

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

Einfluss hybrider Strukturklebungen auf das Ermüdungsverhalten einer Aluminiumlegierung unter bruchmechanischer und kontinuumsmechanischer Betrachtungsweise

M.Sc. Christian Nittel

Vollständiger Abdruck der von der Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik der Universität der Bundeswehr München zur Erlangung des akademischen Grades eines

Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)

genehmigten Dissertation.

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

1. Gutachter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. rer. nat. habil. Hans-Joachim Gudladt

2. Gutachter: Univ.-Prof. Dr. rer. nat. Dr. h.c. Siegfried Schmauder

Die Dissertation wurde am 28.06.2017 bei der Universität der Bundeswehr München eingereicht und durch die Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik am 14.11.2017 angenommen.

Die mündliche Prüfung fand am 15.12.2017 statt.

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand am Institut für Werkstoffkunde (IWK) der Universität der Bundeswehr München. Mein besonderer Dank gilt dem Leiter dieses Instituts Herrn Prof. Dr.-Ing. H.-J. Gudladt, der die Durchführung dieser Arbeit ermöglichte und durch eine intensive Betreuung jederzeit im vollen Umfang unterstützte. Die vielfältigen Anregungen und Diskussionen prägten meine Arbeits- und Denkweise tiefgründig und trugen somit entscheidend zum Erfolg dieser Dissertation bei.

Herrn Prof. Dr. rer. nat. S. Schmauder möchte ich meinen besonderen Dank für die Zweitbegutachtung und das damit verbundene Interesse an der vorliegenden Dissertation aussprechen. Auch Herrn Prof. Dr.-Ing. A. Lion danke ich für die Übernahme des Promotionsvorsitzes recht herzlich.

Mein ganz besonderer Dank gilt Herrn Dr. rer. nat. J. Bär. Während der gesamten Promotionszeit ist er der erste Ansprechpartner für jedwede Problemstellungen gewesen. Seine gelebte „offene-Tür-Politik“ ermöglichte es, technische und organisatorische Problemstellungen schnellstmöglich zu behandeln. Dabei stand seine umfangreiche Expertise jeder Zeit zur Verfügung und führte zu vielen hilfreichen Denkanstößen, die schließlich den Erfolg der vorliegenden Arbeit entscheidend mitprägten.

Mein weiterer besonderer Dank gilt Herrn Dr.-Ing. J. Holtmannspötter. Für Frage- und Problemstellungen hinsichtlich der Oberflächen- und Klebstofftechnologie war er der ideale Ansprechpartner am WiWEB. Die mit ihm geführten Diskussionen führten zu vielen weiteren Denkanstößen, die in die vorliegende Arbeit mit einfließen.

Auch dem Leiter des Geschäftsfelds der Chemie des WiWEB, Herrn Prof. Dr. rer. nat. S. Eibl, danke ich für die Bereitstellung der Kapazitäten in seinem Zuständigkeitsbereich.

Weiterhin danke ich allen ehemaligen Doktoranden und Mitdoktoranden des IWK sowie des WiWEB für die geführten Diskussionen und das stets kollegiale Beisammensein. Namentlich erwähnen möchte ich hier die Damen und Herren Dr.-Ing. S. Frömmel, Dr.-Ing. G. Wilhelm, Dr.-Ing. D. Tiedemann, Dr.-Ing. T. Schuster, M. Sc. B. Schneider, Dipl.-Chem. B. Leitner, M. Eng. T. Thäsler, M. Sc. E. Arikan, M. Sc. F. Zimmer, M. Sc. M. Funk und Dipl.-Ing. R. Urbanek.

Besonders danken möchte ich auch Frau C. Mischo als Metallografin sowie Herrn D. Krause als Werkstattmeister des IWK. Ohne deren engagierten Einsatz wären die Probenpräparation sowie die Anfertigung der für einzelne Versuche nötigen Einzelteile nicht möglich gewesen. Somit trugen sie zur Durchführbarkeit vieler experimenteller Untersuchungen bei und ermöglichten somit erst die Bearbeitung verschiedener Fragestellungen.

Zu guter Letzt danke ich natürlich auch meiner Familie und insbesondere meiner Lebenspartnerin Katharina für die mentale Unterstützung während der gesamten Promotionszeit besonders herzlich.

Kurzfassung

In der vorliegenden Arbeit wird der Einfluss hybrider Strukturklebungen auf das Ermüdungsverhalten einer luftfahrtrelevanten Al-Legierung untersucht. Dazu werden gekerbte, rissfreie und rissbehaftete CCT-Proben mit borfaserverstärkten Epoxid- und Al-Patches verstärkt und bei unterschiedlichen Temperaturen und Feuchtgraden ermüdet. Es zeigte sich, dass aufgrund der Messwertstreuung die Anwendung statistischer Hilfsmittel zur Bewertung struktureller Klebungen zwingend notwendig ist.

Dem Klebprozess wird eine Klebflächenvorbehandlung vorgeschaltet. Ziel dieses Arbeitsschritts ist es, die zu fügenden Oberflächen zu reinigen und somit die Haftfestigkeit der Grenzflächen zu erhöhen. Die Epoxid-Patches wurden dabei mittels Atmosphärendruckplasma, die Al-Oberflächen mit einem Nd-YAG Laser vorbehandelt. Letzterer kann bei optimierter Anwendung die Bildung einer nanostrukturierten Oxidschicht auf der Oberfläche bewirken. Mit einem hochauflösenden Rasterelektronenmikroskop wurden diese Oxidschichten detailliert untersucht. Die Grundrauhigkeit der Probe wird durch diese Vorbehandlung erhöht. Dies steigert einerseits die Grenzflächenfestigkeit, führt andererseits jedoch auch zu einer verfrühten Risseinleitung laserbehandelter Proben.

Die Strukturklebung bewirkt hingegen eine Lastumlenkung von dem Basismaterial in den Reparaturpatch. Dadurch wird das Spannungsfeld der Kerben bzw. Risse abgemindert und somit eine Lebensdauersteigerung der ermüdend belasteten Verbundproben erzielt.

Der Einfluss der Ertüchtigung auf das Ermüdungsverhalten rissfreier Proben wurde im Rahmen einer lebensdauerbasierten Betrachtung im Sinne der Kontinuumsmechanik bewertet. Dabei war es möglich, den Lasttransfer, den die Verbundproben erfahren haben müssen, mittels SN-Kurven zu quantifizieren. Diese globale Betrachtung führt jedoch zu einer Unterschätzung der Entlastung, wenn die Rissausbreitung lebensdauerbestimmend ist.

In diesem Fall kann nur die Bruchmechanik die Effektivität der Reparaturklebung sicher bewerten. Unter Anwendung einer Gleichstrompotentialsonde war es möglich, sowohl das Rissausbreitungsverhalten zu studieren als auch den Lasttransfer zu quantifizieren. Höhere Endrisslängen bei zugleich reduzierten Rissfortschrittsraten bewirkten letztlich die Lebensdauererlängerung.

Unter Einbeziehung fraktografischer Analysen konnte schließlich die Haftfestigkeit der Grenzflächen sowohl qualitativ als auch quantitativ bewertet werden. Es zeigte sich, dass die nanostrukturierten Al-Oberflächen in Laborumgebung die besten Grenzflächeneigenschaften aufweisen, während die Epoxid-Patches interlaminar versagten und somit die Wirksamkeit der Reparatur begrenzten. Eine merkliche Grenzflächenschwächung zeichnet sich hingegen bei Experimenten in feuchter Versuchsumgebung ab. Hier bildeten sich Diffusionspfade, die großflächig adhäsives Versagen der Epoxid- und lokal adhäsives Versagen der Al-Grenzflächen begünstigten.

Abstract

This thesis investigates the influence of structural adhesive bonding on the fatigue behavior of an aviation related aluminum alloy. For this, both notched and pre-cracked CCT specimens were strengthened with Boron fiber-reinforced epoxy and Al-patches and fatigued in atmospheres of different temperature and humidity. The experimental results show that adhesive bonds need to be assessed by using statistical evaluation methods due to their distribution range.

To provide a sufficient surface quality for adhesive bonding a surface pretreatment is mandatory. The objective of this procedure is to clean the surfaces and thus to increase the adhesion strength. The epoxy patches were activated by atmospheric plasma technique, while the aluminum was treated with a Nd-YAG laser. The latter causes the formation of a nanostructured oxide layer which has been found to be very effective for adhesive bonding. With a high resolution scanning electron microscope detailed investigations of these oxide layers were conducted. In fact laser treatment also increases surface roughness deteriorating the lifetime of the basic material.

However, for bonded structures the stress field of the center notch or crack is diminished due to a load transfer from the basic material into the repair patch. Thus, the lifetime of bonded specimens increases.

The influence of the repair procedure on the fatigue behavior of notched specimens was evaluated and discussed using continuum mechanics. It was made possible to quantify an average load transfer by applying SN curves. This consideration leads to an underestimation of load removal when crack propagation dominates the lifetime as in case of pre-damaged specimens.

In this case, evaluation of the repair procedure can be conducted only with fracture mechanics. Applying the DC potential drop method it was possible to evaluate the influence of the repair on both the crack propagation rate and the load transfer. Bonded specimens were found to fail at higher crack lengths than non-repaired references. Its crack propagation rate was reduced severely. Hence, the lifetime of pre-cracked and bonded specimens increased.

The strength of different interfaces involved in the bonding could lastly be assessed in terms of quality and quantity by fracture surface analysis. It became apparent that the nanostructured oxide layer evolved from laser pretreatment has the best resistance and is highly-qualified to be utilized for structural adhesive bonding. In a laboratory environment epoxy patches demonstrated interlaminar failure and thereby restricted further lifetime improvement. A noticeable weakening of the boundary layer looms in humid environment caused by diffusion paths provoking both an extensive adhesive failure of the epoxy patches and a local adhesive failure of the Al-patches.

Inhalt

1	Einleitung.....	1
2	Grundlagen.....	3
2.1	Strukturklebungen	3
2.1.1	Klassifizierung von Strukturklebstoffen auf Epoxid-Basis	3
2.1.2	Klebflächenvorbehandlung	4
2.1.3	Klebspezifische Festigkeiten	5
2.2	Grundlagen zur Bauteilmüdung	7
2.3	Anwendung des K-Konzepts	9
2.4	Statistische Betrachtung streuender Messwerte	12
3	Experimentelles.....	15
3.1	Werkstoffe	15
3.1.1	Aluminiumknetlegierung EN AW 2024 T351.....	15
3.1.2	Borfaser-Prepreg auf Epoxid-Basis	16
3.1.3	Klebstoffsystem Loctite Hysol EA 9394	17
3.2	Probengeometrie	18
3.2.1	Al-Substratproben	18
3.2.2	Klebstoff-Zugproben.....	19
3.2.3	Borfaser-Reparatur-Element	20
3.3	Geräteausstattung	21
3.3.1	Nd-YAG Laser	21
3.3.2	Prüfmaschinen.....	22
3.4	Messwertstreuung und Auswertung	23
3.4.1	Gleichstrom-Potentialsonde.....	23
3.4.2	Messdatenbearbeitung	26
3.5	Vorbehandlung der Fügeiteiloberflächen.....	27
3.5.1	Vorbehandlung Al-Substratoberfläche.....	28
3.5.2	Oberflächenvorbehandlung der Borfaser-Patches	29
3.6	Versuchsdurchführung.....	29
3.6.1	Statischer Haftfestigkeitsnachweis	30
3.6.2	Verstärkung der Strukturen durch den Klebprozess	30

3.6.3	Einfluss warmfeuchter Atmosphäre auf Strukturklebungen	31
4	Ergebnisse	33
4.1	Quantifizierung der Substratoberfläche	33
4.1.1	Rasterelektronenmikroskopische Oberflächenanalyse	33
4.1.2	Analyse der Oberflächenrauigkeit	37
4.1.3	Bewertung der Haftfestigkeit.....	39
4.1.4	Klebstoffeigenschaften	40
4.2	Ermüdungseigenschaften der taillierten Lochproben (CCT)	42
4.2.1	SN-Kurve.....	43
4.2.2	Einfluss der Laservorbehandlung auf die Ermüdungseigenschaften.....	44
4.2.3	Einfluss des Sauerstoffpartialdrucks auf die Oxidschicht-Bildung.....	46
4.3	Anwendung der Strukturverstärkung	50
4.3.1	Ertüchtigung konstruktionsbedingter Kerben	50
4.3.2	Reparatur vorgeschädigter Proben.....	54
4.4	Einfluss der Versuchsumgebung auf die Strukturklebung	57
4.4.1	Referenzproben	57
4.4.2	Einfluss der Feuchtigkeit auf Proben nach der Ertüchtigung	58
4.4.3	Einfluss der Feuchtigkeit auf die Reparatur vorgeschädigter Proben	59
5	Diskussion	63
5.1	Einführung	63
5.2	Quantifizierung der Reparaturmethode im Rahmen der Bauteilertüchtigung	64
5.2.1	Experimente im Zeitfestigkeitsbereich	65
5.2.2	Ermüdungsverhalten ertüchtigter Proben bei niedrigen Spannungswerten	70
5.3	Qualifizierung der Strukturklebung im Rahmen der Bruchmechanik.....	71
5.3.1	Die Rissverlängerung als Schädigungsgröße.....	71
5.3.2	Experimentelle Messwertstreuung.....	73
5.3.3	Quantifizierung des Lasttransfers	75
5.3.4	Experimentelle Verifikation des Lasttransfers.....	80
5.3.5	Quantifizierung des Klebstoffs	83
5.3.6	Betrachtung von Risschließeffekten an reparierten Proben.....	85
5.3.7	Einfluss feuchtwarmer Versuchsumgebung	88
5.4	Quantifizierung der Grenzfläche	95

5.4.1	Einordnung der Grenzflächenfestigkeit.....	95
5.4.2	Einfluss feuchtwarmer Atmosphäre auf die Grenzflächenfestigkeit	98
5.5	Rissinitiierung und 2-dimensionale Rissausbreitung	100
5.5.1	Quantitative Auswertung von Risskonturen	104
5.6	Wirkung der Patches auf kurze und lange Risse.....	110
6	Zusammenfassung und Ausblick	113
7	Anhang	117
	Anhang 1	118
	Anhang 2	119
	Anhang 3	122
	Anhang 4	123
8	Literaturverzeichnis.....	125
9	Formel- und Abkürzungsverzeichnis	133
10	Abbildungsverzeichnis	136
11	Tabellenverzeichnis	141

1 Einleitung

Bauteile der Luftfahrt werden einer Reihe unterschiedlicher Beanspruchungen ausgesetzt. Dazu zählen sowohl statische als auch zyklische mechanische Lasten, welche eine Strukturschädigung bewirken können. Die Einzelschädigungen können dabei zu einer Gesamtschädigung akkumulieren, welche schließlich zum Versagen der Struktur führt. Darüber hinaus sind Luftfahrtstrukturen sehr unterschiedlichen Umgebungen ausgesetzt. In Reiseflughöhe (ca. 10.000 m) werden die Strukturen einer kalten, trockenen Atmosphäre ($T = -50^{\circ}\text{C}$) ausgesetzt, während in tropischen Regionen infolge direkter Sonneneinstrahlung Temperaturen von über 60°C bei hoher Luftfeuchtigkeit erreicht werden. Diese atmosphärischen Bedingungen beeinflussen das Materialverhalten zusätzlich.

Bei der Bauteilauslegung sind diese Einflüsse zu berücksichtigen. Die Auslegung der Bauteile beruht dabei auf dem sogenannten „statischen Festigkeitsnachweis“ und auf einem Festigkeitsnachweis auf Grundlage betriebsbedingter Lasten (Ermüdung, wechselnd klimatische Bedingungen).

Geometriebedingt nimmt die Spannungsverteilung bei mechanischer Belastung unterschiedliche Zustände an. Der statische Festigkeitsnachweis liefert für den Spannungszustand eine erste konservative Abschätzung zur Auslegung der Bauteile. Unter zyklischer Belastung zeigen Bauteile hingegen ein anderes Verhalten. Daher ist es notwendig, die Bauteildimension zusätzlich für zyklische Belastungen zu optimieren.

Strukturbauteile können zudem Kerben aufweisen, die unter mechanischer Belastung Spannungsüberhöhungen bewirken. Diese Spannungsspitzen können sich nachteilig auf die Bauteilintegrität auswirken. Im Speziellen können Kerben untergliedert werden in mikrostrukturelle, konstruktionsbedingte und reparaturinduzierte Kerben (Tabelle 1).

Kerbart	Beispiele
mikrostrukturell	<i>Einschlüsse, Rauigkeiten (werkstoffabhängig)</i>
konstruktionsbedingt	<i>Bohrungen, Phasen, Bauteilgeometrie (geometriebedingt)</i>
reparaturinduziert	<i>Rissstop-Bohrungen, Oberflächenbehandlung (mechanische, physikalische Behandlung)</i>

Tabelle 1 Klassifizierung unterschiedlicher Kerbarten

Kerben wirken als sogenannte „Hot Spots“. Diese sind als Quelle zu verstehen, aus denen bei mechanischer Belastung eine Schädigung in Form von Rissen resultieren kann. Hot Spots bestimmen also die Strukturlebensdauer.

Auf Grundlage dieser Erkenntnisse scheint es offensichtlich, die Wirkung dieser Hot Spots zu begrenzen. Dazu werden Reparaturmethoden mit dem Ziel angewendet, lokale

Spannungsüberhöhungen abzumildern und somit zur Lebensdauersteigerung beizutragen. Die Lebensdauer tritt dabei als streuendes Merkmal auf. Die Zuverlässigkeit der Strukturverstärkung kann unter Anwendung statistischer Hilfsmittel bewertet werden. Zur Abschätzung der Reparaturwirkung werden Modelle benötigt, die die Wirksamkeit der jeweiligen Reparaturmethode beschreiben und somit eine zuverlässige Lebensdauervorhersage ermöglichen.

Bei der in dieser Arbeit angewendeten Reparaturmethode handelt es sich um hybride Strukturklebungen mittels borfaserverstärkten Epoxid-Patches. Diese Methode beruht auf einer Lastumlagerung vom ertüchtigten Strukturteil in den Reparaturpatch und somit einer Abmilderung der Hot Spots im Bauteil. Voraussetzung für den Lasttransfer ist eine für den Klebprozess „eingestellte“ Grenzfläche, welche den zu übertragenden Lasten standhält.

Seinen Ursprung findet dieses Reparaturverfahren Ende der 70er Jahre. [Baker] berichtete 1978 über die Eignung von borfaserverstärkten Kunststoffen zur Anwendung an luftfahrtrelevanten Strukturen.^[1] [Jones et al.] veröffentlichten 1988 eine Reihe weiterer erfolgreicher Reparaturen vorwiegend im Bereich der militärischen Luftfahrt und lieferten Designaspekte für die Reparatur dickwandiger Strukturen am Beispiel der Schwenkflügel des Kampfflugzeugs F-111 der Australischen Luftwaffe.^[2] 1989 folgten weitere strukturelle Designaspekte und erste statische Belastungstests an Knochenproben sowie an der gesamten Flügelstruktur zur Verifizierung durchgeführter Berechnungen auf Basis von FE-Analysen.^[3] Seit 1992 werden weitere Studien durchgeführt, bei denen das Ermüdungsverhalten geklebter Strukturverbunde untersucht wurde. Die Studien umfassten die Charakterisierung und Herstellung der Verbundsysteme sowie deren Auswirkungen auf die Lebensdauer rissbehafteter Bauteile. Mit dem Ziel durch Kraftumleitung einer Rissöffnung entgegen zu wirken, wurde eine Reduktion der Rissfortschrittsraten erreicht, die letztlich eine Lebensdauersteigerung bewirkte.^{[4]-[9]}

Zur Quantifizierung der Reparaturmethode stehen zwei Herangehensweisen zur Verfügung. Die Lebensdauerbestimmung von Bauteilen mittels Wöhlerkurven basiert auf der Kontinuumsmechanik. Die Rissausbreitung bleibt bei diesem Konzept unberücksichtigt. Das zweite Konzept beruht auf der Bildung und dem Wachstum von Ermüdungsrissen. Diese können mit Hilfe der Bruchmechanik beschrieben werden. Beide Konzepte können dabei nicht trennscharf voneinander abgegrenzt werden.

Die wissenschaftliche Zielsetzung dieser Arbeit ist es, das Reparaturverfahren sowohl unter kontinuumsmechanischen als auch unter bruchmechanischen Gesichtspunkten zu beschreiben und somit die Reparatur von gekerbten, rissfreien als auch von rissbehafteten Bauteilen unter Anwendung statistischer Hilfsmittel zu bewerten. Einen wichtigen Aspekt in Bezug auf den Lasttransfer stellt hierbei die Grenzflächenproblematik dar, welche in der Arbeit betrachtet wird.

2 Grundlagen

2.1 Strukturklebungen

2.1.1 Klassifizierung von Strukturklebstoffen auf Epoxid-Basis

Klebstoffe können auf unterschiedliche Weise eingeteilt werden. Eine Methode ist die Klassierung der Klebstoffe anhand ihrer Reaktion während der Aushärtung. Dadurch ergeben sich vier Hauptgruppierungen (Abbildung 2-1).

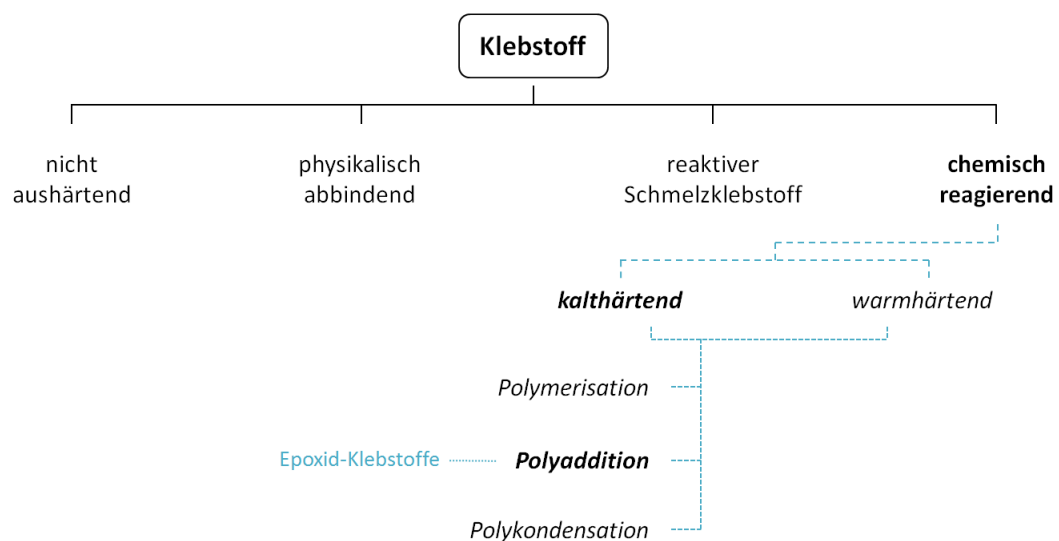


Abbildung 2-1 Einteilung der Klebstoffe nach [10]

Die in dieser Arbeit verwendeten Epoxidklebstoffe werden der Gruppe der chemisch reagierenden Systeme zugeordnet. Für diese Art der Klebstoffe basiert die Vernetzung auf einer exothermen Polyadditionsreaktion, welche für kalthärtende Systeme durch äußere Wärmezufuhr beschleunigt werden kann. Darüber hinaus wird unterschieden zwischen einkomponentigen (1K-) und zweikomponentigen (2K-) Klebstoffen. Letztere bestehen aus einer Klebstoff- und einer Härter-Komponente. Erst die Mischung beider Komponenten initiiert die Vernetzungsreaktion (Abbildung 2-2).^[10]

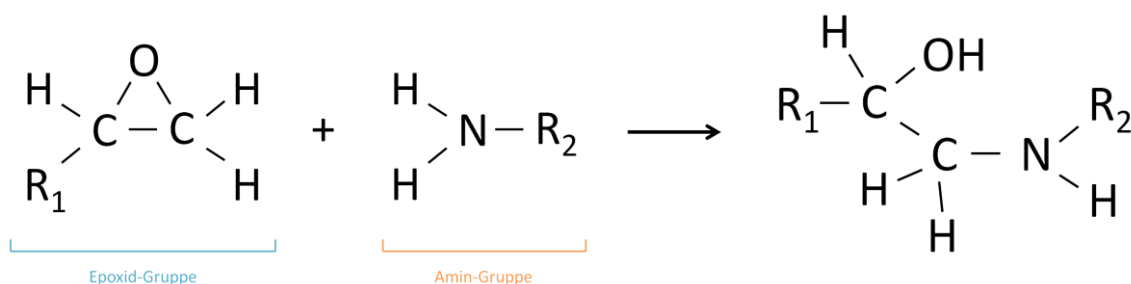


Abbildung 2-2 Vernetzungsreaktion einer Epoxid- mit einer Amin-Gruppe nach [10] und [11]

Die Klebstoff-Komponente besteht aus einem Epoxid-Dreiringsystem, welches auch als Oxiran-Ring bezeichnet wird. Die Härter-Komponente besteht aus einer Amin-Gruppe. Während der Aushärtereaktion wird die kovalente Bindung (C-O) des Oxiran-Rings geöffnet. Das nun freie Valenzelektron des Kohlenstoffs geht eine kovalente Bindung mit dem Stickstoff-Atom (N) der Amin-Gruppe ein. Das freie Wasserstoff-Atom (H^+) wandert zu dem elektronegativen Sauerstoff-Atom (O^-) und bildet eine Hydroxylgruppe (OH). Dies schließt die Vernetzungsreaktion ab.

2.1.2 Klebflächenvorbehandlung

Der Prozess „Kleben“ beruht auf der Verbindung zweier Oberflächen durch ein geeignetes Haftmittel. Kontaminationen auf der Oberfläche stehen diesem Prozess entgegen. Sie können organischer oder anorganischer Natur sein. Bezüglich der Strukturklebung bewirken sie eine Reduktion der freien Oberflächenenergie und somit eine Herabsetzung der Haftfestigkeit. Aus diesem Grund ist es wichtig, die zu fügenden Oberflächen von Kontaminationen zu befreien und somit die freie Oberflächenenergie und die Benetzbarkeit zu erhöhen.^[12] Dazu ist eine geeignete Oberflächenbehandlungsmethode nötig. Bestimmte Vorbehandlungsmethoden induzieren dabei eine Oberflächenrauigkeit, welche unter anderem die Kontaktfläche für den Klebstoff vergrößert.^{[13]-[16]} Dies führt zu einer Erhöhung der Häufigkeit der an der Klebung beteiligten Bindungspartner.^[17]

Abhängig von der Art der zu fügenden Bauteile (Kunststoff, Metall) werden unterschiedliche Vorbehandlungsmethoden angewendet (Tabelle 2).^{[10] [11] [17]}

	Metalle	Kunststoffe
mechanisch	<i>Schleifen, Grid-Blasting</i>	<i>Unterdruck-Saug-Strahlen, Grid-Blasting</i>
chemisch	<i>Lösungsmittel-Reinigung, Ätzen</i>	<i>Lösungsmittel-Reinigung, Ätzen</i>
elektro-chemisch	<i>Anodisierung (CAA, PAA, SAA, ...)</i>	-
physikalisch	<i>Laserbestrahlung</i>	<i>Laser-, UV-Bestrahlung, Atmosphärendruck-Plasma</i>

Tabelle 2 Klassifizierung unterschiedlicher Vorbehandlungsmethoden mit Anwendungsbeispielen; [14], [18]-[21]

Die unterschiedlichen Vorbehandlungen bewirken eine Veränderung der Oberflächenrauigkeit. Während mechanische Behandlungsmethoden eher zu mikrostrukturellen Veränderungen führen, können die elektro-chemischen und physikalischen Behandlungen die Nanostruktur beeinflussen. Einen Überblick über die verschiedenen Vorbehandlungsmethoden für Al-Oberflächen liefern [Critchlow] und [Brewis].^[16]

Im Fall der Anodisierung metallischer Bauteile kann gezeigt werden, dass sie zur Ausbildung einer nanostrukturellen Oxidschicht führen.^[21] So bewirkt das von Boeing entwickelte Verfahren der Phosphorsäure-Anodisierung (PAA) die Bildung einer 0,4 µm bis 0,8 µm dicken Oxidschicht. Die auf diese Weise vorbehandelten Oberflächen eignen sich hervorragend für strukturelle Klebungen.^[17] Im Hinblick auf den Korrosionsschutz, wofür die verschiedenen Anodisierungsverfahren ursprünglich entwickelt wurden, bieten metallische Strukturen, die einer Chromsäure-Anodisierung (CAA) unterzogen wurden, optimalen Schutz. Deren Oberflächen besitzen eine höhere Oxidschichtdicke von etwa 2 - 3 µm. Aufgrund von Umweltschutzbestimmungen wird der CAA jedoch mittlerweile die PAA vorgezogen.^[17]

Eine umweltschonende und günstige Methode der Klebflächenvorbehandlung metallischer Strukturen stellt die Bestrahlung mit einem Laser dar. Oberflächige Kontaminationen werden entfernt und die Rauigkeit der Oberfläche in Bezug auf den Klebprozess begünstigt. Für Kunststoffoberflächen haben sich unterschiedliche Vorbehandlungen bewährt. Dazu zählen insbesondere die physikalischen Behandlungen mittels Atmosphärendruckplasma (ADP) und UV-Bestrahlung^{[22]-[24]} sowie mechanische Methoden wie das Grid-Blasting und das Unterdrucksaugstrahlen.^{[25][26]} Bei den letztgenannten Methoden werden die zu behandelnden Oberflächen mittels Strahlgut definierter Körnung unter einem vorgegebenen Einfallswinkel und Druck bestrahlt. Diese Oberflächenbehandlung bewirkt eine Aufrauung und somit eine Vergrößerung der Oberfläche und begünstigt somit den Klebprozess.

In dieser Arbeit werden die Al-Substrate mittels Laserbestrahlung und die Kunststoffoberflächen mittels ADP für den Klebprozess vorbehandelt.

2.1.3 Klebspezifische Festigkeiten

Klebungen bestehen aus zwei Fügeteiloberflächen und dem Haftmittel, genannt Klebstoff. Eine geklebte Struktur besitzt somit zwei „Schwachstellen“:

- den Klebstoff
- die beiden Grenzflächen (Klebstoff - Fügeteiloberfläche)

Strukturklebungen werden also definiert durch ihre *adhäsive* und *kohäsive* Festigkeit. Die *kohäsive* Festigkeit wird durch den Klebstoff bestimmt. Grad und Vernetzung beruhen maßgeblich auf kovalenten Bindungen. Die *adhäsive* Festigkeit wird durch die Haftfestigkeit des Klebstoffs auf der Fügeteiloberfläche definiert. Die adhäsive Festigkeit untergliedert sich dabei in drei Bereiche:

- die *spezifische Adhäsion*
- die *mechanische Adhäsion*
- die *Autohäsion*

Die *spezifische Adhäsion* stellt die für die Klebtechnik relevante Art dar. Sie wird dominiert von zwischenmolekularen Bindungen mit Reichweiten in der Größenordnung 10^{-10} m (0,1 nm). [Brockmann] und [Habenicht] unterscheiden die Bindungstypen nach Reichweite und Bindungskraft (Abbildung 2-3).^{[10] [27]}

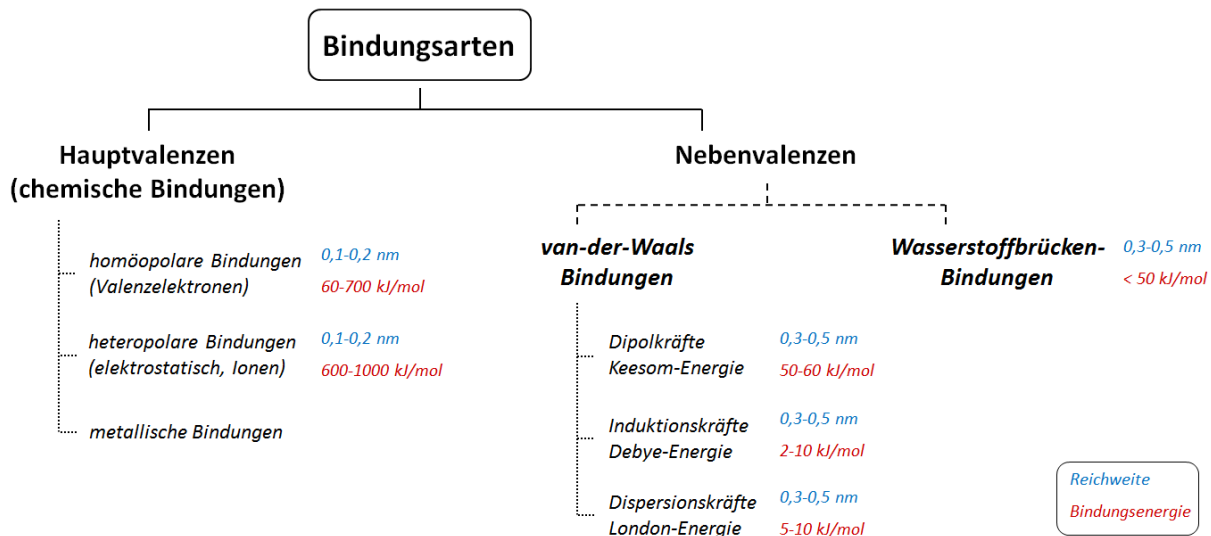


Abbildung 2-3 Bindungsarten, Bindungsenergien und Reichweiten nach [10] und [27]

Bei den chemischen Bindungen (Hauptvalenzen) hat die Gruppe der homöopolaren Bindungen für die Klebtechnik eine besondere Relevanz. Mit einer Reichweite $\leq 0,2$ nm stellen diese kovalenten Bindungen die höchsten Bindungskräfte zur Verfügung. Die adhäsive Festigkeit wird durch nebenvalente Bindungen und bei chemischer Aktivierung eventuell auch durch kovalente Bindungen bestimmt. Im Fall von geklebten, metallischen Strukturen bewirken nur die nebenvalenten Bindungen die adhäsive Festigkeit.

Die *mechanische Adhäsion* beschreibt eine zusätzliche Haftkomponente, welche durch mechanische Verhakung des Klebstoffs an einer rauen oder porösen Oberfläche erlangt wird.^{[14] [19]-[21] [27] [28]} Die Wirksamkeit der mechanischen Adhäsion wird von unterschiedlichen Experimentatoren jedoch kontrovers diskutiert. So gesteht [Brockmann] dieser Art der Adhäsion keine große Relevanz zu.^[29] Auch [Arnott] und [Rider] fanden in feuchter Versuchsumgebung für ein Profil mit Sägezahn-Topografie keine Begünstigung durch mechanische Verhakung.^[30]

Die dritte Art der Adhäsion stellt die *Autohäsion* dar, welche durch die Diffusion der Enden vernetzter Molekülketten definiert wird.^{[10] [11]} Für die folgende Betrachtung struktureller Klebungen haben die beiden letzten Arten der Adhäsion keine Bedeutung.

2.2 Grundlagen zur Bauteilermüdung

In dieser Arbeit soll durch Klebungen eine Strukturverstärkung des Bauteils erzielt werden. Mit „Ertüchtigung“ werden im Folgenden solche Klebungen bezeichnet, welche an rissfreien Bauteilen durchgeführt werden. Rissfrei bedeutet in diesem Fall, dass die Risse noch nicht detektierbar sind. In diesem Sinne werden gekerbte Bauteile in Bezug auf ihre Ermüdungseigenschaften „ertüchtigt“. „Reparatur“-Klebungen bedingen hingegen eine Lebensdauererhöhung rissbehafteter Bauteile, die einer zyklischen Belastung ausgesetzt sind. Vorgeschädigte Bauteile werden also „repariert“.

Um das mechanische Verhalten der Strukturklebungen zu untersuchen, werden Verbundproben unter verschiedenen Bedingungen ermüdet. Im Folgenden werden die Einflussgrößen, welche zur Beschreibung zyklischer Belastungen notwendig sind, beschrieben (Abbildung 2-4).

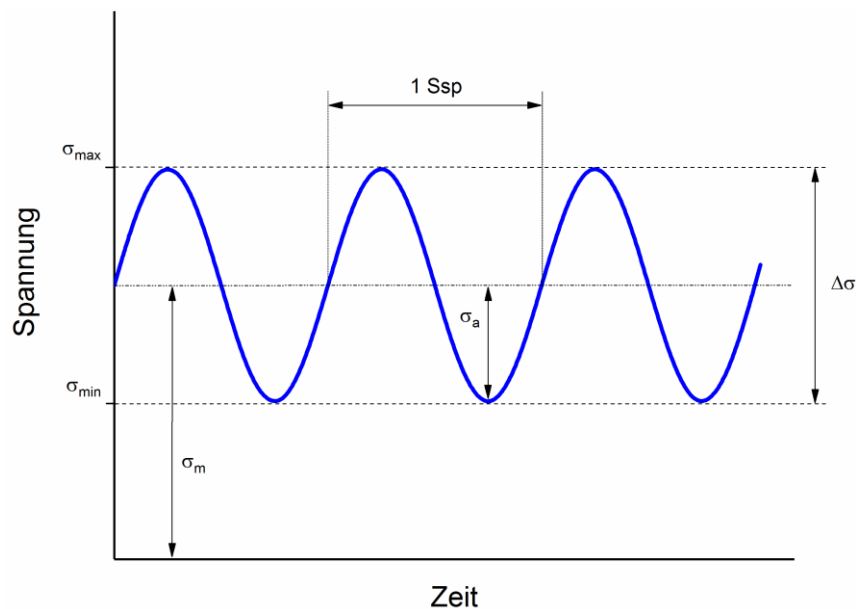


Abbildung 2-4 Einflussgrößen zur Beschreibung schwingend belasteter Proben nach [31]-[33]

Die mechanischen Lasten werden zyklisch in Form einer sinusförmigen Belastung aufgebracht. Die sich aus der Abbildung ergebenden Größen werden in den Formeln (1) - (3) vorgestellt.

Schwingbreite	$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min}$	(1)
---------------	--	-----

Spannungsamplitude	$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2}$	(2)
--------------------	--	-----

Mittelspannung	$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2}$	(3)
----------------	--	-----

Schließlich ergibt sich das Spannungsverhältnis R aus dem Verhältnis der minimalen zur maximalen Spannung der sinusförmigen Belastung (Formel (4)). Mit diesen Parametern lassen sich die aufgetragenen, mechanischen Lasten eindeutig beschreiben.

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (4)$$

Die Beschreibung der Auswirkungen der zyklischen Belastung auf die strukturellen Ermüdungseigenschaften kann mit unterschiedlichen Konzepten erfolgen. Für rissfreie Bauteile hat sich das sogenannte Nennspannungskonzept etabliert. Die Bauteilbelastung wird im Sinne dieses Konzepts durch die aufgetragene, äußere Spannung σ_{nenn} beschrieben.^{[33] [34]} Die Lebensdauer wird dabei durch das Versagen der Probe bestimmt.

Der Zusammenhang zwischen der Lebensdauer (N) und dem Lastniveau (S), auf dem die Ermüdung stattfindet, wird in sogenannten SN-Kurven dargestellt (Abbildung 2-5).^[35] [Kloth] und [Stroppe] prägten erstmalig 1936 den Ausdruck „Wöhler-Kurve“ für diese Darstellung.^[36]

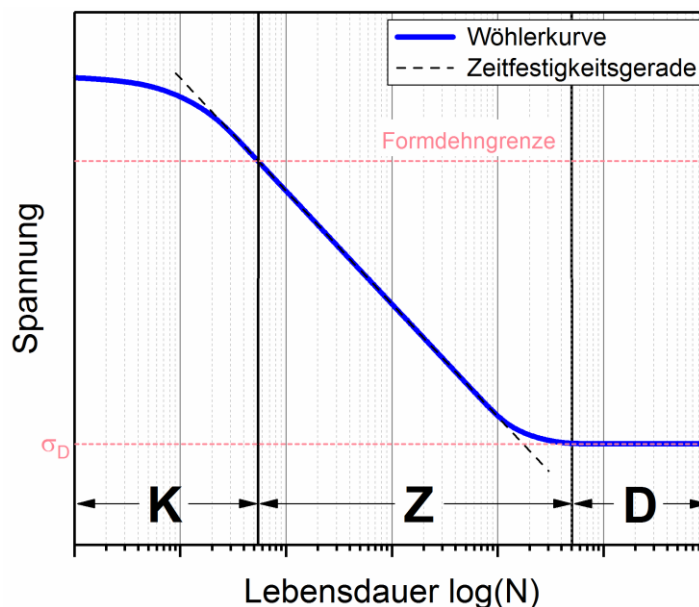


Abbildung 2-5 Festigkeitsbereiche einer SN-Kurve nach [31],[33] und [34]: Kurzzeitfestigkeit (K), Zeitfestigkeit (Z) und Dauerfestigkeit (D)

Die Kurzzeitfestigkeit **K** wird durch elastisch-plastisches Materialverhalten geprägt und beschreibt den Bereich geringer Lebensdauern (LCF). Begrenzt wird dieser Bereich durch die Formdehngrenze und die Zugfestigkeit unter statischer Belastung ($\cong 1$ Ssp). Der Bereich der Zeitfestigkeit **Z** (HCF) kann makroskopisch durch linear-elastisches Materialverhalten beschrieben werden. Als „dauerfest“ (Bereich **D**) werden Bauteile bezeichnet, die unter schwingender Beanspruchung nicht versagen. Diese Definition ist allerdings widersprüchlich, da als potentielle „Durchläufer“ bezeichnete Proben nach 10^7 bis 10^{10} Ssp (VHCF) dennoch versagen. Es wurde also eine Schädigung in den als „dauerfest“ betitelten Proben initiiert. Als „dauerfest“ sollen im Folgenden solche Proben bezeichnet werden, welche eine Zyklenzahl von 10^7 Ssp erreichen.

Die Gesamtlebensdauer lässt sich in verschiedene Phasen, die das jeweilige Ermüdungsverhalten definieren, untergliedern. Die Ausprägung dieser Phasen wird dabei durch die Mikrostruktur bestimmt. Im Sinne dieser mikrostrukturellen Abhängigkeit lassen sich grundlegend die in Formel (5) dargestellten Lebensdauerphasen unterscheiden.^[32]

$$\Delta N_{ges} = \Delta N_a + \Delta N_{lc} \quad (5)$$

Die Phase der Rissinitiierung bis zum Erreichen einer technischen Anrisslänge Δa_{tech} wird als technische Anrisslebensdauer ΔN_a bezeichnet. [Wever et al.] berichteten 1939 von einer „regellosen Verteilung von Schwachstellen“ im Gefüge, welche die Rissbildung begünstigen könnten.^[37] Auch Oberflächeneffekte, wie die Rauigkeit oder oberflächliche Beschädigungen (Kratzer, Fräsriefen, etc.), und atmosphärische Einflüsse können die Rissbildung maßgeblich beeinflussen.^[32] Die Länge des technischen Anrisses wird vom Auflösungsvermögen der gewählten Detektionsmethode bestimmt. Die Rissfortschrittslebensdauer ΔN_{lc} beschreibt die verbleibende Lebensdauer bis zum Probenbruch. Diese wird von der Ausbreitung langer Ermüdungsrissse (lc: long crack) dominiert.

2.3 Anwendung des K-Konzepts

In geschädigten Strukturen breiten sich Risse aus, die unter Anwendung der Bruchmechanik beschrieben werden können. Unterschieden werden dabei verschiedene Rissöffnungsmoden, die sich in Abhängigkeit von Probengeometrie und Belastungsart ergeben. Prinzipiell werden drei verschiedene Moden, welche bei komplexen, geometrischen Bauteilen auch in Kombination auftreten können, angegeben (Abbildung 2-6).^{[38] [39]}

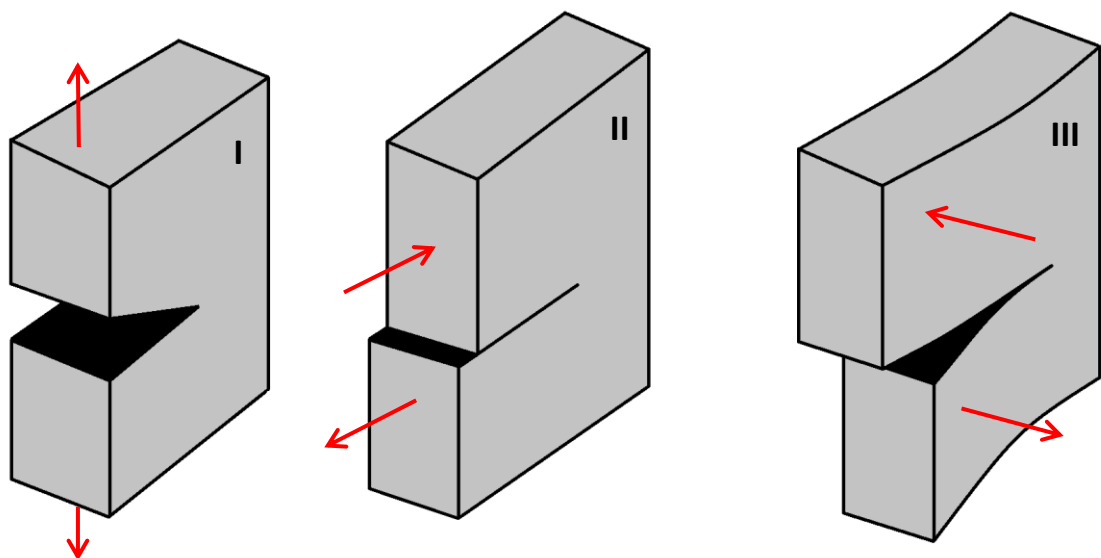


Abbildung 2-6 Darstellung der Rissöffnungsmoden nach [38]; Krafteinleitung symbolisiert durch rote Pfeile; Modus I: Zug-Druckbelastung, Modus II: Längsschub, Modus III: Querschub

Der Mode I beschreibt die Rissöffnung einer auf Zug oder Druck belasteten Probe. Die Rissöffnung erfolgt bei dieser Belastung in Krafteinleitungsrichtung und die Rissausbreitung orthogonal zu dieser. Die Moden II und III beschreiben die Rissöffnung infolge Längs- und Querschubs. Im Folgenden wird ausschließlich die infolge Zug-Belastung resultierende Rissöffnung nach Mode I betrachtet.

