM STP 675* , S. S. 69.
- Mughrabi, H., Wang, R., Differt, K., & Eßmann, U. (1983). Fatigue mechanisms: Advances in quantitative measurement of physical damage. *ASTM STP 811* , S. S. 5.

- Munz, D. (1984). *Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe - Vortragstexte eines Symposiums der Deutschen Gesellschaft für Metallkunde*. DGM Informationsgesellschaft Verlag.
- Murakami, Y., & Endo, M. (1994). Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength. *International journal of fatigue*. Volume 16. Issue 3. , S. Seiten 163-182.
- Nageswararao, M. (1976). Fatigue crack propagation in stage-I in a aluminium-zinc-magnesium alloy: General characteristics. *Metallurgical and materials transactions A*. Vol. 7. Nr. 12 , S. 184ff.
- Narasaiah, N., & Ray, K. (2008). Initiation and growth of micro-cracks under cyclic loading. *Materials science and engineering A 474* , S. 48-59.
- Neuber, H. (2000). *Kerbspannungslehre, 4. Auflage*. Berlin: Springer.
- Newman Jr., J., & Raju, I. (1981). An empirical stress-intensity factor equation for the surface crack. *Engineering fracture mechanics, Volume 15, Issues 1-2* , S. Seiten 185-192.
- Niegel, A., & Gudladt, H.-J. (1991). Studies of intergranular crack propagation in age-hardenable Al-Zn-Mg alloys. *Zeitschrift für Metallkunde, Band 82* , S. 217-224.
- Ostermann, H., & Schütz, W. (1964). Einfluss unterschiedlich hoher und häufiger Vorbelastungen auf die Schwingfestigkeit gebohrter Flachstäbe aus St 37. Teil A: Wöhlerversuche. *LBF-Bericht Nr. FB-53* .
- Palmgren, A. (1924). Die Lebensdauer von Kugellagern. *VDI-Z 58* , S. 339-341.
- Paris, P. (1960). A critical analysis of crack propagation laws. *Journal of basic engineering*. Vol. 85 , S. 582ff.
- Piascik, R. (1997). The characteristics of fatigue damage in the fuselage riveted lap splice joint. *National aeronautics and space administration. NASA/TP-97-206257* . Hampton.
- Pohl, K., Mayr, P., & Macherauch, E. (1980). *Scripta metall. 14 - 1167* .
- Rainer, G. (1978). *Errechnen von Spannungen in Schweißverbindungen mit der Methode der Finiten Elemente. Dissertation TH Darmstadt*.
- Reliasoft. (2005). *Life data analysis reference*. Reliasoft publishing.
- Rödling, S. (2003). *Einfluss von Überlasten auf das Rissausbreitungsverhalten von Aluminiumlegierungen aus dem Bereich der Luft- und Raumfahrt. Dissertation. Universität der Bundeswehr München*. Neubiberg.
- Rösler, J., Harders, H., & Bäker, M. (2006). *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe (2., durchgesehene und erweiterte Auflage)*. Wiesbaden: B.G. Teubner Verlag / GWV Fachverlage GmbH.
- Sähn, S., & Göldner, H. (1993). *Bruch- und Beurteilungskriterien in der Festigkeitslehre*. Fachbuchverlag Leipzig-Köln.

- Schijve, J. (1985). The significance of flight-simulation fatigue tests. Durability and damage tolerance in aircraft design. *Proc. 13th ICAF symposium*, (S. 71 ff.). Pisa.
- Schulze, G. (2010). *Schweißmetallurgie der nichteisenmetallischen Werkstoffe*, 4. Auflage. Springer.
- Schütz, D. (1976). *Zur Verwendung von Bemessungsunterlagen aus Versuchen mit betriebsähnlichen Lastfolgen zur Lebensdauerabschätzung. LBF-Bericht Nr. FB-109. Laboratorium für Betriebsfestigkeit*. Darmstadt.
- Schütz, W. (1981). Fatigue properties of unnotched, notched and joined specimens of graphite/epoxy composite. Fatigue of fibrous composite materials. *ASTM STP* , S. Seiten 31ff.