Aufgrund mechanischer Belastung entsteht ein Spannungsfeld in der Probe, welches an Kerben und Rissen Spannungsspitzen aufweist. Zur Beschreibung eines Spannungsfeldes vor der Risspitze lieferte [Westergaard] 1939 eine Lösung der Airy'schen Spannungsfunktion.^[40] Mit dieser Lösung war er in der Lage, das Spannungsfeld einer unendlich ausgedehnten Platte mit elliptischem Mittelriss zu beschreiben. [Sneddon], [Williams] und [Irwin] vereinfachten die Lösung von [Westergaard] und übertrugen sie auf einen unendlich scharfen Riss.^{[41]-[43]} Die explizite Sneddon-Gleichung beschreibt schließlich den Spannungszustand für ideal-elastisches Materialverhalten vor der Risspitze, wie es in Abbildung 2-7 skizziert ist.^[44]

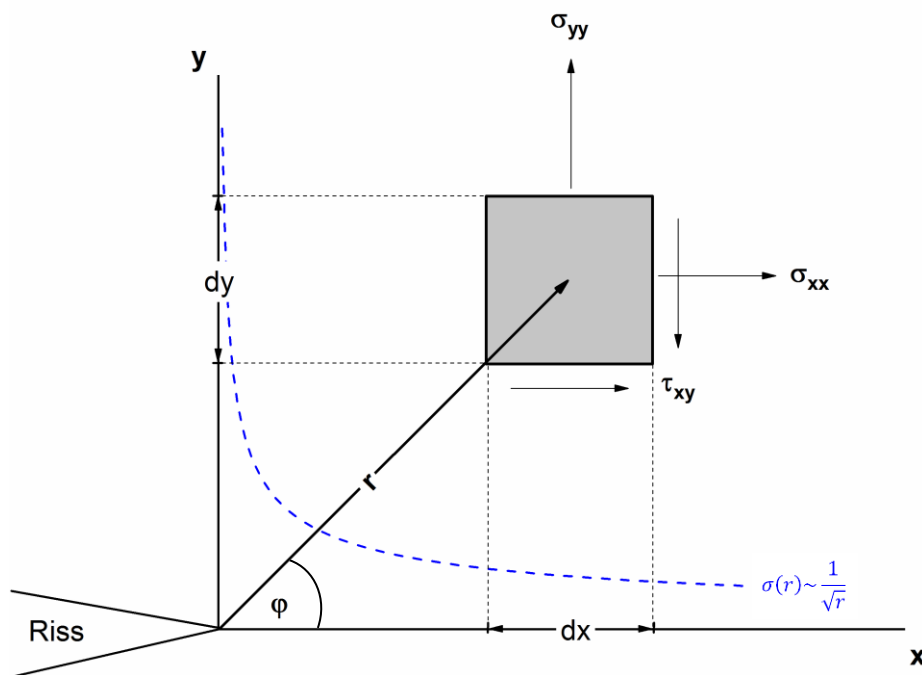


Abbildung 2-7 Beschreibung des Rissspitzenfeldes und Spannungszustand vor der Risspitze für $\varphi = 0^\circ$ nach [32] und [38]

Für einen Winkel $\varphi = 0^\circ$ ergibt sich für eine unendlich ausgedehnte Probe der Spannungszustand nach Formel (6). Der Proportionalitätsfaktor K_I wird als Spannungsintensitätsfaktor bezeichnet.^{[43]-[45]}

$$\sigma(r) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi \cdot r}} \quad (6)$$

Aus dieser Gleichung resultiert der proportionale Zusammenhang zwischen der Spannung vor der Risspitze $\sigma(r)$ und dem Radius r (Formel (7)).

$$\sigma(r) \sim \frac{1}{\sqrt{r}} \quad (7)$$

Aufgrund der Wurzel-Abhängigkeit resultiert im Nahbereich der Risspitze eine Spannungsüberhöhung, die für reale Werkstoffe durch deren plastische Fließgrenze σ_{ys} beschränkt wird. Dies führt für Spannungen $\sigma > \sigma_{ys}$ zur Plastifizierung und letztlich zur Abstumpfung der Risspitze.

[Irwin] erweiterte die Risslänge a um den Radius der Plastifizierung r_p zu $a_{\text{eff}} = (a + r_p)$.^[45] Aus dieser Erweiterung wird eine notwendige Voraussetzung zur Anwendung der linear elastischen Bruchmechanik (LEBM) deutlich. Für die Ausdehnung der plastischen Zone r_p vor der Risspitze muss gelten:

$$r_p \ll a \quad (8)$$

Ist Formel (8) erfüllt, so ergibt sich für den Spannungsintensitätsfaktor K_I für eine unendlich ausgedehnte Probe mit Mittelriss der folgende Zusammenhang:

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{\pi a} \quad (9)$$

Zur Abschätzung des Ausmaßes der plastischen Zone können das Fließkriterium nach [Tresca] sowie die Gestaltänderungsenergie-Hypothese nach [van Mises] (für $\sigma_v = \sigma_{ys}$) herangezogen werden. Weitere ausführliche Informationen hierzu liefern u.a. Werke von [Broek], [Schwalbe] und [Gross] und [Seelig].^{[38] [39] [44]}

Um den Einfluss einer endlichen Probengeometrie auf die Spannungsintensität für sich ändernde Risslängen gerecht zu werden, wird Gleichung (9) um den Korrekturterm $f\left(\frac{a}{w}\right) = \frac{1}{\sqrt{\pi}} \cdot Y\left(\frac{a}{w}\right)$ erweitert.

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{\pi a} \cdot f\left(\frac{a}{w}\right) \quad (10)$$

Ein Überblick über die unterschiedlichen Korrekturfunktionen liefern Werke von [Murakami] und [Tada et al.].^{[46] [47]}

Unter Verwendung der Gleichung (10) ist es nun möglich, den Spannungszustand vor der Risspitze für unterschiedliche Risslängen a und Belastungen σ zu erfassen, solange die Voraussetzungen zur Anwendung der LEBM erfüllt sind.

Die Ermüdungsrissausbreitung wird üblicherweise in der Form $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$ dargestellt (Abbildung 2-8).^[32]

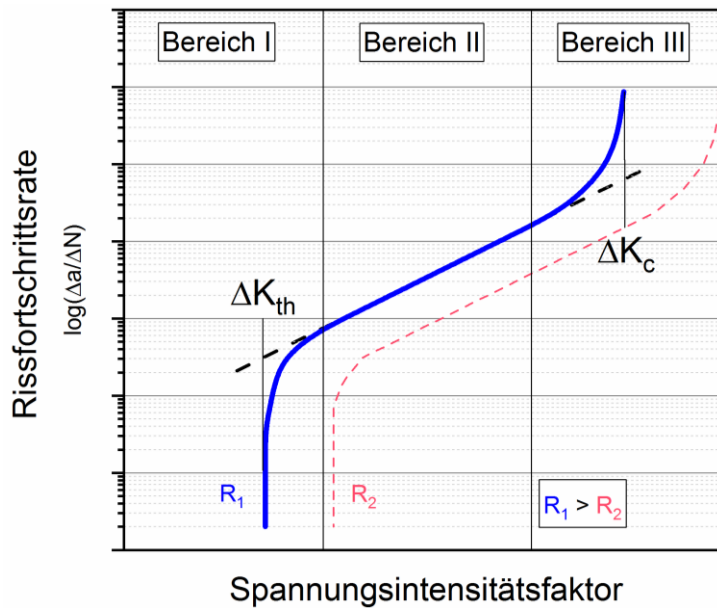


Abbildung 2-8 Bereiche der Rissausbreitung anhand einer Rissfortschrittskurve nach [32]; Bereich I: Bereich des Schwellenwertes, Bereich II: stabile Rissausbreitung, Bereich III: instabile Rissausbreitung

Der Verlauf der Rissausbreitungskurven wird unterteilt in drei Bereiche. Der erste Bereich (Bereich I) wird dominiert von geringen Rissfortschrittsraten. Der sogenannte Schwellenwert ΔK_{th} grenzt dabei den Kurvenverlauf zu geringen Spannungsintensitäten ab. Für Werte $\Delta K < \Delta K_{th}$ findet keine messbare Rissausbreitung statt. Der Bereich II beschreibt die stabile Rissausbreitung. Schon [Paris] fand in diesem Bereich einen linearen Zusammenhang zwischen der Rissfortschrittsrate und dem Spannungsintensitätsfaktor. Der dritte Bereich (Bereich III) beschreibt den Übergang zur instabilen Rissausbreitung. Die Bruchzähigkeit ΔK_c definiert dabei die Spannungsintensität, welche das spontane Probenversagen einleitet. Stabile Rissausbreitung findet also nur im Intervall $\Delta K_{th} \leq \Delta K \leq \Delta K_c$ statt. Die Verletzung dieses Stabilitätskriteriums geht mit spontanem Rissfortschritt einher.

2.4 Statistische Betrachtung streuender Messwerte

Grundsätzlich ist zwischen der Messwertstreuung (Rauschen) von Primär-Daten und der Streuung experimenteller Merkmalswerte wie der Lebensdauer und Risslänge $\langle \Delta N, \Delta a, \dots \rangle$ zu unterscheiden. Die Lebensdauer wird durch materialspezifische Größen (z.B. Fehlstellen im Material) bestimmt, wenn sie von der technischen Anrisslebensdauer dominiert wird.

Bei Ermüdungsexperimenten hat sich in Bezug auf den Merkmalswert „Lebensdauer“ die Darstellung der Ausfallwahrscheinlichkeit zur Bewertung der Streuung bewährt. Zwischen der Versagenswahrscheinlichkeit P_v und der Überlebenswahrscheinlichkeit $P_{\bar{u}}$ gilt allgemein der Zusammenhang aus Formel (11).

$$P_v = 1 - P_{\ddot{u}} \quad (11)$$

Zur statistischen Analyse der Versagenswahrscheinlichkeit werden die Merkmalswerte zunächst durch einen Schätzwert P_i in aufsteigender Reihenfolge approximiert. Für verschiedene Stichprobenumfänge können unterschiedliche Schätzfunktionen angewendet werden. Für einen Stichprobenumfang $n < 50$ wird in dieser Arbeit eine Schätzfunktion nach [Hazen] verwendet (Formel (12)).^{[48]-[50]} Der Parameter j bezeichnet dabei die jeweilige Stichprobe innerhalb der Rangfolge.

$$P_{Hazen} = \frac{2j - 1}{2n} \quad (12)$$

Diese diskreten Schätzwerte P_i werden in einem sogenannten „Wahrscheinlichkeitsdiagramm“ aufgetragen. Bei dieser Darstellung handelt es sich um eine doppelt-logarithmisch reziproke Auftragung der Wahrscheinlichkeitswerte über die Merkmalswerte, wie in Abbildung 2-9 schematisch dargestellt wird. Die angewendete Verteilungsfunktion nach Weibull wird in dieser Darstellung durch eine Gerade (blau) beschrieben. Das Bestimmtheitsmaß R^2 gibt eine Aussage darüber, wie gut die Verteilungsfunktion mit den approximierten Wahrscheinlichkeiten der Merkmalswerte korreliert. Im Folgenden wird dieser Parameter auch als Korrelationskoeffizient bezeichnet.

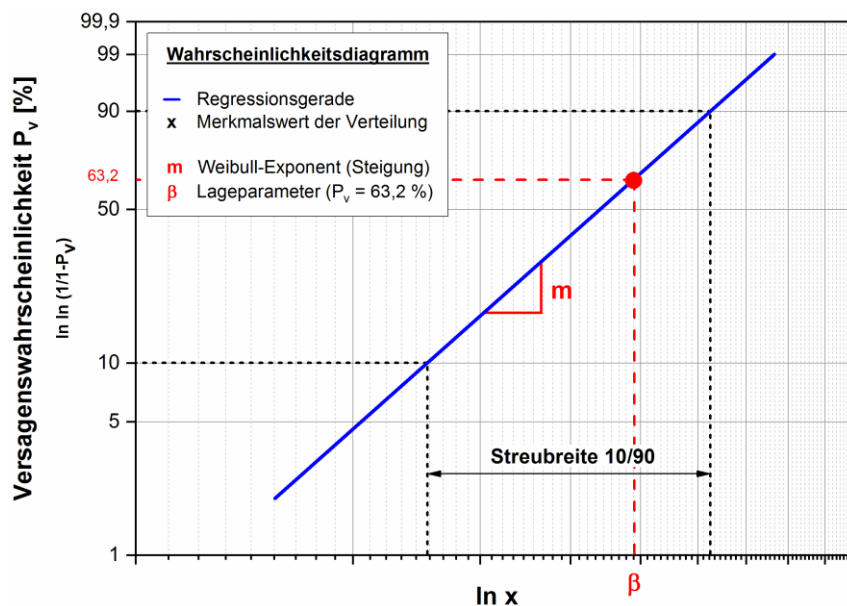


Abbildung 2-9 Schematisches Wahrscheinlichkeitsdiagramm für die statistische Analyse

Für die statistische Auswertung von Ermüdungsversuchen hat sich als Dichtefunktion $f(x)$ in Bezug auf die Lebensdauer die Weibullverteilung als zweckmäßig erwiesen.^{[49]-[51]} Die Anwendung der Weibull-Analyse auf die in dieser Arbeit untersuchten Merkmalswerte orientiert sich an der gleichnamigen Norm DIN EN 61649.^[52]

Die Dichtefunktion der zweiparametrischen Weibullverteilung wird in Gleichung (13) dargestellt. Das streuende Merkmal x wird durch den Lageparameter β und den Weibull-Exponenten m beschrieben.

$$f(x) = \frac{m}{\beta} \cdot \left(\frac{x}{\beta}\right)^{m-1} \cdot e^{-\left(\frac{x}{\beta}\right)^m} \quad (13)$$

Der Lageparameter beschreibt das Maximum der Dichtefunktion ($x = \beta$) und entspricht dem Merkmalswert für eine Versagenswahrscheinlichkeit $P_v = 63,2\%$ der Summenfunktion $F(x)$ (Formel (14)). Der Weibull-Exponent m beschreibt die Form der Dichtefunktion und ist somit ein Maß für die Streuung der Merkmalswerte. In der Wahrscheinlichkeitsdarstellung entspricht dieser Exponent der Steigung der Regressionsgeraden. Der Weibull-Exponent beschreibt somit die Zuverlässigkeit der Verteilung. Je geringer m ausfällt, desto höher ist die Streuung. Für die Bewertung geklebter Strukturen stellt dieser Parameter also eine wichtige Konstruktionsgröße dar.

$$F(x) = P_v(x) = 1 - e^{-\left(\frac{x}{\beta}\right)^m} \quad (14)$$

Die Streubreite 10/90 bietet eine Möglichkeit für beliebige Dichtefunktionen die Zuverlässigkeit zu bewerten. Sie ergibt sich aus der Differenz der Merkmalswerte für die Versagenswahrscheinlichkeiten $P_v = 10\%$ und $P_v = 90\%$.

In dieser Arbeit werden Strukturklebungen unter Verwendung statistischer Hilfsmittel (Lageparameter, Weibull-Exponent) bewertet.

3 Experimentelles

3.1 Werkstoffe

Für die Untersuchung der in dieser Arbeit durchgeführten hybriden Reparaturmethode kamen unterschiedliche Werkstoffe zum Einsatz. Die Ertüchtigung der Füge­teile wurde dabei mit einem borfaserverstärkten Reparaturpflaster durchgeführt. Fixiert wurde dieser Reparaturpatch mit einem 2K-Klebstoff auf Epoxidbasis, welcher die Lastumleitung in den Patch ermöglicht. Bei dieser Strukturverstärkung handelt es sich folglich um hybride Klebverbindungen, deren Fügepartner im Folgenden näher beschrieben werden.

3.1.1 Aluminiumknetlegierung EN AW 2024 T351

Als Basiswerkstoff, an der die Strukturverstärkung durchgeführt werden soll, kommt die aushärtbare Aluminiumknetlegierung EN AW 2024 im Behandlungszustand T351 (lösungsgeglüht, abgeschreckt, spannungsarm gereckt) zur Anwendung. Bei diesem Werkstoff handelt es sich um eine luftfahrtrelevante Legierung, welche insbesondere im Bereich der Rumpfs­ektion als Außenhaut zum Einsatz kommt.^{[53] [54]} Zum Schutz vor korrosiven Einflüssen werden Bauteile aus dieser Legierung in der Regel mit einer Plattierschicht aus reinem Aluminium versehen. In der vorliegenden Arbeit wird u.a. der Einfluss der Kleb­flächen­vor­be­handlung auf die Güte der Grenzflächenanbindung untersucht. Aus diesem Grund wird die nicht-plattierte Variante der Al-Legierung (unclad) verwendet.

Die in dieser Arbeit untersuchten Al-Proben wurden aus einem 2 mm dicken Blech in Walzrichtung entnommen und anschließend zu der jeweiligen Probengeometrie weiterverarbeitet. Die Zusammensetzung der Al-Legierung ist in Tabelle 3, die mechanischen Eigenschaften in Tabelle 4 aufgelistet.

Element	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Zr	Pb
Anteil [%]	0,07	0,14	4,20	0,47	1,35	62ppm	59ppm	0,20	0,02	0,01	75ppm

Tabelle 3 Zusammensetzung der Al-Legierung EN AW 2024 T351^[55]

Material	E-Modul [GPa]	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]
EN AW 2024 T351	73	440 - 460	280 - 310

Tabelle 4 Mechanische Materialeigenschaften der Al-Legierung EN AW 2024 T351^[53]

3.1.2 Borfaser-Prepreg auf Epoxid-Basis

Die Ertüchtigung der Basisfügeteile wurde durch die Strukturverstärkung erzielt. Die hierzu verwendeten Reparaturpflaster wurden aus einem mit Borfasern unidirektional verstärkten Prepreg-Tape (5521 F) der Firma *Specialty Materials* gefertigt. Das Matrix-Material setzt sich aus einem Epoxidharz auf Bisphenol-A-Basis und einem Härter-System auf Dicyandiamin-Basis zusammen. Die Zusammensetzung der Matrix kann über charakteristische Molekülschwingungen (Wellenzahlen) analysiert werden. Mittels Fourier-transformierter Infrarotspektroskopie (FTIR) können charakteristische Wellenzahlen der Matrix erfasst werden. In Abbildung 3-1 wird das FTIR-Spektrum des verwendeten Matrix-Systems dargestellt. Die „Marker“ entsprechen den Wellenzahlen, die für die jeweilige Molekülschwingung charakteristisch sind. In Tabelle 5 sind die charakteristischen Wellenzahlen der Epoxid-Matrix aufgelistet. So wird beispielsweise die C=O-Valenzschwingung der mittels Dicyandiamin modifizierten Carbonylbande durch die Wellenzahl 1758 cm^{-1} charakterisiert.

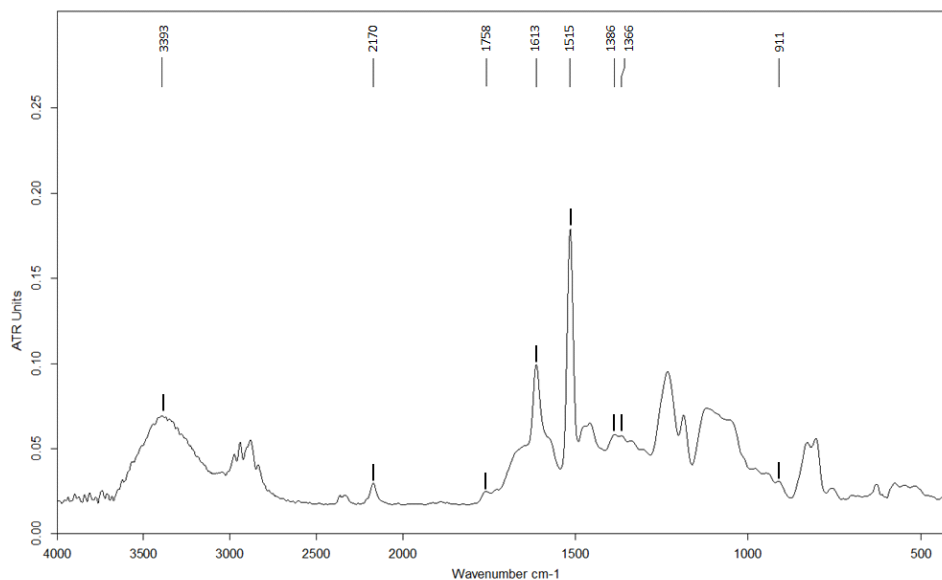


Abbildung 3-1 FTIR-Spektrum der Epoxid-Matrix (5521 F) ^[WiwEB]

Wellenzahl [cm ⁻¹]	Beschreibung
3393	OH-Valenzschwingung
2170	C≡N-Valenzschwingung
1758	C=O-Valenzschwingung (Carbonylbande, vermtl. Modifizierung des Dicyandiamids)
1650 - 1620	N-H-Deformationsschwingungen
1613	Aromatische Ringschwingung
1515	Paraphenylengruppe
1386 / 1366	CH ₃ -Deformationsschwingung (Doppelbande)
910	Oxiranring

Tabelle 5 Ergebnis der FTIR-Analyse der Epoxid-Matrix (5521 F) ^[WiwEB]

Die Borfasern besitzen einen Durchmesser von 102 μm und bilden nach dem Harz-Aushärteprozess einen Fasermassenanteil von 72,1 %. Die mechanischen Eigenschaften der Einzelfasern sind in Tabelle 6, die einzelner Prepreg-Lagen in Tabelle 7 dargestellt.

Bor-Faser (einzeln)		
Durchmesser	[μm]	102
Dichte	[g/cm^3]	2,61
Temp.-Ausdehnung	[ppm/ $^{\circ}\text{C}$]	4,5
Zugfestigkeit	[MPa]	3.600
E-Modul	[GPa]	400

Tabelle 6 Mechanische Materialeigenschaften einer Einzelfaser aus Bor ^[56]

Einzellage Prepreg		[RT]	[121 $^{\circ}\text{C}$]
Aushärtetemperatur	[$^{\circ}\text{C}$]	121	
Zugfestigkeit	[MPa]	1.484	1.408
E-Modul	[GPa]	192	172
interlam. Scherfestigkeit	[MPa]	97	55
Dichte	[g/cm^3]	2,0	k.A.

Tabelle 7 Mechanische Materialeigenschaften einer einzelnen Prepreg-Lage ^[56]

3.1.3 Klebstoffsystem Loctite Hysol EA 9394

Bei dem Klebstoff handelt es sich um den 2K-Epoxidharzklebstoff *Loctite Hysol EA 9394* der Firma *Henkel*. Es ist ein kalthärtender, thixotrop eingestellter Klebstoff, welcher auch für die Anwendung im Bereich der Luftfahrt zertifiziert ist. Der Klebstoffkomponente A sind als Füllstoffe Al-Partikel beigemischt. Das bevorzugte Mischungsverhältnis der Komponente A (Epoxidbasis) zur Härterkomponente B (Aminbasis) wird vom Hersteller angegeben zu: 100 : 17. Die Durchmischung beider Komponenten erfolgt mit einer dual asymmetrischen Zentrifuge bei 26 mbar. Die Parameter des Mischprogramms orientieren sich an Versuchsergebnissen von [Frömmel]. ^[49] Sie sind in Tabelle 8 aufgelistet.

Zeit in [s]	30	10	10	10	30
Drehzahl in [U/min]	2.000	2.250	2.500	3.000	3.500

Tabelle 8 Mischprogramm für dual asymmetrische Klebstoffmischung nach [49]

Zur beschleunigten Vernetzung erfolgt die Aushärtung des Klebstoffs in einem umluftbetriebenen Ofen bei 66 $^{\circ}\text{C}$. Die mechanischen Materialeigenschaften des ausgehärteten Klebstoffsystems sind in Tabelle 9 gemäß Herstellerangaben aufgelistet.

Materialeigenschaften	E-Modul [MPa]	Zugfestigkeit [MPa]	Zug-Scherfestigkeit [MPa]	Al-Füllstoffe [%]
Hysol EA 9394	4.237	46	28,9	30 - 40

Tabelle 9 Mechanische Materialeigenschaften des Klebstoffsystems Hysol EA 9394 (lt. Herstellerangaben) ^[57]

3.2 Probengeometrie

Für den statischen Festigkeitsnachweis einer geklebten Struktur wurden Versuche mit einfach überlappenden Zug-Scherproben durchgeführt. Mit diesen Tests wurden sowohl der Klebstoff, als auch dessen Anbindung an die Substratoberfläche bewertet. Ermüdungsversuche wurden an mittels Reparaturpatch ertüchtigten, speziell taillierten Proben durchgeführt. Im Folgenden wird die Geometrie der Proben, welche in dieser Arbeit zur Anwendung kommen, vorgestellt.

3.2.1 Al-Substratproben

Mittels Zug-Scherproben (Abbildung 3-2) kann die durch die Klebflächenvorbehandlung eingestellte Grenzflächengüte getestet werden. Die Probenabmaße (100 x 25 mm) und die Überlappungslänge (12,5 mm) wurden gemäß DIN EN 1465 gewählt.^[58] Die Bohrungen dienen einerseits der Probenfertigung, andererseits der Einspannung der Probe in die Prüfmaschine. Die Klebschichtdicke von $200 \pm 20 \mu\text{m}$ wurde mit einer speziell für die Anfertigung dieser Probe konzipierten Klebvorrichtung eingestellt.

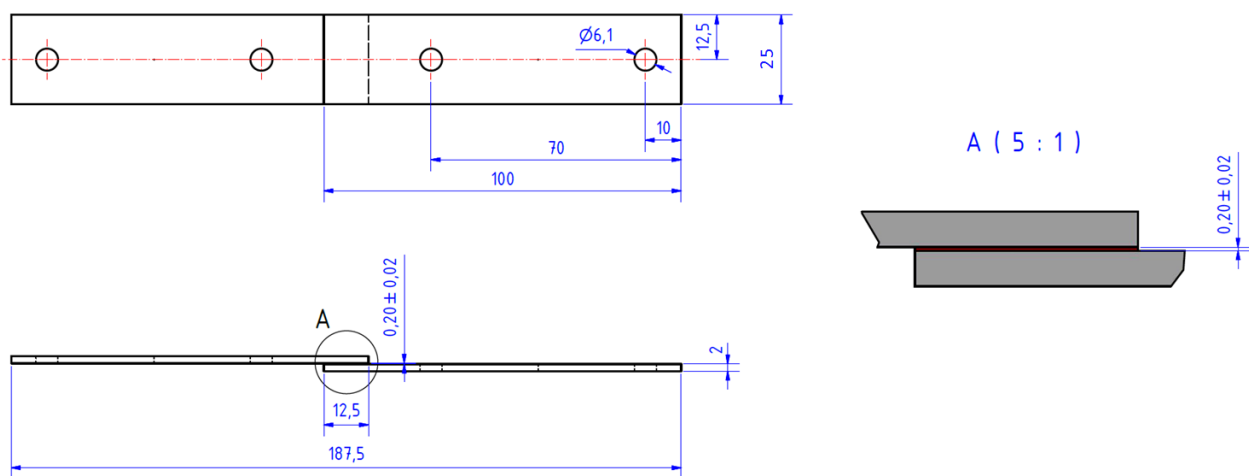


Abbildung 3-2 Zug-Scherprobe gemäß DIN EN 1465^[58]; Angaben in [mm]

Für Ermüdungsexperimente wurden taillierte Lochproben mit paralleler Messlänge, sogenannte Center Cracked Tensile (CCT) Proben verwendet (Abbildung 3-3). Die Bohrung mit einem Durchmesser von $\varnothing = 3 \text{ mm}$ repräsentiert eine konstruktionsbedingte Kerbe. Bei einer zugbelasteten Probe kommt es im Bereich der Bohrung zu einer Spannungsüberhöhung. Diese führt zu einer bevorzugten Rissinitiierung unter zyklischer Belastung.

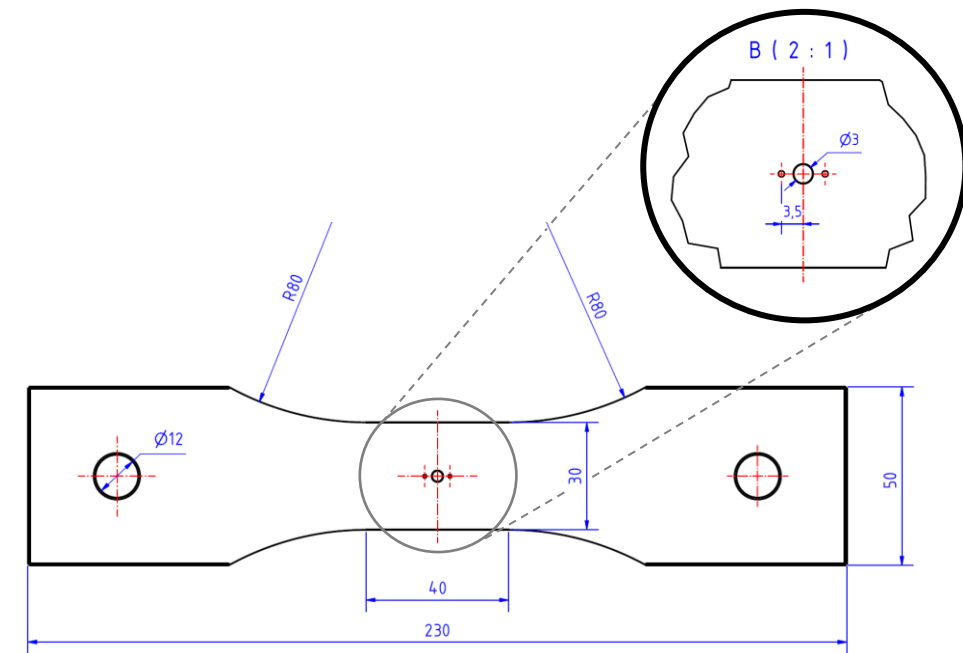


Abbildung 3-3 CCT-Probe mit paralleler Messlänge und Potentialabgriff-Stiften; Angaben in [mm]

Ober- und unterhalb der Bohrung befinden sich zwei Potentialabgriffe (Vergrößerung in Abbildung 3-3), welche es ermöglichen, einen sich im Kerbgrund ausbreitenden Schwingungsriss mittels einer Gleichstrompotentialsonde (Kapitel 3.4) zu verfolgen.

3.2.2 Klebstoff-Zugproben

Die kohäsive Festigkeit des verwendeten Epoxidklebstoffs wurde mit taillierten Proben vom Typ 5 nach DIN 527-3^[59] bestimmt (Abbildung 3-4). Die Messlänge der Probe beträgt 33 mm, die Breite zwischen den Taillierungen beläuft sich auf 6 mm. Die Probendicke wurde in vier Stufen variiert (100 μm , 250 μm , 500 μm und 1000 μm).

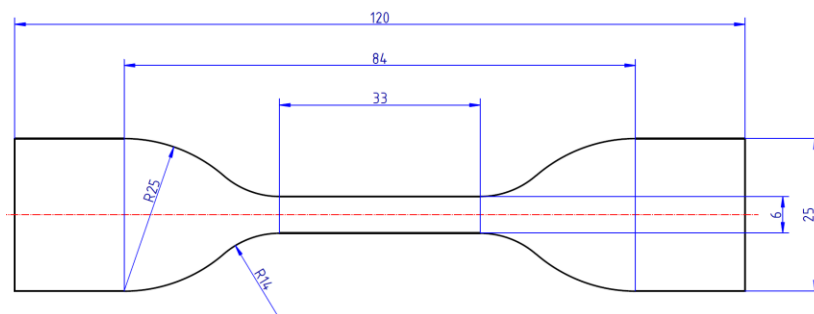


Abbildung 3-4 Probekörper (Typ 5) gemäß DIN 527-3^[59]; Angaben in [mm]

3.2.3 Borfaser-Reparatur-Element

Zur Entlastung des Kerbbereichs wurden Reparatur-Elemente in Form von aufgeklebten Reparaturpflastern verwendet. Im Folgenden werden diese Elemente als Patch bezeichnet. Die Reparaturpatches weisen einen unidirektionalen Aufbau, bestehend aus einzelnen Prepreg-Lagen auf (Abbildung 3-5). Konstruktionsbedingt kommt es am Ende einer jeden Lage zu einer Spannungsüberhöhung (z-Richtung), sobald die Probe in Zugrichtung (y-Richtung) einer mechanischen Last ausgesetzt wird. Zur Reduktion dieser Spannungsüberhöhung wurde ein gestufter Lagenaufbau (Stufen zu je 1 mm) verwendet. Eine abschließende Prepreg-Lage dient der Umlagerung entstehender Spannungsspitzen. Diese Lage schließt bündig mit der untersten Decklage ab. Hergestellt wurden Patches mit unterschiedlicher Anzahl an Einzellagen (Layer) (Tabelle 10). Für die Herstellung wurden zunächst Patch-Rohlinge mit einem Abmaß (40 x 150 mm) produziert.

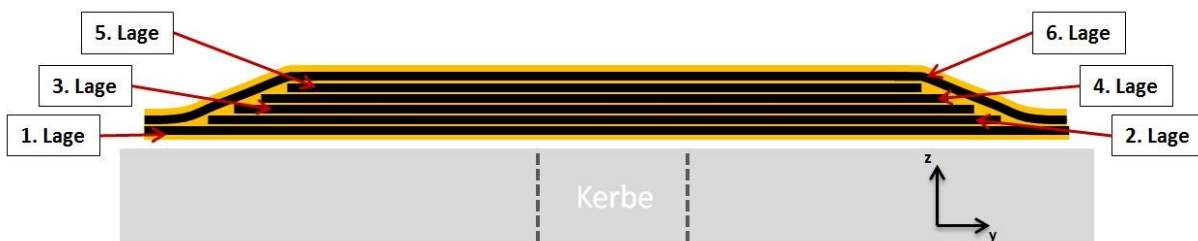


Abbildung 3-5 Schematischer Lagenaufbau der Borfaser-Epoxid-Patches

Lage	Länge Prepreg-Lage [mm]		
1	44	44	44
2	30	30	30
3	28	28	28
4	26	26	44
5	24	24	
6	22	44	
7	20		
8	44		

Tabelle 10 Aufbau vom Borfaser-Patch bestehend aus 4, 6 oder 8 Lagen

Die Rohlinge wurden in einem Platten-Autoklaven bei einer Temperatur von 121°C und einem Druck von 5 bar ausgehärtet. Bei diesem als Autoklav-Prozess bezeichneten Produktionsschritt wurde ein Lagenaufbau verwendet, wie er im Anhang 1 dargestellt wird. Eine Teflonfolie (Typ: A5000 Clear) schließt diesen Lagenaufbau ab. Während des Autoklav-Prozesses wird überschüssiges Harz vom Abreißgewebe (Release Ease 234 TFP) aufgenommen. Die einzelnen Prepreg-Lagen vernetzen und bilden eine gemeinsame Matrix-Einheit. Anschließend wurden aus den vernetzten Rohlingen unidirektional verstärkte Reparaturpatches der Länge 35 mm und Breite 25 mm zugeschnitten.

3.3 Geräteausstattung

3.3.1 Nd-YAG Laser

Zur reproduzierbaren Klebflächenvorbehandlung wurde ein Neodym-dotierter Ytrium-Aluminium-Granat (Nd-YAG) Festkörperlaser eingesetzt. Bei dem verwendeten Lasersystem handelt es sich um einen Markierlaser vom Typ *TruMark Station 5000* der Firma *Trumpf*. Die Pumpleistung des Lasers beträgt 15 W. Bei diesem, für die technischen Anwendungen Gravieren und Anlassen konzipierten System, handelt es sich um einen gepulsten Nd-YAG Laser mit einer Wellenlänge $\lambda = 1.064 \text{ nm}$. Die mit einem stationären Positioniertisch ausgestattete Laserstation verfügt über eine höhenverstellbare Achse zur Einstellung des Arbeitsabstandes der von der Brennweite der verwendeten Endlinse abhängt. Der Fokuspunkt lässt sich mit einer Positioniergenauigkeit von $\pm 30 \text{ }\mu\text{m}$ justieren. Als Endlinsen stehen zwei verschiedene Objektive mit einer Brennweite von $f_{163} = 163 \text{ mm}$ und $f_{100} = 100 \text{ mm}$ zur Verfügung.

Abhängig von der verwendeten Endlinse beträgt der Durchmesser eines einzelnen Laserspots $Sp_{f_{100}} \approx 25 \text{ }\mu\text{m}$ bzw. $Sp_{f_{163}} \approx 50 \text{ }\mu\text{m}$. Die Pulsenergie wird auf die Fläche des Laserspots konzentriert.

Die einzelnen Laserpulse sind in Linienzügen angeordnet. Der Abstand benachbarter Laserpulse wird dabei sowohl durch die Pulsfolgefrequenz f_{Laser} als auch durch die Vorschubgeschwindigkeit VS reguliert. Dadurch kann in Richtung der Linienzüge eine Überlappung aufeinander folgender Laserpulse eingestellt werden, die lokal eine multiple Laserbestrahlung bewirkt. Der Abstand zweier Linienzüge wird durch den Parameter d beschrieben und im Folgenden als Linieninkrement bezeichnet (Abbildung 3-6). Auch durch diesen Parameter kann eine mehrfache Vorbehandlung der Oberfläche eingestellt werden. Abnehmender Linienabstand führt dabei zu einer zunehmenden Überlappung benachbarter Linienzüge. Die Bestrahlungsintensität nimmt in diesem Fall also zu.

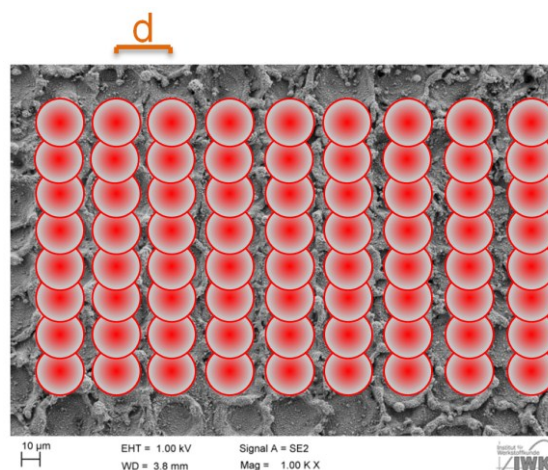


Abbildung 3-6 Schematische Darstellung der Anordnung einzelner Laserpulse (rot); Linienabstand (d)

Die Ausrichtung der Laservorbehandlung wird durch den Parameter WI beschrieben. Dieser wird im Folgenden als Winkelinkrement bezeichnet und beschreibt die räumliche Orientierung der Linienzüge bezogen auf das kartesische Koordinatensystem (x-y-z) der Probe. Ein Winkelinkrement von $WI = 0^\circ$ bezeichnet dabei eine Orientierung der Laserlinien in Krafteinleitungsrichtung (y-Richtung). $WI = 90^\circ$ beschreibt hingegen eine Orientierung senkrecht zur Krafteinleitung (x-Richtung).

Werden alle anderen Laserparameter (f_{Laser} , VS, Sp) konstant gehalten, so reguliert die Laserleistung LP die Intensität der Bestrahlung.

Durch die Laserbestrahlung werden die Oberflächen von Kontaminationen befreit. Laserbehandelte Fügebauteile besitzen also eine gereinigte und aktivierte Kontaktfläche für den Klebstoff.^[67]

3.3.2 Prüfmaschinen

Der statische Haftfestigkeitsnachweis zur Prüfung der Grenzflächengüte vorbehandelter Strukturen wurde mit einer **spindelgetriebenen Universalprüfmaschine** vom Typ 1484 der Firma *Zwick* durchgeführt. Die Datenerfassung wurde über das Elektronik- und Testprogramm *TestXpert* (Version 12.0) der Firma *Zwick* und ab Juli 2014 mit einem Regler vom Typ *EDC 580* der Firma *Doli* mit der Software *Test&Motion* gesteuert.

Zyklische Versuche wurden an einer **hydraulisch betriebenen Prüfmaschine** vom Typ *PSA 63* der Firma *Schenk* durchgeführt. Ausgelegt für eine Maximalkraft von 63 kN können an dieser Maschine ein- und mehrstufige Ermüdungsversuche bei beliebigen Spannungsverhältnissen durchgeführt werden. Die Steuerung der Anlage erfolgt durch die Regeleinheit *EDC 580* der Firma *Doli*. Dieses System stellt gleichzeitig die Schnittstelle zur Datenerfassung zwischen dem Versuchsrechner und der Prüfmaschine dar. Ausgestattet mit einer Kraft-Messdose vom Typ *PM63Rn* und einem Weg-Aufnehmer (Typ *WLC 100*) können Messsignale bis zu einer Abtastrate von 5 kHz erfasst werden. Optional können weitere Sensoren in die Messelektronik integriert werden. Zur Messung der sich während zyklischer Versuche ausbreitenden Risse in CCT-Proben wurde eine Gleichstrompotentialsonde (Kapitel 3.4) zur erweiterten Datenerfassung in die Messelektronik implementiert.

Zur Simulation variabler Umgebungsatmosphären kam eine eigens hierfür konzipierte **Feuchtekammer** zum Einsatz. Mit dieser Versuchskammer können Versuchsumgebungen für Feuchtegrade von 5 %rF bis 80 %rF für Temperaturen $T_{\text{Lab}} \leq T_{\text{Versuch}} \leq 40^\circ\text{C}$ und 100 %rF für $T_{\text{Lab}} \leq T_{\text{Versuch}} \leq 65^\circ\text{C}$ stabil und reproduzierbar eingestellt werden. Ermöglicht wird dies durch zwei modular betreibbare Regelkreise (RK 1, RK 2). RK 1 besteht hierbei aus einer Befeuchtungseinheit, welche über ein Thermostat geregelt wird. Diese Befeuchtungseinheit wird mit gereinigter Druckluft durchströmt, die zum einen erwärmt und zum anderen mit Feuchtigkeit gesättigt wird. Der zweite Regelkreis (RK 2) besteht aus einem AI-Heizblock, der

durch Heizfolien gesteuert von einem Regler vom Typ *E5CN-H* der Firma *Omron* erhitzt wird und so warm-trockene Luft generiert. Beide Regelkreise werden vor der Zuführung in die Versuchskammer zusammengeleitet. Durch Nadelventile kann der jeweilige Luftstrom geregelt und somit die gewünschte Feuchtigkeit eingestellt werden. Mit einem Hygrothermometer des Typs *435-2* der Firma *Testo* werden die Feuchtegrade und Temperaturen in der Kammer während des laufenden Versuchs erfasst.

3.4 Messwertstreuung und Auswertung

3.4.1 Gleichstrom-Potentialsonde

Zur Detektion der sich während des Versuchs ausbreitenden Schwingungsrisse kam eine Gleichstrom-Potentialsonde (Direct Current Potential Drop, DCPD) zur Anwendung. Sie beruht auf dem Messprinzip eines sich mit fortschreitender Rissausbreitung ändernden elektrischen Potentialfeldes.^[60] Als Messsignal dient die elektrische Spannung zwischen zwei Potentialabgriffen (Abbildung 3-7).

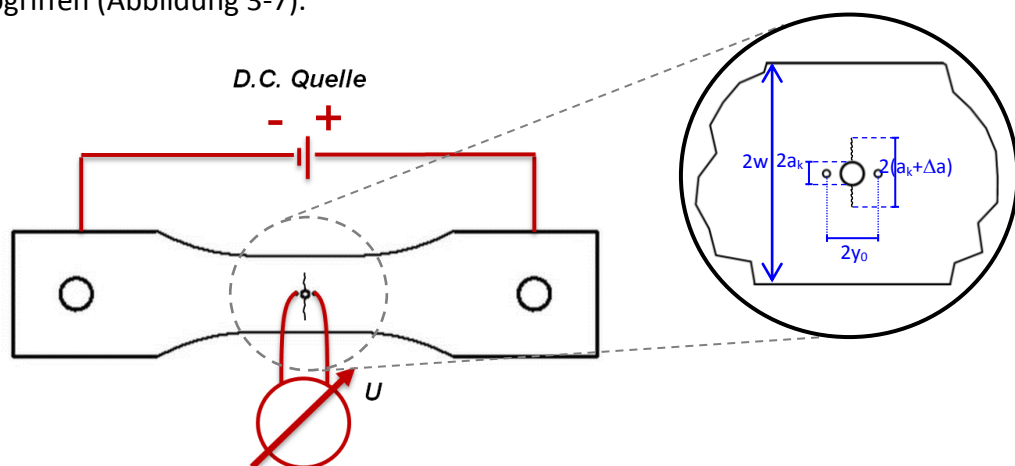


Abbildung 3-7 Aufbau DC-Potentialsonde (schematisch)

Die Probe wird während des laufenden Experiments mit einem konstant gehaltenen Gleichstrom ($I = 30 \text{ A}$) beaufschlagt. An zwei ober- und unterhalb der Bohrung befindlichen Potentialabgriffen wird während des Versuchs die Spannung gemessen. Wird nun die aktuelle Spannung U mit der Spannung U_0 zu Versuchsbeginn ($U_0 \approx 0,25 \text{ mV}$) normiert, so ergibt sich unter der Annahme, die Risse breiteten sich auf beiden Seiten der Bohrung symmetrisch aus, ein Zusammenhang zwischen U/U_0 und der halben Risslänge a nach [Johnson] (Formel (15)).

$$a = \frac{2 \cdot w}{\pi} \cdot \left[\frac{\cosh \frac{\pi \cdot y_0}{2 \cdot w}}{\cosh \left(\frac{U}{U_0} \cdot \operatorname{arccosh} \frac{\cosh \frac{\pi \cdot y_0}{2 \cdot w}}{\cos \frac{\pi \cdot a_k}{2 \cdot w}} \right)} \right] \quad (15)$$

Der Radius der zentrierten Bohrung a_k findet ebenso Berücksichtigung wie die halbe Probenbreite w . Der halbe Potentialabgriff-Abstand y_0 wird für die Kalibrierung der Sonde als variabler Anpassungsparameter verwendet. Es hat sich gezeigt, dass vermutlich aufgrund korrosiver „Kontaktprobleme“ zwischen den Potentialabgriffen und der Probe zur genauen Bestimmung der Risslänge leicht abweichende Werte dieses Parameters verwendet werden müssen.

Das Messsignal U wird von der Steuerungselektronik erfasst und der jeweiligen Zyklenzahl N zugeordnet. Zur Kalibrierung der Potentialsonde kamen die sogenannte „Overload-“ bzw. die „Markerload-Methode“ zur Anwendung. Hierbei werden die CCT-Proben zweistufigen Ermüdungsversuchen bis zum Probenbruch unterzogen. Bei dieser Art der Versuchsführung werden in festgesetzten Intervallen entweder einzelne Zugüberlasten (OL) eingestreut oder das Spannungsverhältnis für eine definierte Anzahl an Schwingspielen geändert. Dadurch entstehen auf der Bruchfläche charakteristische Schwingstreifen, sogenannte „Marker“. Die Dokumentation dieser Schwingstreifen erfolgt nach dem Versuch mit einem Rasterelektronenmikroskop (REM) und die Vermessung mit einem Bildverarbeitungsprogramm. Mit dieser Methode wird jedem einzelnen der Marker eine fraktografisch ermittelte Risslänge und die dazugehörige Zyklenzahl zugeordnet.

Zur Kalibrierung der für diese Arbeit verwendeten Potentialsonde wurden beide Versuchsoptionen angewendet. Für einen Teil der Proben wurden jeweils 50%ige Zugüberlasten alle $\Delta N_{OL} = 5.000$ Ssp eingestreut. Bei anderen Proben wurde das Spannungsverhältnis für eine definierte Anzahl an Schwingspielen ΔN_{ML} von $R = 0,1$ auf $R = 0,7$ angehoben. Die Bestimmung der Risslängen erfolgte mit der in früheren Experimenten bewährten Methode der Polygonflächenvermessung.^[61]

Die Darstellung der fraktografisch ermittelten Rissverlängerungen Δa_{frakt} über das zugehörige Verhältnis der Spannungsänderungen U/U_0 ermöglicht die Anpassung der Johnson-Formel (15) über den Laufparameter y_0 . Diese Anpassung wird unter Anwendung der Methode kleinster Fehlerquadrate durchgeführt. [Seifert] erweiterte die klassische Johnson-Formel um einen freien Anpassungsparameter „ z “. Dies bewirkte eine numerisch noch bessere Anpassung.^[62] Mit dieser modifizierten Johnson-Anpassung wird letztlich eine Korrelation zwischen der Risslänge und dem Spannungsverhältnis U/U_0 von 98 % erreicht. Die Anpassungskurven der Spannungswerte der Potentialsonde an die fraktografisch ermittelten Risslängen sind in Abbildung 3-8 veranschaulicht.