- Schütz, W. (1967). Über eine Beziehung zwischen der Lebensdauer bei konstanter und bei veränderlicher Beanspruchungsamplitude und ihre Anwendbarkeit auf die Bemessung von Flugzeugbauteilen. *Z. f. Flugwissenschaften* 15, H. 11 , S. Seiten 407/419.
- Schwalbe, K.-H. (1980). *Bruchmechanik metallischer Werkstoffe*. München, Wien: Hanser.
- Seeger, T. (1996). *Grundlagen für Betriebsfestigkeitsnachweise, Stahlbau-Handbuch, Bd. 1, Teil B, Abschnitt 12*. Köln: Stahlbau-Verlag.
- Sneddon, I. (1946). *Proc. Roy. Soc. Der. A* 187, 229. London.
- Sonsino, C., Kueppers, M., Eibl, M., & Zhang, G. (2006). Fatigue strength of laser beam welded thin steel structures under multiaxial loading. *International Journal of Fatigue* 28 , S. 657-662.
- Sonsino, C., Lagoda, T., & Demofonti, G. (2004). Damage accumulation under variable amplitude loading of welded medium- and high-strength steels. *International journal of fatigue* 26 , S. Seiten 487-495.
- Stanzl-Tschegg, S., Mughrabi, H., & Schönbauer, B. (2007). Life time and cyclic slip of copper in the VHCF regime. *International journal of fatigue* 29 , S. Seiten 2050-2059.
- Staron, P., Vaidya, W., & Kocak, M. (2009). Precipitates in laser beam welded aluminium alloy AA6056 butt joints studie small-angle neutron scattering. *Materials science and engineering A* 525 , S. 192-199.
- Steinbock, J. (2008). *Einfluss unterschiedlicher mechanischer Belastungen auf das Ermüdungsrisswachstum in Stählen und Aluminiumlegierungen. Dissertation. Universität der Bundeswehr München*. Neubiberg.
- Steinbock, J., & Gudladt, H.-J. (2010). More insights into fatigue crack growth from experiments on steels and aluminium alloys—Thresholds. *Materials Science and Engineering A* .
- Tanaka, K., & Mura, T. (1981). A dislocation model for fatigue crack initiation. *Journal of applied mechanics* 48, 97 .

- Tanaka, K., & Nakai, Y. (1983). Propagation and non-propagation of short fatigue cracks at a sharp notch. *Fatigue of Engineering Materials and Structures Vol. 6, No. 4*, S. 315-327.
- Tetelman, A., & McEvily, A. (1967). *Fracture of structural materials*. John Wiley.
- Volpp. (1999). *Einfluss der Atmosphäre auf das Rissausbreitungsverhalten partikelverstärkter Aluminiumlegierungen für den Einsatz in Luft- und Raumfahrt*. Dissertation. Universität der Bundeswehr München. Neubiberg.
- Vormwald, M. (1989). *Anrisslebensdauer auf der Basis der Schwingbruchmechanik für kurze Risse*. Dissertation. Technische Hochschule Darmstadt.
- Watt, K. (1980). A consideration of an AC potential drop method for crack length measurement. *The measurement of crack length and shape during fracture and fatigue (1979)*, (S. Seiten 202-221). Birmingham, England.
- Willard, S. (1995). 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.
- Wöhler, A. (1870). Über die Festigkeits-Versuche mit Eisen und Stahl. *Zeitschrift für Bauwesen, Bd. XX*, S. Spalten 73 - 106.
- Wood, W. (1958). Recent observations on fatigue fracture in metals. *ASTM STP 237*, S. 110-121.
- Yoder, G. (1982). On microstructural control of near-threshold fatigue crack growth in 7000-series aluminum alloys. *Scripta metallurgica. Vol. 16*, S. 1021ff.

8 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1.1: Lebensdauerkonzepte	3
Abbildung 2.1: Intrusions- und Extrusionsbildung; Bild nach (Rösler, Harders, & Bäker, 2006).....	6
Abbildung 2.2: Verlauf des Stadium-I- und des Stadium-II-Risses, aus (Seeger, 1996)	7
Abbildung 2.3: Rissfortschritt kurzer Risse, Bild schematisch nach (Lankford, 1982)	7
Abbildung 2.4: Schematische Bruchflächenanteile eines Ermüdungsrisse nach (Aurich, 1978).....	8
Abbildung 2.5: Bruchflächenanalyse mittels REM, 500-/400-/1.000-fach, EN AW-6156-T4	9
Abbildung 2.6: Modi der Rissöffnung; Bild nach (Gross & Seelig, 2007).....	10
Abbildung 2.7: Spannungsintensitätsfaktor K vs. Zeit t ; Bild nach (Gross & Seelig, 2007).....	11
Abbildung 2.8: Rissfortschrittsgeschwindigkeit da/dN über ΔK	11
Abbildung 2.9: Schematische Darstellung der Transitionspunkte nach (Yoder, 1982).....	13
Abbildung 2.10: Kitagawa-Diagramm; Bild aus (Haibach, 1989) nach (Kitagawa & Takahashi, 1976)	14
Abbildung 2.11: Spannungsintensitätsfaktoren halbelliptischer Oberflächenanrisse.....	15
Abbildung 2.12: Kenngrößen der schwingenden Belastung.....	17
Abbildung 2.13: Einteilung und Kenngrößen der Wöhlerlinie	18
Abbildung 2.14: VHCF-Darstellung nach (Krupp, Knobbe, Christ, Köster, & Fritzen, 2010).....	20
Abbildung 2.15: Variable Amplitude nach (Feldmann)	20
Abbildung 2.16: Lastkollektiv aus Versuchsdaten mit rechnerischer Anpassung.....	21
Abbildung 2.17: Lastkollektive für unterschiedliche Kollektivexponenten n	21
Abbildung 2.18: Darstellung der Lebendauer- bzw. Gaßnerlinie.....	22
Abbildung 2.19: Omission am Lastkollektiv, Kollektivumfang sinkt	23
Abbildung 2.20: Varianten der Miner-Regel	25
Abbildung 2.21: Spannungsüberhöhung an einfacher Kerbgeometrie, nach (Haibach, 1989)	26
Abbildung 2.22: Darstellung der	27
Abbildung 2.23: Schematischer Aufbau der Potentialsonde	30
Abbildung 3.1: Schliffbild mit Plattierschicht und Kernmaterial (EN AW-6156-T4).....	32
Abbildung 3.2: Rissneigung in Abhängigkeit der Legierungselemente, Bild aus (Schulze, 2010) nach Singer, Jennings, Pumphrey, Lyons und Dowd	34
Abbildung 3.3: Querschliff einer Schweißnaht (EN AW-6156-T4 mit AlSi12).....	35
Abbildung 3.4: Querschliff – Schweißnaht, Walzwerkstoff, geätzt mit NaOH	36
Abbildung 3.5: Ausschnitt von Querschliff – Schweißnaht, Walzwerkstoff, geätzt mit NaOH.....	37
Abbildung 3.6: Querschliff – Schweißnaht, Walzwerkstoff, geätzt mit NaOH, REM.....	37
Abbildung 3.7: Raster für Härtemessung über einem Querschliff der Schweißnaht	38
Abbildung 3.8: Verläufe der Härtewerte an einem Schweißnahtquerschliff.....	39
Abbildung 3.9: Geometrie der ungelochten Ermüdungsprobe.....	40
Abbildung 3.10: Ungelochte Ermüdungsprobe, FEM-Analyse zum statischen Kerbfaktor.....	41
Abbildung 3.11: Geometrie der gelochten Ermüdungsprobe.....	41
Abbildung 3.12: Gelochte Ermüdungsprobe, FEM-Analyse zum statischen Kerbfaktor.....	42