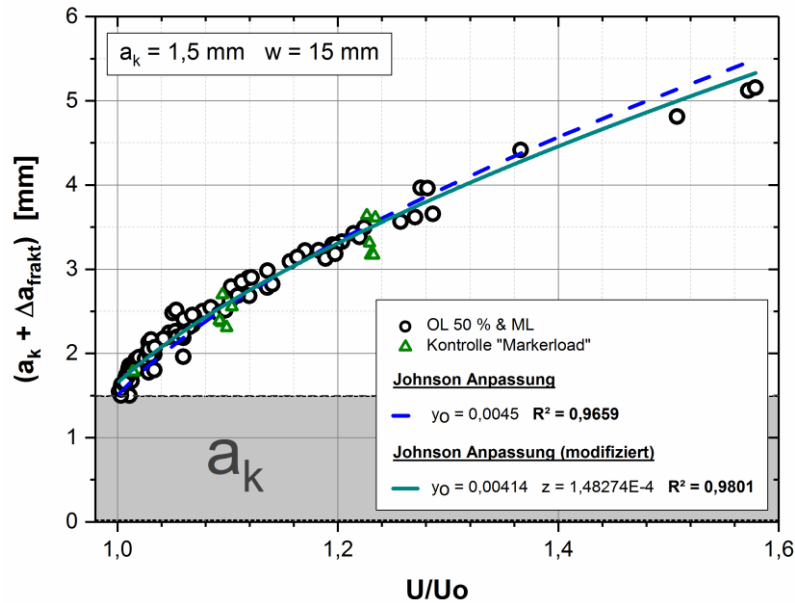
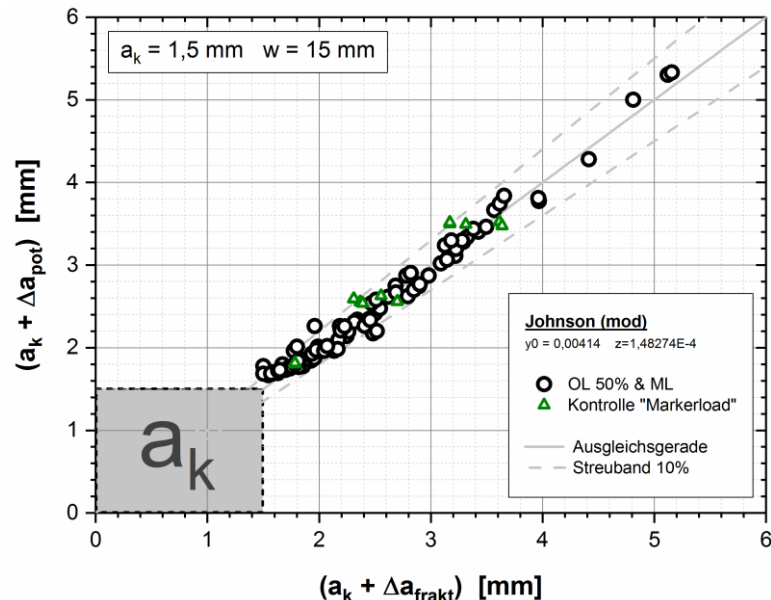
Abbildung 3-8 Kalibrierkurve DC-Potentialsonde: Anpassung y_0 

Abbildung 3-9 Kalibrierkurve DC-Potentialsonde: Vergleich fraktografisch ermittelter und gemessener Risslängen

In der Abbildung 3-9 sind die mittels der kalibrierten Potentialsonde gemessenen Risslängen (Δa_{pot}) den fraktografisch bestimmten Risslängen (Δa_{frakt}) gegenübergestellt. Die dargestellten Risslängen setzen sich hierbei aus der jeweilig ermittelten Rissverlängerung Δa und dem Kerbradius a_k zusammen. Wie der Grafik zu entnehmen ist, stimmen die mittels der Potentialsonde gemessenen Risslängen für $\Delta a > 200 \mu\text{m}$ in einem Fehlerintervall von 10 % gut mit den fraktografisch bestimmten Risslängen überein. Für kleine Risslängen $\Delta a < 200 \mu\text{m}$ dominieren elliptische Anrisse die Rissausbreitung.^{[63] [64]} Dies kann in einer leichten Überschätzung der mit der Potentialsonde ermittelten Risslänge resultieren.

3.4.2 Messdatenbearbeitung

Die kontinuierliche Messwerterfassung ermöglicht es, jedem Schwingspiel (Ssp) einen Datensatz bestehend aus der anliegenden Kraft F , dem Kolbenweg S und dem Potential U zuzuordnen. Diese Primär-Daten bilden die Grundlage für die folgenden Betrachtungen.

Die Primär-Daten unterliegen, wie erwartet, einer spezifischen Messwertstreuung bedingt durch die Messsysteme. In Abbildung 3-10 wird das Signalrauschen der Potentialsonde während des Versuchs dargestellt.

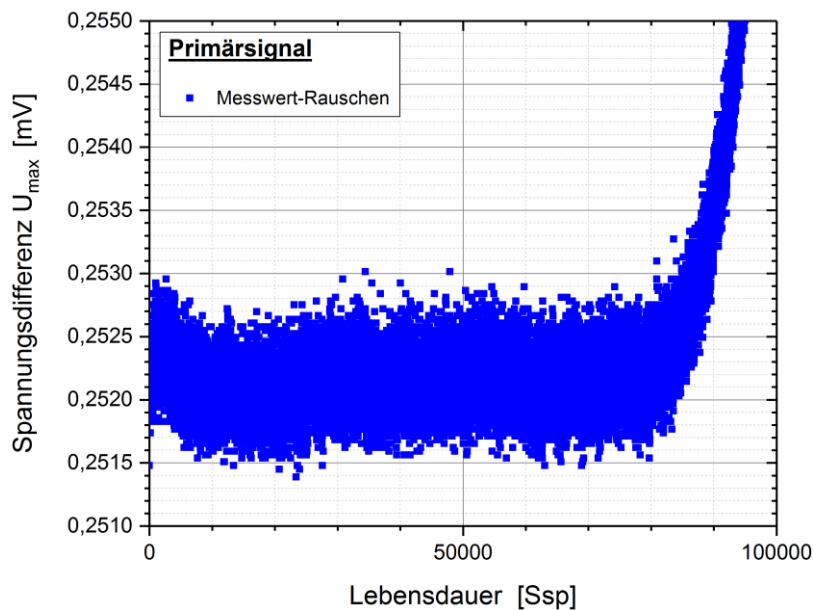


Abbildung 3-10 Messwert-Rauschen des Primärsignals U_{\max}

Das sogenannte Grundrauschen der Potentialsonde ist während der Phase der Rissinitiierung besonders stark ausgeprägt und bestimmt somit das Auflösungsvermögen des Messsystems. Da das Potential U_{\max} zur Ermittlung der Risslänge verwendet wird, ist die Reduktion der Messwertstreuung dieser Daten von besonders großem Interesse.

[Tiedemann] lieferte eine detaillierte Übersicht über die phänomenologischen Einflüsse auf das Signal-/Rauschverhältnis. Er zeigte die Grenzen der Anwendbarkeit der auf der ASTM E647 basierenden Auswertemethode für kontinuierlich aufgenommene Messdaten auf, die von einem hohen Signal-/Rauschverhältnis geprägt sind.^[64] Zur Datenfilterung der verrauschten Primärsignale erwies sich die Anwendung des gewichtenden LOESS-Algorithmus nach [Cleveland] als zielführend. Dieser Filteralgorithmus wichtet den Wert benachbarter Messpunkte in Abhängigkeit vom Abstand zum Stützwert und führt über eine anschließende, gewichtete Regression zu geglätteten Messpunkten.^[65]

In Abbildung 3-11 sind die über die Johnson-Formel umgerechneten Risslängen für das Loess-gefilterte Signal (rot) den Risslängen für das ungefilterte Primär-Signal (blau) gegenübergestellt. Der Nutzen der Datenfilterung ist deutlich ersichtlicher.

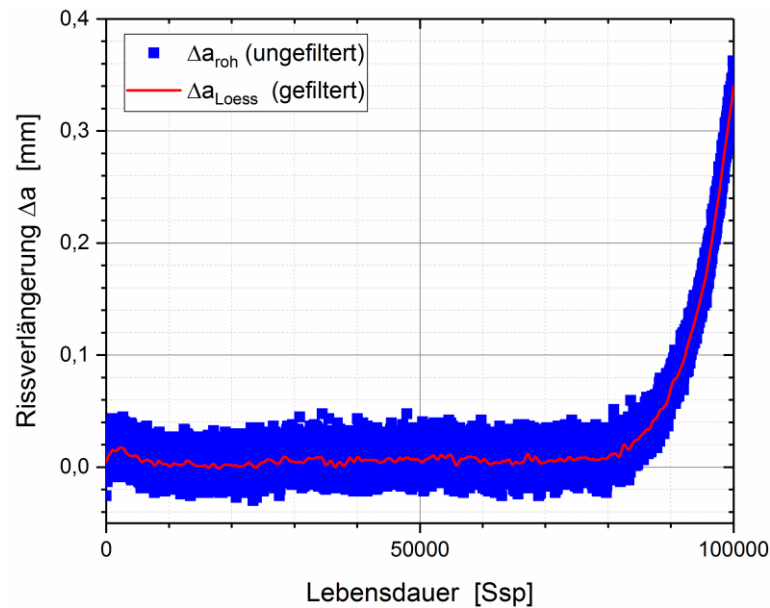


Abbildung 3-11 Gegenüberstellung Messwert-Rauschen gefilterter vs. ungefilterter Daten

Nach diesem Arbeitsschritt folgt die weitere Datenverarbeitung, wie sie in der ASTM E 647 vorgeschlagen wird.^[66] Die Betrachtung differenzierter Messwerte ermöglicht letztlich eine Bewertung des Rissausbreitungsverhaltens unter Anwendung bruchmechanischer Konzepte.

3.5 Vorbehandlung der Fügeiteiloberflächen

Bezüglich der Zuverlässigkeit und Festigkeit struktureller Klebungen kommt der Klebflächenvorbehandlung eine bedeutende Rolle zu. Es erfolgt eine Reinigung der Oberfläche, um sämtliche Kontaminationen (Öle, Fette, Fussel), die einer Anbindung hinderlich sein können, zu entfernen. Darüber hinaus kann die Vorbehandlung der Bereitstellung der für den Klebprozess nötigen Bindungspartner dienen. In diesem Zusammenhang spricht man von der sogenannten „Aktivierung“ der Oberfläche.^[17] Durch diesen Prozess werden chemisch aktivierbare Molekülgruppen erzeugt, die einen Beitrag zur Grenzflächenfestigkeit liefern. Zu unterscheiden ist hierbei die Art der aktivierten Bindungstypen (Kapitel 2.1.3). Wird die adhäsive Festigkeit metallischer Fügeiteile lediglich durch nebensvalente Bindungen definiert, so zielt die Klebflächenvorbehandlung von Kunststoffen zusätzlich auf die Aktivierung der hauptvalenten (chemischen) Bindungen ab.

Ziel der Klebflächenvorbehandlung ist es, eine Kontaktfläche für den Klebstoff zu schaffen, die idealerweise eine höhere Festigkeit (adhäsiv) aufweist als der verwendete Klebstoff (kohäsiv). Im Folgenden werden die durchgeführten Methoden zur Oberflächenbehandlung erläutert.

3.5.1 Vorbehandlung Al-Substratoberfläche

Die metallischen Füge­teile bestehen aus der in Kapitel 3.1.1 vorgestellten, unplattierten Al-Legierung EN AW 2024. Es ist bekannt, dass die Einkopplung der Laserenergie in Al-Strukturen bei einer Wellenlänge von $\lambda = 1.064$ nm besonders gut gelingt. Daher wurden alle Füge­teile dieser Legierung mit einem Nd-YAG Laser vorbehandelt. Die verwendeten Parametersätze zur optimalen Laserbestrahlung basieren auf detaillierten Untersuchungen, die [Frömmel] an der Al-Legierung EN AW 6009 durchgeführt hat. Er konnte zeigen, dass die geklebten Proben, deren Oberflächen mittels Laser vorbehandelt wurden, grundsätzlich im Klebstoff kohäsiv versagen.^[49] Dies bedeutet, die adhäsive Festigkeit ist höher als die Festigkeit des ausgehärteten Klebstoffs. Daher wurden diese Parametersätze verwendet und für die in dieser Arbeit untersuchte Al-Legierung im Hinblick auf mechanische Eigenschaften (statische und zyklische Lasten) optimiert.

Der hohe Energieeintrag des Lasers führt zu einer thermisch induzierten Reinigung der Oberfläche, bei der oberflächennahe Kontaminationen durch die Laserbestrahlung entfernt werden.^{[12]-[14] [67]-[69]} Ferner bewirkt der hohe Energieeintrag eine lokale Aufschmelzung der Oberfläche, bei der noch verbleibende Kontaminationen innerhalb der Schmelzzone umgewälzt werden.^[70]

Es wird unterschieden zwischen der Wärmeeinflusszone (WEZ) und der Schmelzzone. Die Schmelzzone befindet sich an der Substratoberfläche und bezeichnet namensgebend den Bereich, indem das behandelte Material aufgeschmolzen wurde. Sie ist maßgeblich für die topografische Veränderung der Oberfläche im Mikro- und Makrometermaßstab verantwortlich. Die WEZ befindet sich unterhalb der Schmelzzone und bezeichnet den thermischen Einflussbereich in Tiefenrichtung. Innerhalb dieser Zone findet keine Aufschmelzung des Substrats statt. Die Bildung von thermisch bedingten Eigenspannungen ist innerhalb dieser Zone möglich.^[71]

Übersteigt die Laserintensität eine materialspezifische Energieschwelle, wird das Material in die Plasmaphase überführt. Dies ist eine notwendige Voraussetzung zur Bildung der gewünschten Oberflächenstruktur. Das in die Plasmaphase überführte Aluminium schlägt sich unter Reaktion mit dem Umgebungssauerstoff auf der Oberfläche nieder und bildet dort eine feinstrukturierte Oxidschicht.^{[68] [72]} Den Einfluss der Laservorbehandlung auf die Strukturierung der Oberfläche untersuchten u.a. [Frömmel] an einer Al- und [Schneider et al.] an einer Mg-Legierung.^{[49] [73]} Bei Metallen bewirkt diese Art der Vorbehandlung nachweislich hohe adhäsive Festigkeiten für den Klebprozess.

3.5.2 Oberflächenvorbehandlung der Borfaser-Patches

Die Matrix des verwendeten borfaserverstärkten Prepreg-Materials besteht aus einem Harz auf Bisphenol-A-Basis (Kapitel 3.1.2). Im Vergleich zum Al-Substrat ist die Energie-Einkopplung der mittels Nd-YAG Laser erzeugten Strahlung in die Epoxid-Oberfläche aufgrund der hohen Wellenlänge ($\lambda_{\text{Nd-Yag}} = 1.064 \text{ nm}$) äußerst schlecht. Eine Klebflächenvorbehandlung mit dieser Art Laser ist daher nicht empfehlenswert. Verschiedene Studien haben gezeigt, dass für Kunststoffe ein Energie-Eintrag mit Wellenlängen im UV-Bereich möglich ist.^{[20] [22]} Als Alternative bietet sich die Aktivierung von Kunststoffoberflächen unter Verwendung eines Atmosphärendruckplasma-Verfahrens (ADP) an. Dieses Verfahren hat sich für die Behandlung von Kunststoffoberflächen bewährt, wie schon [Holtmannspötter], [Wetzel] und [Schäfer et al.] zeigen konnten.^{[22] [23] [25] [74]}

Zum Einsatz kam die ADP-Anlage *Plasmatreater 400* der Firma *Plasmatrete GmbH*. Die Vorbehandlung wurde mit einer Einzeldüse unter Verwendung der in Tabelle 11 gelisteten Parameter durchgeführt.

Frequenz [kHz]	Leistung [%]	Vorschub [m/min]	Abstand Düse [mm]
21	100	90	10

Tabelle 11 Vorbehandlungsparameter ADP-Behandlung

3.6 Versuchsdurchführung

Zur Quantifizierung der Grenzflächengüte kamen verschiedene Methoden aus dem Bereich der zerstörungsfreien und der zerstörenden Prüfmethode zum Einsatz.

Zu den zerstörungsfreien Methoden zählen sämtliche in dieser Arbeit angewendeten, oberflächenanalytischen Messmethoden, mit denen einerseits die Zusammensetzung der Grenzflächen und andererseits die Topographie der Oberfläche analysiert werden können. Sowohl mikroskopische Untersuchungen mit Auflicht- und Lasermikroskopen als auch detaillierte Grenzflächenuntersuchungen mit einem hochauflösenden Rasterelektronenmikroskop (REM) wurden an unterschiedlich vorbehandelten Substratproben durchgeführt. Zur Tiefen-Profil-Analyse der sich während der Vorbehandlung bildenden Oxidschicht auf der Substratoberfläche wurden mit der FIB-Methode (Field Ion Beam) Probenquerschliffe präpariert und anschließend im REM detailliert untersucht.

Mit den in dieser Arbeit angewendeten, zerstörenden Prüfverfahren werden unterschiedliche Ziele verfolgt. Zum einen wird die Eignung der Vorbehandlung zur Steigerung der Grenzflächenfestigkeit unter statischer Belastung geprüft. Zum anderen werden Proben unter Anwendung der Klebparatur mittels Patch verstärkt und

anschließend zyklisch bis zum Probenbruch belastet. Die Beständigkeit geklebter Verbunde in feuchter Atmosphäre wurde mittels einer dafür angefertigten Versuchskammer analysiert.

3.6.1 Statischer Haftfestigkeitsnachweis

Die statische Haftfestigkeit der mittels Laser vorbehandelten Grenzfläche wurde gemäß DIN EN 1465 ^[58] mit der Zugprüfmaschine geprüft. Für diese Untersuchungen kamen die in Kapitel 3.2.1 vorgestellten, einseitig überlappenden Zug-Scherproben zur Anwendung. Untersucht wurde der Einfluss verschiedener Laserparameter auf die Festigkeit der geklebten Verbunde. Diese wird durch die kohäsive Festigkeit des Klebstoffs oder durch die adhäsive Festigkeit der Grenzfläche bestimmt.

Die zu prüfenden Verbunde wurden mit einer speziellen Einspannvorrichtung mittig in neutraler Zug-Achse eingespannt und mit einer Traversengeschwindigkeit von 1 mm/min bis zum Probenversagen belastet. Als ein Gütekriterium dient die jeweils maximal erreichte Last F_{\max} . Nach der mechanischen Prüfung wurden die Bruchflächen einer fraktografischen Analyse unterzogen, um die Art des Versagens zu charakterisieren.

Das Versagen der Strukturklebung kann qualitativ in die beiden Zustände adhäsiver bzw. kohäsiver Bruch eingeteilt werden. Die kohäsive Festigkeit wurde mittels Klebstoffproben, deren Geometrie sich an der DIN 527-3 ^[59] orientiert (Kap. 3.2.2), quantifiziert. Darüber hinaus wurde der Einfluss der Temperatur auf die kohäsive Festigkeit des Klebstoffsystems bestimmt. Dazu kam eine beheizbare Kammer zum Einsatz, die eine voreingestellte Prüftemperatur mit einer Genauigkeit von $\pm 1^\circ\text{C}$ generiert. Die Prüfung der kohäsiven Klebstoffeigenschaften erfolgte mit einer Traversengeschwindigkeit von 1 mm/min. Dokumentiert wurden die maximal erreichten Lasten F_{\max} .

3.6.2 Verstärkung der Strukturen durch den Klebprozess

Zur Untersuchung der Ertüchtigung gekerbter Proben wurden Ermüdungsexperimente an CCT-Proben (Kapitel 3.2.1) durchgeführt. Die mechanische Belastung dieser Proben bewirkt im Bereich der Bohrung eine Spannungsüberhöhung, die mit einem lokalen Kerbfaktor beschrieben werden kann. Für zyklisch belastete Strukturen stellen diese Orte „Hot-Spots“ dar, von denen eine Schädigung ausgehen kann. Letztlich wird durch solche Hot Spots die Strukturlebensdauer herabgesetzt.

Als Reparaturmaßnahme wurde in diesem Bereich eine Strukturverstärkung durch aufgeklebte Patches angewendet. Eine hohe Haftfestigkeit des Klebstoffs an die Al-Fügeteile wird erreicht, wenn die zu klebenden Oberflächen einer Laservorbehandlung unterzogen werden. Diese bewirkt einerseits zwar eine Steigerung der adhäsiven Festigkeit, andererseits

weisen die gelaserten Oberflächen Mikrorauigkeiten auf, die eine Kerbwirkung ausüben und somit die Lebensdauer beeinflussen können. Um den Einfluss der Laservorbereitung auf die Ermüdungseigenschaften der Al-Substrate zu untersuchen, wurden die CCT-Proben einseitig im Bereich der Bohrung so vorbereitet, wie es auch im Fall der Kleb-reparatur geschieht. Anschließend wurden die Proben mit der hydraulischen Prüfanlage PSA 63 mit einer konstanten Oberspannung $\sigma_{\max} = 185 \text{ MPa}$ bis zum Probenbruch ermüdet. Die Versuche wurden mit einem gleichbleibenden Spannungsverhältnis ($R = 0,1$) durchgeführt. Als schädigende Größe wurde die Risslänge a herangezogen, die mittels der DC-Potentialsonde (Kapitel 3.4) bestimmt wird. Dieses Vorgehen erfolgte mit dem Ziel, eine Herabsetzung der Lebensdauer durch Variation der Laserparameter zu minimieren.

Zur Quantifizierung der Reparaturmethode wurden im Bereich der konstruktionsbedingten Kerbe die borfaserverstärkten Epoxid-Patches appliziert und die Lebensdauersteigerung ΔN^* erfasst. Letztere ist eine Konsequenz der Lastumlagerung in den Patch. Der Lebensdauergewinn ist damit ein Maß für die Wirksamkeit der Lastumlagerung.

Diese Reparaturmethode wurde auf die beiden Fälle, wie in Kapitel 2.2 definiert, angewendet. Zuerst wurden CCT-Proben, die zuvor keiner zyklischen Belastung ausgesetzt waren, mittels Borfaser-Patch im Lochbereich verstärkt. Dies entspricht der „Ertüchtigung“ einer konstruktionsbedingten Kerbe. Danach wurden vorgeschädigte Proben, bei denen sich bereits ein Schwingungsriss definierter Länge im Kerbbereich ausgebildet hat, mit einem Bor-Patch repariert. Diese Art der Verstärkung wurde bereits als „Reparatur“ definiert.

3.6.3 Einfluss warmfeuchter Atmosphäre auf Strukturklebungen

Für die technische Anwendung im Bereich der Luftfahrt ist es von besonders großer Bedeutung, das mechanische Verhalten geklebter Verbunde unter wechselnden, klimatischen Umgebungsbedingungen zu studieren. Für die in dieser Arbeit verwendete Reparaturmethode wurden unterschiedliche Umgebungsatmosphären in der speziell konzipierten Versuchskammer erzeugt. Somit ist es möglich, unterschiedliche Versuchsumgebungen unter veränderbaren Temperaturen und Luftfeuchtgraden zu simulieren (siehe Kapitel 3.3.2).

Der Einfluss der Versuchsatmosphäre auf die Lebensdauer geklebter Verbunde wurde in Bezug auf Temperatur und Feuchtigkeit untersucht. In Tabelle 12 sind die Umgebungs- (T) und die Taupunkt- (τ) Temperaturen sowie die relative und absolute Feuchtigkeit in der Versuchskammer gelistet.

Temperatur		Feuchtigkeit	
T [°C]	τ [°C]	relativ [%rF]	absolut [g/m ³]
25	10,5	40	9,2
40	23,8	40	20,4
40	30,7	60	30,6
40	36,3	82	41,8
65	65,0	100	160,2

Tabelle 12 Versuchsatmosphären in der Probenkammer zur Ermittlung der Ermüdungseigenschaften geklebter Verbunde;
Angaben für Umgebungsdruck: 1013,25 mbar

Zur Einstellung eines Temperaturgleichgewichts wurden die Proben vor Versuchsbeginn zunächst 20 Minuten in der Versuchskammer bei der jeweils zu testenden Versuchsumgebung ausgelagert. Anschließend wurden die Ermüdungsversuche in der gewünschten Umgebung (Feuchte, Temperatur) durchgeführt.

4 Ergebnisse

4.1 Quantifizierung der Substratoberfläche

Die im vorigen Kapitel beschriebenen Wechselwirkungsprozesse zwischen dem Laserstrahl und dem Al-Substrat bewirken sowohl eine topografische als auch eine strukturelle Veränderung der Oberfläche. In Bezug auf das Kleben muss einer Veränderung der Grenzflächeneigenschaften Rechnung getragen werden. Dazu soll der Einfluss der Laservorbehandlung auf die Substrat- und Verbundeigenschaften geklebter Strukturen detailliert studiert werden.

4.1.1 Rasterelektronenmikroskopische Oberflächenanalyse

Detaillierte Untersuchungen laserbehandelter Al-Oberflächen in Bezug auf die Topografie wurden mit einem hochauflösenden Rasterelektronenmikroskop (REM) durchgeführt. Der Energieeintrag des Lasers bewirkt topografische Veränderungen auf der Substratoberfläche. Wird der Schmelzpunkt von Aluminium überschritten, kommt es zunächst zu lokalen Schmelzkratern im Fokus des Laserstrahls (Abbildung 4-1). Eine weitere schrittweise Erhöhung der Laserenergie führt schließlich zu einer fortschreitenden Oxidschichtbildung mit nanostrukturierter Oberflächenbeschaffenheit. Die so strukturierten Oberflächen liefern einen entscheidenden Beitrag zur Grenzflächenfestigkeit.^{[19] [49]}

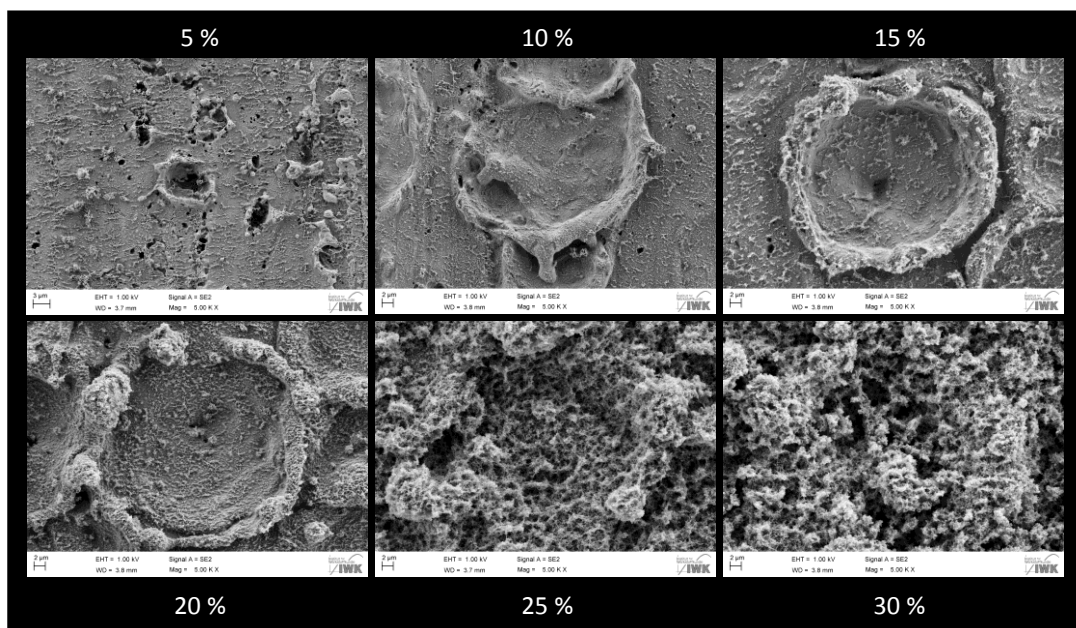


Abbildung 4-1 REM-Aufnahmen: Wechselwirkung Laserstrahl-Substratoberfläche für unterschiedliche Strahlleistungen LP ($\phi_{100}=25\mu\text{m}$, $d=30\mu\text{m}$)

[Frömmel] untersuchte den Einfluss der Laserleistung auf die adhäsive Grenzflächenfestigkeit an einer Al-Legierung (EN AW 6009). Seinerzeit verwendete er einen Laserspotdurchmesser von $\varnothing_{f163} = 50 \mu\text{m}$. Ein signifikanter Anstieg der Zug-Scherfestigkeit geklebter Proben wurde für Laserleistungen $LP \geq 50 \%$ gefunden. Zurückzuführen ist dies auf die beginnende Ausbildung einer nanostrukturierten Oxidschicht. Die Nanorauigkeit stellt folglich ein Charakteristikum zur Steigerung der Klebfestigkeit dar.

Für die in der vorliegenden Arbeit laserbehandelte Al-Legierung (EN AW 2024) werden vergleichbare Nanostrukturen schon bei geringerer Laserleistung ($LP \approx 25 \%$) erreicht (Abbildung 4-1). Dies ist dem Laserspotdurchmesser von $\varnothing_{f100} = 25 \mu\text{m}$ geschuldet. Bei gleichbleibender Laserleistung findet eine Konzentration der Strahlleistung auf ein Viertel der Fläche statt. Lokale Aufschmelzungen der Substratoberfläche sind daher bereits ab einer Laserleistung $LP \approx 10 \%$ nachweisbar. Die Intensitätsschwelle zur Ausbildung einer nanostrukturierten Oxidschicht wird für Laserleistungen oberhalb von 20 % erreicht. Mit steigender Strahlintensität bilden sich die filigranen Nanostrukturen der Oxidschicht immer weiter aus.

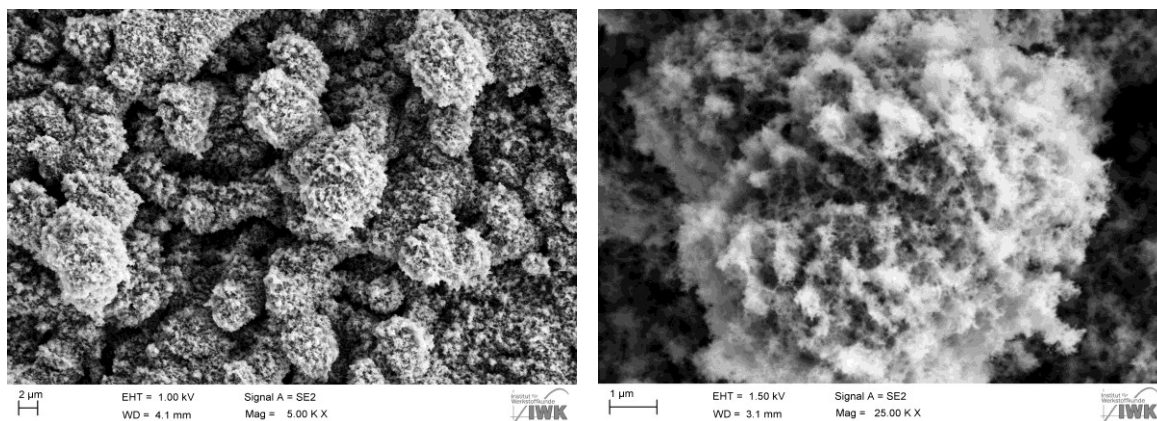


Abbildung 4-2 REM-Aufnahmen der nanostrukturierten Oxidschicht ($\varnothing_{f100}=25\mu\text{m}$ $LP=90\%$ $d=30\mu\text{m}$ $WI=0^\circ$); Vergrößerung der Oberfläche durch nanostrukturierte Topografie

Die durch die Laservorbehandlung eingestellte Oxidschicht bildet eine neue Substratoberfläche, die mit ihrer Nanostrukturierung die zu klebende Oberfläche signifikant vergrößert (Abbildung 4-2). Dies bewirkt letztlich eine Steigerung der Verbundfestigkeit geklebter Fügeteile.^{[13] [19] [28] [73]} Charakteristisch für diese Oberflächen ist eine offenporige Struktur. Letztere wird in unterschiedlich ausgeprägtem Maße auch bei anodisierten Oberflächen beobachtet.^{[17] [21]}

Um die Oxiddicke zu erfassen wurden Querschliffe an laserbehandelten Proben mit der FIB-Methode (Field Ion Beam) präpariert. Mit dem fokussierten Ionenstrahl wurden die Querschnitte erzeugt, welche eine detaillierte Untersuchung des strukturellen Aufbaus der Proben ermöglichen. Mittels REM wurden die präparierten Proben detailliert untersucht. Aus diesen Analysen lassen sich Erkenntnisse sowohl zum strukturellen Aufbau der laserinduzierten Oxidschicht als auch zur thermischen Wechselwirkung durch die

Laserbestrahlung gewinnen. Abbildung 4-3 zeigt einen mittels FIB präparierten Querschnitt einer laserbehandelten Al-Probe.

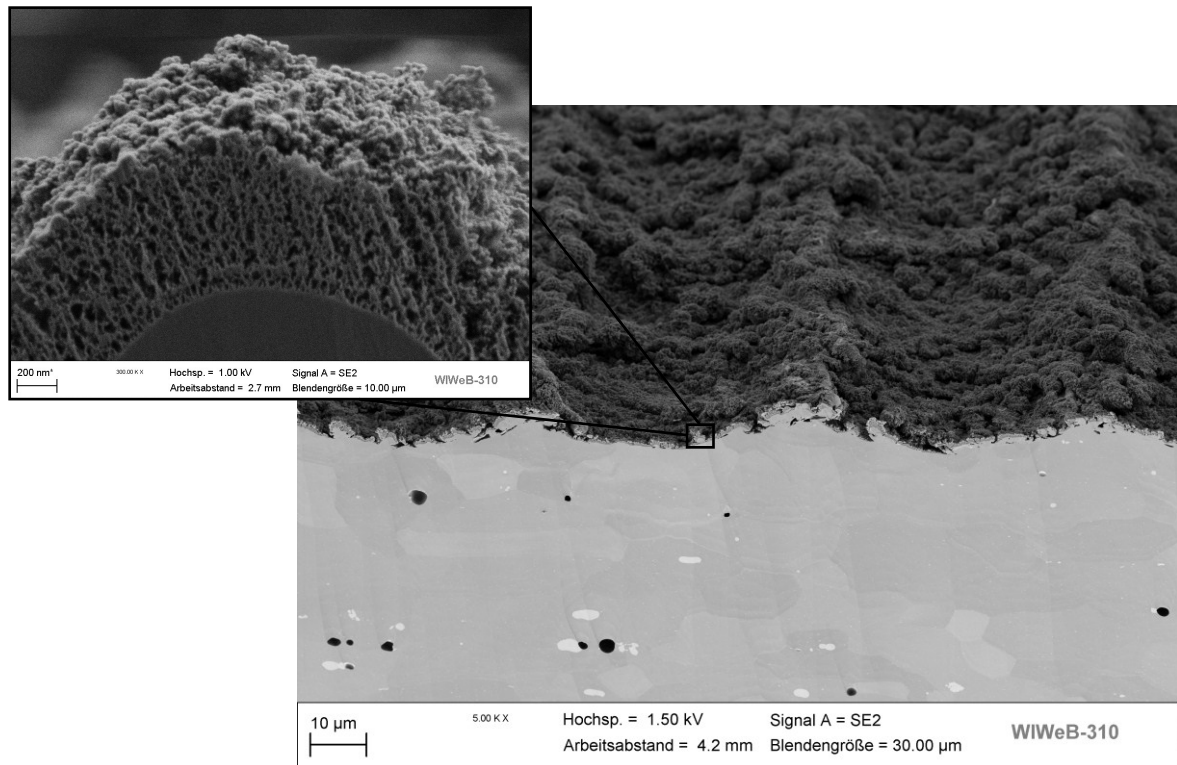


Abbildung 4-3 REM-Aufnahme: Querschliff mittels FIB einer laserbehandelten Al-Substratprobe ($\varnothing_{f163}=50\mu\text{m}$ $d=50\mu\text{m}$ $LP=90\%$)

Sehr deutlich zeigt sich die makroskopische, wellenartige Rauigkeit der Oberfläche. Diese bildet sich orthogonal zu den Linienzügen der einzelnen Laserspots aus. Überlagert wird diese Struktur durch eine Rauigkeit im Submikrometermaßstab, welche durch die Bildung der Oxidschicht entsteht. Die Bildvergrößerung in Abbildung 4-3 zeigt schließlich eine nanoskalige Topografie (≈ 20 nm).

Ziel der Klebflächenvorbehandlung muss es sein, eine Oberfläche mit hoher Haftfestigkeit für den Klebstoff zu schaffen. Untersuchungen haben gezeigt, dass Oberflächen mit Rauigkeiten im Submikrometermaßstab eine signifikante Steigerung der Haftfestigkeit bewirken können. Eine hohe makroskopische Rauigkeit kann hingegen die Ermüdungseigenschaften behandelter Proben herabsetzen. Es ist also eine Optimierung der Laservorbehandlung nötig mit dem Ziel, eine homogene, nanostrukturierte Oxidschicht zu erhalten. Die Ausdehnung der Oxidschicht wird in Abhängigkeit von den gewählten Laserparametern analysiert.

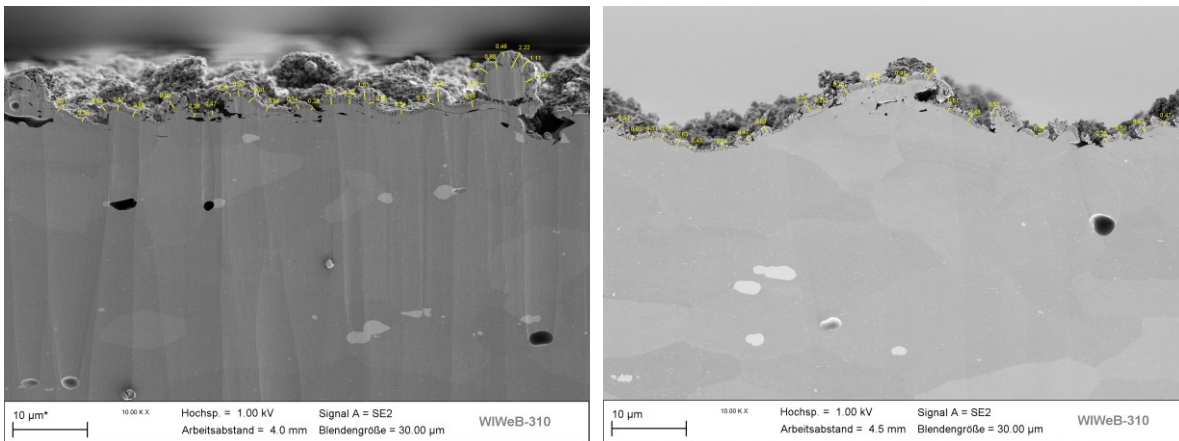


Abbildung 4-4 REM-Aufnahmen: Einfluss unterschiedlicher Linieninkremente (d) auf die Ausbildung der Oxidschicht für ($\Phi_{f163}=50\mu\text{m}$ LP=90%); links: $d=10\mu\text{m}$; rechts: $d=50\mu\text{m}$

Die Querschliffe der Proben, die mit unterschiedlichen Linien-Parametern d vorbehandelt wurden, sind in Abbildung 4-4 dargestellt. Mit zunehmendem Linienabstand wird die Oxidschicht homogener, d.h. die Dicke ist gleichmäßiger und die Anzahl der Poren wird kleiner. Die ermittelten Oxidschicht-Dicken sind in Tabelle 13 aufgelistet.

Linienabstand d in [μm]	Dicke Oxidschicht in [μm]
10	$\leq 0,9$
30	0,26 - 1,00
50	0,24 - 0,75

Tabelle 13 Ergebnisse FIB-Analyse für variable Linienabstände d ($\Phi_{f163}=50\mu\text{m}$, LP=90%)

Mit abnehmendem Linienabstand steigt die Überlapp-Fläche benachbarter Linienzüge an. Für den Laserspot mit einem Durchmesser von $50\mu\text{m}$ bedeutet dies bei einem Linienabstand von $d = 10\mu\text{m}$ eine 5-fache Laserbestrahlung der gleichen Fläche. Dies führt vermehrt zu einer zerklüfteten Struktur in oberflächennahen Bereichen (Abbildung 4-4: links). Innerhalb der Schmelzzone werden dadurch Defekte in Form von Luftporen erzeugt. Anhäufungen dieser Einschlüsse können unter zyklischer Belastung möglicherweise rissinitiiierend wirken. Daher sollte die Bildung solcher Defekte vermieden werden.

Für Proben, die mit dem Spotdurchmesser von $\Phi_{f100} \approx 25\mu\text{m}$ vorbehandelt wurden, zeigte sich mit steigender Laserleistung eine immer gleichmäßiger ausgebildete Oxidschicht (Tabelle 14). Ab einer Laserleistung von LP $\geq 80\%$ bildet sich die Oxidschicht homogen aus. Die Oxidschichtdicke steigt immer weiter an. Für den Fall einer mehrfachen Pulsung (LP 100: 5-fach) wurden Oxidschichten mit sehr homogener Struktur gefunden. Deren Streuung der Oxidschichtdicke reduzierte sich deutlich im Vergleich zur einfach gepulsten Laserbestrahlung (LP 100: 1-fach). Dies zeigt sich auch in den Querschliffen (Abbildung 4-5). Die zuvor innerhalb der Schmelzzone gefundenen Defekte bildeten sich im Fall der 5-fachen Pulsung nicht mehr so stark aus wie im Fall der 1-fach gepulsten Oberflächen.

Laserleistung LP in [%]	Homogenität Oxidschicht	Dicke Oxidschicht in [μm]
40	<i>sehr inhomogen</i>	0,03- 0,45
60	<i>inhomogen</i>	0,16 - 0,88
80	<i>homogen</i>	0,19 - 1,30
100	<i>homogen</i>	0,26 - 1,52
100 (5-fach)	<i>sehr homogen</i>	0,15 - 0,56

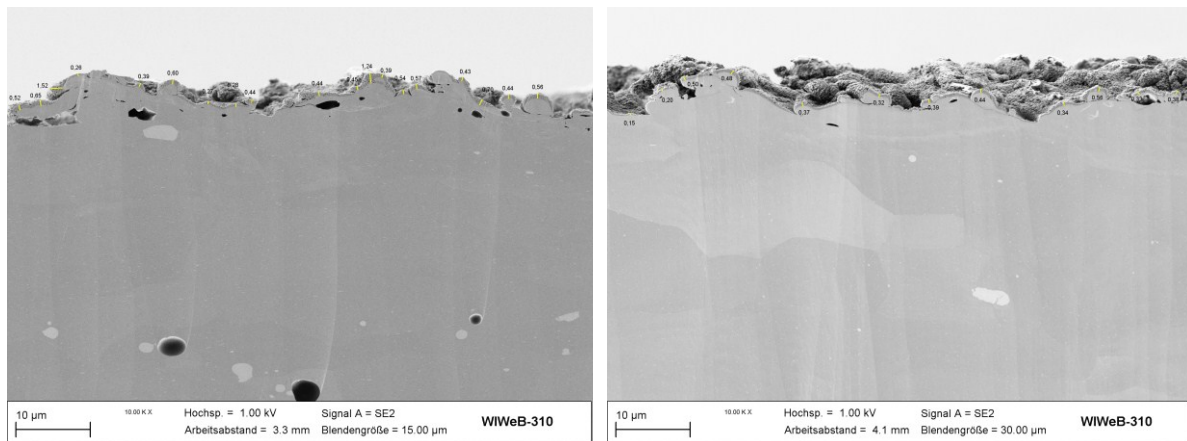
Tabelle 14 Ergebnisse FIB-Analyse für variable Laserleistung LP ($\Phi_{f100}=25\mu\text{m}$, $d=30\mu\text{m}$)

Abbildung 4-5 Einfluss Laserparameter auf Ausbildung Oxidschicht (LP100); links: 1-fache Pulsung; rechts: 5-fache Pulsung

4.1.2 Analyse der Oberflächenrauigkeit

Die REM-Untersuchungen zeigten, dass die Laserbestrahlung zu einer Veränderung der Oberflächentopografie führt. Makroskopisch stellte sich eine wellenförmige Morphologie ein, deren Wellenlänge vom gewählten Linienabstand d bestimmt wird. Die Laservorbehandlung bewirkt grundsätzlich eine Erhöhung der Oberflächenrauigkeit. Für ermüdend belastete Strukturen kann dies zu einer verfrühten Rissinitiierung führen und folglich die Lebensdauer herabsetzen. Ziel ist es also eine Oxidschicht mit einer hohen Oberflächenüberdeckung bei möglichst geringer Rauigkeit zu schaffen.

Die Quantifizierung der mikroskopischen Rauigkeit erfolgte mit einem chromatisch konfokalen Lasermikroskop der Firma Keyence. Dieses ermöglicht ein kontaktloses Messen der Rauigkeit.

Die Messrichtung bezüglich der Wellenzüge ist hierbei von entscheidender Bedeutung. In orthogonaler Messrichtung bestimmt der Abstand zweier Linienzüge die gemessene Rauigkeit (wellenförmige Oberfläche). Messungen parallel zu den Wellenzügen werden hingegen durch die Überlappung der Laserpulse sowohl benachbarter Linienzüge als auch in Richtung der Laserlinien bestimmt. Diese Überlappungen bewirken eine mehrfache Laserbestrahlung am selben Ort. Dies wirkt sich auch auf die Oberflächenrauigkeit aus.

Es hat sich gezeigt, dass für eine Laserleistung $LP > 80\%$ eine homogene Überdeckung durch die Oxidschicht erreicht wird (Tabelle 14). Für $LP = 90\%$ ist die Mikrorauigkeit R_z parallel zu den Wellenzügen für verschiedene Linieninkremente d in der Abbildung 4-6 (links) dargestellt. Eine Erhöhung der Linienabstände bewirkt eine Verringerung der Überlappungsfläche benachbarter Wellenzüge. Dies führt zu einer Verringerung der mikroskopischen Rauigkeit. Für $d > 30\ \mu\text{m}$ wird kaum noch eine Verringerung von R_z erreicht.

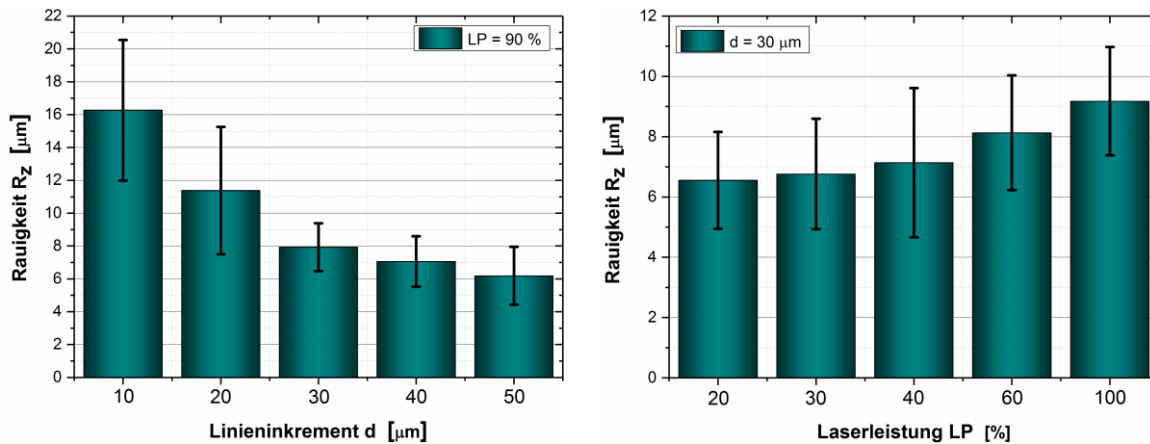


Abbildung 4-6 Einfluss Laserparameter auf Mikrorauigkeit der Oxidoberfläche ($\phi_{f163} = 25\ \mu\text{m}$; $WI = 0^\circ$)

In dem rechten Teil der Abbildung 4-6 wird der Einfluss steigender Laserintensität für $d = 30\ \mu\text{m}$ dargestellt. Der leichte Anstieg der Oberflächenrauigkeit darf nicht darüber hinwegtäuschen, dass die Messwerte einer starken Streuung von $> 4\ \mu\text{m}$ (schwarze Balken) unterliegen. Eine homogene Überdeckung durch die Oxidschicht zeigte sich erst für $LP > 80\%$. Der Anstieg der Rauigkeit ist in diesem Leistungsbereich vernachlässigbar. Die folgenden Klebflächenvorbehandlungen werden daher mit einer Laserleistung von 90% und einem Linienabstand von $30\ \mu\text{m}$ durchgeführt.