Abbildung 3.13: Geometrie der geschweißten Ermüdungsprobe	42
Abbildung 3.14: Geschweißte Ermüdungsprobe, FEM-Analyse zum statischen Kerbfaktor	43
Abbildung 3.15: Vergrößerter Ausschnitt: FEM-Analyse, Wurzelseite	43
Abbildung 3.16: Kantenversatz am Stumpfstoß, Zugbelastung.....	44
Abbildung 3.17: Servohydraulische Prüfanlage, Bild aus (Brucksch, 2009).....	45

Abbildung 3.18: Prüfanlage für Rissausbreitungsexperimente, Bild aus (Broll, 2006).....	46
Abbildung 3.19: SEN-Probe für Rissausbreitungsexperimente.....	46
Abbildung 3.20: Stufung für $n=1$ und $n=2$	49
Abbildung 4.1: Ungelocht, Wöhlerlinien, EN AW 6156-T4, $R=-1$ und $R=0$	51
Abbildung 4.2: Gelocht, Wöhlerlinien, EN AW 6156-T4, $R=-1$ und $R=0$	53
Abbildung 4.3: Geschweißt, Wöhlerlinien, EN AW 6156-T4, $R=-1$ und $R=0$	54
Abbildung 4.4: Ermüdungsriss zwischen Schweißnaht und Walzwerkstoff, $S_o=48$ MPa.....	56
Abbildung 4.5: Weibull-Verteilung, gelochte Proben, $n=1$, $n=2$ und $n=384$ (einstufig), $S_{o,max}=210$ MPa.....	58
Abbildung 4.6: Weibull-Verteilung, geschweißte Proben, $n=1$, $n=2$ und $n=384$ (einstufig), $S_{o,max}=160$ MPa.....	58
Abbildung 4.7: Lebensdauerlinien, gelocht, $n=1$, $n=2$	60
Abbildung 4.8: Weibull-Verteilung, gelochte Proben, $n=384$, $n=2$ und $n=1$	61
Abbildung 4.9: Lebensdauerlinien, ungelocht, $n=1$ und $n=2$	61
Abbildung 4.10: Lebensdauerlinien, geschweißt, $n=1$, $n=2$	62
Abbildung 4.11: Weibull-Verteilung, geschweißte Proben, $n=384$, $n=2$ und $n=1$	63
Abbildung 4.12: a/W -vs.- U/U_0 -Diagramm der Rissausbreitungsversuche an SEN-Proben.....	64
Abbildung 4.13: Rissausbreitungsexperimente, da/dN vs. K_{max} , EN AW-6156-T4.....	65
Abbildung 4.14: $K_{max,th}$ vs. R nach (Steinbock, 2008).....	66
Abbildung 4.15: da/dN vs. ΔK	67
Abbildung 4.16: Signalverlauf einer Potentialsondenmessung, gelochte Probe, $R=-1$	68
Abbildung 4.17: Signalverlauf, Potentialsonde, Übergang zum Gewaltbruch.....	68
Abbildung 4.18: a/W -vs.- U/U_0 -Diagramm für gelochte Proben.....	69
Abbildung 4.19: Ausschnitt aus Risslängenverlauf, gelochte Probe, einstufige Belastung.....	70
Abbildung 4.20: Anwendung von „Methode 1“, $N_A=75.000$ Ssp, $a_{tech}=290$ μm , $R=-1$, einstufig.....	71
Abbildung 4.21: U/U_0 -Verläufe für gelochte Proben, $R=-1$, einstufig.....	73
Abbildung 4.22: U/U_0 -Verläufe für gelochte Proben, $R=0$, einstufig.....	74
Abbildung 4.23: U/U_0 -Verläufe für gelochte Proben, $n=1$, $S_{o,max}=210$ MPa, mehrstufig.....	75
Abbildung 4.24: U/U_0 -Verläufe für gelochte Proben, $n=2$, $S_{o,max}=210$ MPa, mehrstufig.....	76
Abbildung 4.25: U/U_0 -Verläufe für gelochte Proben, $n=1$, $n=2$ und $n=384$, mehr- und einstufig.....	76
Abbildung 4.26: Weibull-Verteilung der Anrisslebensdauern, gelochte Proben, „Methode 2“.....	77
Abbildung 4.27: Weibull-Verteilung der Anrisslebensdauern, ungelochte Proben, $R=-1$, berechnet, $S_o=210$ MPa, einstufig.....	79
Abbildung 4.28: Schematische Darstellung der Bruchflächenanteile, geschweißte Probe.....	80
Abbildung 4.29: U/U_0 -Verläufe, geschweißte Proben, $R=-1$, einstufig.....	81
Abbildung 4.30: U/U_0 -Verläufe, geschweißte Proben, $n=1$, mehrstufig.....	82
Abbildung 4.31: U/U_0 -Verläufe, geschweißte Proben, $n=2$, mehrstufig.....	83
Abbildung 4.32: U/U_0 -Verläufe, geschweißte Proben, $n=2$, $S_{o,max}$ variabel.....	83
Abbildung 5.1: Neuer Anriss, Prüfling X.C.3, $S_o=100$ MPa, $R=-1$, $N=10.000$ Ssp.....	85
Abbildung 5.2: Anrisswachstum, Prüfling X.C.3, $S_o=100$ MPa, $R=-1$, $N=32.000$ Ssp.....	85
Abbildung 5.3: Risswachstum, Prüfling X.C.3, $S_o=100$ MPa, $R=-1$, $N=100.000$ Ssp.....	86
Abbildung 5.4: Anrissbildung am Rand, Wurzelseite, Prüfling X.V.23, $R=-1$, $S_o=85$ MPa.....	88
Abbildung 5.5: U/U_0 -Verlauf, geschweißte Proben, $R=-1$, Ausschnitt.....	88
Abbildung 5.6: Mikroriss im Kerbgrund einer gelochten Probe ($r \approx 50$ μm).....	89
Abbildung 5.7: Erste Plateaubildung im Potentialdatenverlauf, $R=0$, $S_o=180$ MPa.....	90
Abbildung 5.8: Zweite Plateaubildung im Potentialdatenverlauf, $R=0$, $S_o=180$ MPa.....	91
Abbildung 5.9: Anstieg und Plateaubildung der Potentialsignale, $R=-1$, $S_o=65$ bzw. 53 MPa.....	92

Abbildung 5.10: Ungelocht, gelocht, geschweißt, $R=-1$, einstufige Versuche	95
Abbildung 5.11: Weibull-Verteilung, Gesamtlebensdauern, Zeitfestigkeit, $S_o=100$ bzw. 73 MPa.....	96
Abbildung 5.12: Einstufige Versuche, $R=-1$, wurzel- oder beidseitig plangefräst.....	100
Abbildung 5.13: Versagensauslösende Pore im Schweißgut nach Materialabtrag.....	102
Abbildung 5.14: Dauerfestigkeitsniveaus $S_{o,D,i}$ für $R=-1$, zyklische Kerbfaktoren.....	104
Abbildung 5.15: U/U_o -Verläufe für gelochte Proben, $n=1$, $S_{max}=210$ MPa, Omission-Level=20%.....	105
Abbildung 5.16: Anzahl der Kollektivdurchläufe bei Omission, gelochte Proben	105
Abbildung 5.17: Anzahl der Kollektivdurchläufe bei Omission, geschweißte Proben.....	106
Abbildung 5.18: N_A/N_f vs. S_o für gelochte Proben, $R=-1$, einstufiger Versuch, $S_{o,D}=49$ MPa.....	107
Abbildung 5.19: N_A/N_f vs. S_o für ungelochte Proben, $R=-1$, einstufiger Versuch, $S_{o,D}=73$ MPa.....	108
Abbildung 5.20: Beispielhafte Einteilung der Zyklen durch Grenzbelastung S_{Grenz} für $n=0,5$, gelochte Proben, $S_{o,max}=175$ MPa.....	109
Abbildung 5.21: Schädigungsverlauf $D_i(S)$ -vs.- $S_o/S_{o,max}$, $n=2$	111
Abbildung 5.22: Schädigungsverlauf unter Berücksichtigung der Grenzbelastung S_{Grenz} , $n=2$, gelochte Proben, $S_{o,max}=110$ MPa, $S_{äqui}=0,58 \cdot S_{o,max}$	112
Abbildung 5.23: Spannungstransformation mittels des Multiplikators Y	112
Abbildung 5.24: Äquivalente Spannungsamplitude in Abhängigkeit der Grenzbelastung.....	113
Abbildung 5.25: $S_{äqui}/S_{o,max}$ in Abhängigkeit der Kollektivform n für $n=1$, $n=2$, $n=7$ und $n=384$	114
Abbildung 5.26: $S_{äqui}/S_{o,max}$ vs. n , $S_{Grenz}/S_{o,max}=0,0$ und $S_{Grenz}/S_{o,max}=0,6$	115