Bei der auf die mechanischen Eigenschaften Einfluss nehmenden Rauigkeit handelt es sich um die Substratrauigkeit, die durch die Oxidschicht überdeckt wird. Die gemessene Rauigkeit der porösen Oxidschicht stimmt mit letzterer nicht überein. Eine Quantifizierung der Rauigkeit unterhalb der Oxidschicht ist nur indirekt möglich. Es lässt sich jedoch ein Trend für deren Entwicklung erkennen. Die Messwertstreuung der R_z -Werte ist mit $> 4\ \mu\text{m}$ (schwarze Balken) verhältnismäßig groß. Die Dicke der Oxidschicht t_{Oxid} wurde hingegen zu $t_{\text{Oxid}} \leq 1,5\ \mu\text{m}$ ermittelt (Kapitel 4.1.1). Damit fällt die Dicke der Oxidschicht in die Messwertstreuung der R_z -Werte. Die Substratrauigkeit stimmt also in erster Näherung mit der gemessenen Rauigkeit überein.

Untersuchungen belegen, dass die Klebfestigkeit durch nanostrukturierte Grenzflächen gesteigert werden kann.^{[21] [29] [49] [75]} Zur Bildung dieser Nanostrukturen sind, wie gezeigt, hohe Laserintensitäten nötig. Dies führt jedoch auch zu mikroskopischen Rauigkeiten, deren Einfluss auf die Ermüdungseigenschaften separat zu untersuchen ist.

4.1.3 Bewertung der Haftfestigkeit

Der statische Zug-Scherversuch dient der Quantifizierung der Grenzflächengüte. Die maximal ertragbaren Lasten F_{\max} geben in Kombination mit den jeweiligen Bruchbildern Aufschluss über die Festigkeit des Verbundes und die Art des Versagens.

Zur Quantifizierung der Grenzflächenfestigkeit wurden weggeregelte Zug-Scherversuche gemäß DIN 1465 mit einer Prüfgeschwindigkeit von 1mm/min durchgeführt. Die experimentell ermittelten Zug-Scherfestigkeiten wurden einer statistischen Betrachtung unterzogen. Die verwendete Dichtefunktion basiert auf der Weibullverteilung, deren Parameter im Wahrscheinlichkeitsdiagramm mit der Methode der kleinsten Fehlerquadrate an Schätzwerte nach [Hazen] numerisch ermittelt wurden (Kapitel 2.4). Lageparameter und Weibull-Exponent charakterisieren die Klebung in Bezug auf Festigkeit und Zuverlässigkeit.

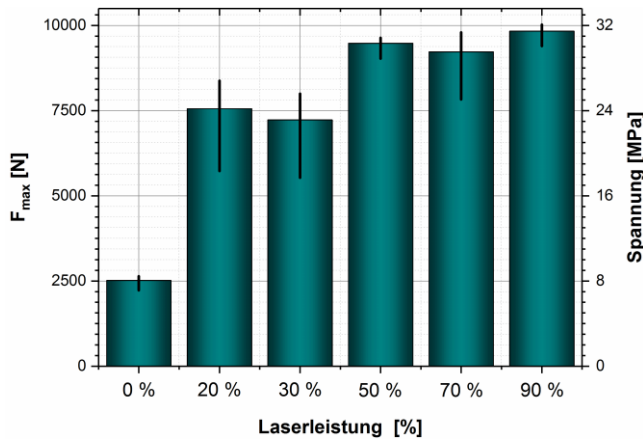
Zunächst erfolgte eine Optimierung der Grenzflächenfestigkeit in Bezug auf F_{\max} mittels Laservorbereitung der Al-Legierungen (EN AW 2024). Die für verschiedene Laserparameter erlangten Verbundfestigkeiten F_{\max} sind in Tabelle 15 zusammengestellt. Die höchsten Zug-Scherfestigkeiten mit $F_{\max} \approx 10$ kN (32 MPa) wurden für Proben erzielt, deren Laservorbereitung mit einem Spotdurchmesser von 25 μm erfolgte. Die gemessenen Zugspannungen entsprechen den von [Frömmel] erzielten Werten, die mit anderen Laserparametern ($\varnothing_{f163} = 50$ μm) an 3,6 mm dicken, plattierten Al-Proben (EN AW 6009) gewonnen wurden.

Charge	Vorbehandlungsparameter Nd-YAG			Zugversuch
	\varnothing -Spot [μm]	Linieninkrement d in [μm]	Winkelinkrement WI in [°]	F_{\max} [N]
Referenz	-	-	-	2.518
2	50	50	0	7.129
3	50	50	90	7.495
4	50	10	0	8.236
5	25	50	90	8.701
6	25	30	90	9.837

Tabelle 15 Parameterstudie - Zug-Scherfestigkeiten (LP = 90 %); optimierter Parametersatz ist farblich hinterlegt

Als nächstes wurde mit dem F_{\max} -optimierten Parametersatz (Charge 6) der Einfluss der Laserleistung LP auf die Verbundfestigkeit der Zug-Scherproben untersucht. Die Ergebnisse zu dieser Untersuchung sind in Tabelle 16 und Abbildung 4-7 dargestellt.

Verglichen mit der unbehandelten Referenz bewirkt bereits eine geringe Laserleistung von LP = 20 % eine Verdreifachung der Zug-Scherfestigkeit auf 7,5 kN. Eine weitere Erhöhung der Laserleistung bewirkt eine Steigerung der Festigkeit auf 9,5 kN \pm 0,3 kN.



Laserleistung LP [%]	F _{max} [N]
0	2.518
20	7.561
30	7.231
50	9.481
70	9.229
90	9.837

Tabelle 16 Einfluss variabler Laserleistung LP auf statische Zug-Scherfestigkeiten

Abbildung 4-7 F_{max} in Abh. variabler Laserleistungen für (ϕ_{f100}=25µm d=30µm WI=0°)

Die REM-Untersuchungen der laserbehandelten Oberflächen zeigten für Laserleistungen größer als 20 % den Beginn einer Oxidschichtausbildung (Abbildung 4-1). Für eine Laserleistung von 30 % ist die nanoskalige Struktur der Oxidoberfläche bereits deutlich ausgeprägt. Eine weitere Steigerung der Laserintensität bewirkt eine Ausbildung der filigranen Nanostrukturen (Abbildung 4-2). Die erlangten Zug-Scherfestigkeiten indizieren somit, dass diese nanoskalige Ausprägung der Oxidschicht zu einer Steigerung der Festigkeit beiträgt. Die Bruchbilder zeigten grenzflächennahes Versagen im Klebstoff.

4.1.4 Klebstoffeigenschaften

Die Güte von Klebverbindungen wird qualitativ über deren adhäsive bzw. kohäsive Festigkeit definiert. Die mechanischen Eigenschaften des Klebstoffs definieren sich über seine kohäsive Festigkeit. Diese ist abhängig vom Aushärtegrad, der Größe und Anzahl möglicher Volumendefekte sowie der Versuchsumgebung, in welcher die geklebte Struktur eingesetzt wird. Die Zug-Scherversuche haben gezeigt, dass die adhäsive Festigkeit laserbehandelter Oberflächen höher ist als die kohäsive des Klebstoffs.

Die mechanischen Eigenschaften des Klebstoffs wurden an Zug-Proben, deren Geometrie sich an DIN 527-3 orientieren, bestimmt. Untersucht wurde das mechanische Verhalten unter statischer Zugbelastung sowohl in Laboratmosphäre (ca. 25°C, 40 %rF) als auch bei höheren Temperaturen von 40°C und 65°C. Die Klebstoff-Zug-Proben wurden lagegeregelt (1 mm/min) bis zum Probenbruch belastet. Die Spannungs-Dehnungs-Kurven dieser Zug-Versuche sind in Abbildung 4-8 dargestellt. Man kann erkennen, dass sich die erhöhte Umgebungstemperatur deutlich auf die mechanischen Klebstoff-Eigenschaften auswirkt. Eine Prüf-Temperatur von 65°C bewirkt nahezu eine Halbierung der Zugfestigkeit R_m. Der E-Modul und die Zugfestigkeit der getesteten Proben sind in Tabelle 17 für die untersuchten Umgebungstemperaturen aufgelistet. Es sollte an dieser Stelle angemerkt werden, dass die

Zug-Proben nach dem gleichen Herstellungsprozess gefertigt wurden wie die Proben der Klebrepatur.

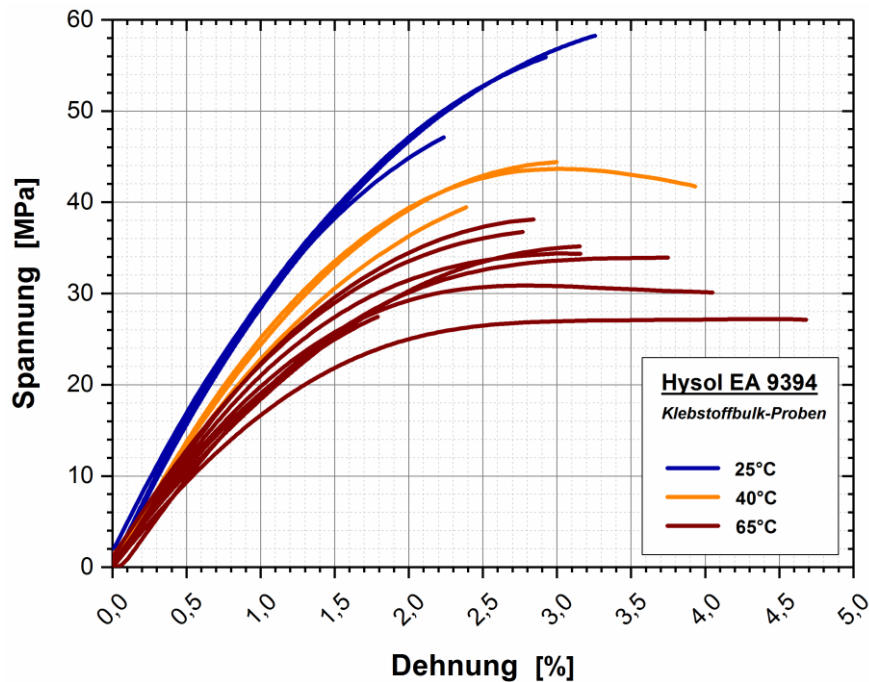


Abbildung 4-8 Einfluss Versuchstemperatur auf mechanische Zug-Eigenschaften an Klebstoff-Bulk-Proben

Temperatur T [°C]	E-Modul [GPa]	Zugfestigkeit R_m [MPa]
25	$3,0 \pm 0,1$	≤ 58
40	$2,5 \pm 0,2$	≤ 44
65	$2,1 \pm 0,4$	≤ 38

Tabelle 17 Einfluss Versuchstemperatur auf mechanische Zug-Eigenschaften an Klebstoff-Bulk-Proben

Untersuchungen haben gezeigt, dass bei der Durchmischung beider Klebstoffkomponenten sowie bei der Weiterverarbeitung des Klebstoffs Gaseinschlüsse (Poren) entstehen.^{[49] [76]} Zusätzlich ist der verwendete Klebstoff mit Füllstoffen (Al-Partikel) angereichert. Beides kann unter mechanischer Belastung als Defekt wirken und die Bauteilfestigkeit herabsetzen. Daher ist die Defektverteilung im Klebstoff von großer Bedeutung.

Mit einem Auflichtmikroskop vom Typ *Univa R* der Firma *Reichert* wurde daher an präparierten Schliffen die Poren- und Partikelverteilung im Klebstoff erfasst und mittels deskriptiver Statistik ausgewertet.^[76] In Abbildung 4-9 ist die Größenverteilung von Partikeln und Poren dargestellt. Als untere Schranke wurde ein Durchmesser von $d > 2,8 \mu\text{m}$ gewählt.

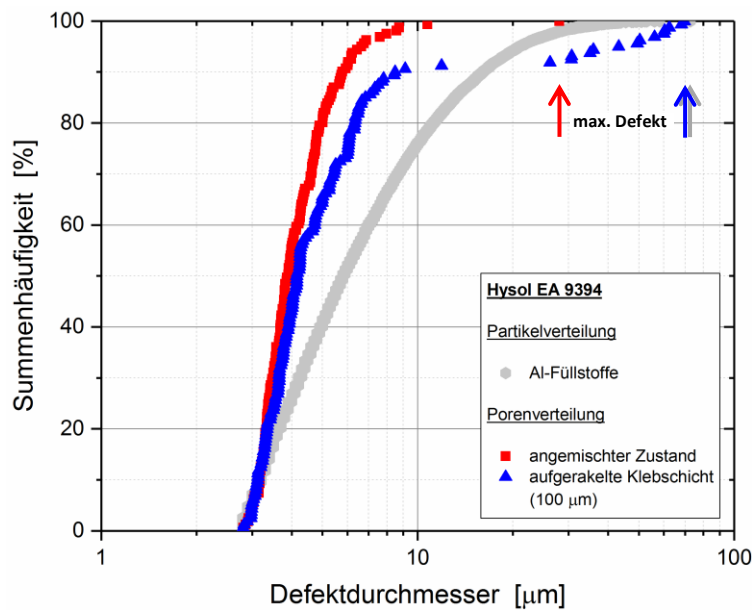


Abbildung 4-9 Partikel- und Porenverteilung in der Klebschicht verändert nach [76]

Nach optimierter Durchmischung beider Klebstoffkomponenten weisen 99 % aller Poren einen Durchmesser $< 10 \mu\text{m}$ auf (rote Quadrate).

Zur Herstellung der Klebverbindung wird der Klebstoff auf die Fügeteile aufgerackelt. Durch diesen Arbeitsschritt wird die Anzahl der Poren mit einem Durchmesser $> 10 \mu\text{m}$ signifikant erhöht (blaue Dreiecke). Nun weisen nur noch 90 % aller Poren einen Durchmesser $< 10 \mu\text{m}$ auf. Der maximale Porendurchmesser vergrößert sich von $28 \mu\text{m}$ auf etwa $70 \mu\text{m}$. Die Al-Füllstoffe (grau) erreichen die gleiche maximale Defektgröße. Lediglich 76 % der Al-Partikel sind kleiner als $10 \mu\text{m}$.

Die kohäsive Festigkeit des Klebstoffs wird durch die Defektverteilung maßgebend beeinflusst. Der Durchmesser einzelner Defekte sowie die Agglomeration von Poren und Partikeln können sich festigkeitsmindernd auf die Klebstoffeigenschaften auswirken.

4.2 Ermüdungseigenschaften der taillierten Lochproben (CCT)

Um gute adhäsive Festigkeit zu erhalten muss die Oberfläche durch die Laserbehandlung lokal aufgeschmolzen werden. Durch die Umwälzung in der Schmelzzone werden mikrostrukturelle Rauigkeiten geschaffen, welche eine lebensdauerverkürzende Wirkung für zyklisch belastete Bauteile bedeuten könnte. Untersuchungen an elektro-chemisch vorbehandelten Al- und Mg-Proben mittels PAA und CAA (siehe Kapitel 2.1.2) zeigten einen Einfluss der Oberflächenrauigkeit auf die Ermüdungseigenschaften.^{[77]-[79]} Proben mit geringer Oberflächenrauigkeit erreichten höhere Lebensdauern als solche mit erhöhter Rauigkeit. Die laserinduzierte Rauigkeit könnte ebenfalls zu einer Verschlechterung der

Ermüdungseigenschaften führen. Aus diesem Grund wurde der Einfluss der Laservorbereitung auf das Ermüdungsverhalten der CCT-Proben untersucht.

4.2.1 SN-Kurve

Als Referenz dienen SN-Kurven von unbehandelten CCT-Proben (Abbildung 4-10). Zur ganzheitlichen Betrachtung aller Lasthorizonte wurde eine mathematische Anpassungsfunktion nach [Gecks-Och] mittels Regressionsanalyse an die experimentell ermittelte $\sigma(N)$ -Kurve für $P_{\dot{u}} = P_v$ angepasst (Formel (16)).^[80] Die parallelen Streubänder ergeben sich unter der Annahme einer konstanten Streuung auf allen Lastniveaus mit einer Überlebenswahrscheinlichkeit im Intervall $10\% \leq P_{\dot{u}} \leq 90\%$ unter Verwendung einer einseitig abgegrenzten, statistischen Sicherheit von 95 %.

$$\sigma = \sigma_D + \frac{\sigma_B - \sigma_D}{\exp\left(\frac{\log N}{\alpha}\right)^\beta} \quad (16)$$

$$\sigma_D \hat{=} N_{ges} \geq 10^7 Ssp; \quad \sigma_B = 402 \text{ MPa} \quad (17)$$

Ein Vorteil dieser 4-parametrischen Formel besteht darin, dass sie für die Beschreibung der gesamten Wöhlerlinie anwendbar ist. In dem gewählten Ansatz werden sowohl die Zugfestigkeit σ_B als auch eine Dauerfestigkeit σ_D berücksichtigt. Bei den Parametern α und β handelt es sich um iterativ zu ermittelnde Parameter.

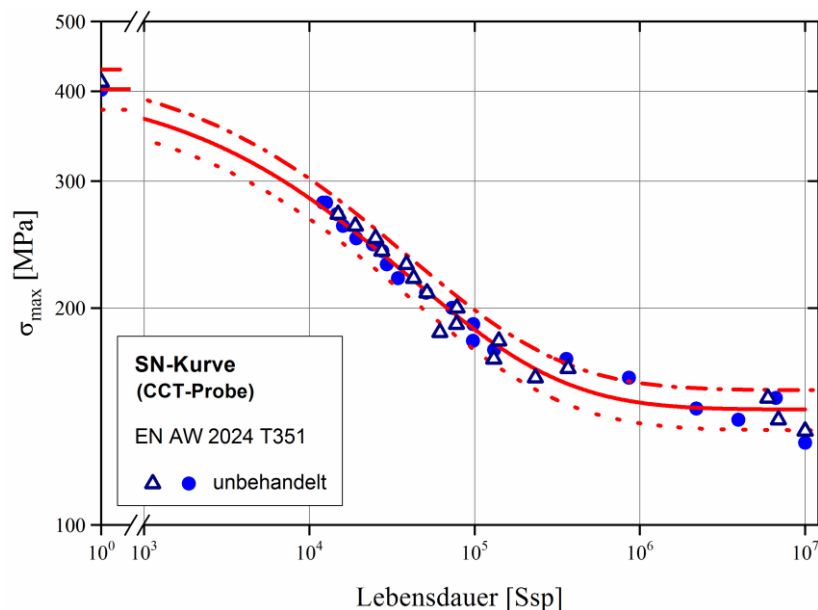


Abbildung 4-10 SN-Kurve mit Anpassungsfunktion nach Gecks-Och für σ_{max}

Die Zugfestigkeit der CCT-Probe wurde zu $\sigma_B = 402 \text{ MPa}$ bestimmt, die scheinbare Dauerfestigkeit zu $\sigma_D = 145 \text{ MPa}$. Die Parameter α und β nehmen Werte an von $\alpha = 4,42$ bzw. $\beta = 4,85$. Der Korrelationskoeffizient der Anpassung beträgt $R^2 = 99 \%$.

4.2.2 Einfluss der Laservorbehandlung auf die Ermüdungseigenschaften

Die topografischen Auswirkungen des Laserstrahls auf der Al-Oberfläche wurden in Kapitel 4.1 bereits ausführlich dargestellt. Um nun den Einfluss der laserinduzierten Rauigkeit auf die Ermüdungseigenschaften zu studieren, wurden CCT-Proben der gleichen Laservorbehandlung unterzogen, die zur Klebflächenvorbehandlung angewendet wird. Im Rahmen dieser Untersuchungen wurde darüber hinaus eine Optimierung der Laserparameter in Bezug auf die Lebensdauer vorgenommen, ohne die Klebfestigkeit zu verschlechtern. Die Parameter sind der Tabelle 18 zu entnehmen.

Charge	Vorbehandlungsparameter Nd-YAG		
	\emptyset -Spot [μm]	Linieninkrement d in [μm]	Winkelinkrement WI in [$^\circ$]
Referenz	-	-	-
2	50	50	0
3	50	50	90
4	50	10	0
6	25	30	90
7	25	30	0

Tabelle 18 Laserparameter der Parameter-Optimierung für zykl. Belastung (LP = 90 %);
optimierter Parametersatz ist farblich hinterlegt

Die laserbehandelten Proben wurden anschließend einstufig mit einer Oberspannung von $\sigma_{\max} = 185 \text{ MPa}$ ($R = 0,1$) bis zum Probenversagen ermüdet. Die Bruchlastspielzahlen sind im Wahrscheinlichkeitsdiagramm (Abbildung 4-11) dargestellt. Die Lageparameter sowie die Weibull-Exponenten der Verteilungen sind zusammen mit den jeweiligen Korrelationskoeffizienten R^2 in Tabelle 19 gelistet. Als Dichtefunktion wurde die Weibullfunktion verwendet. Der experimentelle Stichprobenumfang lag zwischen 11 und 15 Proben.

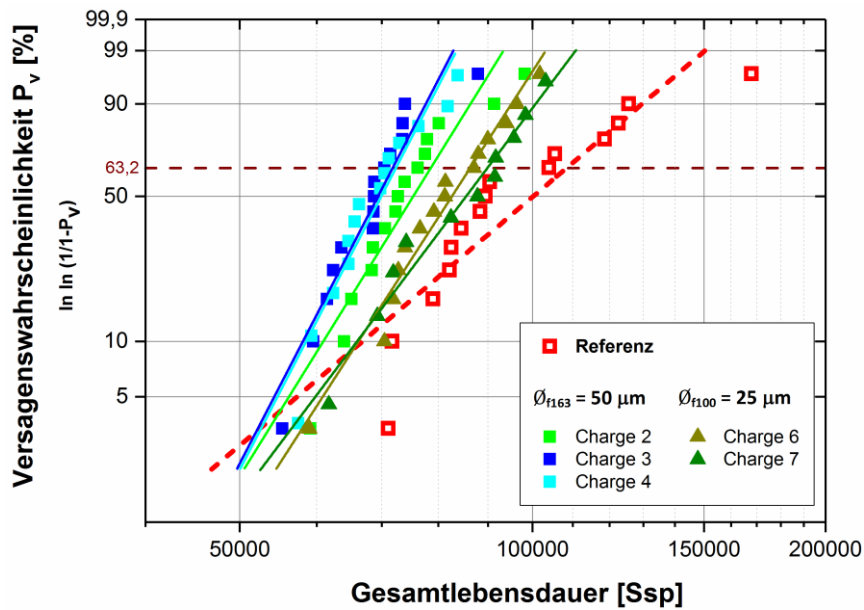


Abbildung 4-11 Einfluss verschiedener Laserparameter auf Gesamtlebensdauer

Charge	Weibullstatistik Gesamtlebensdauer			Lebensdauerreduktion bzgl. N _{Ref} in [%]
	Lageparameter N ₀ [Ssp]	m	R ²	
Referenz	108.361	4,7	0,80	-
2	78.585	8,9	0,87	27,5
3	71.801	10,6	0,90	33,7
4	72.362	10,6	0,91	33,2
6	86.269	8,5	0,97	20,4
7	89.857	7,3	0,96	17,1

Tabelle 19 Parameterstudie - Ermüdungseigenschaften; optimierter Parametersatz ist farblich hinterlegt

Die unbehandelten CCT-Proben (**rote Quadrate**) bilden mit einem Lageparameter von ca. $1,1 \cdot 10^5$ Ssp die Referenz für alle im Folgenden betrachteten Experimente. Der Weibull-Exponent nimmt einen Wert $m_{Ref} = 4,7$ mit einem vergleichsweise niedrigen Korrelationskoeffizient $R^2 = 80\%$ an. D.h., die Regressionsgerade beschreibt den Verlauf der Verteilung verhältnismäßig schlecht (siehe Kapitel 2.4).

Eine geringere Streuung zeigen die Lebensdauerverteilungen der laserbehandelten Proben. Die Weibull-Exponenten dieser Versuchsserien übersteigen denjenigen der Referenz deutlich. Aufgrund der Mikrorauigkeit verschiebt sich, wie erwartet, die Lebensdauer zu niedrigeren Zyklenzahlen. Auch hier zeigt sich, dass der Spotdurchmesser von $\varnothing_{f163} = 50\ \mu\text{m}$ nicht optimal ist, da mit diesem die höchste Lebensdauerreduktion eintritt. Für die Charge 3 (**blaue Quadrate**) reduziert sich der Lageparameter im Vergleich zur Referenz um 34 % auf ca. 72.000 Ssp. Geringere Lebensdauerreduktionen zeigten hingegen Proben, die mit einem Spotdurchmesser $\varnothing_{f100} = 25\ \mu\text{m}$ vorbehandelt wurden. Für Charge 7 (**grüne Dreiecke**) halbiert sich die Lebensdauerreduktion auf 17 % (ca. 90.000 Ssp). Bezüglich der

Ermüdungseigenschaften eignet sich dieser Spotdurchmesser optimal zur Klebflächenvorbehandlung der Al-Oberfläche.

Für alle laserbehandelten Fügebauteile zeigte die Bruchflächenanalyse Eckenrisse ausgehend von der Bohrung auf der laserbehandelten Substratseite. Auch dies deckt sich mit den oberflächenanalytischen Befunden aus Kapitel 4.1.2. Die Laserbestrahlung bewirkt also eine reparaturinduzierte Kerbe, welche die Lebensdauer der CCT-Proben herabsetzt. In der statistischen Analyse macht sich dies durch eine sinkende Streubreite bemerkbar.

4.2.3 Einfluss des Sauerstoffpartialdrucks auf die Oxidschicht-Bildung

Die oberflächenanalytischen Untersuchungen haben gezeigt, dass mit steigender Strahlleistung eine zunehmend ausgeprägte Oxidschicht erzeugt wird, welche die adhäsive Festigkeit begünstigt.

Unter statischer Belastung führt daher die Bestrahlung mit hoher Laserintensität zu einer Verbesserung der Haftwirkung des Klebstoffs auf der Substratoberfläche und F_{\max} steigt für die so vorbehandelten Zug-Scherproben an (Abbildung 4-7). Ermüdungsversuche an laserbehandelten Al-Proben belegen, dass die intensive Laserbestrahlung jedoch auch Mikrokerben erzeugt, welche die Lebensdauer der CCT-Proben verkürzt.

Eine Reduktion der Laserintensität führt zu reduzierter Substratrauigkeit. Für statisch belastete Zug-Scherproben bewirkt dies eine unerwünschte Abnahme der Grenzflächenfestigkeit (Abbildung 4-7).

Um den durch die Reduktion bedingten nachteiligen Auswirkungen auf die Grenzflächenfestigkeit entgegen zu wirken, muss die Oxidbildung auf der Probenoberfläche verstärkt werden. Daher wurde der Einfluss einer mit Sauerstoff (O_2) angereicherten Atmosphäre während des Laserprozesses in Bezug auf die Oxidschichtbildung untersucht.

Der Einfluss eines erhöhten O_2 -Partialdrucks auf die Oxidbildung während des Laserprozesses kann im oberflächennahen Bereich durch EDX-Messungen (Beschleunigungsspannung: $U_B = 5 \text{ keV}$) studiert werden. Die in Abbildung 4-12 angegebenen Werte geben allerdings nicht den wahren Sauerstoffgehalt an der Oberfläche wieder, da aufgrund der Eindringtiefe der Elektronen auch Informationen aus tieferen Schichten in die Auswertung mit eingehen.

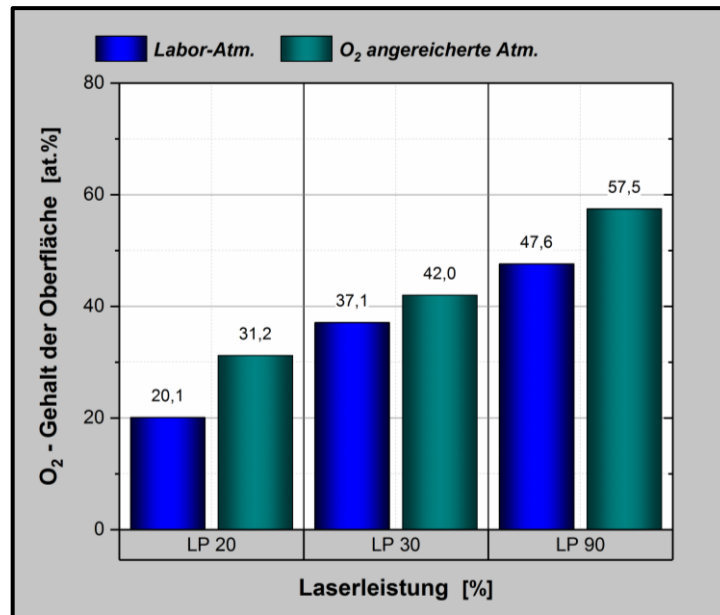


Abbildung 4-12 EDX-Analyse: O₂-Gehalte für veränderte Laserumgebungsatmosphäre in Abh. der Laserleistung LP

Die Untersuchungen zeigen zwar für eine O₂-angereicherte Atmosphäre ansteigende O₂-Gehalte in den oberflächennahen Bereichen, allerdings verbessern sich diese lediglich um ca. 10 % bis 20 % für LP > 30 %.

In Kapitel 4.1.1 wurde mit zunehmender Leistung eine zunehmend ausgeprägte Oxidschicht schon bei Labor-Atmosphäre gefunden, wenn optimierte Laserparameter zur Anwendung kamen.

Die EDX-Messungen belegen, dass durch den erhöhten O₂-Partialdruck während der Laservorbehandlung bei gleicher Laserleistung eine höhere O₂-Einlagerung in die Oberfläche bewirkt wird. Für eine geringe Laserleistung (LP = 20 %) beträgt dieser Zuwachs etwa 50 % verglichen mit der in Normalatmosphäre durchgeführten Laserbestrahlung. Zugleich zeigten REM-Untersuchungen für die in O₂-angereicherter Atmosphäre vorbehandelten Proben bereits für diese geringe Laserleistung (LP = 20 %) eine messbare Ausprägung der Oxidschicht. Der O₂-Gehalt der in Normalatmosphäre mit LP = 30 % behandelten Oberflächen wird allerdings nicht erreicht.

Die Absenkung der Laserleistung wird also nicht zielführend sein, die Lebensdauer der Strukturklebung zu optimieren. Dies zeigt Abbildung 4-13 recht deutlich. Die Lebensdauerzunahme nicht-geklebter CCT-Proben für geringe LP-Werte ist nur marginal (Tabelle 20).

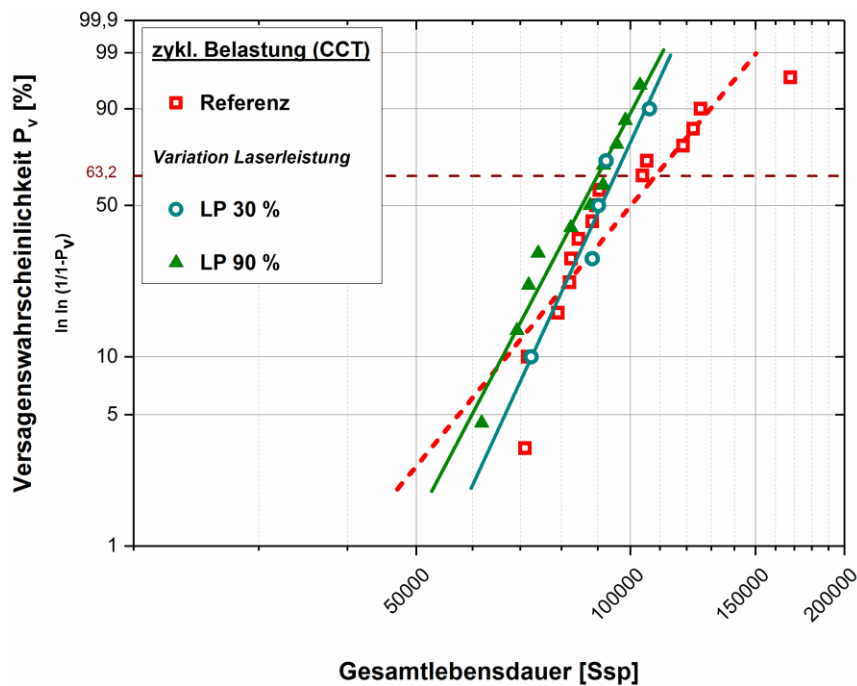


Abbildung 4-13 Einfluss Laserleistung auf Ermüdungseigenschaften nicht-reparierter CCT-Proben

<u>nicht</u> -geklebte Proben		Weibullstatistik Lebensdauer		
Atm.	Charge	Lageparameter N [Ssp]	m	R ²
-	Referenz	108.361	4,7	0,80
Normal-Atm.	LP 90%	89.857	7,3	0,96
O ₂ -angereichert	LP 30%	95.088	8,3	0,91

Tabelle 20 Parameterstudie: Einfluss Laser-Atmosphäre auf Ermüdungseigenschaften (CCT nicht-geklebt)

Eine Reduktion der Laserleistung bewirkt keine signifikante Verbesserung der Ermüdungseigenschaften. Die in O₂-angereicherter Atmosphäre mit geringer Strahlleistung (LP = 30 %) vorbehandelten Proben weisen gegenüber den mit LP = 90 % behandelten Proben im Rahmen der Streubreite keine verminderte Kerbwirkung auf (cyan).

Der Einfluss O₂-angereicherter Atmosphäre auf die Haftfestigkeit geklebter Zug-Scherproben wird in Abbildung 4-14 und Tabelle 21 dargestellt.

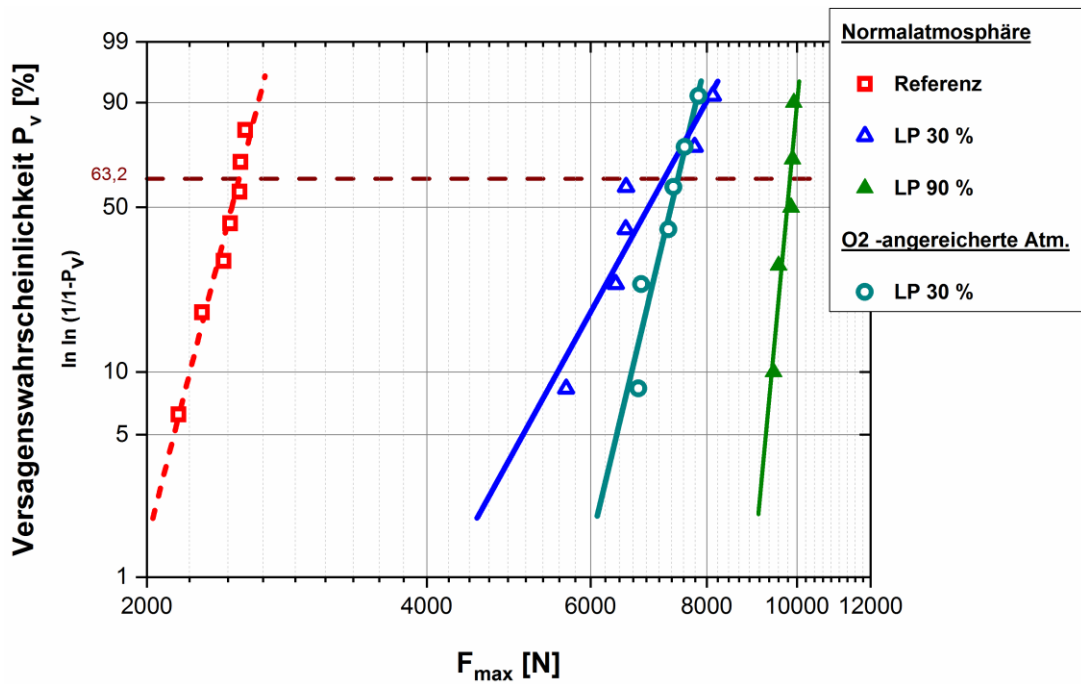


Abbildung 4-14 Einfluss Laseratmosphäre auf statische Haftfestigkeit geklebter Zug-Scherproben

geklebte Proben		Weibullstatistik Zugfestigkeit		
Atm.	Charge	Lageparameter F_{max} [N]	m	R ²
-	Referenz	2.518	18,2	0,97
Normal-Atm.	LP 30%	7.231	8,4	0,87
	LP 90%	9.837	49,1	0,86
O ₂ -angereichert	LP 30%	7.462	19,4	0,89

Tabelle 21 Parameterstudie: Einfluss Laser-Atmosphäre auf statische Haftfestigkeit (Zug-Scherversuch)

Der Vergleich mit der in Kapitel 4.1.3 ermittelten, optimierten Zug-Scherfestigkeit (LP = 90 %) zeigt, dass sich die verminderte Laserleistung nachteilig auf die Festigkeit auswirkt (Abbildung 4-14). Die statische Zug-Scherfestigkeit reduziert sich deutlich von 9,8 kN (grün) auf 7,2 kN (blau). Die O₂-angereicherte Atmosphäre während des Laserprozesses bewirkt nur eine geringfügige Steigerung der Festigkeit für kleine Ausfallwahrscheinlichkeiten.

Die geringe Lebensdauersteigerung der mit niedriger Laserintensität vorbehandelten CCT-Proben konkurriert mit der deutlichen Reduktion der Grenzflächenfestigkeit. Die Ergebnisse zeigen, dass der O₂-Partialdruck bei Normalatmosphäre ausreichend hoch ist, um gute Haftbedingungen für den Klebstoff zu erzielen. Eine Steigerung der O₂-Gehalte rechtfertigt den Nutzen nicht. Daher wird für die folgenden Klebflächenvorbehandlungen die konventionelle Laservorbehandlung in Normalatmosphäre durchgeführt und der Lebensdauerverlust der bei 90 %iger Laserleistung vorbehandelten Proben akzeptiert.

4.3 Anwendung der Strukturverstärkung

Bauteile weisen oftmals konstruktionsbedingte Kerben auf. Hierzu zählt jedwede geometrische Form, welche eine Erhöhung der am Strukturteil anliegenden Spannungen bewirkt. Insofern stellt die Bohrung der CCT-Probe eine Kerbe dar, die konstruktionsbedingt zu einer Spannungsüberhöhung im Kerbgrund führt. Ziel der Ertüchtigung muss es daher sein, durch Reduktion der auftretenden Lastüberhöhungen die Lebensdauer im Betrieb befindlicher Bauteile zu verlängern. Im Fall der CCT-Probe wird die Lebensdauersteigerung durch eine Lastumleitung in den aufgeklebten Reparaturpatch erzielt. Notwendige Voraussetzung für die Lastumlenkung ist eine optimal eingestellte Grenzfläche, welche in Verbindung mit dem Klebstoff die für den Lasttransfer nötige, adhäsive Festigkeit aufweist. Diese sollte immer höher sein als die kohäsive Festigkeit des verwendeten Klebstoffs. Die Voraussetzungen dazu wurden durch die Parameteroptimierung der Laservorbehandlung geschaffen (siehe Kapitel 4.1).

Angewendet wurde die Strukturverstärkung auf zwei unterschiedliche Schadensfälle. Im ersten Fall wurde die Entlastung der Bohrung studiert (Kerbe ohne Riss). Die zu ertüchtigenden CCT-Proben wurden vor dem Klebprozess keinen mechanischen Lasten ausgesetzt. Die Ertüchtigung dient in erster Linie dem Abbau kerbbedingter Spannungsüberhöhungen.

Der zweite Anwendungsfall bezieht sich auf vorgeschädigte CCT-Proben, welche bereits einen detektierbaren Anriss aufweisen. Diese wurden vor deren Reparatur einer zyklischen Belastung ausgesetzt, was in einer zusätzlichen Schädigung durch einen Schwingungsriss definierter Länge resultierte. Für diese Proben wird die Entlastung einer rissbehafteten Kerbe durch die Reparatur untersucht.

CCT-Proben beider Schadensfälle wurden der Klebflächenvorbehandlung unter Anwendung optimierter Parameter unterzogen und anschließend mit einem borfaserverstärkten Reparaturpatch versehen.

Der geklebte Strukturverbund wurde anschließend einstufig auf dem Lastniveau der Referenzproben ($\sigma_{\max} = 185 \text{ MPa}$; $R = 0,1$) bis zum Probenversagen ermüdet. Die dabei erlangten Schwingspielzahlen wurden unter Anwendung der auf Weibull beruhenden Dichtefunktion statistisch ausgewertet.

4.3.1 Ertüchtigung konstruktionsbedingter Kerben

Zur genaueren Analyse sind die Gesamtlebensdauern der ertüchtigten Proben in einem Wahrscheinlichkeitsdiagramm (Abbildung 4-15) aufgetragen. Der Lebensdauerertrag durch die Ertüchtigung ist deutlich zu erkennen. Die aus der statistischen Auswertung erhaltenen

Parameter sind in Tabelle 22 gelistet. Als Referenz wird die nicht-ertüchtigte CCT-Probencharge (**Quadrate**) angeführt. Die mittels Borfaser-Patch ertüchtigten Proben (schwarz) erreichen mit einem Lageparameter von etwa $2,7 \cdot 10^5$ Ssp eine um den Faktor 2,5 erhöhte Gesamtlebensdauer gegenüber der Referenz-Charge. Der Weibull-Exponent sinkt für die ertüchtigten Proben auf einen Wert von $m = 3,7$. Die Streuspanne 10/90 nimmt also zu bzw. die Zuverlässigkeit ab.

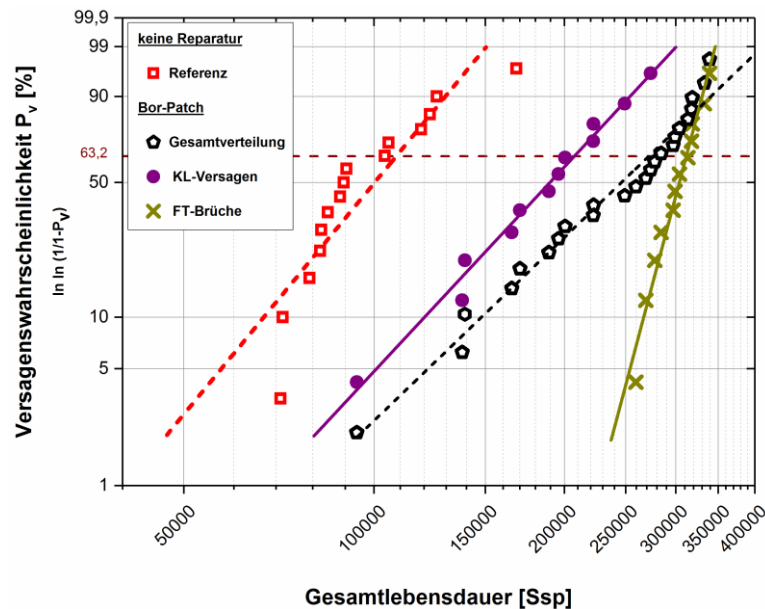


Abbildung 4-15 Verbundlebensdauern ertüchtigter, konstruktionsbedingter Kerben mittels Bor-Patch

Patch	Charge	$\Delta N_{(Vbd)}$ [Ssp]			ΔN^* [Ssp]
		Lageparameter	m	R ²	
ohne	Referenz	108.361	4,7	0,80	-
Bor	Gesamtverteilung	271.777	3,7	0,97	163.416
	KL-Brüche	207.377	4,1	0,98	99.016
	FT-Brüche	311.688	14,5	0,97	203.327

Tabelle 22 Verbundlebensdauern ertüchtigter, konstruktionsbedingter Kerben mittels Bor-Patch

Bei genauer Bewertung des Probenversagens zeigt sich, dass eine Hälfte der Verbundproben im Fügeteil (Substrat) am Überlapp-Ende der Klebung versagt. Diese werden im Folgenden als Fügeteil-Bruch (FT-Bruch: **X**) bezeichnet. Die andere Hälfte der Proben unterliegt einer Rissausbreitung ausgehend von der Kerbe. Diese Versagensart wird im Folgenden als Kerb-Ligament-Bruch (KL-Bruch: **●**) bezeichnet. Beide Versagensarten zeigen unterschiedliche Lebensdauern. Bei gemeinsamer Auswertung lässt sich eine bimodale Charakteristik der Lebensdauerverteilung erkennen. Dies führt zu einer größeren Streuspanne (m sinkt). Die Zuverlässigkeit der Lebensdauerverteilung nimmt also ab. Werden die Bruchlastspielzahlen nach ihrem Versagensmodus sortiert und erneut statistisch ausgewertet, ergeben sich die zwei getrennten, im Diagramm eingetragenen Verteilungen. Die Verteilung der KL-Proben (**Kreise**) zeigt eine sehr hohe Korrelation ($R^2 = 98\%$). Der Lageparameter liegt bei ca. $2,1 \cdot 10^5$ Ssp. Diese Verteilung grenzt die Wirksamkeit der

Strukturverstärkung zu geringen Lastwechseln ab und repräsentiert somit die konservative Lebensdauer des ertüchtigten Verbundes.

Die Verteilung der FT-Brüche (**Kreuze**) zeigt ebenfalls eine sehr hohe Korrelation mit $R^2 = 97\%$. Die erzielten Verbundlebensdauern liegen mit einem Lageparameter von etwa $3,1 \cdot 10^5$ Ssp deutlich oberhalb derer der KL-Brüche ($2,1 \cdot 10^5$ Ssp). Der Weibull-Exponent ist signifikant erhöht ($m = 14,5$), d.h. die Streubreite 10/90 ist im Vergleich zur KL-Verteilung stark verringert. In Bezug auf die Lebensdauer sind die FT-Proben optimal ertüchtigt worden.

Somit begrenzt diese Versagensart das Reparaturpotential zu hohen Lastwechseln. Fraktografische Untersuchungen der FT-Brüche zeigen eine Vielzahl einzelner Anrisse auf der laserbehandelten Substratseite unterhalb des Patches am Überlapp-Ende (Abbildung 4-16). [Schijve] führt dieses Anrisszenario an aufgedoppelten Strukturen auf den Spannungszustand am Überlapp-Ende sowie Biegemomente aufgrund der einseitigen Strukturverstärkung zurück.^[32] Auch für sinkende Lastlevel fand er noch Riskeime, welche zum FT-Versagen führten.

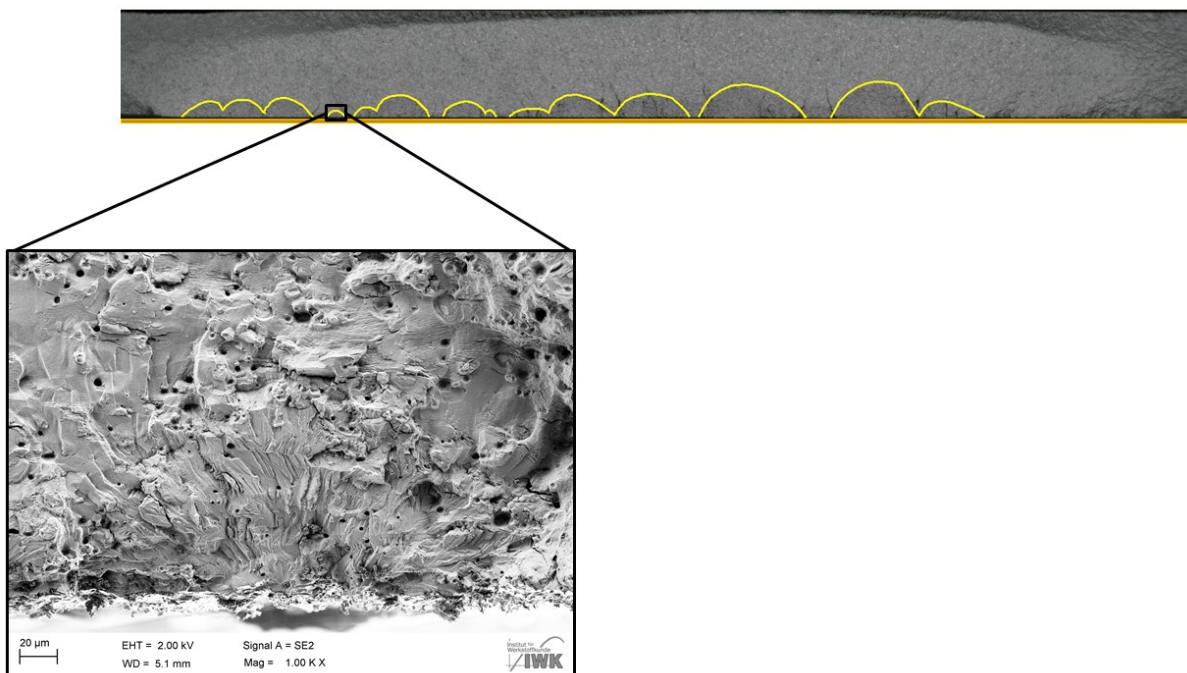


Abbildung 4-16 FT-Versagen am Überlapp-Ende der Klebung ausgelöst durch Spannungsüberhöhungen und Biegemomente

Die Laserbestrahlung beeinflusst das Ermüdungsverhalten der Al-Legierung zusätzlich (Kapitel 4.2.2). Die laserinduzierten Effekte (Rauigkeit, WEZ) können folglich die obere Grenze des Reparaturpotentials mitbestimmen. Die Normalspannungen am Überlapp-Ende stehen im Verdacht, das FT-Versagen einzuleiten. Eine Optimierung der Patch-Geometrie zur Reduktion der am Überlapp auftretenden Normalspannungen wurde im Rahmen dieser Arbeit nicht durchgeführt.

Die statistische Auswertung hat gezeigt, dass unterschiedliche Versagensarten einen bimodalen Verlauf der Lebensdauerverteilung bewirken können (Abbildung 4-15). Die

Streuspanne der Lebensdauervertelung nimmt in diesem Fall zu, d.h. die Zuverlässigkeit sinkt.

Neben den unidirektional borfaserverstärkten Patches wurden auch Al-Patches zur Ertüchtigung verwendet. Beide Fügeteile (Substrat und Patch) zeichnen sich in diesem Fall durch das gleiche isotrope Materialverhalten in Bezug auf die Steifigkeit (E-Modul) aus und weisen identische Grenzflächeneigenschaften auf. Ermüdet wurden diese Klebverbunde mit einem Spannungsverhältnis $R = 0,1$. Für die mit Aluminium ertüchtigten Proben wurden auf dem Lastniveau 185 MPa fast ausschließlich FT-Brüche gefunden. KL-Versagen wurde auf diesem Lastlevel nur einmalig beobachtet. Für höhere Lastniveaus (200 MPa, 220 MPa) nimmt die Zahl der KL-Brüche zu. Bei $\sigma_{\max} = 200$ MPa waren KL- und FT-Brüche nahezu gleichverteilt. Auf dem Lastlevel $\sigma_{\max} = 220$ MPa zeigten sich dann fast ausschließlich KL-Brüche. Die erlangten Bruchlastspielzahlen und die Art des Versagens (KL, FT) sind in Tabelle 23 aufgelistet.

(KL-Versagen)		ΔN_{Vbd} [Ssp]		
Lastniveau		Lageparameter	m	R²
185	1x	(292.104)	nur 1x KL-Versagen	
200	8x	145.224	3,7	0,84
220	11x	95.777	7,1	0,88
(FT-Versagen)		ΔN_{Vbd} [Ssp]		
Lastniveau		Lageparameter	m	R²
185	7x	175.358	1,8	0,70
200	5x	122.051	5,2	0,96
220	1x	(99.799)	nur 1x FT-Versagen	
(KL-/ FT-Versagen)		ΔN_{Vbd} [Ssp]		
Lastniveau		Lageparameter	m	R²
185	8x	195.243	1,8	0,76
200	13x	136.431	4,2	0,84
220	12x	96.482	7,4	0,91

Tabelle 23 Verbundlebensdauern ertüchtigter, konstruktionsbedingter Kerben mittels Al-Patch

Der signifikante Unterschied in der Versagenscharakteristik ist auf Normalspannungen am Überlapp-Ende der Klebung zurückzuführen. Das Verhältnis (KL : FT) hängt dabei vom jeweiligen Lastniveau ab. Aufgrund der geometrischen Form der Al-Patches kommt es am Überlapp-Ende zu einer Spannungsüberhöhung. Diese führt in Kombination mit der laserinduzierten Rauigkeit das Substratversagen herbei. Bei den Bor-Patches wird diese Spannungsüberhöhung durch einen stufenförmigen Lagenaufbau etwas abgemildert. [Frömmel] beobachtete für überlappende Klebverbindungen der Al-Legierung EN AW 6009 einen ähnlichen Effekt.^[49] Für niedrige Lastniveaus und hohe Lebensdauern versagten einige Verbunde im Fügeteil am Überlappungsende der Klebung. Zurückzuführen war diese Versagenscharakteristik auf Biegemomente.

Zur Vermeidung von FT-Brüchen sollte künftig die Geometrie der Patches optimiert werden, soweit dies möglich ist.

4.3.2 Reparatur vorgeschädigter Proben

Zur Untersuchung des Reparaturverfahrens von vorgeschädigten Bauteilen wurden CCT-Proben verwendet, die Schwingungsrisse definierter Länge aufwiesen. Die Proben wurden solange ermüdet, bis Risse einer Länge von ca. 370 μm , 1 mm bzw. 2 mm auf beiden Seiten der Bohrung vorlagen. Anschließend wurden diese Proben mit einem borfaserverstärkten Reparaturpatch verstärkt. Die Schwingungsrisse sorgen dafür, dass sich die zyklischen Lasten dominant im Bereich der Rissspitze auswirken. FT-Brüche traten daher nicht mehr auf.

Die Streuung der Lebensdauer reparierter Proben ist in Abbildung 4-17 aufgetragen. Als Referenz dient die Restlebensdauer ΔN_{Ref} der definiert vorgeschädigten CCT-Proben (offene Quadrate). Wie erwartet, zeigen die Proben mit einer Anfangsrislänge von 2 mm die kürzeste Restlebensdauer. Diese Lebensdauer kann nun mit der erzielten Verbundlebensdauer ΔN_{Vbd} der reparierten Proben (gefüllte Quadrate) verglichen werden. Die Differenz $\Delta N^* = \Delta N_{\text{Vbd}} - \Delta N_{\text{Ref}}$ entspricht dann dem erzielten Lebensdauererfolg durch die Klebreparatur. Die erlangten Lebensdauern ΔN_{Ref} , ΔN_{Vbd} und ΔN^* sind in Tabelle 24 als Funktion der Ausgangsschädigung gelistet.

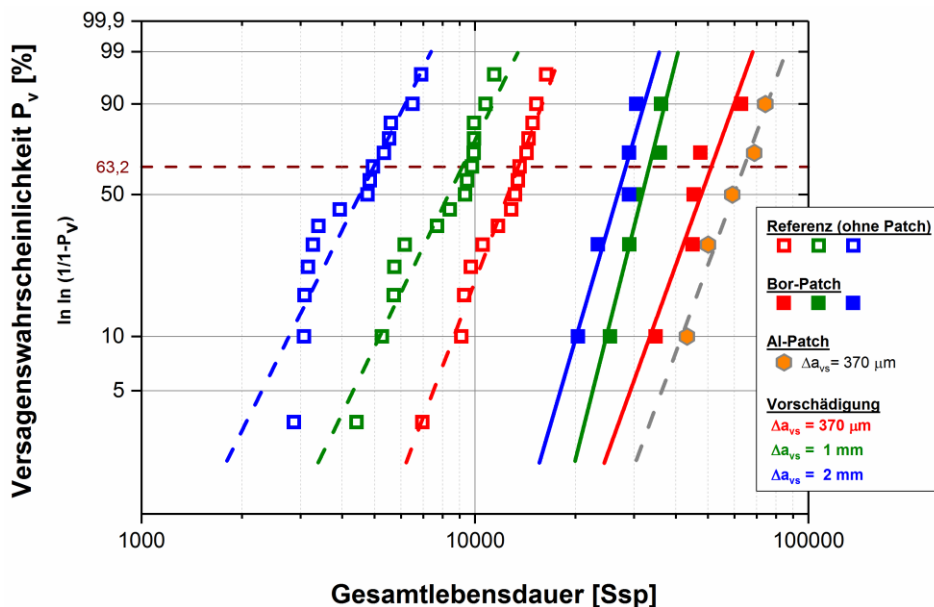


Abbildung 4-17 Lebensdauer für unterschiedliche Vorschädigungen Δa_{vs} im Vergleich zur Referenz

Reparatur Patch	Anriss Δa_{vs}	ΔN_{Ref} [Ssp]			ΔN_{Vbd} [Ssp]			ΔN^* [Ssp]
		Lageparameter	m	R ²	Lageparameter	m	R ²	
Bor-Epoxid	0,37 mm	13.489	5,1	0,97	51.122	5,3	0,85	37.633
	1 mm	9.157	4,0	0,92	33.283	7,6	0,91	24.126
	2 mm	4.972	3,9	0,85	28.337	6,6	0,89	23.365
Al	0,37 mm	13.489	5,1	0,97	64.088	5,2	0,96	50.599

Tabelle 24 Lebensdauer für unterschiedliche Vorschädigungen Δa_{vs} im Vergleich zur Referenz

Der größte Lebensdauerertrag der mittels Bor-Patch ertüchtigten Proben ($\Delta N^* = 37.600$ Ssp) wurde für die Verbunde mit der geringsten Vorschädigung ($\Delta a_{vs} = 370 \mu\text{m}$) erzielt. Der Lebensdauerertrag der beiden stärker vorgeschädigten Verbunde ($\Delta a_{vs} = 1 \text{ mm}$; 2 mm) liegt bei ca. 23.700 ± 400 Ssp. Wie erwartet, vermindert sich der Gewinn an Restlebensdauer mit zunehmender Vorschädigung.

Gemeinsam ist allen Versuchen das Versagensbild. Die Risse verlaufen ausschließlich im Kerbligament. Fraktografische Untersuchungen zeigen interlaminares Versagen in der ersten Borfaser-Lage der Reparaturpatches (Abbildung 4-18). Die Borfasern wurden dabei großflächig freigelegt. Dies beweist zwar einen Krafttransfer von der Risspitze in den Borfaser-Patch, aber auch eine unzureichende Faser-Matrix-Anbindung innerhalb des Patches. Die interlaminare Festigkeit des Bor-Patches ist somit schwächer als die adhäsive Festigkeit in der Grenzfläche zwischen Klebstoff und Substrat und die kohäsive Festigkeit des Klebstoffs. Diese Art der Schädigung wirkt einer weiteren Lebensdauersteigerung grundsätzlich entgegen.

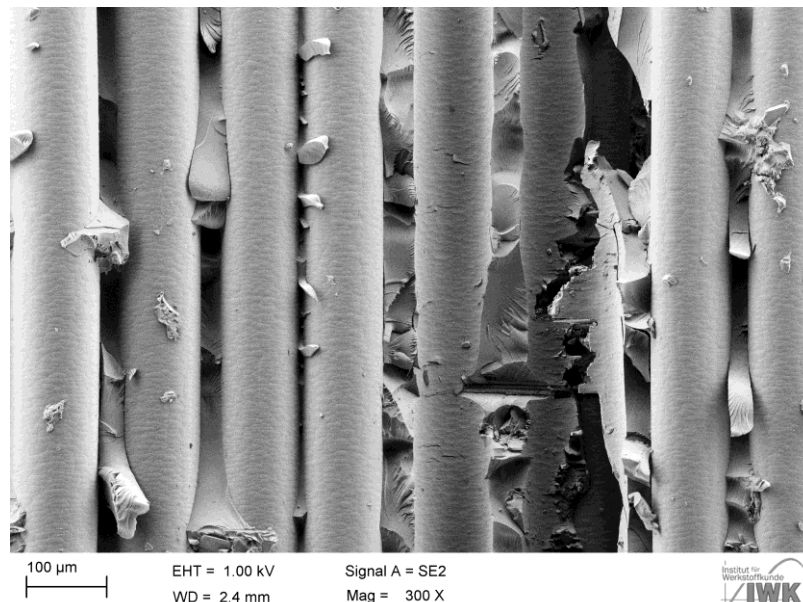


Abbildung 4-18 REM-Aufnahme: interlaminares Versagen der ersten Borfaser-Lage (exemplarisch)

Um diese Schwachstelle des geklebten Bor-Patches zu bewerten, wurden die vorgeschädigten CCT-Proben ($\Delta a_{vs} = 370 \mu\text{m}$) mit einem Al-Patch der Dicke $t_{AP} = 2 \text{ mm}$ repariert und anschließend bis zum Probenversagen ermüdet. Die erreichten

Restlebensdauern liegen, wie erwartet, über denen, der mittels Borfaser-Patch reparierten Proben (Abbildung 4-17; Tabelle 24).

Im Vergleich zu den Borfaser-Patches erhöht sich der Lebensdauerertrag ΔN^* mit den Al-Patches um 34 % auf $\Delta N_{Al}^* = 50.600$ Ssp. Somit zeigt sich, dass das interlaminaire Versagen innerhalb der ersten Borfaser-Lage zu einer deutlichen Reduktion des Reparaturpotentials für vorgeschädigte Fügebauteile führt.

Ein weiteres Maß für die Güte der Reparaturklebung ist die erzielte Endrisslänge a_B . Solange der Patch wirksam ist, führt die Lastumleitung dazu, dass eine Verletzung des Stabilitätskriteriums (siehe Kapitel 2.3) verzögert wird. Dies resultiert in einer Zunahme der erlangten Endrisslängen. Die Risslängen wurden 500 Ssp vor Probenversagen erfasst und statistisch ausgewertet. Die Ergebnisse dieser Untersuchung sind in Abbildung 4-19 und Tabelle 25 für die unterschiedlichen Versuchsserien dargestellt.

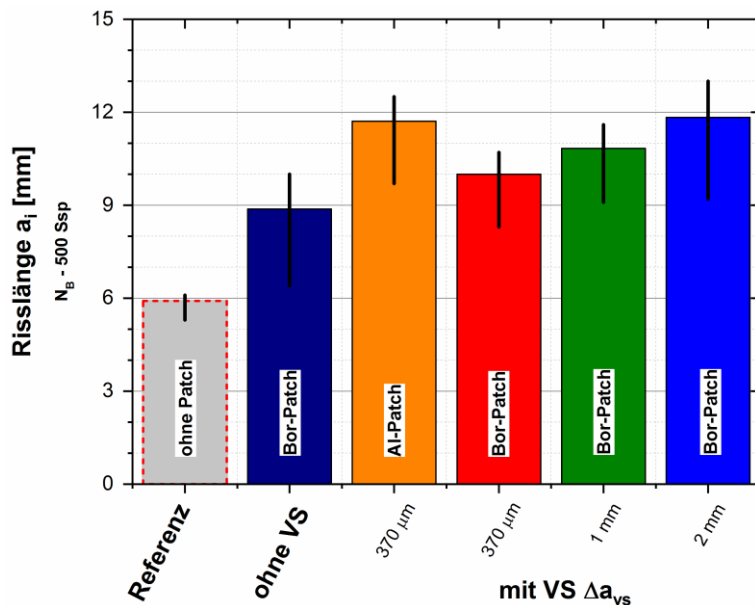


Abbildung 4-19 Endrisslängen ($N_B=500$ Ssp) für unterschiedliche Versuchs-Chargen

Charge	Vorschädigung a_{vs} [mm]	Endrisslänge ($N_B=500$ Ssp)			
		Lageparameter a_B [mm]	m	R^2	Steigerung a_B [%]
Referenz	ohne VS	5,91	22,9	0,85	-
Al-Patch	0,37	11,71	12,0	0,85	98
Bor-Patch	ohne VS	8,88	6,7	0,91	50
	0,37	10,00	12,0	0,94	69
	1	10,84	12,8	0,86	83
	2	11,84	9,0	0,98	100

Tabelle 25 Endrisslängen ($N_B=500$ Ssp) für unterschiedliche Versuchs-Chargen

Die mittels Patch verstärkten CCT-Proben erreichen generell eine um 50 % bis 100 % höhere Endrisslänge als die Referenzproben ($a_{B,Ref} = 5,9$ mm). Die ertüchtigten Proben ($\Delta a_{vs} = 0$ mm) weisen eine Endrisslänge von etwa 9 mm auf. Bei den reparierten Proben

($\Delta a_{vs} = 0,37; 1; 2 \text{ mm}$) steigt die Endriszlänge auf 10 mm bis 12 mm an. Dies wird durch eine ausgeprägte Stützwirkung durch den Reparaturpatch bewirkt. Die hohen Endriszlängen sind also ein Maß für den wirksamen Lasttransfer.

4.4 Einfluss der Versuchsumgebung auf die Strukturklebung

4.4.1 Referenzproben

Strukturbauteile werden im Einsatz sowohl mechanischen Beanspruchungen als auch unterschiedlichen Witterungsbedingungen ausgesetzt. Aus diesem Grund ist es notwendig, den Einfluss einer feuchten und warmen Umgebungsatmosphäre auf die Ermüdungseigenschaften der Klebverbunde zu studieren. Zunächst wird der Einfluss einer warmfeuchten Versuchsatmosphäre auf das mechanische Verhalten zyklisch belasteter Referenzproben untersucht. Hierzu wurden laserbehandelte CCT-Proben in einer Feuchtekammer bei 65°C und H₂O-gesättigter Luft (100 %rF; Wasserdampf: 160 g/m³) ermüdet. Analog zu Versuchen in Laborluft (40 %rF; Wasserdampf: 9 g/m³) wurde der Lasthorizont $\sigma_{max} = 185 \text{ MPa}$ gewählt. Mittels der DC-Potentialsonde konnten die Anriss- und Rissfortschrittslebensdauern aus der Gesamtlebensdauer separiert werden. Die Ergebnisse der voneinander unabhängig, statistisch ausgewerteten Versuche sind in Tabelle 26 aufgelistet.

Lebensdauer	Atm.	CCT (gelasert)			Reduktion ΔN bezogen auf Lab in [%]
		Lageparameter ΔN [Ssp]	m	R ²	
Gesamt-	Lab	89.857	7,3	0,96	41
	feucht	52.752	4,3	0,96	
Anriss-	Lab	78.427	7,7	0,97	41
	feucht	46.033	3,8	0,95	
Rissfortschritt-	Lab	14.925	5,2	0,94	54
	feucht	6.882	8,1	0,88	

Tabelle 26 Einfluss feuchtwarmer Versuchsumgebung auf Ermüdungseigenschaften der CCT-Proben ohne Patch;
(Laservorbehandlung: $\phi_{f100}=25\mu\text{m}$ LP=90% d=30mm WI=0°)

Die Versuchsergebnisse der in Laboratmosphäre ermüdeten, laserbehandelten CCT-Proben dienen in Tabelle 26 als Referenz. Der direkte Vergleich zeigt eine deutliche Reduktion der Gesamtlebensdauer, wenn die Proben in feuchter Atmosphäre ermüdeten werden (Reduktion um 41 %). Wie erwartet gilt dies auch für die Anrisslebensdauer in feuchter Atmosphäre. Bei Betrachtung der Rissfortschrittslebensdauer wird deutlich, dass sich die feuchte Versuchsumgebung auch während der Rissausbreitung negativ auf die Lebensdauer auswirkt (Reduktion um 54 %). Letztlich bewirkt der hohe Feuchtegrad nahezu eine Halbierung sowohl der Anriss- als auch der Rissfortschrittslebensdauer. Absolut betrachtet ist der Hauptanteil der Lebensdauerreduktion jedoch der Anrisslebensdauer geschuldet.

4.4.2 Einfluss der Feuchtigkeit auf Proben nach der Ertüchtigung

Um zu testen, inwieweit sich die feuchtwarme Versuchsumgebung auf die Ermüdungseigenschaften von Strukturklebungen auswirkt, wurden die ertüchtigten Proben (Bor-Patch 6 Layer) auf einem Spannungsniveau $\sigma_{max} = 185 \text{ MPa}$ in feuchter Versuchsumgebung ermüdet.

Zur Einstellung eines Temperaturgleichgewichts wurden die Proben vor Versuchsbeginn zunächst 20 Minuten in der Versuchskammer ausgelagert und anschließend bis zum Probenversagen ermüdet. Die atmosphärischen Bedingungen (Temperatur, Luftfeuchte) wurden während der laufenden Experimente konstant eingeregelt. Die erlangten Schwingenspielzahlen sind im Wahrscheinlichkeitsdiagramm (Abbildung 4-20) aufgetragen. Wie bereits in Laborluft beobachtet (Kapitel 4.3) versagten auch in feuchter Atmosphäre einige Verbundproben im Fügeteil, ein weiterer Teil wies KL-Brüche auf. Mit einem Kreuz markierte Lebensdauern symbolisieren FT-Brüche, Quadrate die KL-Brüche.

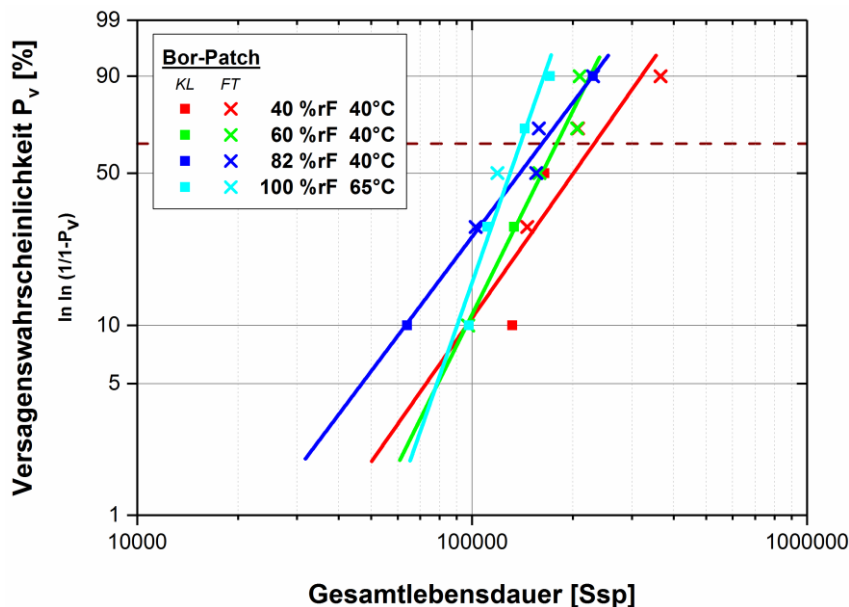


Abbildung 4-20 Feuchtwarme Versuchsumgebung: Ermüdungseigenschaften ertüchtigter Proben (Bor-Patch) $\Delta a_{v_s} = 0 \text{ mm}$

Temperatur T in [°C]	Feuchtigkeit		Statistikparameter			Versagenscharakteristik	
	relativ [%rF]	absolut [g/m³]	Lageparameter	m	R²	KL-Bruch	FT-Bruch
25	40	9,2	271.777	3,7	0,97	12 x	12 x
40	40	20,4	231.599	2,6	0,70	2 x	3 x
40	60	30,6	178.922	3,6	0,96	1 x	4 x
40	82	41,9	161.842	2,4	0,97	1 x	4 x
65	100	160,3	139.434	5,2	0,90	4 x	1 x

Tabelle 27 Feuchtwarme Atmosphäre: Ermüdungseigenschaften ungeschädigter Verbundproben (Bor-Patch) $\Delta a_{v_s} = 0 \text{ mm}$

Mit zunehmendem Feuchtegrad nimmt die Lebensdauer der ertüchtigten Proben ab. Im Fall der bei 65°C in gesättigter Luft ermüdeten Proben (cyan) halbiert sich die Lebensdauer

nahezu im Vergleich zu den in Laboratmosphäre getesteten. Auch bei den nicht-reparierten Referenzproben war dies schon der Fall (Tabelle 26). Hier führte der höchste Feuchtegrad (Wasserdampf: 160 g/m^3) ebenfalls zu einer Halbierung der Lebensdauer.

Die Versagenscharakteristik liefert ebenfalls Erkenntnisse über den Einfluss der Feuchtigkeit auf das Ermüdungsverhalten. In Laboratmosphäre getestete Verbunde zeigten eine Gleichverteilung von KL- und FT-Brüchen. Für mittlere Feuchtegrade (Wasserdampf: $20 - 40 \text{ g/m}^3$) dominieren die FT-Brüche das Versagen. Höhere Feuchtegrade (160 g/m^3) bewirken allerdings eine messbare Schwächung der Verbundklebung. Dies zeigt sich durch die Versagensmodi. Für 80 % der Verbunde ist der Krafttransfer in den Reparaturpatch nun nicht mehr optimal. Die Kerbe wird für diese Proben nicht hinreichend durch den Patch entlastet und das Versagen tritt bevorzugt im Kerbligament auf. Dennoch findet ein gewisser Krafttransfer in den Patch statt. Dies verdeutlicht die Lebensdauersteigerung um den Faktor 2,6 gegenüber den Referenzproben (Tabelle 26).

Diejenigen Proben, welche KL-Brüche aufweisen, zeigen interlaminares Versagen in der ersten Borfaser-Lage des Patches, wie es auch für Versuche bei Raumtemperatur gefunden wurde (Kapitel 4.3).

4.4.3 Einfluss der Feuchtigkeit auf die Reparatur vorgeschädigter Proben

Um die Wirksamkeit der Verbundklebung auf das Rissausbreitungsverhalten, d.h. die Reparatur von vorgeschädigten Proben, zu untersuchen, wurden definiert angerissene, reparierte Proben in feuchter Atmosphäre ermüdet. Im Fall der mit kurzen Rissen ($\Delta a_{vs} = 370 \mu\text{m}$) vorgeschädigten Proben wurden analog zu den Versuchen in Laborluft zur Reparatur sowohl borfaserverstärkte Patches (4 Layer) als auch Al-Patches ($t_{AP} = 2 \text{ mm}$) verwendet. Die anderen Proben wurden lediglich mittels Borfaser-Patch repariert. Ermüdet wurden die Verbunde mit einem Spannungsverhältnis $R = 0,1$ bei einer Oberspannung $\sigma_{\text{max}} = 185 \text{ MPa}$. Die erlangten Rissfortschrittslebensdauern bis zum Probenversagen sind in den Wahrscheinlichkeitsdiagrammen (Abbildung 4-21 und 4-22) aufgetragen. Die jeweiligen Parameter der Verteilungsfunktionen sind der Tabelle 28 zu entnehmen. Zum Vergleich sind die Versuchsergebnisse der in Laboratmosphäre ermüdeten Verbundproben angeführt.

Als Referenz dient die statistisch ermittelte Restlebensdauer der rissbehafteten, nicht-reparierten CCT-Proben ($\Delta a_{vs} = 370 \mu\text{m}$ bzw. $\Delta a_{vs} = 2 \text{ mm}$), die in Laboratmosphäre ermüdet wurden (rot). Die Parameter dieser Verteilungsfunktion wurden bereits in Tabelle 22 aufgelistet.

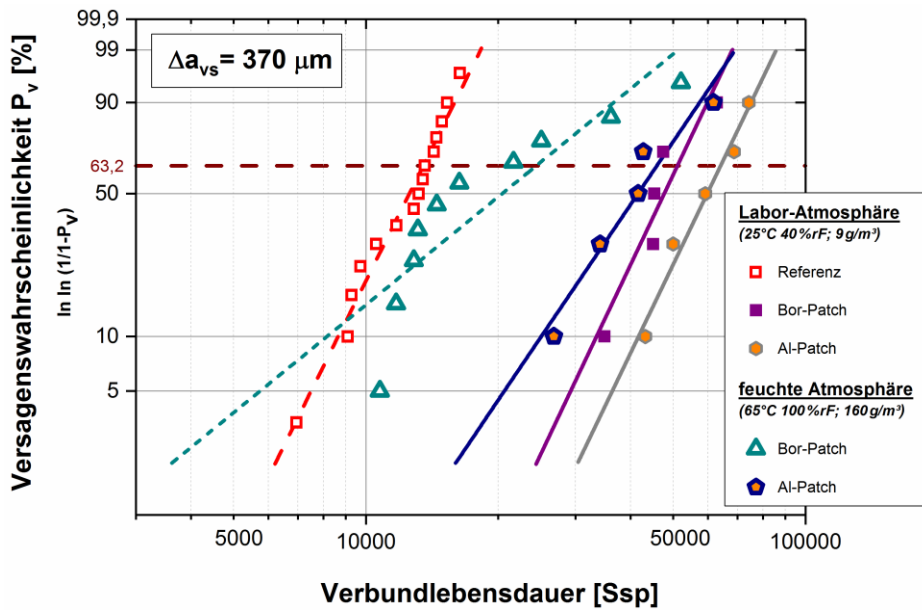


Abbildung 4-21 Feuchtwarme Versuchsumgebung: Ermüdungseigenschaften Verbundproben für $\Delta a_{vs} = 0,37 \text{ mm}$

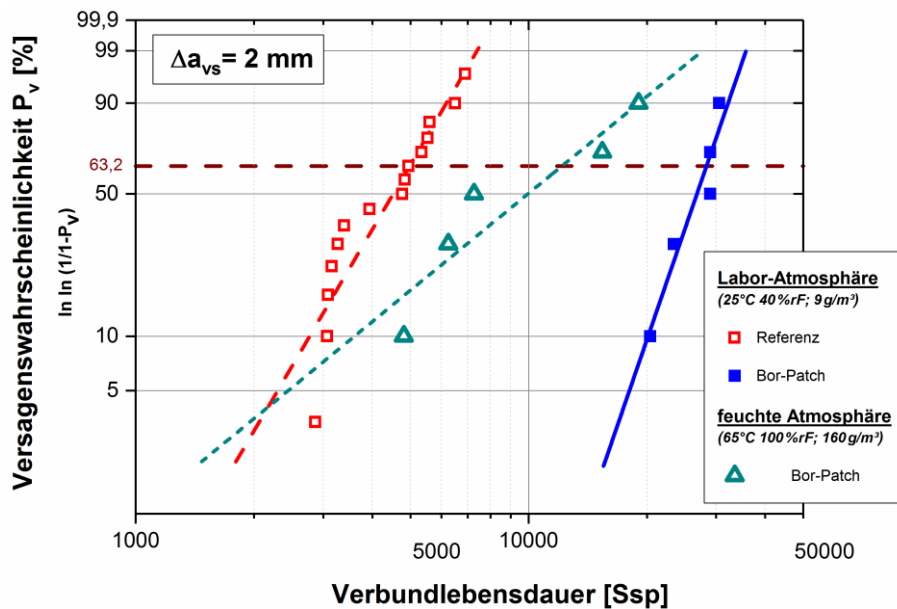


Abbildung 4-22 Feuchtwarme Versuchsumgebung: Ermüdungseigenschaften Verbundproben für $\Delta a_{vs} = 2 \text{ mm}$

Reparatur Patch	Anriss Δa_{vs}	$\Delta N_{Vbd, Lab}$ [Ssp]			$\Delta N_{Vbd, Feuchte}$ [Ssp]			Reduktion $\Delta \bar{N}^*$ [Ssp]
		Lageparameter	m	R ²	Lageparameter	m	R ²	
Al	0,37 mm	64.088	5,2	0,96	45.895	3,7	0,92	18.193
Bor-Epoxyd	0,37 mm	51.122	5,3	0,85	24.402	2,1	0,75	26.720
	2 mm	28.337	6,6	0,90	12.144	1,9	0,83	16.193

Tabelle 28 Feuchtwarme Versuchsumgebung: Ermüdungseigenschaften Verbundproben unterschiedlicher Δa_{vs}

In allen Fällen zeigen die reparierten Proben eine Lebensdauersteigerung bezogen auf die nicht reparierte Referenz-Charge. Die Erhöhung des Feuchtegrades von 9 g/m^3 (Laborumgebung) auf 160 g/m^3 (gesättigte Luft bei 65°C) wirkt sich negativ auf die Rissfortschrittslebensdauer aus. Die in warmfeuchter Atmosphäre ermüdeten Verbundproben zeigen gegenüber Verbunden, die in Laboratmosphäre getestet wurden, um

$\Delta \bar{N}^* = \Delta N_{Lab} - \Delta N_{Feuchte}$ reduzierte Lebensdauern. Besonders deutlich fällt die Lebensdauerreduktion der Proben aus, die mit einem Borfaser-Patch ertüchtigt wurden (*offene Dreiecke*). Die Zuverlässigkeit dieser Verteilungen ist verhältnismäßig schlecht.

Die Ursache hierfür liefert eine Bruchflächenanalyse der Klebschichten. Diese zeigen großflächiges Versagen in der Grenzfläche zwischen dem Klebstoff und der ersten Epoxid-Lage der Reparaturpatches (Abbildung 4-23). Die Bruchflächen derjenigen Proben, die innerhalb der VersuchsschARGE höhere Lebensdauern erreichten, versagten in der gleichen Grenzfläche, zeigen jedoch zusätzlich auch lokal grenzflächennahes Versagen im Klebstoff. Es handelt sich bei diesen Proben also um eine Art Mischbruch in der Nähe der Grenzfläche. Die unterschiedlichen Versagensarten innerhalb der gleichen Versuchsserie bewirken eine zunehmende Streuung. Die Lebensdauerverteilungen weisen daher eine bimodale Charakteristik auf.

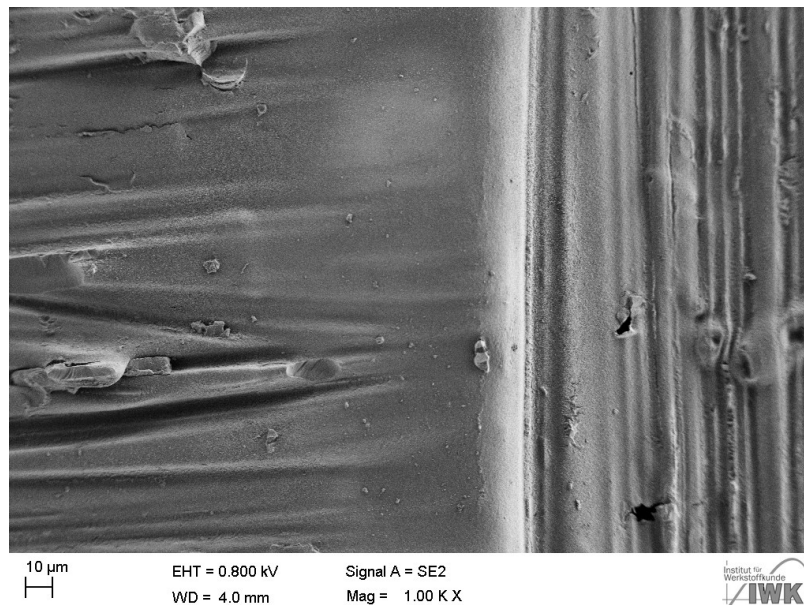


Abbildung 4-23 REM-Aufnahme: adhäsives Versagen der Grenzfläche Matrix (Epoxid) - Klebstoff; die Oberflächenstruktur zeigt den Abdruck des Abreißgewebes

Bessere Reparatureigenschaften bei gleicher Vorschädigung ($\Delta a_{vs} = 370 \mu\text{m}$) zeigten die mittels Al-Patch reparierten Proben (Abbildung 4-21: *grau-blau-orange*). Sie erlangten deutlich höhere Lebensdauern sowohl in Labor- als auch in feuchter Versuchsumgebung. Die Anpassung der Regressionsgeraden liegt mit einem Korrelationskoeffizienten von $R^2 = 92 \%$ deutlich besser. Eine offensichtliche Bimodalität wie im Fall der mittels Bor-Patch reparierten Proben zeigt sich bei den Al-Patches nicht.

Die Versuchsergebnisse zeigen, dass die Strukturverstärkung grundsätzlich eine Lebensdauersteigerung für ertüchtigte und reparierte Proben bewirkt. Dies ist auf eine Entlastung durch den Reparaturpatch zurückzuführen. In Laboratmosphäre ermüdete Verbundproben zeigten interlaminares Versagen in der ersten Epoxidlage der Bor-Patches.

Die Versuche mit einem Reparaturpatch auf AI-Basis belegen, dass dieses interlaminare Versagen die Lebensdauersteigerung begrenzt. Der Borfaser-Patch stellt also das schwächste Glied in der Kette des Verstärkungsprozesses dar. Das delaminationsinduzierte Versagen der Faser-Matrix-Anbindung müsste also unterdrückt werden, um Verbesserungen zu erzielen.

Der Einfluss erhöhter Feuchtegrade auf die Ermüdungseigenschaften von Strukturklebungen wurde in einer speziellen Versuchskammer bei Temperaturen von 40°C und 65°C getestet. Auch für solche Versuchsumgebungen ist die Reparaturmethode wirksam. Im Vergleich mit den Experimenten in Laborumgebung fiel die Lebensdauersteigerung jedoch geringer aus. Unter Einbeziehung einer fraktografischen Analyse weist dies auf eine Schädigung der Klebschicht im Bereich der Grenzflächen hin.

5 Diskussion

5.1 Einführung

Die Lebensdauer eines betriebsbeanspruchten Bauteils wird durch eine Vielzahl von Faktoren beeinflusst. Neben der Bauteilgeometrie zählen dazu sowohl die statische und zyklische Belastung als auch atmosphärische Einflüsse wie Luftfeuchtigkeit und Temperatur. Diese können korrosive Momente herbeiführen, welche die Strukturfestigkeit herabsetzen. Strukturbauteile werden im Betrieb wechselnden Beanspruchungsamplituden ausgesetzt, die sich schädigend auf die Lebensdauer des Bauteils auswirken können.^{[31]-[34]} Aus Kostengründen ist es hilfreich, lebensdauererlöndernde Maßnahmen an kerbgefährdeten oder vorgeschädigten Bauteilen vorzunehmen. Dazu sind Konzepte nötig, die es ermöglichen, die Lebensdauer zu bestimmen. Die wechselseitige Beeinflussung der zuvor genannten Faktoren verdeutlicht die Komplexität, die Lebensdauer einer im Betrieb befindlichen Struktur zuverlässig vorhersagen zu können.

Ziel dieser Arbeit ist es, verschiedene Einflussfaktoren auf die Ermüdungsfestigkeit in Bezug auf Ertüchtigung und Reparatur von Strukturklebungen zu quantifizieren, um deren Auswirkungen auf die Verbundlebensdauer abschätzen zu können. Dies führt letztlich zu einer zuverlässigen Lebensdauer vorhersage.

Kerbelastete Bauteile können durch solche Proben ersetzt werden, bei denen ein spezieller Kerbfaktor die Spannungsverteilung bestimmt. Somit können Belastungen einer komplexen Bauteilgeometrie durch gekerbte Proben mit definierter Kerbwirkung ersetzt werden. Bei den durchgeführten Untersuchungen wurden daher CCT-Proben verwendet, die aufgrund der Bohrung einen lokalen Spannungsanstieg aufweisen, der durch einen Kerbfaktor nach [Neuber] beschrieben werden kann.^[81] Darüber hinaus wurden Schwingungsrisse definierter Längen in die Substratproben eingebracht, welche eine bruchmechanisch definierte Vorschädigung des Bauteils bedeuten. Diese Proben wurden einer Reparatur mit borfaserverstärkten Patches unterzogen und anschließend bis zum Probenversagen ermüdet.

Neben mechanischen Lasten werden Strukturbauteile im Betrieb auch wechselnden Umgebungsbedingungen ausgesetzt. Hierzu zählen sowohl langfristige Änderungszyklen (Sommer-Winter) als auch kurzzeitige Veränderungen der atmosphärischen Umgebung. Luftfahrzeugstrukturen können zudem verschiedenen Klimazonen ausgesetzt sein. Daher müssen witterungsbedingte Einflüsse auf die untersuchte Strukturverstärkung Berücksichtigung finden. Der Einfluss korrosiver Momente wurde durch Versuche in einer speziellen Versuchskammer simuliert, mit der unterschiedliche Temperaturen ($25^{\circ}\text{C} < T < 65^{\circ}\text{C}$) und Feuchtegrade (bis 100 %rF) reproduzierbar eingestellt werden konnten.

Die Schädigung stellt sich in Abhängigkeit der gewählten Lasthorizonte im Bereich der Kerbe ein. Diese Schädigung wirkt sich letztlich auf die Lebensdauer der getesteten Strukturen aus. Bewertet wird die Schädigung durch die Anzahl der aufgetragenen Belastungszyklen bis zum Probenversagen. Somit kann die Effektivität der Reparaturklebung unter Anwendung kontinuums- und bruchmechanischer Konzepte diskutiert werden. Der isolierten Anwendbarkeit beider Konzepte sind dabei jedoch Grenzen gesetzt. Die Gemeinsamkeiten und Vorteile aufzuzeigen und deren Anwendung auf ermüdend belastete Strukturklebungen zu diskutieren, ist Gegenstand dieses Kapitels. Die Lebensdauer wird hierbei als ein Erwartungswert betrachtet, der als Qualitätskriterium für die Ertüchtigung gekerbter Bauteile dient.

Durch die Ertüchtigung kommt es im „Bild der Kontinuumsmechanik“ zu einer globalen Strukturentlastung und folglich zu einer Reduktion der Spannungsüberhöhung an Kerben. Die Lastumlenkung in den Patch definiert demnach die Effektivität dieser Art der Reparaturmethode. Der Kraftübertrag stellt sich dabei als Folge der Fügeiteildehnung ein, die abermals als Konsequenz der am Bauteil anliegenden Lasten resultiert. Einfluss auf den Kraftübertrag haben sowohl der verwendete Klebstoff als auch die Grenzflächen der zu klebenden Fügeiteile. Betrachtet man vorgeschädigte Bauteile kommt es abhängig von der Qualität der Reparatur zu einer Beeinflussung von Rissinitiierung und -ausbreitung. Auch dies hat Einfluss auf die Lebensdauer.

5.2 Quantifizierung der Reparaturmethode im Rahmen der Bauteilertüchtigung

Um die Lebensdauer gekerbter Bauteile zu verlängern wurden diese ertüchtigt. Dies geschieht durch Lastumlenkung in einen aufgeklebten Patch. Die globale Quantifizierung dieser Lastumlenkung kann unter Anwendung der Kontinuumsmechanik durchgeführt werden. Hierfür bietet sich die Methode der Finiten Elemente an. Im Fall der Ermüdung kann die Kerbwirkung bezüglich der Lebensdauer mittels Wöhlerdarstellung betrachtet werden. Die Beeinflussung des Rissausbreitungsverhaltens durch die Ertüchtigung kann mit kontinuumsmechanischen Konzepten jedoch nicht immer ausreichend erfasst werden.

Als ein Güte-Kriterium für die Ertüchtigung des Bauteils wird die Gesamtlebensdauer betrachtet. Eine Differenzierung zwischen der Rissinitiierungs- und Rissausbreitungsphase ist dabei nicht nötig und bruchmechanische Betrachtungen können zunächst vernachlässigt werden. Wenn allerdings die Rissausbreitung lebensdauerrelevant ist, muss die Bruchmechanik herangezogen werden. Im Fall von ungeschädigten Bauteilen wird ein Teil der Gesamtlebensdauer der Rissbildung bis zum technischen Anriss zugeschrieben. Dieser Anteil hängt von der Definition des technischen Anrisses ab. Er wird üblicherweise so gewählt, dass die verbleibende Lebensdauer mit Hilfe der linear elastischen Bruchmechanik und Rissfortschrittsgesetzen berechnet werden kann. Die mikrostrukturelle Rissinitiierung ist jedoch viel früher abgeschlossen.^{[33][34]} Ein großer Teil der Lebensdauer wird dann von der

Ausbreitung kurzer Risse bestimmt, für die derzeit nur begrenzt geeignete Konzepte zur Beschreibung des Rissfortschritts existieren.^[64]

5.2.1 Experimente im Zeitfestigkeitsbereich

Das Stadium der Rissinitiierung wird durch eine Vielzahl verschiedener Einflussfaktoren bestimmt. Zu diesen zählen neben experimentell variierbaren Versuchsparametern sowohl materialabhängige mikroskopische Fehlstellen (Einschlüsse, Poren) als auch makroskopische Einflüsse, die durch die Bauteilgeometrie bestimmt werden. Solange die Kerben als lebensdauerbestimmender Faktor dominant sind, wird eine kontinuumsmechanische Betrachtung zulässig sein.

Kerben bewirken eine Spannungsüberhöhung, die formal sowohl durch die Formzahl K_t (im Folgenden auch Kerbfaktor genannt) als auch durch die Kerbwirkungszahl K_f beschrieben werden kann.^{[32]-[34] [81] [82]} Der Kerbfaktor ergibt sich definitionsgemäß aus dem Verhältnis der maximal im Kerbgrund errechneten Spannung σ_{max} zu der am Bauteil anliegenden Nennspannung σ_{nenn} (Formel (18)). Im Fall der untersuchten CCT-Probe kann somit die Spannungsüberhöhung an der Bohrung rechnerisch abgeschätzt werden.

$$K_t(x = 0; y) = \frac{\sigma_{max}(y)}{\sigma_{nenn}} \quad (18)$$

Zur Bestimmung des Kerbfaktors K_t und der lokalen Spannungsverteilung bietet sich die Methode der Finiten Elemente an. Mit einem vereinfachten Modell wird der für die Strukturverstärkung relevante Bereich der CCT-Probe mit der FE-Software *Ansys* modelliert. Analog zum experimentellen Versuchsaufbau wird als Randbedingung eine senkrecht zur Belastungsrichtung fixierte Einspannung definiert. Um den Einfluss der Layer-Anzahl des Patches auf die Spannungsverteilung im Kerbgrund zu analysieren, wurden diese mit einer unterschiedlichen Anzahl an Einzel-Layern modelliert und in die FE-Berechnung einbezogen. Ermittelt wird der Spannungsverlauf in Probenmitte des Grundsubstrats entlang des Kerbligaments (in x-Richtung) (Abbildung 5-1). Die Ergebnisse dieser FE-Analyse sind der Tabelle 29 zu entnehmen. Für idealisierte Annahmen (ideale Anbindung, isotropes Materialverhalten) zeigen sie den Einfluss unterschiedlich vieler Layer auf die Normalkomponente der Spannungsüberhöhung (y-Richtung) im Kerbgrund und folglich auf den Kerbfaktor.

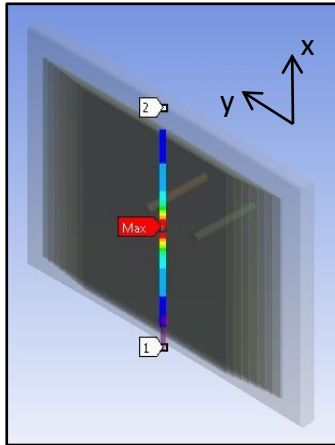


Abbildung 5-1 Ergebnisse FE-Simulation Kerbfaktor

Anzahl Layer	Kerbfaktor K_t (in Probenmitte)	Entlastung σ_{Entl} (bezüglich σ_{nenn})
0 (Substrat)	3,00	0 %
1	2,64	13,2 %
2	2,55	16,1 %
4	2,51	17,4 %
6	2,49	18,1 %
8	2,45	19,4 %

Tabelle 29 Ergebnisse FE-Simulation

Der Kerbfaktor einer unendlich ausgedehnten Scheibe mit Bohrung beträgt $K_t = 3$. Für endliche Bauteilgeometrie reduziert sich dieser zu $K_t < 3$. Wie experimentell über die Lebensdauer bestätigt, bewirkt die Ertüchtigung mit einem Reparaturpatch eine Lastumlagerung und folglich eine Entlastung im Kerbgrund. Dies entspricht einer Verminderung des Kerbfaktors. Diese kann nun als eine effektive Spannungsentlastung betrachtet werden, die unter zyklischer Belastung eine Lebensdauererlängerung bewirkt. Aus dem FE-Modell ergibt sich eine Spannungsentlastung von bis zu 19 %. Wie die Berechnungen zeigen, wird keine signifikante Steigerung der Entlastung ab einer Anzahl von 4 Layern erwartet. Für schwingend beanspruchte Bauteile wird diese Entlastung zu einer Lebensdauersteigerung führen. Die Ermüdungsexperimente haben gezeigt, dass die Ertüchtigung, wie erwartet, eine Lebensdauersteigerung bewirkt. Tendenziell stimmen diese Ergebnisse also mit den Berechnungen aus der statischen FE-Analyse überein.