Abbildung 5.27: Transformation der Lebensdauerersuche, $n=1$ und $n=2$, geschweißte Proben	117
Abbildung 5.28: Transformation der Lebensdauerersuche, diverse n , geschweißte Proben.....	118
Abbildung 5.29: Transformation der Lebensdauerersuche, $n=1$ und $n=2$, gelochte Proben.....	119
Abbildung 5.30: Transformation der Lebensdauerersuche, $n=1,4$, gelochte Proben	119
Abbildung 5.31: Transformation der Lebensdauerersuche, $n=1$ und $n=2$, ungelochte Proben	120
Abbildung 5.32: Lebensdauererhersage, geschweißte Proben, $n=2$, $n=0,7$	121
Abbildung 5.33: Neues Schema der Lebensdauererhersage.....	124

9 Tabellenverzeichnis

Tabelle 2.1: Parameter zur Bestimmung des statischen Kerbfaktors am Flachstab unter Zug.....	27
Tabelle 3.1: Legierungszusätze von EN AW-6156-T4 (Angaben in Gew.-%)	32
Tabelle 3.2: Legierungszusätze von AA1300 (Angaben in Gew.-%)	32
Tabelle 3.3: Mechanische Kennwerte von EN AW-6156 (T4 & T6), Proben in Längsrichtung	33
Tabelle 3.4: Schweißparameter der Probenherstellung	34
Tabelle 3.5: Mechanische Kennwerte, Schweißverbindung, Zugversuche an Ermüdungsproben.....	36
Tabelle 4.1: Ungelocht, Parameter der Gecks-Och-Funktion und der Basquin-Gleichung	52
Tabelle 4.2: Gelocht, Parameter der Gecks-Och-Funktion und der Basquin-Anpassung.....	53
Tabelle 4.3: Geschweißt, Parameter der Gecks-Och-Funktion und der Basquin-Anpassung	55
Tabelle 4.4: Ergebnisstatistik, $n=1$, $n=2$ und $n=384$ (einstufig), gelocht ($S_{a,max}=210$ MPa), geschweißt ($S_{a,max}=160$ MPa)	57
Tabelle 4.5: Gesamtlebensdauern, statistische Kennwerte für die Omission-Versuchsreihen	59
Tabelle 4.6: Basquin-Anpassungen, gelocht, $n=384$, $n=2$, $n=1$, Horizontenverfahren.....	60
Tabelle 4.7: Basquin-Anpassungen, geschweißt, $n=384$, $n=2$, $n=1$	62
Tabelle 4.8: Anpassungsparameter nach Klesnil-Lukáš, K_{max} -Darstellung	66
Tabelle 4.9: N_A und a_{tech} für gelochte Proben, $R=-1$ und $R=0$, berechnet aus der Gesamtlebensdauer, „Methode 1“.....	72
Tabelle 4.10: N_A und a_{tech} für gelochte Proben, $R=-1$, gemessen, „Methode 2“	74
Tabelle 4.11: N_A und a_{tech} für gelochte Proben, $R=0$, gemessen, „Methode 2“	75
Tabelle 4.12: Weibull-Analyse der Anrisslebensdauern für gelochte Proben, „Methode 2“	77
Tabelle 4.13: Anrisslebensdauern N_A für ungelochte Proben, $R=-1$, berechnet, „Methode 1“	78
Tabelle 5.1: Bandbreite der Anrisse, Prüfling X.C.3	87
Tabelle 5.2: Intrinsische Defektlängen a^*_{Eck} für gelochte Proben, $R=-1$ und $R=0$	93
Tabelle 5.3: Statistische Kenngrößen der Zeitfestigkeitsgeraden	96
Tabelle 5.4: Linear-elastische Kerbfaktoren, Transformationsfaktoren V_j	97
Tabelle 5.5: Statisch-plastische und zyklische Kerbfaktoren	97
Tabelle 5.6: Bezogene Äquivalentspannung vs. bezogener Grenzbelastung, $n=2$	114

10 Abkürzungsverzeichnis

a	Risslänge
a^*	Strukturlänge, erstmals stabiler Rissfortschritt gemäß LEBM
a_0	Anfangsrisslänge
$a_{\text{Eck}}, a_{\text{Eckanriss}}$	Länge des viertelkreisförmigen Eckanrisses