Aus der FE-Berechnung resultiert eine Lastumlagerung, wie sie für rein statische Belastungen erwartet wird. Die errechnete Abminderung des Kerbfaktors resultiert dabei aus einer idealisierten Betrachtung auf Grundlage ideal-elastischer Materialeigenschaften. Zyklisch belastete Bauteile zeigen hingegen ein komplexeres Materialverhalten als statisch belastete. Für zyklische Belastungen wird oft die sogenannte Kerbwirkungszahl K_f vorgeschlagen. Diese beschreibt die Wirksamkeit des Kerbfaktors für ermüdend belastete Bauteile.^[82] Zur Beschreibung der Lebensdauer beliebig gekerbter Proben im Bereich der Zeitfestigkeit wird nun der Parameter V_i eingeführt. Dieser Parameter beschreibt die zugehörige Spannung für ($x = 0$) im Kerbgrund für beliebige Kerbgeometrie unter der Randbedingung: $N_f = \text{konstant}$. Als Basis wird die ungelochte Probe mit $V_{\text{ungek.}} = 1$ definiert. Im Folgenden wird die Wirksamkeit der Kerbe für den Zeitfestigkeitsbereich durch den Parameter V_i beschrieben.

Zur Abschätzung der Kerbwirkung ($V_i \geq 1$) kann die Eintragung der Gesamtlebensdauer in einer SN-Kurve herangezogen werden, wenn experimentelle Daten der ungekerbten Proben ($V_{\text{ungek.}} = 1$) bekannt sind. Die in Kapitel 4.2.1 eingeführte SN-Kurve wird daher um die SN-Kurve ungekerbter Proben erweitert (Abbildung 5-2: blau).

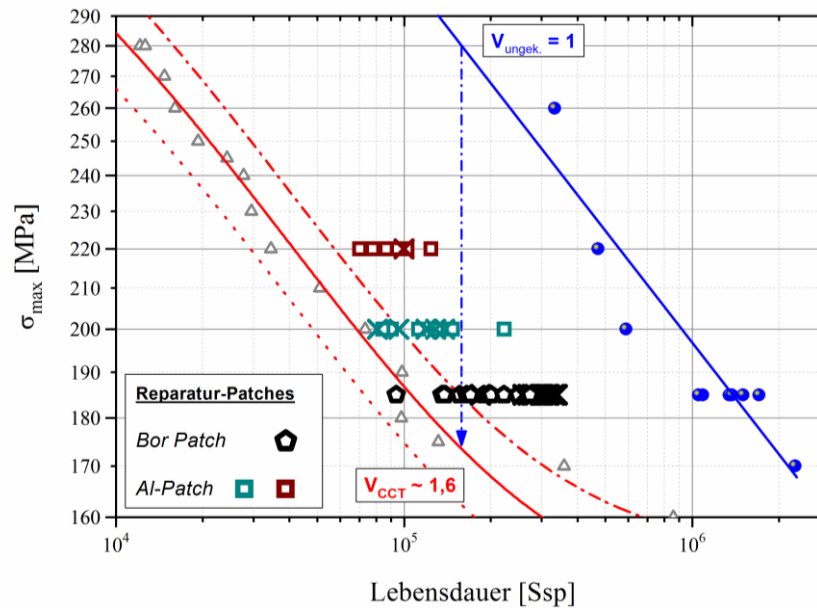


Abbildung 5-2 Eintragung Lebensdauern in SN-Kurve; ohne Patch: ungekerbt (blau), gekerbt (rot); mit Patch: siehe Legende

Bei den Versagensbildern der ungekerbten Proben handelt es sich um Einspannungsbrüche, welche Spannungsüberhöhungen durch die Probenfixierung geschuldet sind. Dies führt zu einer konservativen Bestimmung der Kerbwirkungszahl, da der relevante Bereich der Probe für die erlangten Zyklenzahlen noch kein Probenversagen aufwies. Aus dem SN-Kurven-Vergleich (ungelocht : gelocht) ergibt die Verhältnisbildung der Lastniveaus $V_{CCT} \approx 1,6$.

Zur Abschätzung der Qualität der Reparaturklebungen werden die SN-Kurven um die ertüchtigten Proben erweitert (Abbildung 5-2). Auf den Lasthorizonten $\sigma_{max} = 200$ MPa und 220 MPa sind dazu Al-Patches und auf dem Lasthorizont $\sigma_{max} = 185$ MPa unidirektional borfaserverstärkte Epoxid-Patches zum Einsatz gekommen. Mit einem Kreuz gekennzeichnete Versuche symbolisieren die FT-Brüche am Ende des Überlappbereichs der Klebung. Alle anderen Proben versagen ausgehend von der Bohrung (KL-Versagen).

Die Parameter der statistischen Auswertung der KL-Proben sind in Tabelle 30 aufgelistet. Für die drei untersuchten Lastniveaus ergibt sich jeweils ein spezifischer Lebensdauergewinn ΔN^* aus der Differenz des Lageparameters der statistischen Auswertung der Verbundproben und der nicht-reparierten CCT-Proben.

Ein weiteres Maß für die Güte der Ertüchtigung ist die Kerbwirkung V_i für $N = \text{konstant}$. Die quantitative Abschätzung der zyklischen Entlastung durch die Strukturverstärkung ergibt sich nun aus dem Verhältnis der jeweiligen Spannung der Referenzproben zu der Spannung ertüchtigter Proben für die entsprechende Schwingspielzahl. Hieraus kann die globale Entlastung $\Delta\sigma_{Entl}$ für den jeweiligen Lasthorizont bestimmt werden (Abbildung 5-3: Pfeile).

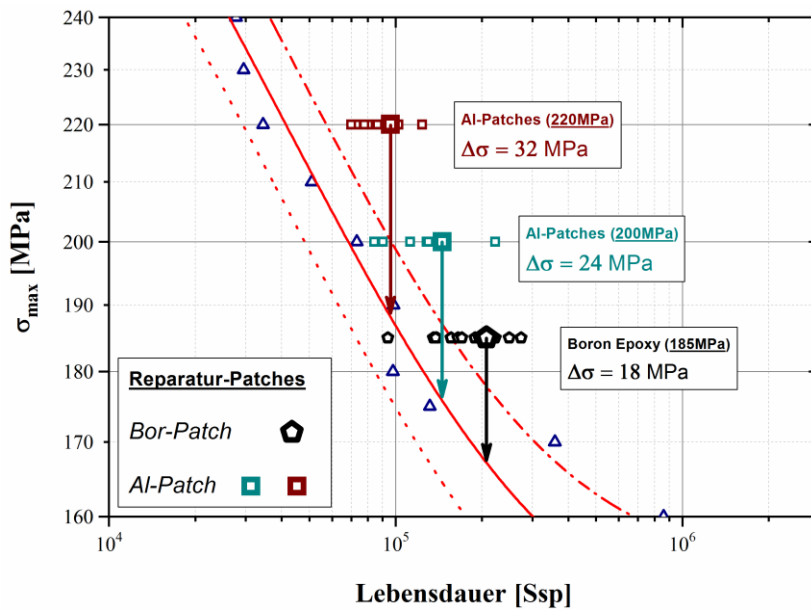


Abbildung 5-3 Globale Spannungsentlastung durch die Ertüchtigung (KL-Versagen)

Reparatur Patch	Lastniveau [MPa]	N _{Vbd} [Ssp]			ΔN* [Ssp]	Δσ _{Entl.} für N = konst.	
		Lageparameter	m	R ²		[MPa]	[%]
Al	220	95.777	7,1	0,88	54.318	32	14,5
	200	145.224	3,7	0,84	76.859	24	12,0
Bor-Epoxyd	185	207.377	4,1	0,98	101.689	18	9,7

Tabelle 30 Globale Spannungsentlastung durch Reparaturklebung (KL-Versagen)

Durch die Experimente konnten für steigende Lastniveaus global höhere Lastumlagerungen durch die Ertüchtigung mittels Al-Patch nachgewiesen werden. Die Entlastungen belaufen sich dabei auf 12 % ($\Delta\sigma_{Entl} \approx 24$ MPa) für den Lasthorizont 200 MPa bis hin zu einer Entlastung von ca. 15 % ($\Delta\sigma_{Entl} \approx 32$ MPa) auf dem Lasthorizont 220 MPa.

Ohne die Ertüchtigung besitzen die CCT-Proben eine Kerbwirkungszahl von $V_{CCT} \approx 1,6$. Aufgrund der Lastumleitung in den Patch reduziert sich dieses Verhältnis für ertüchtigte Proben ($V_{Vbd} < V_{CCT}$). Die Verhältnisse V_i und die prozentuale Entlastung auf den jeweiligen Lasthorizonten sind in Tabelle 31 aufgelistet.

Reparatur Patch	Lastniveau [MPa]	Kerbwirkungszahl $V_{i,berechnet}$	Δσ _{Entl.} für N = konst. in [%]
ohne	160 - 280	1,60	-
Al	220	1,37	14,5
	200	1,41	12,0
Bor-Epoxyd	185	1,44	9,7

Tabelle 31 Übertragung der globalen Entlastung auf die Kerbwirkung unter Ermüdung; Basis: ungekerbte Probe ($V_{ungek.} = 1$)

Zur vereinfachten Transformation von Lebensdauer und Lasthorizont wird die SN-Kurve nun mit einer Gleichung nach [Basquin] beschrieben (Formel (19)).^[83]

$$\sigma_f = S \cdot N_f^b \quad (19)$$

Dies hat den Vorteil, dass unter der Annahme parallel verschobener SN-Kurven für alle Versuche der gleiche Basquin-Exponent b gilt. Somit beschreibt allein der Parameter S die Ertüchtigung. Für nicht-ertüchtigte CCT-Proben resultiert aus der Anpassung der Basquin-Gleichung an die experimentell bestimmten Lebensdauern der Parameter $S = 1.462$ mit einem Basquin-Exponenten $b = -0,178$.

Nimmt man die ungelochte Probe mit $V_{ungek.} = 1$ als Basis, so können nun Basquin-Geraden für Proben der in Tabelle 31 aufgelisteten Kerbwirkungszahlen V_i berechnet werden. Es ergeben sich die in Abbildung 5-4 dargestellten SN-Kurven für die ertüchtigten Proben. In erster Näherung kann eine mittlere Kerbwirkungszahl der Verbundproben von $\overline{V_{Vbd}} \approx 1,4 \pm 0,03$ ermittelt werden.

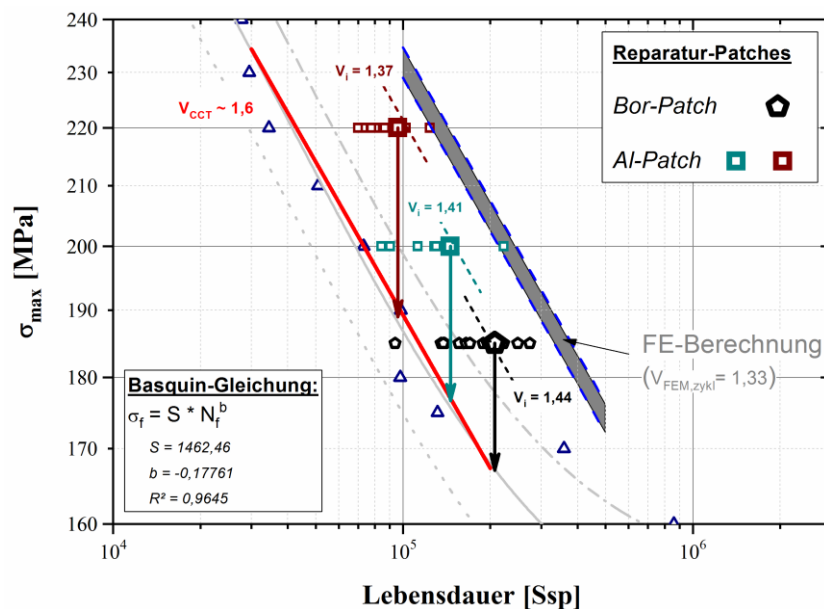


Abbildung 5-4 Parallelverschiebung der Basquin-Geraden auf Grundlage der Kerbwirkung unter zyklischer Belastung

Die statische Berechnung des Kerbfaktors mittels FEM hat gezeigt, dass für Layer-Zahlen > 4 keine signifikante Zunahme der Entlastung zu erwarten ist. Die Ertüchtigung mit einem Patch (4 - 8 Layer) bewirkt eine Verminderung des Kerbfaktors von $K_{t,0} = 3$ auf $K_{t,P} \approx 2,5$. Unter der Annahme, die Kerbwirkung V_i reduziert sich aufgrund der Ertüchtigung um den gleichen Faktor folgt für $V_{FEM,zykl.}$:

$$V_{FEM,zykl.} = V_{CCT} \cdot \frac{K_{t,P}}{K_{t,0}} = 1,33 \quad (20)$$

Aufgrund der höheren Kerbwirkung mit $\overline{V_{Vbd}} \approx 1,4$ fällt die Entlastung durch den Patch etwas geringer aus als die FE-Rechnungen ergeben haben. Als Begründung für diesen Unterschied sind die idealisierten Annahmen der FE-Berechnung zu nennen. Zum einen wird ein idealer Werkstoff vorausgesetzt. Mikrostrukturelle Einflüsse, die das Materialverhalten beeinflussen können, werden vernachlässigt. Auch lokal plastische Verformungen werden

nicht erfasst. Zum anderen wird die Anbindung der Klebschicht als ideal angenommen. Auch hier können mikrostrukturelle Aspekte, wie das interlaminaire Versagen des Epoxid-Patches, nicht erfasst werden. Daher ist die Übereinstimmung für den Al-Patch mit der FE-Rechnung auch besser, da für diesen Fall interlaminares Versagen ausgeschlossen werden kann.

5.2.2 Ermüdungsverhalten ertüchtigter Proben bei niedrigen Spannungswerten

Der aufgeklebte Patch bewirkt eine Spannungsüberhöhung am Überlapp-Ende der Klebung. Bei zyklischer Beanspruchung kann diese Spannungsüberhöhung zum FT-Versagen führen.

Bei den mit Borfaser-Patch reparierten Proben nehmen die im Substrat versagten Verbunde statistisch höhere Lebensdauern an als die KL-Brüche (Abbildung 4-15). Das FT-Versagen begrenzt folglich das Potential der Reparaturmethode. Bezogen auf die Qualität der Reparaturklebung bedeutet dies, dass für solche Proben nicht die Klebung die Schwachstelle darstellt, sondern die durch Normal- und Biegespannungen hervorgerufenen FT-Brüche.

Der Versagensmechanismus (FT-Bruch) bestimmt also die Lebensdauer im Niedriglastniveau. Eine Betrachtung der erzielten Lebensdauern ist in Abbildung 5-5 dargestellt. Dort zeigt sich der Einfluss der Biegespannung und der Spannungskonzentration am Überlapp-Ende der Patches. Auf dem Lastniveau $\sigma_{max} = 160$ MPa fallen die Verbundlebensdauern ΔN_{Vbd} noch in das Streuband der SN-Kurve der Referenzproben. Bei geringeren Spannungen ($\sigma_{max} < 160$ MPa) hingegen vermindert sich die Lebensdauer. Eine Ertüchtigung im Sinne einer Lebensdauersteigerung wird in diesem Fall nicht mehr erzielt.

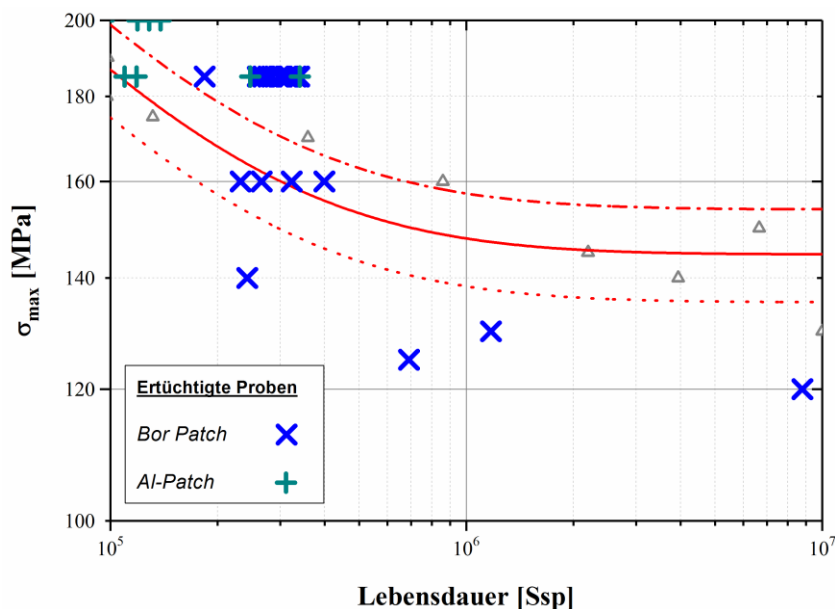


Abbildung 5-5 Eintragung der FT-Brüche in die SN-Kurve bei einseitiger Ertüchtigung

Die Spannungsüberhöhung am Ende der Patches bewirkt eine Rissinitiierung im Al-Substrat. Diese wird durch die laserinduzierte Rauigkeit begünstigt. Die rasterelektronenmikroskopische Untersuchung der Bruchflächen zeigte eine Vielzahl von Anrissen auf der laserbehandelten Substratseite (Abbildung 4-16). Diese vereinigen sich schließlich zu einem makroskopischen Riss, der letztlich zum Probenversagen führt. Durch die Laservorbehandlung wird also die Rissbildungsphase verkürzt (Kapitel 4.2.2), was nachweislich zu einer Reduktion der Lebensdauer führt, wie in Abbildung 5-5 deutlich sichtbar ist. Abhilfe schafft hier der Abbau von Biegespannungen.

5.3 Qualifizierung der Strukturklebung im Rahmen der Bruchmechanik

5.3.1 Die Rissverlängerung als Schädigungsgröße

Im Fall von vorgeschädigten Proben muss die Lebensdauer unter dem Aspekt der Rissausbreitung betrachtet werden. Sobald der Riss die Grenze von Δa_{tech} überschreitet, kann er als langer Riss betrachtet werden und das Schädigungsverhalten des ermüdeten Bauteils muss bruchmechanisch beschrieben werden. Mit bruchmechanischen Methoden lässt sich der Einfluss der Reparatur nicht nur über den Lebensdauergewinn durch den Kerbeinfluss beschreiben, sondern zusätzlich auch durch die Rissfortschrittsrate $(da/dN)_{\text{Vbd}}$ im Bereich des Patches. Die Verwendung der DC-Potentialsonde ermöglicht dabei eine direkte Quantifizierung der Wirksamkeit der Verbundklebung in Abhängigkeit der Rissverlängerung Δa . Sie ist zwingend notwendig, um den Lebensdauergewinn mittels der Bruchmechanik zu quantifizieren.

Zur folgenden Diskussion der Einflüsse der Reparaturklebung auf das Rissausbreitungsverhalten werden Proben mit verschiedenen Vorschädigungen Δa_{vs} betrachtet. Als Vorschädigung werden vor der Reparatur Risse definierter Länge in das Substrat eingebracht. In der a-N-Darstellung (Abbildung 5-6) sind die so vorgeschädigten Proben als **rote Kurven** dargestellt. Der gestrichelte Verlauf zeigt den Rissfortschritt ohne Reparatur. Die **blauen Kurven** repräsentieren den Rissfortschritt der mittels borfaserverstärkten Epoxid-Patch reparierten Proben.

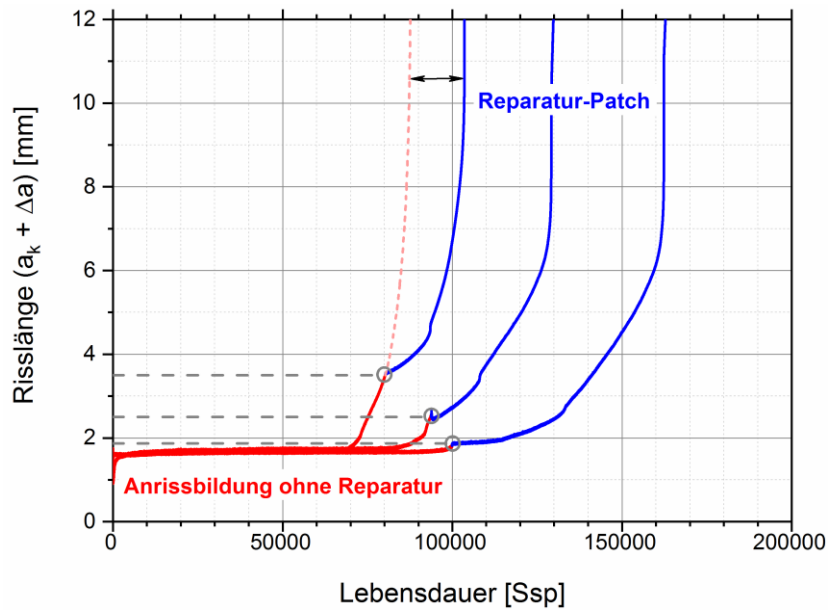


Abbildung 5-6 Einfluss der Reparaturklebung auf die Rissausbreitung: Risslänge über Lebensdauer

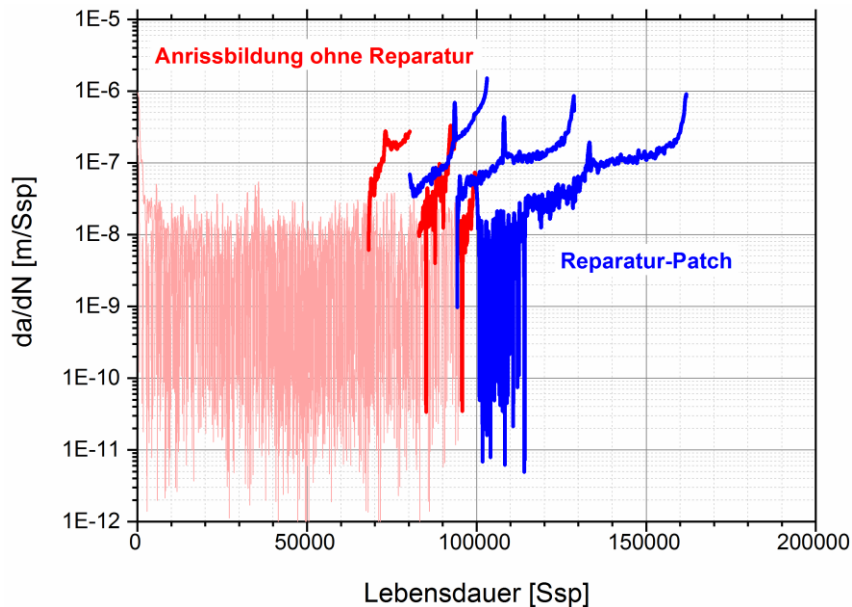


Abbildung 5-7 Einfluss der Reparaturklebung auf die Rissausbreitung: Rissfortschrittsrate (da/dN)

Ab dem Zeitpunkt der Reparatur (Kreise) ist eine deutliche Verzögerung in der Rissausbreitung sichtbar. Die Rissfortschrittsraten (da/dN) zeigt Abbildung 5-7. Der Bereich der Rissinitiierung wird von dem Grundrauschen der Potentialsonde dominiert, welches das Auflösungsvermögen des Messsystems bestimmt. Zum Zeitpunkt der Reparatur tritt eine Unstetigkeit in der Rissfortschrittsrate auf. Die (da/dN)-Werte reduzieren sich hier schlagartig. Der Verlauf der gesamten Rissverlängerungskurve erinnert an die durch Überlasten bewirkte Verzögerung in der Rissausbreitung.^[63] [Rödling] und [Steinbock] diskutierten diese Effekte sehr ausführlich und erklärten die schlagartige Reduktion der Rissfortschrittsrate durch überlastbedingte Druckeigenstressungen an der Risspitze.^{[84] [85]} Dies führt zu einer Abmilderung der Spannungsintensität ΔK und damit letztlich zu einer Verlängerung der Lebensdauer. In Abbildung 5-7 ist für die drei verschiedenen

Vorschädigungen ein sehr ähnliches Verhalten in den Rissfortschrittsraten erkennbar. Die Klebreparatur bewirkt eine Spannungsentlastung, die in einer Reduktion der Rissfortschrittsrate resultiert (blaue Kurven). Die am Bauteil anliegende Spannung $\Delta\sigma_{\text{nenn}}$ wird durch die Lastumlenkung auf eine an der Rissspitze wirkende, effektive Spannung $\Delta\sigma_{\text{eff}}^*$ vermindert. Dies bewirkt den Lebensdauergewinn durch die Reparatur.

5.3.2 Experimentelle Messwertstreuung

Die Lebensdauerstreuung ertüchtigter Proben zeigte einen bimodalen Charakter (Abbildung 4-15). Dies war auf zwei unterschiedliche Versagensarten zurückzuführen (KL- und FT-Brüche), welche die Verbundlebensdauer bestimmten. Die Lageparameter der Einzelauswertungen beider Versagensarten unterschieden sich signifikant. Dies zeigt, dass sich experimentell unterschiedliche Merkmalswerte signifikant auf die Messwertstreuung und damit auf die Zuverlässigkeit auswirken können.

Eine Bimodalität in der Lebensdauerverteilung fand sich auch bei den vorgeschädigten Proben. Mit zunehmender Vorschädigung prägte sich der bimodale Charakter aus (Abbildung 4-17). Dies ist ein Indiz dafür, dass nicht nur die Anrissbildung, sondern auch die Rissausbreitung von einer Bimodalität geprägt sein kann. Eine quantitative Bewertung der Reparaturmethode wird somit erschwert. Bei der statistischen Auswertung wurde die Bimodalität unberücksichtigt gelassen, was vertretbar ist, solange gleiche Versagensmodi betrachtet werden. Eine Abschätzung des Fehlers für die gemeinsame Auswertung unterschiedlicher Versagensmodi ist im Anhang 2 angeführt.

Da die Schädigung in Form von Ermüdungsrissen vorliegt, bietet sich als empfindlichstes Werkzeug zur Analyse der Reparaturwirkung die Betrachtung von Rissfortschrittskurven an.^{[64] [84]} Die Experimente, welche an reparierten Proben durchgeführt wurden, zeigen, dass sich die Lastumlenkung direkt auf die Rissfortschrittsrate $(da/dN)_{\text{vbd}}$ auswirkt. Die entsprechend verlangsamte Rissausbreitung führt zu der in Kapitel 4.3 dargestellten Lebensdauersteigerung ΔN^* .

Durch die kontinuierliche Risslängenmessung ist es möglich, jedem Schwingspiel einen spezifischen Datensatz bestehend aus der jeweiligen Risslänge und der Rissfortschrittsrate zuzuordnen. Für äquidistante Risserweiterungen Δa^* wurden so die (da/dN) -Werte der Referenzproben statistisch erfasst. Die Ergebnisse dieser Betrachtung sind für einen Stichprobenumfang von 14 Proben in Abbildung 5-8 dargestellt. Die Tabelle 32 zeigt als Lageparameter den Wert $(da/dN)_{\text{Ref}}$, der für eine vorgegebene Risslänge Δa^* charakteristisch ist.

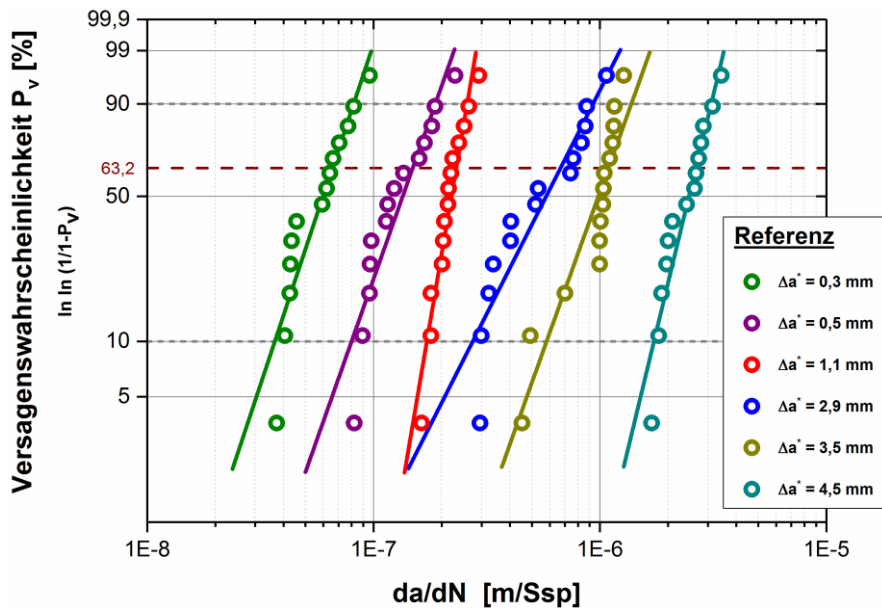


Abbildung 5-8 Streuung der Rissfortschrittsraten der Referenzproben für äquidistante Δa^*

Risslänge Δa^* in [mm]	$(da/dN)_{Ref}$ [m/Ssp]		
	Lageparameter	m	R ²
0,3	$6,57 \cdot 10^{-8}$	3,9	0,86
0,5	$1,49 \cdot 10^{-7}$	3,6	0,86
1,1	$2,32 \cdot 10^{-7}$	7,5	0,93
2,9	$6,69 \cdot 10^{-7}$	2,5	0,86
3,5	$1,09 \cdot 10^{-6}$	3,6	0,84
4,5	$2,65 \cdot 10^{-6}$	5,3	0,90

Tabelle 32 Statistikparameter: Streuung $(da/dN)_{Ref}$

Die statistische Auswertung zeigt eine Streuung der Weibull-Exponenten von $2,5 \leq m \leq 7,5$ für die Referenz-Charge bei unterschiedlichen Risslängen. Dies ist ein Indiz dafür, dass die Risse auch in ihrer Ausbreitung als streuendes Merkmal betrachtet werden müssen. Die Koeffizienten R^2 zeigen eine vergleichsweise geringe Korrelation. Eine bimodale Charakteristik, wie sie zuvor bereits bei der Lebensdauerverteilung der FT- und KL-Brüche gefunden wurde, zeigt sich, wenn auch nicht so ausgeprägt, auch in der Verteilung der Rissfortschrittsraten der Referenzproben. Lediglich für eine Risslänge $\Delta a^* = 1,1 \text{ mm}$ folgen die (da/dN) -Werte dem linearen Verlauf der Regressionsgeraden. Erklärbar sind die unterschiedlichen Verläufe der Rissfortschrittsraten nur mit einer ungleichmäßigen Rissausbreitung.

Um dennoch den Einfluss der Reparaturklebung im Rahmen der statistischen Betrachtung bestimmen zu können, werden die Streubänder 10/90 für die Wahrscheinlichkeiten $10 \% \leq P_{\bar{u}} \leq 90 \%$ angegeben (Abbildung 5-9: schwarze Schraffur).

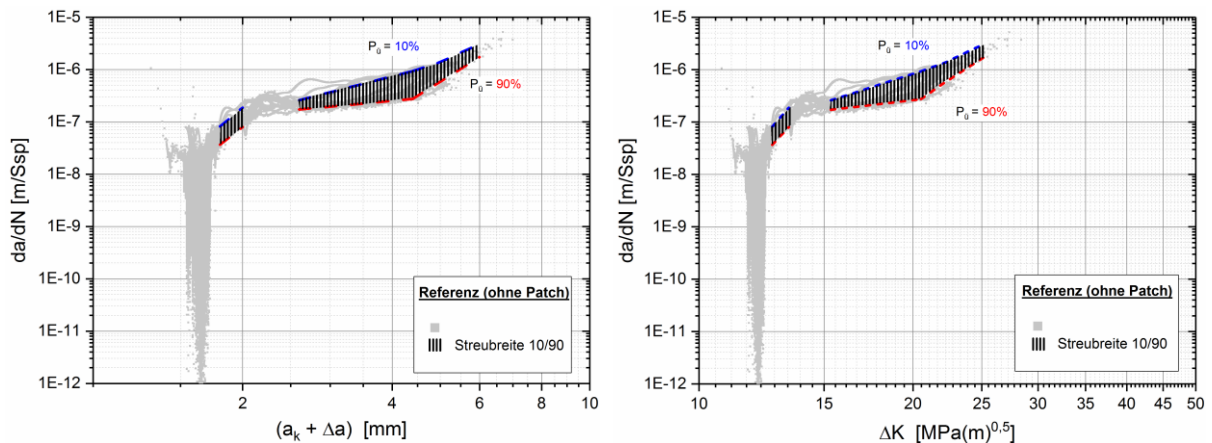


Abbildung 5-9 Rissausbreitungskurven der Referenzproben: (links) als $fkt(a)$; (rechts) als $fkt(\Delta K)$; $a_k=1,5mm$

Abbildung 5-9 zeigt die Rissfortschrittsraten der Referenzproben in Abhängigkeit der Risslänge (links) und der Spannungsintensität (rechts). Diese Kurven dienen nun als Referenz, um die Lebensdauersteigerung der reparierten Proben zu bewerten.

5.3.3 Quantifizierung des Lasttransfers

Die Reparatur führte nachweislich zu einer Verlängerung der Lebensdauer. Dies resultiert sowohl aus der Verminderung der Rissfortschrittsrate (Abbildung 5-6) als auch aus den höheren Endrisslängen der Verbundproben (Tabelle 25).

Auch bei der bruchmechanischen Betrachtung wird zunächst davon ausgegangen, dass die wirksame Spannung homogen über den Probenquerschnitt auftritt. Dies bedeutet, dass eine effektive Spannung für den Rissfortschritt wirksam ist, die um den Anteil, der aus der Patch-Entlastung $\Delta\sigma_{Entl}$ resultiert, vermindert ist. Für die mit einem Patch reparierten Proben reduziert sich die wirksame Spannungsintensität dann zu $\Delta K_{eff,Rep}^*$ (Formel (21)).

$$\Delta K_{eff,Rep}^* = \Delta\sigma_{eff,Rep}^* \cdot \sqrt{(\Delta a + a_k) \cdot \pi} \cdot f(a/w) \quad (21)$$

$$\text{mit } \Delta\sigma_{eff,Rep}^* = (\Delta\sigma_{nenn} - \Delta\sigma_{Entl}) \quad (22)$$

Dabei stellt sich $\Delta\sigma_{Entl}$ erst einmal als eine nicht direkt messbare Größe dar. Für den Fall der reparierten Proben kommt es durch die Lastumlenkung zu einer Verminderung der Rissfortschrittsraten. Die höheren Endrisslängen (Tabelle 25) indizieren darüber hinaus eine ausgeprägte Stützwirkung des Patches, die das Probenversagen hinauszögert.

Eine Quantifizierung von $\Delta\sigma_{eff,Rep}^*$ auf Grundlage der klassischen Bruchmechanik ist möglich. Daraus lässt sich dann die Spannungsentlastung $\Delta\sigma_{Entl}$ für reparierte CCT-Proben

bestimmen. Es wird zunächst angenommen, dass sich die Reparatur nicht auf die Bruchzähigkeit K_{IC} auswirkt. Für die effektive Spannung $\Delta\sigma_{eff,Rep}^*$ gilt dann (Formel (23)).

$$\Delta\sigma_{eff,Rep}^* = \Delta\sigma_{nenn} \sqrt{\frac{a_{B,Ref}}{a_{B,Patch}}} \cdot \frac{f\left(\frac{a}{W}\right)_{Ref}}{f\left(\frac{a}{W}\right)_{Patch}} \quad (23)$$

wegen:
$$\Delta\sigma_{nenn} \sqrt{\pi a_{B,Ref}} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right)_{Ref} = \Delta\sigma_{eff,Rep}^* \sqrt{\pi a_{B,Patch}} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right)_{Patch}$$

Da $a_{B,Ref}$, $a_{B,Patch}$ und $\Delta\sigma_{nenn}$ bekannt sind, lässt sich $\Delta\sigma_{eff,Rep}^*$ berechnen. Zur Korrektur der Probengeometrie wurde eine Korrekturfunktion nach [Brown] angewendet (siehe Anhang 3). Die verwendete Korrekturfunktion $f(a/w)$ ist anwendbar für Verhältnisse $(a/w) \leq 0,7$.^[47] Aus diesem Grund werden für diese Näherung ausschließlich Endrisslängen $a_{B,i} \leq 10,5$ mm betrachtet. Werden nun die Endrisslängen der Verbund- und Referenzproben in die Gleichung (23) eingesetzt, so ergibt sich eine Abschätzung für den Lasttransfer zum Zeitpunkt des Probenversagens. Aus Formel (22) folgt schließlich die Entlastungen $\Delta\sigma_{Entl}$ für die jeweilige Risslänge a_B (Tabelle 33). Dieses Verfahren kann auch zur Bewertung der ertüchtigten Proben angewendet werden.

Charge	Vorschädigung Δa_{vs} [mm]	Endrisslänge a_B [mm]	Korrekturfunktion $f(a/w)$ [-]	Entlastung $\Delta\sigma_{Entl}$	
				[MPa]	[%]
Referenz	0,0	5,9	1,9	0	0
ertüchtigt	0,0	8,9	2,3	55	33
repariert	0,37	10,0	2,5	69	42
	1,0	> 10,5	2,6	75	45
	2,0				

Tabelle 33 Abschätzung des Lasttransfers durch den Bor-Patch für erlangte Risslängen a_B ; $\Delta\sigma_{nenn}=166,5\text{MPa}$

Die Höhe der Entlastung beschreibt die Wirksamkeit der Reparatur zum Zeitpunkt des Probenversagens. Für steigende Vorschädigungen Δa_{vs} ergaben sich höhere Endrisslängen. Daraus folgen auch höhere Entlastungen. Auf diese Weise wurden Entlastungen von 39 ± 6 % ermittelt.

Aus der kontinuumsmechanischen Betrachtung resultierte bei ertüchtigten Proben für das gleiche Lastniveau ($\sigma_{max} = 185$ MPa) eine globale Entlastung von etwa 10 %, wenn die SN-Kurven für die Berechnung zugrunde gelegt werden (Tabelle 30). In dieser Betrachtung wurde zwar das Probenversagen betrachtet, jedoch nicht zwischen der Rissinitiierung und -ausbreitung unterschieden.

Bruchmechanisch lassen sich die Lebensdauersteigerungen auch bei den Rissausbreitungskurven (da/dN vs. Δa) deutlich erkennen. Ebenso wie die Referenzproben weisen auch die reparierten Proben eine verhältnismäßig große Streuung in Bezug auf die Rissfortschrittsraten auf. In Abbildung 5-10 werden die Rissausbreitungskurven der

Referenzproben (grau) um die der Verbundproben erweitert. Die Grafik zeigt exemplarische Verläufe der charakteristischen Kurven dieser Verbunde. Die Proben wurden vor der Kleb-reparatur durch Risse der Länge Δa_{vs} (370 μm , 1 mm, 2 mm) vorgeschädigt.

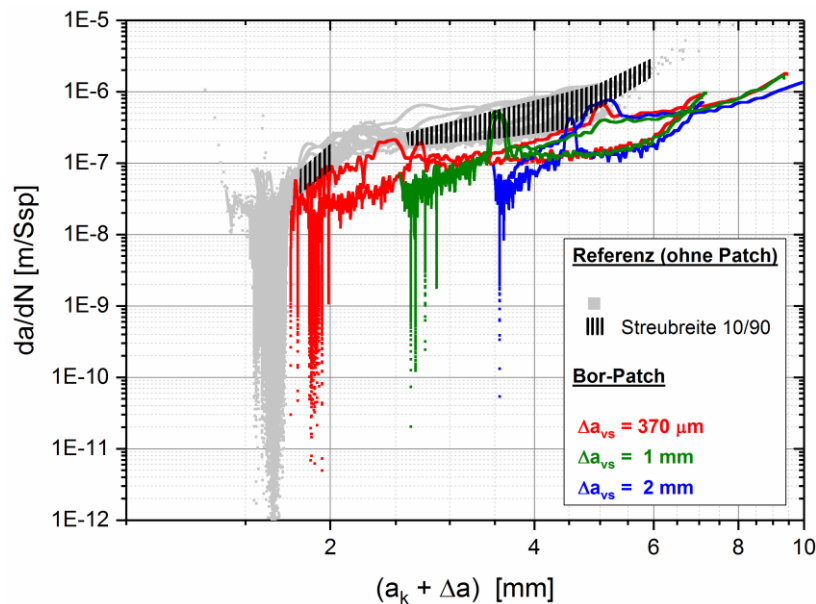


Abbildung 5-10 Exemplarische Rissausbreitungskurven der Verbundproben (Bor-Patch) unterschiedlicher Vorschädigungen

Der direkte Vergleich mit den Referenzproben zeigt, dass allen reparierten Proben eine deutliche Reduktion der Rissfortschrittsraten gemeinsam ist. Für Risslängen bis 6 mm ist der Gradient der Rissfortschrittsrate teilweise stark abgemindert. Erklärbar ist diese Abminderung mit einem stetigen Kraftübertrag in den Reparaturpatch. [Jones et al.] berichteten 1994 bereits an mittels Borfasern verstärkten Strukturen über eine gleichbleibende, stark reduzierte Rissausbreitungsrate infolge der Reparatur.^[4] Auch [Mall et al.] kamen mit ihren Untersuchungen zu diesem Ergebnis.^[86] Die mit ansteigender Risslänge zunehmende Spannungsintensität wird vom Reparaturpatch bis zum Probenversagen zunehmend vermindert. Ab einer kritischen Fügeiteildrehung wird entweder die kohäsive Festigkeit des Klebstoffs oder die adhäsive Festigkeit der Grenzfläche überschritten. Daraus resultiert eine lokale Schädigung der Klebung im Bereich der Risspitze. Die Lastumlenkung versagt und es findet eine Rissbeschleunigung bis zum Bruch statt.

Zur ersten Quantifizierung der Reparaturmethode wurde die Patch-induzierte Entlastung der Probe über die Endrisslänge abgeschätzt (Tabelle 33). Ein Vergleich der Rissfortschrittsraten ermöglicht eine weitere Methode die Entlastung zu quantifizieren. Das streuende Merkmal $(da/dN)_{vbd}$ wird bei dieser Betrachtung berücksichtigt. Die charakteristischen Streubänder 10/90 der in Laboratmosphäre geprüften Verbunde werden in Abbildung 5-11 durch die **blaue** Schraffur (links: Ertüchtigung) und **dunkelgelbe** Schraffur (rechts: Reparatur) visualisiert. Die schwarze Schraffur kennzeichnet die Streubreite nicht-reparierter Referenzproben.

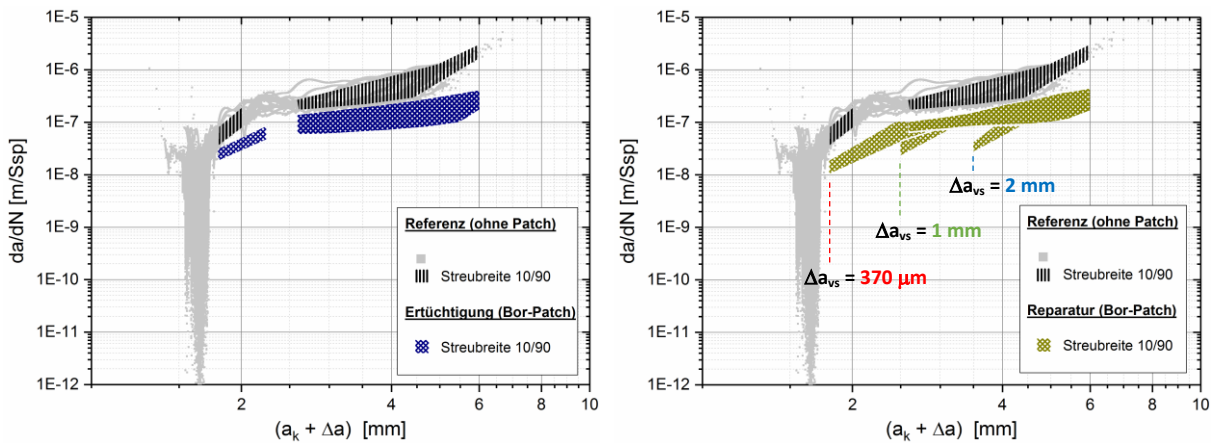


Abbildung 5-11 Streubänder 10/90 der Verbundproben (Bor-Patch): (links) $\Delta a_{vs} = 0 \text{ mm}$; (rechts) versch. Δa_{vs}

Sowohl Ertüchtigung ($\Delta a_{vs} = 0 \text{ mm}$) als auch Reparatur ($\Delta a_{vs} > 0 \text{ mm}$) durch den Patch zeichnen sich durch eine Verschiebung zu niedrigeren Rissfortschrittsraten aus. Diese verlangsamte Rissausbreitung führt letztlich zu der Lebensdauererlängerung. Betrachtet man nun Ertüchtigung und Reparatur im Vergleich, so fallen die Streubänder nahezu zusammen, da die langen Risse die Phase der makroskopischen Rissausbreitung dominieren. Dies gilt jedoch nicht für die Gesamtlebensdauer, da im Fall der ertüchtigten Proben nicht die Ausbreitung makroskopischer Risse die lebensdauerbestimmende Größe darstellte, sondern die Rissbildung bis zum technischen Anriss.

Der grundlegende Ansatz zur Beschreibung der stabilen Rissausbreitung wurde durch [Paris] im Jahre 1963 aufgestellt.^[87] Mit seinem 2-parametrischen Ansatz (Formel (24)) beschrieb er für konstante R-Werte den linearen Bereich der Rissausbreitungskurve.

$$\left(\frac{da}{dN}\right) = C \cdot \Delta K^n \quad (24)$$

Der Parameter C stellt dabei eine werkstoffabhängige Größe dar und der Parameter n beschreibt die Steigung der Rissausbreitungskurve. Die Rissausbreitungskurven zeigen einen ausgeprägten linearen Bereich (Abbildung 5-10). Daher wird für die Quantifizierung der Spannungsentlastung die 2-parametrische Funktion nach [Paris] zugrunde gelegt.

Die zur Rückrechnung nötigen Parameter C und n wurden durch lineare Regression in der doppelt logarithmischen Auftragung (da/dN vs. ΔK) bestimmt. Für die Quantifizierung kann die im Bereich $a \geq 4,2 \text{ mm}$ beschleunigte Rissfortschrittsrate der Referenzproben vernachlässigt werden, da die Abweichung für die verbleibende Lebensdauer bis zum Probenversagen gering ist. Die Rissausbreitungskurve der Referenzproben wird für den Bereich $2,6 \text{ mm} \leq a \leq 4,2 \text{ mm}$ mit den in Tabelle 34 dargestellten Parameter C_{Ref} und n_{Ref} für $P_{\ddot{u}} = 63,2 \%$ beschrieben.

Referenz-Charge	
C_{Ref}	$7,09 \cdot 10^{-11}$
n_{Ref}	2,93

Tabelle 34 Parameter Paris-Gesetz zur Beschreibung der Rissausbreitungskurven der Referenzproben

Für die Referenzproben wurde nun eine Paris-Gerade für den Risslängenbereich $2,6 \text{ mm} \leq a \leq 4,2 \text{ mm}$ ermittelt. Eine symmetrische Rissausbreitung wird für alle folgenden Berechnungen vorausgesetzt. Unter Anwendung der Paris-Gleichung lassen sich nun Restlebensdauern rissbehafteter Proben iterativ errechnen. Als Bruchkriterium werden die statistisch ermittelten Endrisslängen a_B definiert (Kapitel 4.3). Diese Risslängen entsprechen denen, welche 500 Ssp vor Probenversagen detektiert wurden. Die Restlebensdauer ΔN_{Ber} ergibt sich somit aus der errechneten Lebensdauer nach Paris ΔN_{Paris} (bis a_B) und der verbleibenden 500 Ssp bis zum Probenversagen (Formel (25)).

$$\Delta N_{Ber} = \Delta N_{Paris} + 500 \text{ Ssp} \quad (25)$$

Die nach dieser Formel berechneten Restlebensdauern der Referenzproben sind für die unterschiedlichen Anfangsrisslängen Δa_{vs} den experimentellen Restlebensdauern in Tabelle 35 gegenübergestellt. Als Bruchkriterium wurde eine Endrisslänge $a_{B,Ref} = 5,91 \text{ mm}$ festgesetzt.

Vorschädigung Δa_{vs} [mm]	Lebensdauer [Ssp]		abs. Abw. [%]
	$\Delta N_{Ber,Ref}$	$\Delta N_{Exp,Ref}$	
0,37	12.781	13.489	5,3
1,0	8.845	9.157	3,4
2,0	5.001	4.972	0,5

Tabelle 35 Vergleich errechneter Lebensdauer nach Paris mit experimentellen Lebensdauern ($R=0,1$)

Obwohl die Endrisslänge der Referenzproben den Risslängenbereich, für den die Parameter C_{Ref} und n_{Ref} bestimmt wurden, übersteigt ($a_{B,Ref} > 4,2 \text{ mm}$), nähern sich die berechneten Restlebensdauern den experimentell ermittelten mit zunehmender Ausgangsrisslänge sehr gut an. Die zuvor bestimmten Parameter eignen sich also sehr gut zur Beschreibung der Rissausbreitung der Referenz-Charge.

Im Folgenden wird die Klebparatur angerissener CCT-Proben unter Anwendung der Paris-Gleichung beschrieben. Dazu werden die Paris-Parameter der Referenzproben (Tabelle 34) zugrunde gelegt.

Bei dieser Betrachtung wird angenommen, dass sich die Ermüdungseigenschaften durch die Strukturverstärkung nicht verändern. Die Parameter C und n sind also unabhängig von der Reparatur. Als Bruchkriterium werden die Endrisslängen aus Kapitel 4.3 definiert. Da die Korrekturfunktion der Probengeometrie eine begrenzte Gültigkeit besitzt ($a/w \leq 0,7$)^[47], gilt $a_B \leq 10,5 \text{ mm}$. Unter Anwendung der Gleichungen (21), (22) und (24) wird nun die

Entlastung durch den Reparaturpatch ermittelt. Die Nennspannung wird dabei auf $\Delta\tilde{\sigma}_{eff,Paris}^*$ reduziert (Formel (26)), sodass die experimentell erlangte Verbundlebensdauer mit der nach Paris berechneten Lebensdauer übereinstimmt. Die Differenz von der Nennspannung entspricht der mittleren Entlastung $\Delta\tilde{\sigma}_{Entl}$ durch den Reparaturpatch (Tabelle 36).

$$\Delta\tilde{\sigma}_{eff,Paris}^* = (\Delta\sigma_{nenn} - \Delta\tilde{\sigma}_{Entl}) \quad (26)$$

Vorschädigung Δa_{vs} [mm]	Endrisslänge a_B [mm]	$\Delta N_{Exp,Vbd}$ [Ssp]	$\Delta\tilde{\sigma}_{eff,Paris}^*$ [MPa]	Lasttransfer $\Delta\tilde{\sigma}_{Entl}$	
				[MPa]	[%]
0,37	10,0	51.122	109	58	35
1,0	10,5	33.283	114	53	32
2,0		28.337	104	63	38

Tabelle 36 Rechnerisch ermittelter Lasttransfer über Paris-Gesetz $\Delta\sigma=166,5MPa$ ($n=n_{Ref}$; $C=C_{Ref}$)

Der Patch ist für jeden Schädigungsgrad wirksam. Die Berechnung zeigt, dass eine Entlastung um $35 \pm 3 \%$ die lebensdauerverlängernde Wirkung der Reparatur gut beschreibt. Die so ermittelten Entlastungen liegen in der gleichen Größenordnung wie die der über die Endrisslänge angestellten Näherung mit $39 \pm 6 \%$.

5.3.4 Experimentelle Verifikation des Lasttransfers

Voraussetzung für den oben angegebenen Vergleich ist, dass makroskopisch ausbreitungsfähige Risse bei gleichen Rissfortschrittsraten gleiche Spannungsintensitäten aufweisen. Dieses Äquivalenz-Prinzip ist auch als James-Anderson Methode bekannt und wurde von den gleichnamigen Experimentatoren 1969 beschrieben.^[88] Bereits [Wilhelm] nutzte diesen Ansatz zur Beschreibung des Kerbeeinflusses auf die Rissausbreitung.^[63] Es wird also angenommen, dass sich die Risse in den reparierten Substratproben auf gleiche Weise ausbreiten wie im Fall der Referenzproben. Diese Annahme setzt voraus, dass die Reduktion der Rissfortschrittsrate auf einer über die Probenbreite homogenen Spannungsentlastung durch die Reparaturklebung beruht.

Bruchmechanisch betrachtet bewirkt die Reparatur mittels Patch eine Spannungsentlastung bzw. Reduktion des ΔK -Wertes bezogen auf die nicht-reparierte Probe. Eine Verminderung des Lastniveaus der CCT-Probe müsste somit die Spannungsentlastung des Patches simulieren können. Dazu wurden vorgeschädigte Proben ($\Delta a_{vs} = 1 \text{ mm}$) mit einer um **0 %**, **20 %**, **30 %** bzw. **40 %** reduzierten Oberspannung bei gleichbleibendem Spannungsverhältnis von $R = 0,1$ bis zum Probenversagen ermüdet. Der Einfluss der Spannungsentlastung auf die Rissfortschrittsrate nicht-reparierter CCT-Proben ist in Abbildung 5-12 dargestellt. Die erlangten Schwingenspielzahlen sind in der Tabelle 37 aufgelistet.

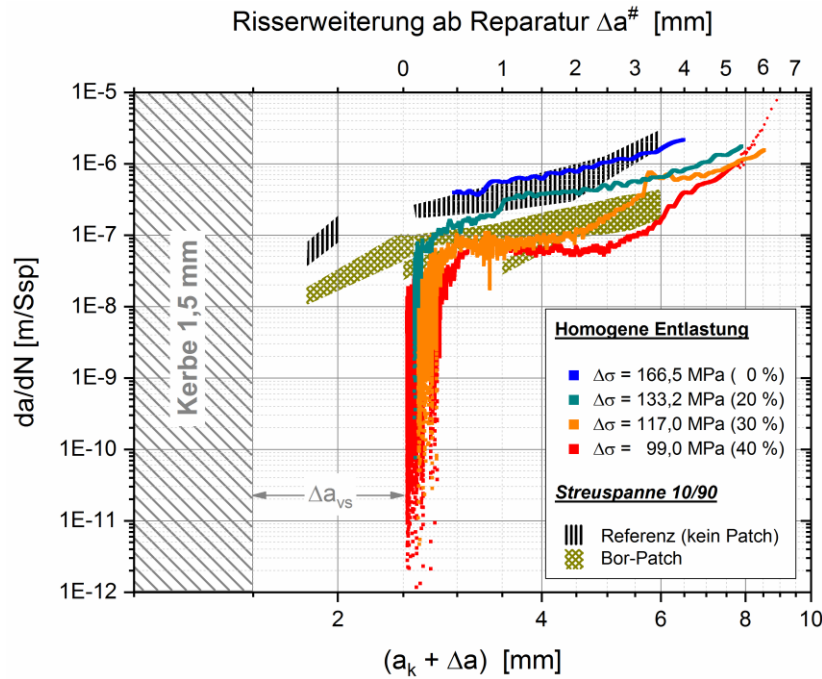


Abbildung 5-12 Einfluss homogener Spannungsentlastung auf die Rissfortschrittsrate; $\Delta a_{vs}=1\text{mm}$

Entlastung [%]	Lastniveau $\Delta\sigma$ [MPa]	Lebensdauer N_{lc} [Ssp]	Lebensdauererwerb ΔN^* [Ssp] bezogen auf $\Delta N_{Ref} = 9.157$ Ssp
0	166,5	5.796	-
20	133,2	17.133	7.976
30	117,0	49.393	40.236
40	99,9	127.727	118.570

Tabelle 37 Einfluss homogener Entlastung auf die Rissfortschrittsrate; $\Delta a_{vs}=1\text{mm}$

Bei unvermindertem Lasthorizont (blau) verläuft die Kurve, wie erwartet, im Streuband der Referenzproben. Die mit reduzierten Lasten ermüdeten Proben weisen eine verringerte Rissfortschrittsrate auf. Bei einer Entlastung von 20 % (cyan) weist die ermüdete Probe eine leichte Verschiebung zu niedrigeren (da/dN)-Werten auf. Geringere Spannungsentlastungen, wie sie bei der Betrachtung der Gesamtlebensdauer im Konzept der Kontinuumsmechanik ermittelt wurden (ca. 10 %), wirken sich also kaum noch auf die Ausbreitung makroskopischer Risse aus. Dies belegt experimentell, dass mit zunehmender Risslänge der Lasttransfer effektiver gewesen sein muss.

Die mit 30 % reduzierter Last ermüdete Probe (orange) weist zunächst eine starke Reduktion der Rissfortschrittsrate auf. Bis zu einer Risslänge $(a_k + \Delta a) \approx 4$ mm nimmt die Rissfortschrittsrate nur sehr gering zu. Für größere Risslängen steigt der Gradient der Rissfortschrittsrate an. Der Lebensdauererwerb bezogen auf die Referenzproben mit $\Delta N_{Ref} \approx 9.200$ Ssp (Abbildung 4-17) beträgt $\Delta N^* \approx 40.000$ Ssp.

Eine Lastreduktion um 40 % (rot) bewirkt eine Lebensdauersteigerung um den Faktor 14 bezogen auf die Referenzproben. Bis zu einer Risslänge von $(a_k + \Delta a) \approx 5$ mm ist die

Rissfortschrittsrate stark vermindert. Anschließend nähert sich deren Verlauf dem der reparierten Verbundproben an (Abbildung 5-12: **dunkelgelbes Streuband**).

Der Vergleich der Zyklenzahlen aus Tabelle 37 mit der Lebensdauer der reparierten Proben (Tabelle 24: $\Delta N_{Vbd} = 33.283$ Ssp) bei gleicher Vorschädigung $\Delta a_{vs} = 1$ mm ermöglicht die Abschätzung der Lastumleitung in den Reparaturpatch. Die Entlastung beträgt demnach in erster Näherung $20\% \leq \Delta \tilde{\sigma}_{exp} \leq 30\%$. Dabei wird angenommen, dass die reparierten Proben gleiches Ermüdungsverhalten zeigen wie die mit verminderter Last ermüdeten, nicht-reparierten Proben.

Zur Quantifizierung dieser Entlastung ohne bruchmechanische Bewertung wird eine rissausbreitungs-basierte Wöhlerkurve für $\Delta a_{vs} = 1$ mm erstellt. Dabei handelt es sich um eine SN-Kurve, welche die Lebensdauer in Abhängigkeit der Spannungsamplitude für Proben mit definierter Anfangsrisslänge beschreibt. Die erlangten Lebensdauern aus Tabelle 37 werden nun in eine solche SN-Kurve eingetragen (Abbildung 5-13). Zur Beschreibung wird die Basquin-Gleichung (Formel (19)) angewendet.

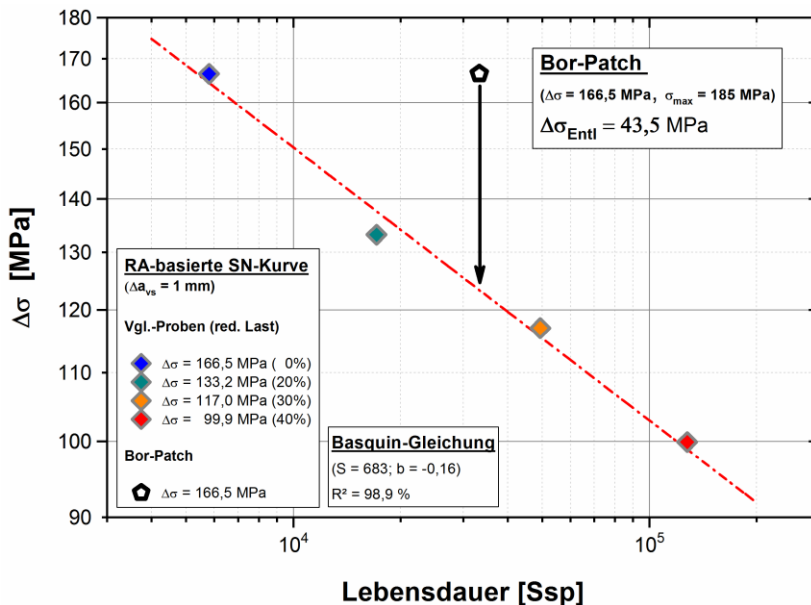


Abbildung 5-13 Rissausbreitungs-basierte SN-Kurve für homogen entlastete Vergleichsproben $\Delta a_{vs}=1$ mm

Wird nun die Verbundlebensdauer der mittels Bor-Patch reparierten Proben ($\Delta N_{Vbd} = 33.283$ Ssp) als Basis verwendet, kann die Entlastung durch den Reparaturpatch quantifiziert werden. Aus dieser Betrachtung folgt eine experimentell verifizierte Entlastung von $\Delta \tilde{\sigma}_{exp} = 43,5$ MPa (26,1 %). Die Rissausbreitung wurde dabei nicht explizit betrachtet.

Verglichen mit der Entlastung, die mittels Paris-Gleichung ermittelt wurde ($35 \pm 3\%$), fällt die experimentell verifizierte Entlastung mit 26 % etwas geringer aus. Die durchgeführten Betrachtungen zur Lastumleitung in den Reparaturpatch beruhen ebenfalls auf der Annahme eines konstanten R-Wertes sowie symmetrischer Kraftentlastung über den Probenquerschnitt.

Im Fall der Ausbreitung makroskopischer Risse kann nur die Bruchmechanik die Wirksamkeit der Reparaturklebung sicher bewerten. Bei der Reparatur gekerbter und angerissener Bauteile können die Mechanismen der Rissausbreitung mittels Bruchmechanik qualitativ und quantitativ gut erfasst werden. Allerdings kann auch eine rissausbreitungs-basierte Wöhlerlinie den Lebensdauergewinn beschreiben, wenn die charakteristischen Größen b und S bekannt wären, was grundsätzlich nicht der Fall ist.

5.3.5 Quantifizierung des Klebstoffs

Untersuchungen haben gezeigt, dass während der Verarbeitung des Klebstoffs Fehlstellen in Form von Poren eingebracht werden können. Die Dimension dieser Fehlstellen wurde in Kapitel 4.1.4 bereits quantifiziert. Bruchmechanisch betrachtet können diese Fehlstellen als Defekte wirken. Die Defektkonstellation (Größe und Häufigkeit der Fehlstellen) bestimmt letztendlich die Festigkeit geklebter Strukturen. [Griffith] beschrieb 1921 ein Kriterium zur Rissausbreitung über ein Energiekonzept.^[89] Die Festigkeit des Klebstoffs kann im Sinne der Bruchmechanik mit diesem Konzept beschrieben werden. Formel (27) beschreibt das Kriterium, welches zur Rissausbreitung erfüllt werden muss.

$$\frac{dU}{da} = \frac{dW}{da} \quad (27)$$

Die Größe U entspricht der elastischen Energie eines Bauteils und die Größe W der nötigen Energie, die zur Rissausbreitung aufgebracht werden muss. Mit fortschreitender Rissausbreitung reduziert sich die elastische Energie um Energieinkremente (dU/da). Diese Größe wird als elastische Energiefreisetzungsrates G bezeichnet (Formel (28)).

$$G = \frac{\sigma^2 \pi a}{E} \quad (28)$$

wegen: $K = \sigma \sqrt{\pi a}$

gilt: $G = \frac{K^2}{E} \quad (29)$

Übersteigt G den Risswiderstand R ist das Kriterium für eine instabile Rissausbreitung nach [Griffith] erfüllt (Formel (30)).^[38]

$$G > R \quad (30)$$

mit: $R = \frac{dW}{da}$

Bei ideal-elastischem Verhalten stellt der Risswiderstand eine materialspezifische Konstante dar. Um instabile Rissausbreitung zu erhalten ist eine kritische Energiefreisetzungsrates G_{IC}

nötig. Sind die Energiefreisetzungsrate und der E-Modul bekannt, lässt sich die Bruchzähigkeit K_{IC} aus Formel (31) bestimmen.

$$G_{IC} = \frac{K_{IC}^2}{E} \quad (31)$$

Zur Ermittlung der Festigkeit als Funktion der kritischen Defektgröße a_{crit} kommt das K-Konzept zur Anwendung. Unter der Annahme, die Fehlstelle wirke wie ein Riss und letzterer ist klein gegen die Fläche, in der er sich befindet, gilt im Sinne der Bruchmechanik:

$$K_{IC} = \sigma_c \cdot \sqrt{a_{crit} \cdot \pi} \quad (32)$$

Die Festigkeit des Klebstoffs kann aus Zugversuchen ermittelt werden. Zur Quantifizierung der Festigkeit im Sinne der Bruchmechanik ist eine Zuordnung der Bruchzähigkeit des an der Reparatur beteiligten Klebstoffs notwendig. Die Bruchzähigkeit für Epoxide wird nach [Ashby] allgemein zwischen $0,4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \leq K_{IC, \text{Epoxid}} \leq 2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ angegeben.^[90] Ein spezieller K_{IC} -Wert für den in dieser Arbeit verwendeten Epoxidklebstoff (Hysol EA 9394) ist hingegen nicht bekannt. Aus experimentell ermittelten Energiefreisetzungsraten G_{IC} lässt sich die Bruchzähigkeit jedoch nach Formel (31) berechnen.

[Wetzel] fand für den mit Silikat-Partikeln gefüllten Klebstoff Hysol EA 9395 für mit der Flächenmethode ausgewertete DCB-Versuche eine kritische Energiefreisetzungsrate von $G_{IC, \text{Hysol9395}} \approx 640 \text{ J/mm}^2$.^{[23] [24]} Nach Umrechnung ergibt sich daraus die Bruchzähigkeit zu $K_{IC, \text{Hysol9395}} \approx 1,4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, wenn für den Klebstoff ein E-Modul von $E = 3 \text{ GPa}$ angenommen wird (Kapitel 4.1.4).

Es wird angenommen, dass die Bruchzähigkeit in der gesamten Klebschicht homogen sei. Dann wird die kohäsive Festigkeit durch die Defektverteilung im Klebstoff bestimmt. Defekte können Lufteinschlüsse oder Additive sein, die dem Klebstoff beigemischt wurden. Erreichen die Fehlstellen oder deren Agglomerate eine kritische Defektlänge a_c , können sie bei mechanischer Belastung das Bauteilversagen einleiten. Aus Formel (32) folgt nach einfacher Umstellung unter der Voraussetzung, a_c sei klein gegen die Probenabmessung:

$$a_c = \frac{K_{IC}^2}{\sigma_c^2} \cdot \frac{1}{\pi} \quad (33)$$

Wird für die experimentelle Spannung die theoretische Festigkeit eines defektfreien Epoxidklebstoffs zu $\sigma_c = 70 \text{ MPa}$ angenommen, so ergeben sich die in Tabelle 38 aufgelisteten, kritischen Defektgrößen.

Bruchzähigkeit K_{IC} in $[MPa\sqrt{m}]$	1,4	1,03	0,7 (konservativ)
kritische Defektgröße a_c in $[\mu m]$	127	70	32

Tabelle 38 Kritische Defektgrößen für unterschiedliche Bruchzähigkeit nach Formel (33) ($\sigma_c = 70$ MPa)

Wird die Bruchzähigkeit des Klebstoffs zu $K_{IC} = 1,4 MPa\sqrt{m}$ angenommen, beträgt die kritische Defektgröße in etwa $130 \mu m$. Das bedeutet, dass die in der Klebschicht nachgewiesenen Defekte ($\leq 70 \mu m$) für die vorgegebene Belastung (70 MPa) nicht relevant wären (Abbildung 4-9: blau), solange sie voneinander isoliert sind. Dann versagt der Klebstoff nicht entlang der Poren im Bulk, sondern möglicherweise in der Nähe der Grenzfläche zum Füge teil.

Kritisch wird die maximal ermittelte Defektgröße von $70 \mu m$ für einen Klebstoff mit einer Bruchzähigkeit von $1,03 MPa\sqrt{m}$. In diesem Fall können Poren oder deren Agglomerate, die diesen kritischen Durchmesser erreichen, Risse initiieren. Eine stark konservative Betrachtung mit $0,7 MPa\sqrt{m}$ führt zu einer kritischen Defektgröße von $32 \mu m$. Nach Weiterverarbeitung des Klebstoffs zeigten etwa 93 % aller Poren einen Durchmesser von kleiner als $30 \mu m$. Für diesen konservativen Fall ist es wahrscheinlich, einen kritischen Defekt, von dem Risse initiiert werden, zu finden.

5.3.6 Betrachtung von Riss schließeffekten an reparierten Proben

Die Qualität der Reparaturklebung wird durch die Verformung des Klebstoffs und somit durch die Rissöffnung bestimmt. Mit zunehmender Risslänge nimmt die Rissöffnung zu. Bei reparierten Proben wirkt der Patch dieser Rissöffnung jedoch entgegen. Dadurch wird ein Lasttransfer in den Reparaturpatch erzielt, der eine Spannungsreduktion an der Riss spitze bewirkt. Letzteres führt zu einer Verringerung der Rissfortschrittsrate und somit zu einer Steigerung der Zahl ertragbarer Lastwechsel. In diesem Kapitel sollen nun die Auswirkungen des Lasttransfers auf die Rissausbreitung mit dem Konzept des Riss schließens (Crack Closure) bewertet werden. Ziel ist es, die Entlastung durch den Patch für einzelne Schwingspiele zu quantifizieren.

[Elber] fand heraus, dass sich volumenbedingte Druckeigenspannungen auch auf den Bereich vor der Riss spitze und die Rissflanken auswirken.^[91] Dies führt dazu, dass es auch unter Zugbelastung zu einem verfrühten Riss schließen kommen kann. Gleiches gilt für die Rissöffnung, die erst ab Überschreiten einer Rissöffnungsspannung gefunden wurde. Dieser als plastizitätsinduziertes Riss schließen bezeichnete Effekt führt somit zu einer Reduktion der Spannung im Bereich der Riss spitze (Formel (34)). Folglich reduziert sich auch die entsprechende Spannungsintensität zu ΔK_{eff} . Mit der sogenannten Offset-Methode

quantifizierte [Elber] die jeweiligen Spannungen σ_{op} zum Zeitpunkt der Rissöffnung sowie σ_{cls} während des Risschließens.^{[92] [93]} Für die effektive Spannung $\Delta\sigma_{eff}$ gilt allgemein:

$$\Delta\sigma_{eff} = \sigma_{max} - \sigma_{cls} \quad (34)$$

und damit
$$\Delta\sigma_{eff} < \Delta\sigma \quad \text{wenn } \sigma_{cls} > \sigma_{min} \quad (35)$$

Die klassische Methode nach [Elber] beruht auf der direkten Messung der Rissöffnung. Das in dieser Arbeit verwendete Messsystem der DC-Potentialsonde erlaubt eine mit der Offset-Methode vergleichbare Untersuchung.^{[84] [94]} Die Potentialsonde lässt allerdings nur eine indirekte Bestimmung der Rissöffnung über die elektrische Spannungsdifferenz ΔU zwischen den Potentialabgriffen zu. Sie kann für jede Probengeometrie angewendet werden. Diese Messmethode eignet sich zur Ermittlung der Rissöffnungsspannungen lediglich für große Risserweiterungen Δa_i , da eine komplette Trennung beider Rissflanken vorliegen muss. Die Messbarkeit der Rissöffnung nimmt für kleine Risserweiterungen aufgrund der Oxidation der Rissflanken schnell ab. Detaillierte Ausführungen zu dem Einfluss oxidierender Rissflanken auf das Messverfahren lieferte [Volpp] 1999.^[94]

Das gemessene Potentialsignal einer nicht-reparierten, rissbehafteten CCT-Probe ($a \approx 7 \text{ mm}$) ist für zwei aufeinander folgende Schwingenspiele in Abbildung 5-14 (links) dargestellt. Mit ansteigender Lastamplitude werden die beiden Rissflanken voneinander getrennt. Daraus resultiert zunächst der Anstieg der elektrischen Spannung. Ab einer Belastung von etwa 5 kN nimmt das Potentialsignal einen nahezu gleichbleibenden Wert an, d.h. der Riss ist geöffnet. Die Entlastung der Probe bewirkt eine Reduktion der gemessenen Spannungsdifferenz ΔU . In der Darstellung der Kraft-Potentialsonden-Hysterese wird die Ähnlichkeit zu der Offset-Methode deutlich (Abbildung 5-14 rechts).

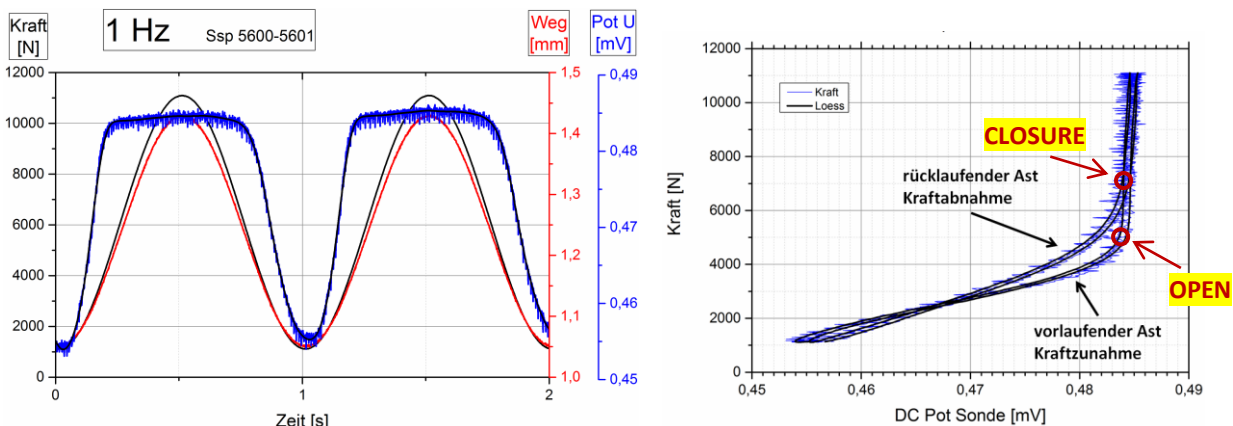


Abbildung 5-14 Potentialhysterese zur Ermittlung der Rissöffnungsspannung σ_{open} (Referenzprobe); $a \approx 7 \text{ mm}$

Die gemessene elektrische Spannungsänderung $\delta(\Delta U)$ der Potentialsonde wird als Maß für die Rissöffnung verwendet. Ein komplett geöffneter Riss zeigt nur noch eine durch die

Risserweiterung Δa_i hervorgerufene Änderung im Potentialsignal. Aus der Hysterese der Potentialspannung ΔU lässt sich die Rissöffnungsspannung $\sigma_{op,Ref}$ (≈ 5 kN) sowie die Schließspannung $\sigma_{cls,Ref}$ (≈ 7 kN) bestimmen. Somit ist der Effekt des Risschließens bereits bei nicht-reparierten Proben nachweisbar. Die wirksame Schwingbreite verringert sich schließlich mindestens auf $\Delta\sigma_{eff,DC-Ref} \approx 100$ MPa.

[Ritchie], [Suresh], [Moss] und [Zamiski] fanden weitere Risschließeffekte, welche teilweise gleichzeitig auftreten und sich in ihrer Wirkung auf die Rissausbreitung unterschiedlich stark auswirken können.^[95] So wirkt sich im Fall reparierter Verbundproben ein weiterer Mechanismus dominant auf die Entlastung der Risspitze und folglich auf die Rissöffnung aus: der Effekt der Rissüberbrückung („crack-bridging“). Dieser bewirkt eine Behinderung der Rissöffnung, was experimentell in einer ausgeprägten Verzögerung der Rissausbreitung resultierte.^[96] Eine solche Verzögerung der Rissfortschrittsrate wurde auch bei den in dieser Arbeit durchgeführten Versuchen an reparierten Proben nachgewiesen (vgl. Kapitel 5.3.3). Auch andere Experimentatoren fanden diese Effekte an ähnlich reparierten Verbundproben.^{[97]-[102]}

Die Rissöffnung kann unter Anwendung der DC-Potentialsonde gemessen werden, wie bereits für die Referenzprobe mit $a_{Ref} \approx 7$ mm gezeigt wurde. Die Auswirkung der Klebreparatur auf das Risschließen kann nun bestimmt werden. Zur Messung einer Potentialhysterese muss der Riss weit öffnen. Die Klebreparatur behindert jedoch die Rissöffnung, sodass ein Vergleich bei derselben Risslänge nicht möglich ist. Daher wird für eine reparierte Probe das gemessene Potentialsignal für eine vergleichsweise hohe Risslänge $a^{\#} \approx 12$ mm angeführt (Abbildung 5-15).

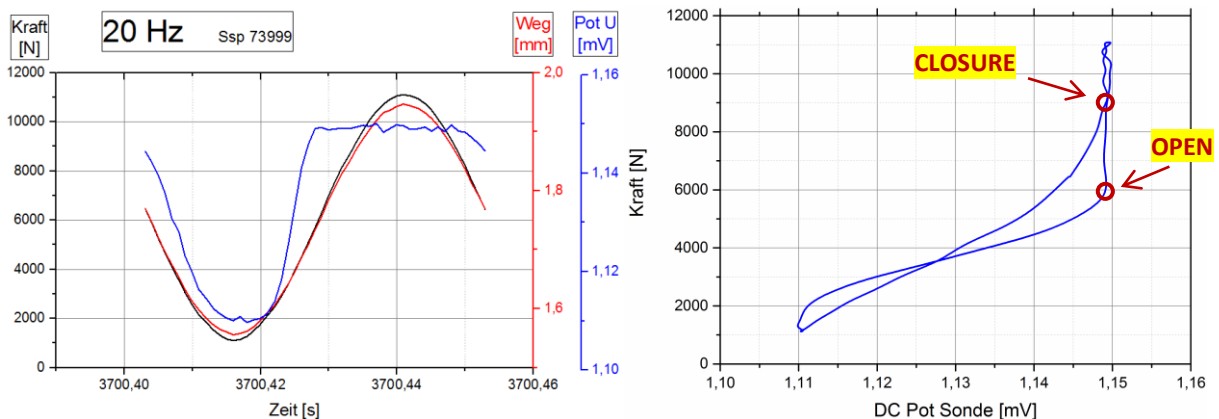


Abbildung 5-15 Potentialhysterese zur Ermittlung der Rissöffnungsspannung σ_{open} (Verbund: Bor-Patch); $a \approx 12$ mm

Im Vergleich zur Referenzprobe ($\sigma_{op,Ref} \approx 5$ kN) nimmt die Rissöffnungsspannung in dem vorliegenden Fall einen Wert von etwa 6 kN an. Die Belastungsphase, bei welcher der Riss der Verbundprobe komplett geöffnet ist, reduziert sich folglich von $\Delta\sigma_{eff,DC-Ref} \approx 100$ MPa auf $\Delta\sigma_{eff,DC-Vbd} \approx 85$ MPa um mindestens 15 %, obwohl die Risslänge nahezu verdoppelt ist.

Die Reparaturwirkung kann also auch mit dieser Methode beschrieben werden, wenn Risschließeffekte die Spannungsentlastung definieren. Der messtechnische Aufwand ist

jedoch vergleichsweise groß. Zudem ist eine direkte Quantifizierung des Lasttransfers nicht möglich, da unterschiedliche Risschließeffekte z.T. parallel auftreten und sich gegenseitig beeinflussen.^[93] Diese Messmethode kommt daher nicht weiter zum Einsatz.

5.3.7 Einfluss feuchtwarmer Versuchsumgebung

Die Experimente in feuchtwarmer Atmosphäre (65°C, 100 %rF) zeigten eine deutlich verringerte Lebensdauer im Vergleich zu den in Laboratmosphäre getesteten Referenz- und Verbundproben (Kapitel 4.4). Der erhöhte Feuchtegrad wirkt sich also grundsätzlich schädigend aus. Bei den Referenzproben reduzierte sich nicht nur die Anrisslebensdauer um 41 %, sondern auch die Rissfortschrittslebensdauer um etwa 54 %. Zurückzuführen ist die verminderte Lebensdauer in feuchter Atmosphäre auf die Neigung zur ausgeprägten Spannungs- und Schwingungsrisskorrosion, was für die Al-Legierung EN AW 2024 charakteristisch ist.^[53] Ebenso wie die in Laboratmosphäre untersuchten Referenzproben wurden auch die in feuchter Umgebung ermüdeten Proben in Bezug auf die Rissfortschrittsraten für festgesetzte Risslängenintervalle Δa_i^* einer statistischen Auswertung unterzogen. Die Streubreite 10/90 (orange Schraffur) ist in Abbildung 5-16 dargestellt.

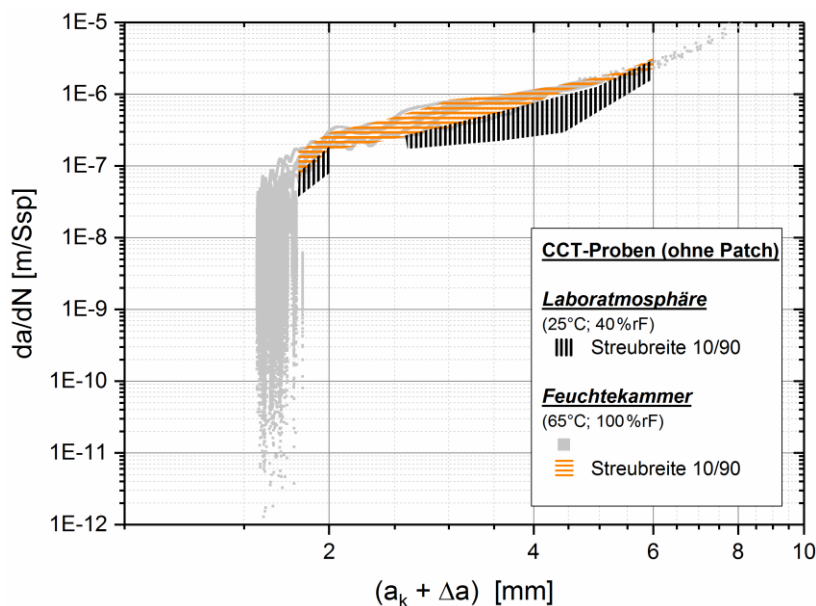


Abbildung 5-16 Verschiebung der Rissausbreitungskurve infolge feuchter Versuchsumgebung (ohne Reparaturpatch)

Verglichen mit den in Laborumgebung ermüdeten Referenzproben (schwarze Schraffur) führt der erhöhte Feuchtegrad zu einer Parallelverschiebung der Rissausbreitungskurven in den Bereich leicht erhöhter (da/dN)-Werte und damit zur Lebensdauerreduktion.

Wie zuvor wird unterschieden zwischen reparierten Proben ($\Delta a_{vs} \geq 0,37$ mm) und ertüchtigten Proben (ohne Vorschädigung). Letztere wurden in verschiedenen Versuchsumgebungen (40°C: 40%rF, 60%rF, 82%rF; 65°C: 100%rF) getestet. Wie in

Laboratmosphäre beobachtet, bildeten sich auch in feuchter Versuchsumgebung beide Versagensarten (FT- und KL-Brüche) aus. Allerdings verschoben sich deren Häufigkeiten zueinander (Tabelle 27). Im Fall der KL-Brüche zeigten fraktografische Analysen der Bruchfläche ebenfalls interlaminares Versagen in der ersten Lage des Bor-Patches, wie es auch bei den in Laboratmosphäre ermüdeten Verbunden gefunden wurde (siehe Kapitel 4.4.2). Für mittlere Feuchtegrade ($20 \text{ g/m}^3 - 40 \text{ g/m}^3$), die bei 40°C erreicht wurden, konnte ein Einfluss auf die Schädigung des Klebstoffs noch nicht beobachtet werden.

Der erhöhte Feuchtegrad bewirkt eine effiziente Schädigung im Substrat, in deren Folge die Verbundlebensdauer stark reduziert wird. Mit zunehmendem Feuchtegehalt zeichnete sich daher eine steigende Häufigkeit der FT-Brüche ab. Dies war zu erwarten, da die verwendete Al-Legierung zur Schwingungsrisskorrosion neigt, die mit zunehmendem Feuchtegehalt ausgeprägter wird. Dies korreliert mit dem in Tabelle 26 dargestellten Einfluss feuchter Umgebung auf die Rissinitiierungsphase der Substratproben. In feuchter Umgebung wird die Anrissbildung dieser Proben begünstigt. Die Spannungsüberhöhung am Überlapp-Ende leitet schließlich das FT-Versagen im Substrat ein.

Bei erhöhter Temperatur und Feuchte (65°C : 100 %rF) zeigte sich, dass die Schädigung im Bereich der Bohrung dominiert. In Kapitel 4.1.4 wurde gezeigt, dass mit zunehmender Umgebungstemperatur sowohl die Zugfestigkeit als auch der E-Modul des Klebstoffs abnehmen. Mit abnehmender Steifigkeit werden bei gleicher Klebstoffdehnung geringere Lasten übertragen und die Verminderung der Spannungsüberhöhung im Bereich der Bohrung fällt geringer aus. Der geringere Spannungstransfer in den Patch bewirkt zudem eine Verminderung der am Überlapp-Ende wirkenden Spannungsüberhöhung und damit wird die Neigung zum FT-Versagen reduziert. Die KL-Brüche werden somit dominanter Versagensmechanismus infolge Feuchte- und Temperatureinwirkung (Tabelle 27).

Im Fall der reparierten, vorgeschädigten Proben wurden keine FT-Brüche beobachtet, sondern ausschließlich KL-Brüche. Der Einfluss feuchtwarmer Versuchsumgebung auf das Ermüdungsverhalten solcher Verbundproben wurde bei einer Temperatur von 65°C in mit Feuchtigkeit gesättigter Umgebungsatmosphäre (100%rF) untersucht. Im Vergleich zur Laboratmosphäre (Wasserdampf: 9 g/m^3) zeichnet sich die feuchtwarme Versuchsumgebung durch einen 17-fach höheren Feuchtegehalt aus (Wasserdampf: 160 g/m^3).

Die statistische Auswertung der Experimente der mit Bor-Patch reparierten Proben in feuchter Atmosphäre ergab eine bimodale Verteilung der Lebensdauern (Abbildung 4-21). Diese spiegelt sich auch in den Bruchflächen wider. Zwar zeigen alle Proben großflächig adhäsives Versagen (Abbildung 5-17), jedoch ist der kohäsive Anteil bei Proben, die höhere Lebensdauern erlangten, augenscheinlich größer, wie die Klebstoffreste auf der Oberfläche zeigen (Abbildung 5-18). Darüber hinaus wurden vereinzelt Borfasern freigelegt. Es handelt sich bei diesen Proben also um eine Art Mischbruch mit dominant adhäsiven und lokal kohäsiven Versagensanteilen. Dies ist ein Indiz dafür, dass der Bor-Patch stärker zur

Reparatur dieser Proben beigetragen hat. Die Lebensdauern dieser reparierten Proben bestätigten dies ebenfalls. Großflächig interlaminares Versagen, wie es bei den Versuchen zuvor gefunden wurde, zeigte sich bei den vorgeschädigten Proben jedoch nicht, da die Schädigung in der Grenzfläche zwischen Klebstoff und Epoxid-Matrix dominiert.

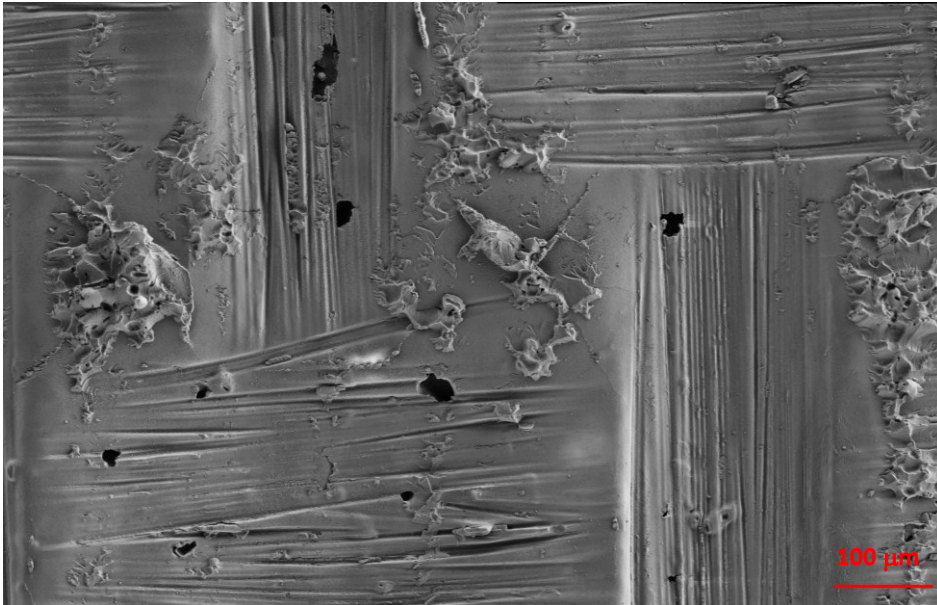


Abbildung 5-17 Bor-Patch (65°C,100%rF) Image-Stitching REM: dominant adh. Versagen in GF Matrix (Epoxid) - Klebstoff;
Bei den Quer- und Längsstreifen handelt es sich um den Abdruck des Abreißgewebes

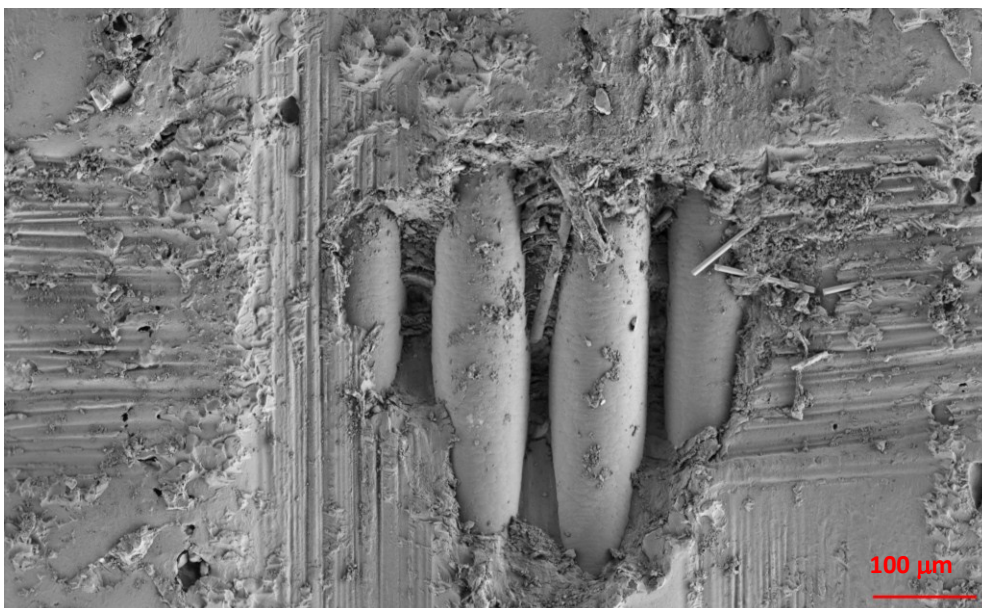


Abbildung 5-18 Bor-Patch (65°C,100%rF) Image-Stitching REM: Misch-Versagen in der GF Matrix (Epoxid) - Klebstoff

Der Einfluss feuchter Versuchsatmosphäre auf das Rissausbreitungsverhalten von reparierten Proben zeigt sich in Abbildung 5-19, in der die Rissfortschrittsraten der vorgeschädigten Proben ($\Delta a_{vs} = 0,37 \text{ mm}$) sortiert nach ihrem Versagensmuster aufgetragen sind. Zur Bewertung der Wirksamkeit der Reparatur ist als obere Grenze die Streubreite 10/90 der nicht-reparierten Referenzproben, die in feuchter Atmosphäre (65°C;

100 %rF) ermüdet wurden, angegeben (**orange Schraffur**). Diese Proben erreichten die geringste Lebensdauer. Die untere Grenze bildet die Streubreite der in Laboratmosphäre ermüdeten, reparierten Proben (**dunkelgelbe Schraffur**). Diese Proben erlangten die höchste Lebensdauer. In der linken Abbildung sind die Verbundproben mit dominant adhäsivem Versagen aufgetragen, die vergleichsweise niedrige Lebensdauern erlangten. Die rechte Grafik zeigt die Verbunde, die eine hohe Lebensdauer erzielten (Mischbrüche).

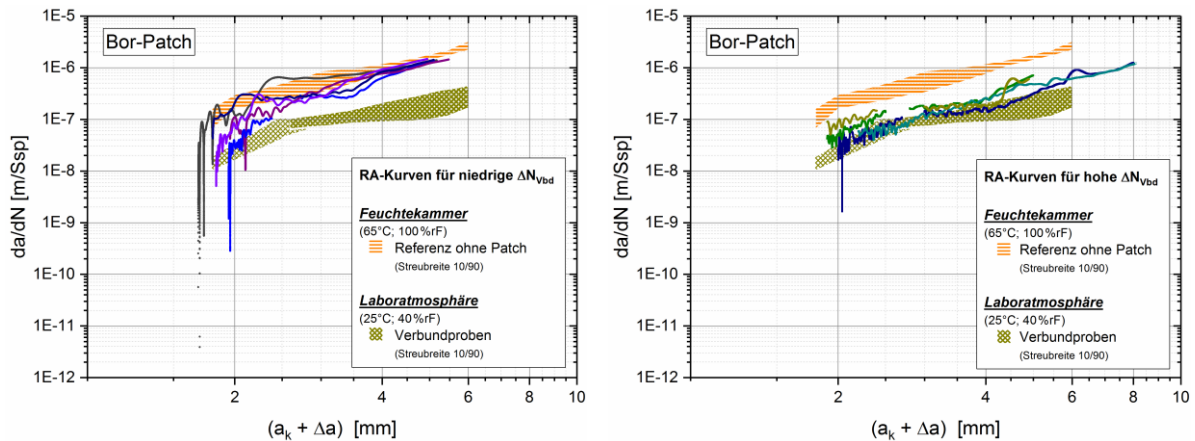


Abbildung 5-19 Verbundproben (Bor-Patch) in feuchter Atm. (65°C,100%rF); links: dominant adh., rechts: Misch-Versagen

Die Proben, die dominant adhäsives Versagen in der Grenzfläche zeigten, nähern sich den Rissfortschrittsraten der in feuchter Versuchsumgebung ermüdeten, nicht-reparierten Proben an (Abbildung 5-19: links, **orange Schraffur**). Die Feuchtigkeit bewirkt eine zunehmende Schädigung, die sich in der Grenzfläche zum Epoxid-Patch auswirkt und den Lasttransfer mindert. Dies zeigt sich deutlich in den Verläufen der Rissausbreitungskurven. Die Schwächung der Grenzflächen ist ab einer Risslänge $a \approx 4$ mm so stark ausgeprägt, dass praktisch kein Lasttransfer in den Patch erfolgt. Die Reparatur wirkt ab dieser Risslänge nicht mehr lebensdauersteigernd.