a_{End}	Risslänge zur Kalibrierung der Potentialsonde am Ende des Ermüdungsanteils
a_G	Grenzlängende im Kitagawa-Diagramm
a_{Johnson}	Risslänge gemäß der Johnson-Gleichung
a_{tech}	Technische Anrisslänge
$\Delta a_{\text{Johnson}}$	Rissverlängerung gemäß der Johnson-Gleichung
A	Bruchdehnung
\tilde{A}	Parameter zur Kerbfaktorbestimmung
b	Neigung der Basquin-Gerade/Zeitfestigkeitsgerade, Basquin-Exponent
\tilde{B}	Parameter zur Kerbfaktorbestimmung
c	Risstiefe
C	Lageparameter der Paris-Gleichung
C_{Bas}	Lageparameter der Basquin-Gleichung
\tilde{C}	Parameter zur Kerbfaktorbestimmung
CTSD	Crack tip slide displacement
d_i	Schädigungsbeitrag eines Schwingspiels
da/dN	Rissfortschrittsrate
D	Gesamtschädigung
$D_{\text{akkumuliert}}$	Berechnete, akkumulierte Schädigung
D_i	Schädigungsbeitrag aller Schwingspiele eines einzelnen Lasthorizonts
D_{LBW}	Drahtdurchmesser (Schweißzusatzwerkstoff)
$D_{\text{physikalisch}}$	Tatsächliche, physikalische Schädigung im Werkstoff bzw. Bauteil
\hat{D}	Bereich der Dauerfestigkeit
DC	Direct current, Gleichstrom
E	E-Modul
EPBM	Elastisch-plastische Bruchmechanik
f	Frequenz in Hz
$f()$	Funktion
$f\left(\frac{a}{W}\right)$	Korrekturpolynom zur Probengeometrie
F	Äußere Kraft
$F()$	Integral von $f()$
\tilde{F}_i	Fläche unter der Schädigungskurve; Schädigungsinhalt

FEM	Finite-Elemente-Methode
g	Probendicke, Blechdicke
h_i	Summe einzelner Schwingspiele eines Lasthorizonts
H_0, H_i	Kollektivumfang
H_j	Relative Häufigkeitssumme einer Wahrscheinlichkeitsverteilung
H_{ns}	Summe nicht-schädigender Zyklen im Kollektiv
H_s	Summe schädigender Zyklen im Kollektiv
j	Rang eines Merkmals innerhalb der Stichprobe
\tilde{k}	Parameter zur Kerbfaktorbestimmung
K	Spannungsintensität in MPa \sqrt{m}
\hat{K}	Bereich der Kurzzeitfestigkeit
K_A, K_B	Spannungsintensitäten entlang einer Rissfront
K_{max}, K_{min}	Maximale, minimale Spannungsintensität
$K_{max,th}$	Schwellenwert bei Darstellung der maximalen Spannungsintensität
$K_{max,th,krit}$	Extrinsischer Schwellenwert der Spannungsintensität
$K_t, K_{t,el}$	Linear-elastischer Kerbfaktor
$K_{t,pl,i}$	Plastischer Kerbfaktor
$K_{t,zyklisch,plastisch}$	Zyklisch-plastischer Kerbfaktor
ΔK	Zyklische Spannungsintensität
$\Delta K_0, \Delta K_{th}$	Schwellenwert der zyklischen Spannungsintensität
$\Delta K_{th,krit}$	Intrinsischer Schwellenwert der zyklischen Spannungsintensität
ΔK_C	Kritische Spannungsintensität, Bruchzähigkeit
kfz	Kubisch-flächenzentriert
\tilde{I}	Parameter zur Kerbfaktorbestimmung
L-T	In Walzrichtung eines Blechs ausgerichtete Längsachse eines Körpers
LEBM	Linear-elastische Bruchmechanik
m	Weibull-Exponent
\tilde{m}	Paris-Exponent
\hat{m}	Parameter zur Kerbfaktorbestimmung
M	Mittelspannungsempfindlichkeit
\hat{M}	streuendes Merkmal
M_i	Komponenten des Korrekturpolynoms Y
n	Kollektivexponent
n_{bas}	Neigung der Basquin-Gerade/Zeitfestigkeitsgerade
N	Schwingspielzahl
N_A	Anrisslebensdauer
N_D	Eckschwingspielzahl

N_f	Bruchschwingspielzahl, Gesamtlebensdauer
N_G	Grenzwahrschingspielzahl
N_i	Phase der Anrissinitiierung
N_{Mikro}	Phase des Mikrorisswachstums
$N_{\text{Riss}}, N_{\text{Makro}}$	Phase des Makrorisswachstums
ρ	Kerbradius
P_V	Versagens- bzw. Ausfallwahrscheinlichkeit
$P_{\bar{U}}$	Überlebenswahrscheinlichkeit
PGB	Persistente Gleitbänder
R	Spannungsverhältnis
R^2	Korrelationskoeffizient
R_m	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	0,2%-Dehngrenze
REM	Rasterelektronenmikroskop
S	Nennspannung in MPa
S_a	Nennspannungsamplitude
$S_{a,D}$	Dauerfestigkeit, hohe Wechselfestigkeit
$S_{a,max}, S_{a,min}$	Maximale, minimale Spannungsamplitude eines Lastkollektivs
$S_{\text{äqui}}$	Äquivalente Nennspannungsamplitude bei halber Kollektivschädigung
S_{Grenz}	Grenzlast
S_{krit}	Grenzspannung zwischen schädigenden und nicht-schädigenden Zyklen
S_o	Obere Nennspannung
S_u	Untere Nennspannung
SEN	Single edge notch
t	Zeit in s
t_0	Zeitpunkt zu Versuchsbeginn
T	Charakteristische Lebensdauer bzw. Lageparameter der Weibull-Verteilung
$\frac{T_{90\%}}{T_{10\%}}$	Streuspanne der 90%-igen und der 10%-igen Ausfallwahrscheinlichkeit
T_i	Transitionspunkte der Rissausbreitungskurve
U_{stat}	Stichprobenumfang
U	Elektrische Spannung, Potential
U_0	Elektrische Spannung bzw. Potential zu Versuchsbeginn
v_D, v_L	Vorschubgeschwindigkeiten im Schweißprozess
V_i	Transformationsfaktoren bezüglich der Zeitfestigkeitsgeraden
VHCF	Very high cycle fatigue
W	Ganze Breite für asymmetrische, halbe Breite für symmetrische Proben
WEZ	Wärmeeinflusszone

X	Multiplikator zur Lebensdauertransformation
y_0	Abstand der Potentialabgriffsstifte
y_K	Kantenversatz
Y	Multiplikator zur Spannungstransformation
\tilde{Y}	Korrekturpolynom zur Probengeometrie, siehe auch $f\left(\frac{a}{W}\right)$
z	Kerbtiefe
\hat{Z}	Bereich der Zeitfestigkeit
α	Anpassungsparameter der Gecks-Och-Funktion
β	Anpassungsparameter der Gecks-Och-Funktion
Γ	Gammafunktion
δ_i	Übergangsradius an Schweißwurzel oder Decklage
ε	Dehnung
ε_a	Dehnungsamplitude
$\Delta\varepsilon_{pl}$	Plastische Dehnungsschwingbreite
ϑ	Temperatur in °C
μ	Erwartungswert bzw. Mittelwert einer statistischen Verteilung
ρ	Spezifischer Widerstand
$\rho(T)$	Beitrag zum spezifischen Widerstand ρ durch thermische Gitterschwingungen
$\rho(C)$	Beitrag zum spezifischen Widerstand ρ durch Streuung der Elektronen an statischen Defekten
σ	Spannung in MPa
$\Delta\sigma$	Schwingbreite der Spannung, doppelte Spannungsamplitude σ_a
$\Delta\sigma_D$	Dauerfestigkeit
$\Delta\sigma_{Do}$	Werkstoffdauerfestigkeit
σ_a	Spannungsamplitude
$\sigma_{B,K}$	Überlagernde Biegespannung durch Kantenversatz
σ_m	Mittelspannung
$\sigma_{max}, \sigma_{kerb,max}$	Lokale Maximalspannung
σ_{nenn}	Nennspannung, siehe S
σ_o	Oberspannung
σ_u	Unterspannung
σ_z	Zugspannung
φ	relative Luftfeuchtigkeit in %
Φ	Geometriepolynom der Bruchmechanik
ψ	Winkel in °