Die rechte Grafik zeigt hingegen die Verbunde, bei denen Mischbrüche in der Nähe der Grenzfläche gefunden wurden (Abbildung 5-19: rechts). Die Rissfortschrittsraten zeigen verglichen mit den in Laboratmosphäre ermüdeten Verbunden (**dunkelgelbe Schraffur**) leicht erhöhte Werte. Es hat also bei diesen Proben ein merklicher Lasttransfer in den Patch stattgefunden.

Die Bimodalität in der Lebensdauerverteilung dieser Versuchsserie (Abbildung 4-21) kann nun unter Einbeziehung der Bruchflächenanalyse dadurch erklärt werden, dass die Feuchtigkeit die Grenzfläche zum Epoxid-Patch unterschiedlich stark geschwächt hat. Als Folge stellten sich zwei unterschiedliche Versagensmoden ein (dominant adhäsives Versagen und Mischbrüche), die in einer hohen Streuung der Lebensdauerverteilung resultierten.

Dominant wirkt sich die Schädigung durch die Feuchtigkeit in der Grenzfläche zwischen dem Klebstoff und der Epoxid-Matrix des Patches aus. Die Grenzfläche auf Seiten des Al-Substrats weist für die mittels Bor-Patch reparierten Proben keine sichtbare Schädigung auf.

Um den Einfluss der Feuchtigkeit auf die Al-Grenzfläche zu untersuchen, wurden nun mittels Al-Patch reparierte Proben getestet. Diese weisen im Gegensatz zu den Borfaser-Verbunden nur zwei Grenzflächen auf. Die charakteristischen Eigenschaften beider Grenzflächen sind identisch. Unter gleichbleibenden Ermüdungsbedingungen (65°C ; 100 %rF) wurden mit diesen Proben deutlich höhere Verbundlebensdauern erzielt (Tabelle 28). Die statistische Auswertung ergab für diese reparierten Proben in feuchter Versuchsumgebung eine nur um 28 % reduzierte Lebensdauer gegenüber den in Laboratmosphäre getesteten Proben. Wie erwartet, sind damit auch die Rissfortschrittsraten etwas höher als die der in Laboratmosphäre ermüdeten Verbundproben (Abbildung 5-20: **dunkelgelbe Schraffur**). Der Al-Patch wirkt im Sinne der Reparatur also effektiver als der Bor-Patch.

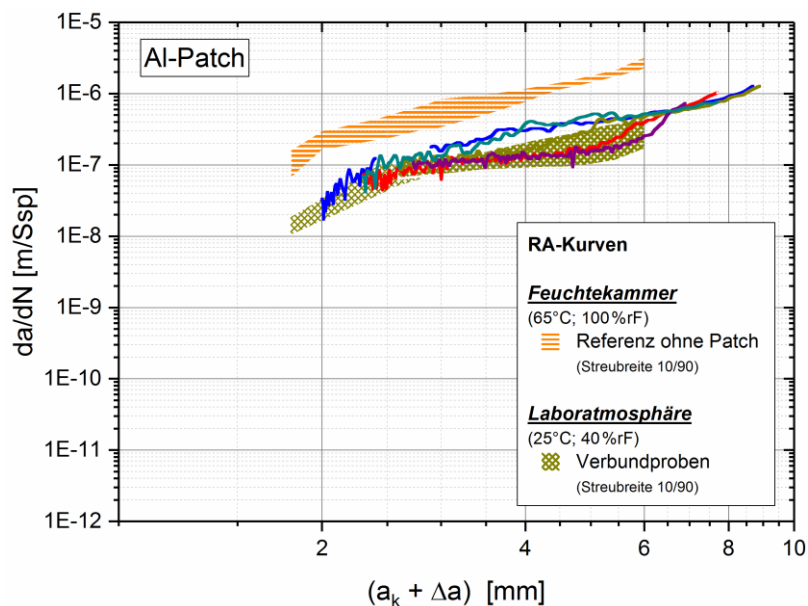


Abbildung 5-20 Verbundproben (Al-Patch) in feuchter Atm. (65°C , 100%rF): GF-nahes Versagen

Gegenüber den Referenzproben in feuchtwarmer Versuchsumgebung (**orange Schraffur**) zeigt sich eine deutliche Reduktion der (da/dN) -Werte. Es fand also ein merklicher Krafttransfer in den Al-Patch statt. Die Wirksamkeit der Reparatur ist nun bis zum Probenversagen nachweisbar. Dies resultiert schließlich in höheren Lebensdauern als im Fall der mittels Bor-Patch reparierten Proben (Kapitel 4.4.3).

Die Feuchtigkeit wirkt sich auf die Grenzflächen der Al-Patches also deutlich weniger schädigend aus. Fraktografische Untersuchungen zeigen großflächig grenzflächennahes, kohäsives Versagen (Abbildung 5-21). Bei einer 20.000-fachen Vergrößerung (gelbes Rechteck) sind die Rückstände des Klebstoffs auf der Grenzfläche deutlich zu erkennen (Abbildung 5-22). Poren im Klebstoff werden nicht geschnitten. Es handelt sich also um grenzflächennahes Versagen im Klebstoff.

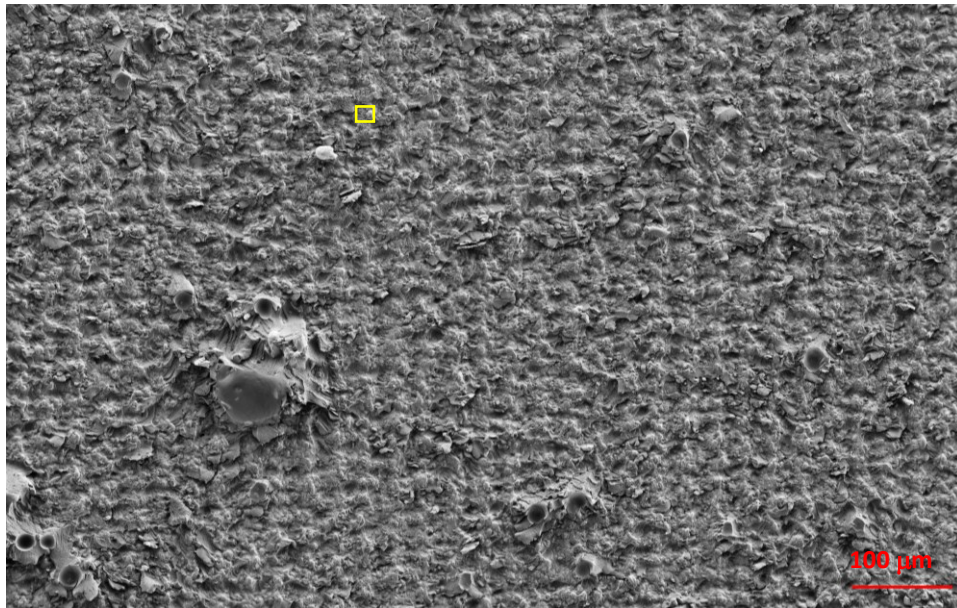


Abbildung 5-21 Al-Patch (65°C,100%rF) Image-Stitching REM: GF-nahes Versagen im Klebstoff in GF Substrat (Al) - Klebstoff



Abbildung 5-22 Ausschnitt aus Abbildung 5-21 (gelbes Rechteck): GF-nahes Versagen im Klebstoff

Eine signifikante Schwächung der laserbehandelten Grenzflächen durch die Feuchtigkeit konnte nur lokal im Bereich der Bohrung nachgewiesen werden (Abbildung 5-23). In der Vergrößerung (gelbes Rechteck: 20.000-fach) sind die nanoskaligen Strukturen der Oxidoberfläche sehr deutlich zu erkennen (Abbildung 5-24). Die Al-Grenzfläche versagt substratseitig in diesem Bereich adhäsiv. Zudem ist der Klebstoff im Bereich der Bohrung durch die im Kerbligament eindringende Feuchtigkeit geschädigt worden. Dies zeigt sich daran, dass neben lokal adhäsiven Versagenszonen auch großflächig kohäsives Versagen auftrat. In der Klebschicht verläuft der Riss nun nicht mehr grenzflächennah, sondern kohäsiv im Klebstoff durch die Poren hindurch. Es handelt sich also im Bereich der Bohrung um einen Mischbruch mit lokal adhäsiven und großflächig kohäsiven Anteilen.

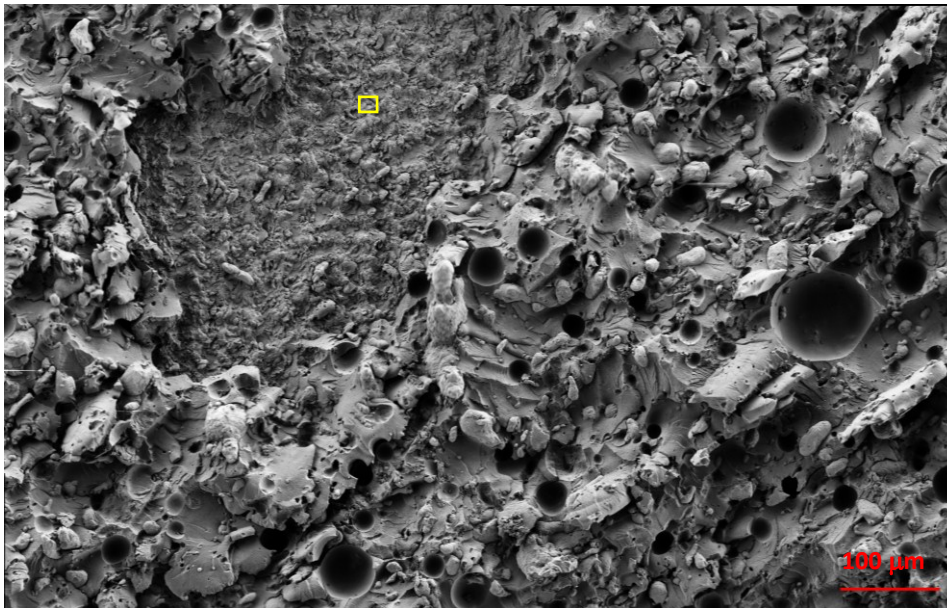


Abbildung 5-23 *Al-Patch* (65°C,100%rF) Image-Stitching REM: koh. mit lokal adh. Versagen in GF Substrat (Al) - Klebstoff

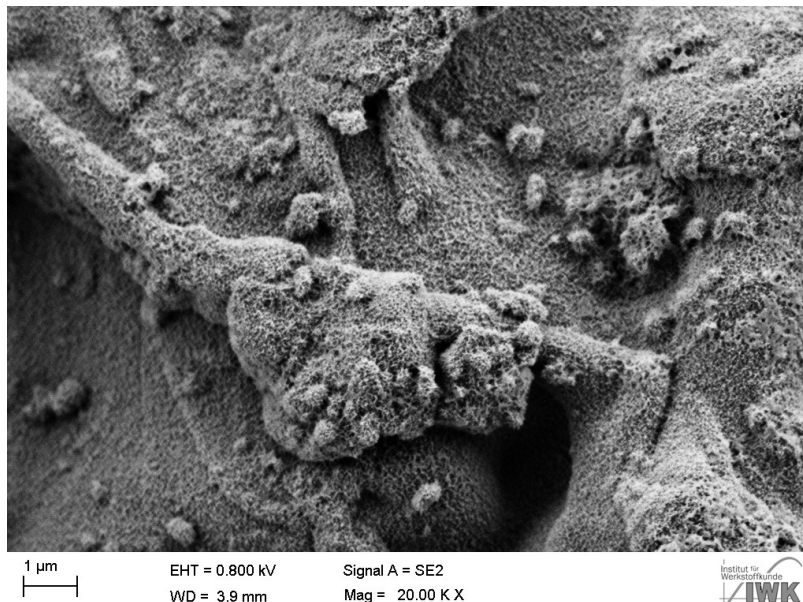


Abbildung 5-24 Ausschnitt aus Abbildung 5-23 (gelbes Rechteck): nanostrukturierte Oxidschicht induziert adhesives Versagen

[Kinloch et al.] untersuchten an DCB-Proben der Al-Legierung AA 2014 den Einfluss erhöhter Feuchtigkeit auf geklebte Strukturen.^[103] Die Oberflächen wurden zuvor mittels chemischer Verfahren (Phosphor-Säure-Anodisierung) vorbehandelt. Die Füge-teile weisen also auch eine nanostrukturierte Oberfläche auf, wie die in dieser Arbeit mittels Laser vorbehandelten Proben. Lokal versagte die Klebung adhäsiv, was auf eine komplexe Wechselwirkung zwischen Feuchtegrad, Spannungszustand und der Oberflächenstruktur zurückgeführt wurde.^{[30] [103]} Eindringende Feuchtigkeit schädigt die Grenzflächen offenbar in Kombination mit hohen lokalen Spannungen, wie sie im Kerbgrund und an der Riss-spitze vorliegen. Dadurch wird adhesives Versagen induziert.

Es ist zu erwarten, dass auch die Glasübergangstemperatur T_g die Ermüdungseigenschaften von Epoxiden beeinflusst. [Ashcroft et al.] untersuchten diesen Zusammenhang an Zug-Scherproben aus kohlefaserverstärkten Epoxiden in feuchtwarmer Atmosphäre.^[104] Deren Experimente ergaben, dass erst im Bereich der Glasübergangstemperatur eine signifikante Beeinflussung der Ermüdungseigenschaften des Klebstoffs zu erwarten ist. [Frömmel] ermittelte für den in dieser Arbeit verwendeten Klebstoff (Hysol EA 9394) Glasübergangstemperaturen zwischen $T_g = 110^\circ\text{C}$ und 180°C . Die maximale Prüftemperatur für die in dieser Arbeit untersuchten Proben betrug 65°C und ist im Vergleich zu T_g deutlich niedriger.

In Kapitel 4.1.4 wurde der Einfluss erhöhter Temperatur (40°C , 65°C) auf die mechanischen Zugeigenschaften von Klebstoff-Bulkproben dargestellt. Bei 65°C stellte sich eine Halbierung der maximalen Bruchlasten ein. [Ashcroft et al.] fanden für einen Epoxidklebstoff ähnliche Ergebnisse. Bei deren Untersuchungen reduzierte sich die Zugfestigkeit von 56 MPa (22°C) auf etwa 42 MPa (50°C).^{[104][105]} Auch die Arbeitsgruppe um [Adams et al.] kam für einen mit Al-Pulver angereicherten Epoxidklebstoff zu ähnlichen Ergebnissen.^[106]

Ein dominantes Versagen im Klebstoff wurde bei den mittels Bor-Patch ertüchtigten Proben jedoch auch in feuchter Atmosphäre nicht gefunden. Mittels fraktografischer Analysen konnten jedoch Diffusionspfade in der Grenzfläche nachgewiesen werden. Dies zeigte sich in den Bereichen, in denen adhäsives Versagen gefunden wurde. Die Kombination von Ermüdung und Feuchtigkeit begünstigt offenbar die Diffusion in den Grenzflächen. Dies mindert die Grenzflächenfestigkeit und begünstigt adhäsives Versagen. Es zeigt sich, dass die Feuchtigkeit die Grenzflächenfestigkeit stärker herabgesetzt haben muss, als die des Klebstoffs. Allgemein zeigten die Experimente, dass die Grenzflächen der Bor-Patches stärker geschwächt wurden als die der Al-Patches. Letztere eignen sich also besser für die Reparatur.

Im Gegensatz zum Al-Patch (eine Grenzfläche: Klebstoff - Al-Substrat) besitzt der Bor-Patch zwei unterschiedliche Grenzflächen, die interlaminaire Grenzfläche zwischen Faser und Matrix sowie die Anbindung zwischen Klebstoff und Epoxid-Matrix. Bei der Bewertung beider Patchsorten ist zwischen den verschiedenen Grenzflächen zu unterscheiden.

5.4 Quantifizierung der Grenzfläche

5.4.1 Einordnung der Grenzflächenfestigkeit

Die bislang diskutierten Befunde zur Lebensdauererweiterung der reparierten CCT-Proben stehen im Einklang mit der Annahme, dass die Ertüchtigung durch eine Lastumlenkung in den Reparaturpatch erzielt wird. Die Effizienz des Lastübertrags wird durch die drei

Grenzflächen oder die Festigkeit des Klebstoffs bestimmt. Für das betrachtete Verbundsystem sind also vier verschiedene Anbindungen zu unterscheiden:

	Festigkeit	Fügepartner	Bor-Patch	Al-Patch
Klebstoff	σ_{koh}	Klebstoff - Klebstoff	x	x
Grenzfläche (GF I)	$\sigma_{GF I}$	Substrat (Al) - Klebstoff	x	x
Grenzfläche (GF II)	$\sigma_{GF II}$	Matrix (Epoxid) - Klebstoff	x	
Grenzfläche (GF III)	$\sigma_{GF III}$	Faser - Matrix	x	

Tabelle 39 Mögliche Anbindungen der Verbundproben: GF (adhäsiv); Klebstoff (kohäsiv)

Die Strukturklebung kann durch unterschiedliche Arten des Versagens dominiert werden, wenn auf die Struktur eine Kraft ausgeübt wird. Die Bruchflächen der Klebungen zeigen allgemein adhäsives, kohäsives oder eine Mischung aus adhäsivem und kohäsivem Versagen. Mittels Bruchflächenanalyse ist man somit in der Lage, qualitative Aussagen über die Festigkeit zu treffen. Kohäsives Versagen einer geklebten Struktur wird beobachtet, wenn die adhäsive Festigkeit größer ist als die kohäsive Festigkeit des verwendeten Klebstoffs.

Die Güte der Reparaturklebung wurde in den vorangegangenen Kapiteln über die erlangten Lebensdauern und die abgeschätzten Entlastungen bewertet. Der experimentelle Lebensdauerertrag der Verbundproben allein lässt jedoch noch keine Interpretation über die Wirksamkeit der Grenzflächen zu. Erst unter Einbeziehung der Bruchflächencharakteristik lassen sich Aussagen über die Wirkungsweise der Reparaturklebung gewinnen.

Die Wirksamkeit des Patches ist optimal, wenn die durch ihn herbeigeführte Ertüchtigung nicht mehr rissauslösend wirkt. Man erhält dann FT-Brüche, die der Spannungsüberhöhung am Überlapp-Ende des Patches geschuldet sind. Ist die Wirksamkeit noch nicht optimal, bildet sich in der Probe ein Riss im Kerbgrund. So zeigte sich bei den mittels Bor-Patch ertüchtigten Proben eine ausgeprägte Streuung der Lebensdauer, die auf den beiden Versagensmoden (FT- und KL-Versagen) beruht und als bimodale Verteilung betrachtet werden muss (Abbildung 4-15 und Anhang 2). Fraktografische Untersuchungen offenbarten, dass alle KL-Brüche der in Normalatmosphäre ermüdeten Verbundproben interlaminares Versagen in der ersten Borfaser-Lage aufwiesen. Daraus folgt, dass die interlaminares Festigkeit (**GF III**) unter Ermüdung, als das schwächste Glied der Kette, den Krafttransfer in den Patch begrenzt. Ein Versagen der Anbindung Substrat (Al) - Klebstoff (**GF I**) wurde nicht gefunden. Damit weist die GF I eine höhere Festigkeit auf als die GF III. Auch die Anbindung Matrix (Epoxid) - Klebstoff (**GF II**) weist eine höhere Festigkeit als die GF III auf. Daraus folgt nun die erste qualitative Abschätzung der Festigkeiten.

$$\sigma_{GF III} < \sigma_{GF I}; \sigma_{GF II}; \sigma_{koh} \quad (36)$$

Im Fall der mit Al-Patch ertüchtigten Proben wirkt nicht der Patch als Schwachstelle, wohl aber der Klebstoff oder die Grenzfläche (GF I). Bei gleichen Versuchsbedingungen erlangten die mittels Al-Patch reparierten Proben eine höhere Lebensdauer als die mittels Bor-Patch

reparierten (Kapitel 4.3). Bei Klebstoffen mit hoher Festigkeit begrenzt grundsätzlich das interlaminare Versagen (GF III) die Effektivität der Reparatur. Die interlaminare Festigkeit sollte also heraufgesetzt werden, um eine vergleichbare Effektivität wie die des Al-Patches zu erhalten.

Die fraktografische Untersuchung der mit Al-Patch verstärkten Proben zeigte grenzflächennahes Versagen im Klebstoff. Dies bedeutet, dass die adhäsive Festigkeit der GF I die kohäsive Festigkeit des Klebstoffs übersteigt.

$$\sigma_{koh} \leq \sigma_{GF I} \quad (37)$$

Wird nun die theoretische Festigkeit eines defektfreien Epoxidklebstoffs zu 70 MPa angenommen, so können die Grenzflächenfestigkeiten für die in Laborumgebung getesteten Klebungen eingeordnet werden (Tabelle 40).

Fügepartner	Grenzflächenfestigkeit
Substrat (Al) - Klebstoff	$\sigma_{GF I} \geq 70 \text{ MPa}$
Epoxidklebstoff	$\sigma_{koh} = 70 \text{ MPa}$
Matrix (Epoxid) - Klebstoff	$\sigma_{GF II} \leq 70 \text{ MPa}$
Faser - Matrix	$\sigma_{GF III} < 70 \text{ MPa}$

Tabelle 40 Einordnung der adhäsiven Grenzflächenfestigkeiten für Laboratmosphäre (kohäsive Festigkeit $\sigma_{koh}=70 \text{ MPa}$)

Durch ausgewählte Vorbehandlungen ist die gezielte Einstellung der adhäsiven Festigkeit möglich. Die mittels Laser behandelten Al-Oberflächen zeigten eine ausgeprägte, nanostrukturierte Topografie (Abbildung 4-2). Diese sorgt u.a. für eine signifikante Vergrößerung der an der Anbindung zum Klebstoff beteiligten Oberfläche. Somit wird die Zahl der möglichen Bindungspartner maßgeblich erhöht. [Frömmel] zeigte bereits, dass eine adhäsive Grenzflächenfestigkeit, die auf nebensvalenten Bindungsanteilen beruht, global höhere Festigkeiten aufweisen kann als der Klebstoff, welcher durch Hauptvalenzen in seiner Festigkeit bestimmt ist. Rasterelektronenmikroskopisch zeigte bereits er an mittels Nd-YAG Laser vorbehandelten Al-Substraten die Bildung einer nanostrukturierten Oxidschicht.^[49] Eine detaillierte Untersuchung der sich durch die Laservorbehandlung bildende Oxidschicht wurde in Kapitel 4.1.1 bereits ausführlich dargestellt. Für Polyamid-Proben untersuchte [Schäfer] den Einfluss der Klebflächenvorbehandlung durch Atmosphärendruckplasma (ADP).^[22] Untersuchungen mit einem Rasterkraftmikroskop (AFM) ergaben, dass sich durch die ADP-Behandlung auch auf Kunststoffoberflächen eine nanostrukturierte Topografie ausbilden kann. Offenbar bedingen solche Oberflächen hohe adhäsive Festigkeiten.^[25]

Für die in dieser Arbeit untersuchten Verbundproben bedeutet dies, dass die Grenzflächen beider Patch-Typen (GF I und GF II) eine hohe adhäsive Festigkeit aufweisen sollten. Die Versuche zeigten im Fall der mittels Bor-Patch ertüchtigten Proben das interlaminare Versagen (GF III). Ein qualitativer Vergleich der Grenzflächen I und II für in Laborumgebung ermüdete Proben ist möglich, allerdings kein quantitativer.

5.4.2 Einfluss feuchtwarmer Atmosphäre auf die Grenzflächenfestigkeit

Die Experimente zeigten, dass die Strukturklebung mittels Al-Patch eine ausreichend hohe adhäsive Festigkeit aufweist, um eine Entlastung der Kerbe zu bewirken. Bei den mittels Bor-Patch ertüchtigten Proben stellte allerdings die geringere interlaminare Festigkeit (GF III) das „schwächste Glied der Kette“ dar. Ein qualitativer Vergleich auf Grundlage einer lebensdauerbasierten Betrachtung verdeutlichte dies (Tabelle 24).

Die Versagenscharakteristik ändert sich hingegen bei den in feuchtwarmer Atmosphäre (65°C: 100 %rF) ermüdeten Verbundproben. Aufgrund des 17-fach erhöhten Feuchtegrades diffundiert Feuchtigkeit in die Grenzflächen ein. Die Bruchflächen der in dieser Atmosphäre ermüdeten, rissbehafteten Verbundproben zeigten daher großflächiges Versagen in der GF II zwischen Klebstoff und Epoxid-Matrix des Borfaser-Patches (Abbildung 5-17). Dieses Versagensmuster wurde ausschließlich bei den rissbehafteten Verbundproben gefunden, die in feuchter Umgebung ermüdet wurden, da bei diesen Proben aufgrund der Vorschädigung ein erhöhter Spannungszustand vorlag. Die Schwächung der GF II bewirkt eine signifikante Reduktion der Lebensdauer (Kapitel 4.4.3). Wenn die adhäsive Festigkeit der Grenzfläche geringer als die des Klebstoffs wird, so wird sich die Wirkung des Lasttransfers in den Patch stark vermindern bzw. sogar ganz verschwinden. Dies zeigten auch die Experimente. Die Rissausbreitungskurven derjenigen Proben, die dominantes Versagen in der GF II zeigten, verliefen im Streuband der in feuchter Atmosphäre ermüdeten, nicht-reparierten Vergleichsproben (Abbildung 5-19: links). Eine Stützwirkung durch den Reparaturpatch zeigte sich bei diesen Proben also nicht mehr.

Für Al-Patches hingegen ist die adhäsive Festigkeit ($\sigma_{GF I}^{\#}$) höher als die der Borfaser-Patches ($\sigma_{GF II}^{\#}$). Daher erlangten diese Verbunde höhere Lebensdauern. Die Feuchtigkeit dringt im Bereich der Überlapp-Enden sowie des Kerbligaments in die Klebschicht ein. Da auch die kohäsive Festigkeit durch die Feuchtigkeit herabgesetzt wird, zeigten fraktografische Untersuchungen großflächig kohäsives Versagen in diesen Bereichen. Lokal versagte die Grenzfläche (GF I) auch adhäsiv (Abbildung 5-24). Die anderen Bereiche, in die noch keine Feuchtigkeit eindringen konnte, zeigten großflächig grenzflächennahes Versagen im Klebstoff (Abbildung 5-21, Abbildung 5-22).

Auf Grundlage dieser Überlegungen können nun die Grenzflächen I und II qualitativ miteinander verglichen werden. Bei gleichen Versuchsbedingungen erlangten die mit Al-Patch reparierten Proben auch in feuchter Versuchsumgebung höhere Lebensdauern als die mit Bor-Patch ertüchtigten. Mit der rissausbreitungsbasierten Betrachtung (Kapitel 5.3.7) kann der Lebensdauerunterschied unter Einbeziehung der Bruchflächencharakteristik auf die Festigkeit beider Grenzflächen zurückgeführt werden. Aus dieser Betrachtung folgt für die Grenzflächenfestigkeit in feuchter Versuchsumgebung (#):

$$\sigma_{GF I}^{\#} > \sigma_{GF II}^{\#} \quad (38)$$

In Laboratmosphäre stellte noch die interlaminaire Festigkeit die Schwachstelle der Klebung dar. In der feuchten Versuchsumgebung konnte interlaminares Versagen nur lokal nachgewiesen werden (Abbildung 5-18). Offensichtlich wird die Festigkeit der GF II also stärker durch die Feuchtigkeit herabgesetzt als die interlaminaire der GF III. In feuchter Versuchsumgebung gilt also für die Grenzflächenfestigkeit:

$$\sigma_{GF III}^{\#} > \sigma_{GF II}^{\#} \quad (39)$$

REM-Untersuchungen der laserbehandelten Al-Substrate zeigten eine nanostrukturierte Topografie (Kapitel 4.1.1). Daraus resultiert, wie bereits diskutiert, eine signifikante Vergrößerung der aktiven Oberfläche. Infolge dessen steigt auch die Anzahl der Einzelbindungen und folglich die Festigkeit der durch nebervalente Bindungen definierten Grenzfläche an. Die Summe der intakten Nebervalenzen bietet offensichtlich eine für den Lasttransfer ausreichend hohe Festigkeit. In der GF II übersteigen die anliegenden Lasten die adhäsive Festigkeit. Somit kommt es zum Versagen dieser Grenzfläche.

Aufgrund der Vorschädigung liegt zudem ein veränderter Spannungszustand vor. Dies bewirkt von Anfang an eine im Vergleich zu den nicht-vorgeschädigten Verbunden erhöhte Spannung in der Klebschicht. Es wurde bereits diskutiert, dass sich der Lasttransfer in den Reparaturpatch als eine Folge der Dehnung des Klebstoffs einstellt (Kapitel 5.3.6). Eine zusätzliche Sensitivität für den veränderten Spannungszustand führt schließlich zum Grenzflächenversagen. Die Sensitivität der GF II in feuchter Versuchsatmosphäre wird durch eine vorhandene mechanische Spannung also verstärkt. Es bilden sich Diffusionspfade in der Grenzfläche, entlang derer Feuchtigkeit eindringen kann und schließlich eine Schädigung der Grenzfläche bewirkt.^{[30] [103]}

Für eine Versuchstemperatur von 65°C wurde die kohäsive Festigkeit des Klebstoffes zu $\sigma_{koh,65^{\circ}C} \leq 38 \text{ MPa}$ bestimmt (Kapitel 4.1.4). Der erhöhte Feuchtegrad schädigt die Strukturklebung jedoch zusätzlich. Für den in feuchtwarmer Versuchsumgebung eingesetzten Klebstoff gilt somit qualitativ: $\sigma_{koh,65^{\circ}C}^{\#} < \sigma_{koh,65^{\circ}C}$. Eine sichere Quantifizierung der Grenzflächenfestigkeiten der in feuchtwarmer Versuchsumgebung ermüdeten Proben kann nicht durchgeführt werden.

Die Strukturklebung wird in feuchtwarmer Versuchsumgebung geschwächt. Einerseits bewirkt die erhöhte Temperatur eine Verminderung der kohäsiven Festigkeit des Klebstoffs. Dies begrenzt den maximal möglichen Lasttransfer in den Reparaturpatch und somit die Wirksamkeit der Reparatur. Die Wahrscheinlichkeit kohäsives Versagen zu finden wird somit erhöht. Andererseits bewirkt der erhöhte Feuchtegrad eine zusätzliche Schädigung. Bilden sich Diffusionspfade entlang der Grenzflächen aus, kann dies adhäsives Versagen der Grenzflächen initiieren.

5.5 Rissinitiierung und 2-dimensionale Rissausbreitung

Bei allen Berechnungen wurde bislang davon ausgegangen, dass sich bei KL-Proben Risse symmetrisch aus der zentralen Bohrung heraus ausbreiten. Darüber hinaus wurde der Riss nur 1-dimensional betrachtet.

Experimente haben jedoch gezeigt, dass sich kurze Risse ($\Delta a < 370 \mu\text{m}$) 2-dimensional ausbreiten. Solche Risse erreichen noch nicht die Dimension der Probendicke (z-Richtung) und breiten sich erfahrungsgemäß elliptisch in x- und z-Richtung aus. [Wilhelm] untersuchte die Rissausbreitung viertel- und halbelliptischer Anrisse an einseitig gekerbten Flachproben (SEN-Proben).^[63]

Bei der Risslängendetektion ist zwischen drei unterschiedlichen Risslängendefinitionen zu unterscheiden (Abbildung 5-25).

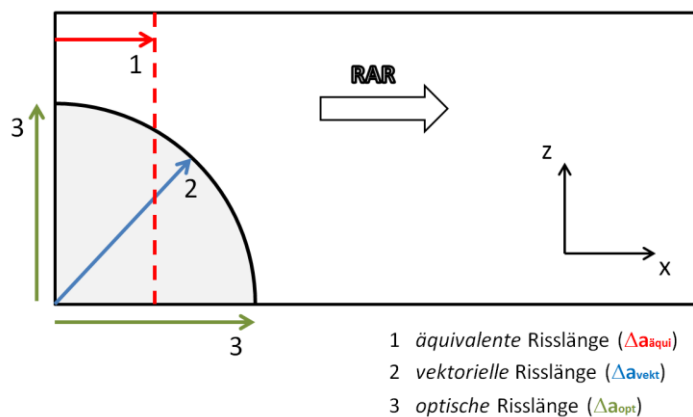


Abbildung 5-25 Darstellung unterschiedlicher Risstypen nach [63]

Bei der **äquivalenten** Risslänge $\Delta a_{\text{äqui}}$ handelt es sich um die auf die Probenbreite B bezogene Rissfläche ΔA (Formel (40)). Diese Definition beschreibt die 1-dimensionale Risslänge, die mit der DC-Potentialsonde erfasst wird.

$$\Delta a_{\text{äqui}} = \frac{\Delta A}{B} \quad (40)$$

Die **optische** Risslänge Δa_{opt} entspricht der messbaren Risslänge an der Probenoberfläche. Die **vektorielle** Risslänge Δa_{vekt} beschreibt die Länge spezifischer Risspfade, die senkrecht zur Rissfront verlaufen. Abhängig von der Risskontur können sich die Beträge der Risslängen z.T. stark unterscheiden.

Die Risslängendetektion mittels DC-Potentialsonde lässt nur die Berechnung der äquivalenten Risslänge zu (Kapitel 3.4). Eine Unterscheidung zwischen der vektoriellen, optischen und äquivalenten Risslänge, die bei der 2-dimensionalen Rissausbreitung betrachtet werden müssen, ist daher nicht möglich. Aus diesem Grund ist die 1-dimensionale Risslängenbestimmung mit der Potentialsonde im Bereich kurzer Risse nur

bedingt aussagekräftig. Erst wenn Risse vorhanden sind, die über die gesamte Probendicke verlaufen, dominiert die 1D-Rissausbreitung. Solche Risse werden im Folgenden als makroskopische Risse bezeichnet. Sie können mit der Potentialsonde qualitativ und quantitativ erfasst werden.^[63]

Nun werden die Anriss-Szenarien in Bezug auf die Probengeometrie betrachtet. Bei den SEN-Proben können sich zwei Eckanrisse ausbilden. [Wilhelm] konnte zeigen, dass sich Eckanrisse schneller ausbreiten als Risse, die sich flächig im Kerbgrund bilden. Die Risskontur bestimmt somit auch die Lebensdauer. Den Einfluss unterschiedlicher Anrisstypen (Eckanriss, Oberflächenriss) untersuchte [Tiedemann] auf die Rissausbreitung im kernnahen Bereich.^[64] Anrisstyp und Risskontur bestimmten letztlich die Streuung in der Lebensdauer.

Im Fall der in dieser Arbeit untersuchten CCT-Proben verdoppelt sich die Zahl möglicher Anrissorte. So können sich geometriebedingt jeweils bis zu zwei dominante Eckanrisse auf den gegenüberliegenden Seiten der Bohrung ausbilden, welche sich gegenseitig in ihrer Rissausbreitung beeinflussen, solange sie voneinander getrennt sind. Zusätzlich ist die Bildung halb-elliptischer Oberflächenrisse über den Probenquerschnitt möglich. Fraktografische Untersuchungen belegen diese Anriss-Szenarien, die schematisch in Abbildung 5-26 dargestellt sind.

Bei den unbehandelten Referenzproben bildeten sich vermehrt halbelliptische Oberflächenrisse entlang der Kerbe in z-Richtung aus. Vereinzelt wurden zusätzlich auch Eckanrisse detektiert.

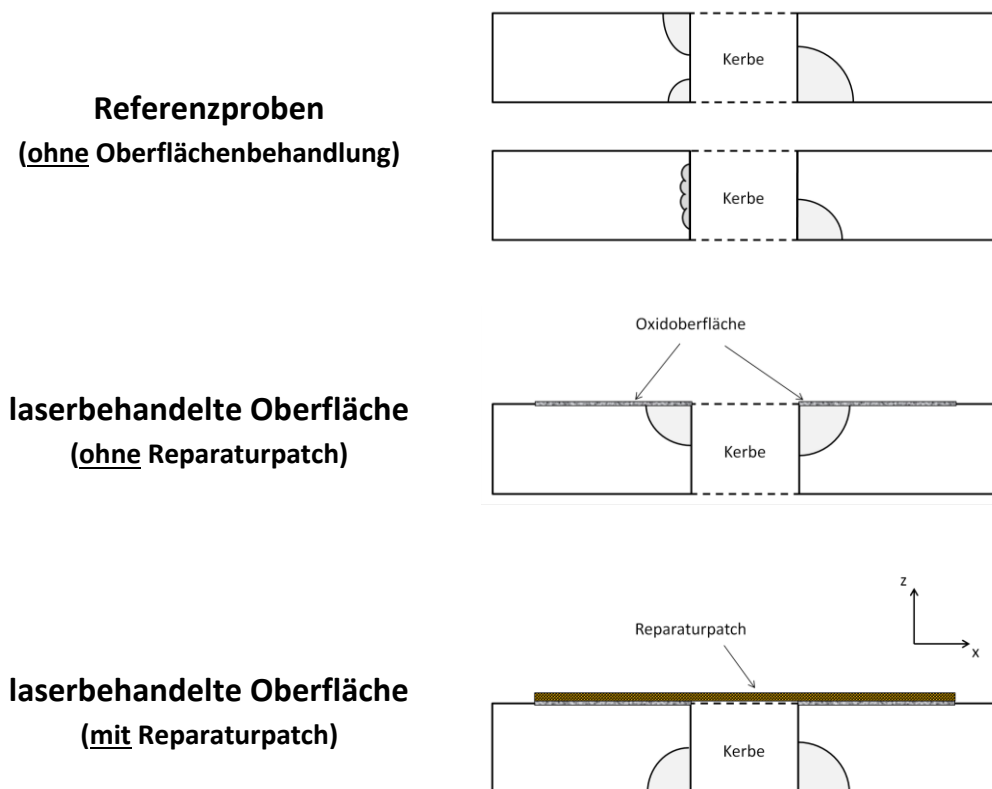


Abbildung 5-26 Mögliche Anriss-Lokalisationen für unterschiedliche Behandlungszustände

Bei den laserbehandelten Proben bildeten sich aufgrund erhöhter mikrostruktureller Rauigkeiten (Kapitel 4.1.2) ausschließlich Eckanrisse auf der laserbehandelten Probenseite aus. Auf der gegenüberliegenden, nicht gelaserten Seite waren hingegen keine Anrisse zu finden. Der Einfluss der Laservorbehandlung auf die Ermüdungseigenschaften zeigte sich, wie erwartet, in einer Reduktion der Lebensdauer in Form von beschleunigter Anrissbildung (Kapitel 4.2.2 und Anhang 4).

Im Vergleich dazu bildeten sich bei den ertüchtigten Verbundproben die Anrisse auf der reparaturabgewandten Probenseite aus. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die einseitige Klebreparatur zum einen die verstärkte Probenseite entlastet und zum anderen Biegemomente bewirkt, welche auf der gegenüberliegenden Probenseite zu einer erhöhten Zugspannung führen. Dies resultiert in einer Spannungsüberhöhung im Bereich der Bohrung, welche schließlich einen Anriss initiiert. Die 2-dimensionale Ausbreitung von zwei Eckanrissen, die sich aus der Kerbe heraus ausbreiten, findet sich bei nahezu allen ertüchtigten Proben, wenn KL-Versagen dominiert. Im Folgenden wird die 2-dimensionale Rissausbreitung auch als „lokale Asymmetrie“ bezeichnet.

Mit den von [Tiedemann] erlangten Erkenntnissen zur Kurzrisssausbreitung an Kerben ergibt sich zwangsläufig eine Zunahme der Messwertstreuung für 2-dimensionale, kurze Risse unterschiedlicher Risskonturen. Dies wirkt sich dann auch auf die Streuung in der Lebensdauer aus. Anrisstyp und Risskontur können also eine Bimodalität in der Lebensdauerstreuung erklären, wenn zwei unterschiedliche Risstypen die Rissausbreitung dominieren. Weitere Beispiele sowie eine Fehlerabschätzung für bimodale Verteilungen sind im Anhang 2 angeführt.

Die Lebensdauerstreuung der Referenzproben (Abbildung 5-27: rot) weist auf einen bimodalen Charakter hin und stützt somit die oben angegebenen Überlegungen.

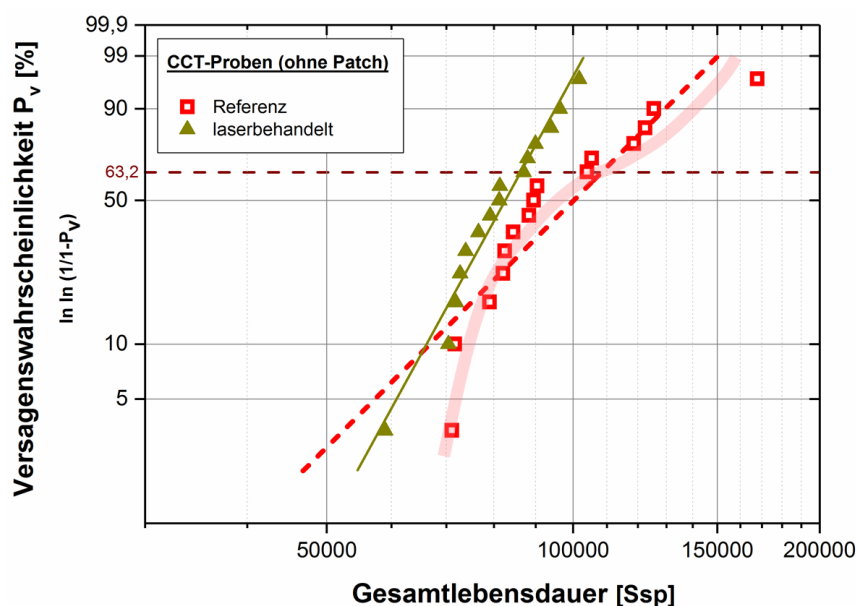


Abbildung 5-27 Reparatur-induzierter Kerbeinfluss auf Ermüdungseigenschaften von CCT-Proben

Bei den laserbehandelten CCT-Proben hingegen (**dunkelgelb**) dominiert lediglich ein Risstyp (Eckanriss) die Rissausbreitung. Die Lebensdauerverteilung zeigt für diese Proben daher einen monomodalen Verlauf. Die starke Streuung der Lebensdauer der Referenzproben ist also der 2-dimensionalen Rissausbreitung unterschiedlicher Anrisse geschuldet. Wenn die Lebensdauer von zwei Risstypen (Eckanriss + Oberflächenriss) dominiert wird, zeigt sich der bimodale Charakter in der Streuung.

2D-Risse, die mit der Potentialsonde gemessen werden, bedingen eine Unsicherheit in der Risslängenbestimmung. Dies wirkt sich auch auf die Rissfortschrittsraten aus. Die Streuung der (da/dN) -Werte im Bereich kurzer Risse zeigt Abbildung 5-8.

Die Risse, welche sich aus der Bohrung heraus ausbreiten, können sich wechselseitig beeinflussen. Beispielsweise bildet sich nur ein Riss in der Bohrung, der sich plötzlich verzögert ausbreitet. Dafür bildet sich dann auf der gegenüberliegenden Seite der Bohrung ein zweiter Riss. Solche Szenarien sind indirekt mit der Potentialsonde erkennbar.

Dies zeigt sich auch in den Rissausbreitungskurven. So nimmt die Rissfortschrittsrate bei 9 von 15 Referenzproben nicht stetig zu, sondern erreicht zunächst ein Maximum, gefolgt von einer anschließenden Reduktion der (da/dN) -Werte mit geringem Steigungsgradienten. In dem Verlauf der Risslänge tritt dieser Effekt als lokaler Wendepunkt auf (Abbildung 5-28: Schraffur). In dem differenzierten Signal $(\Delta a/\Delta N)$ resultiert folglich ein lokales Maximum.

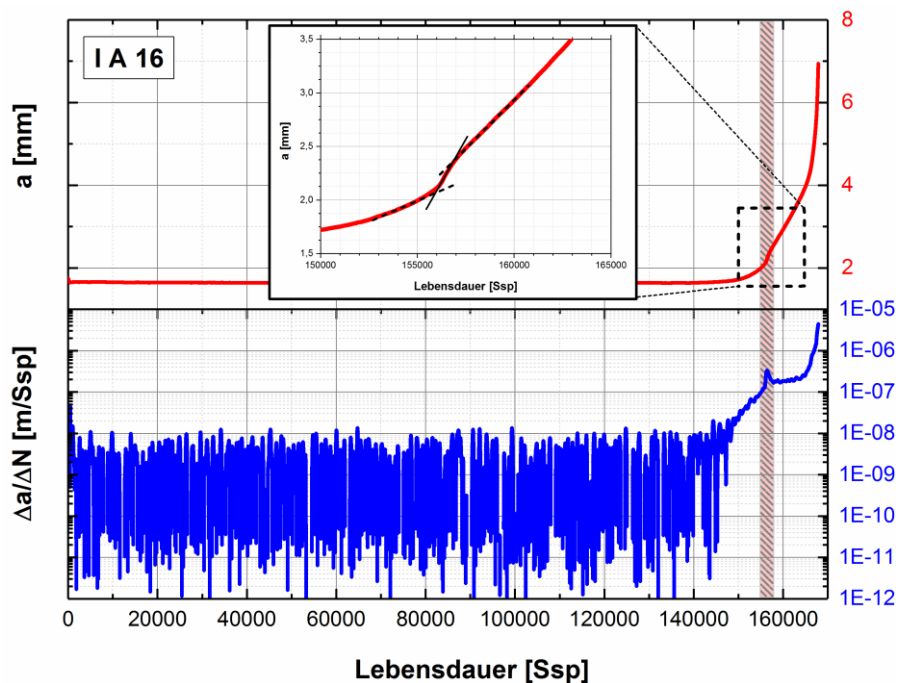


Abbildung 5-28 Untersuchung der Entwicklung der Rissfortschrittsrate: Wendepunkt in Risslänge a (Schraffur)

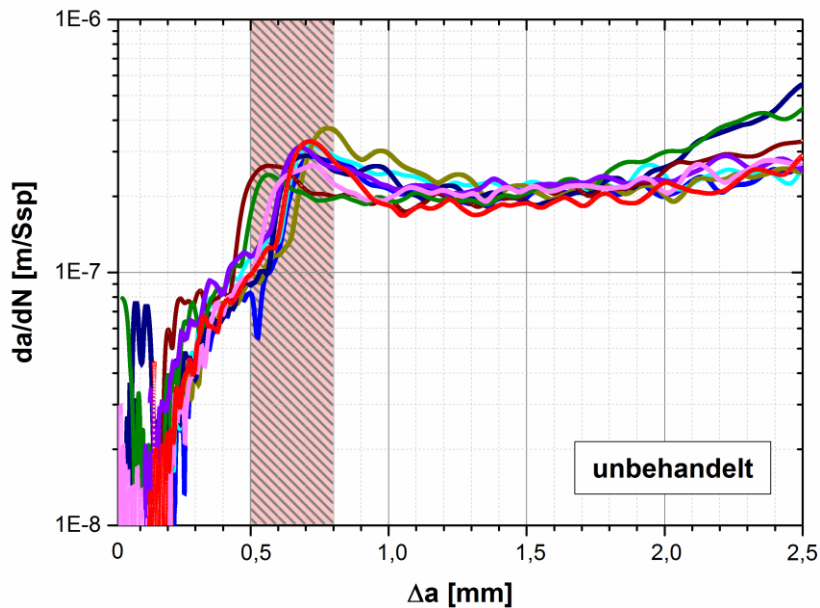


Abbildung 5-29 Untersuchung Entwicklung Rissfortschrittsrate (Referenz)

Die Referenzproben, die einen schwachen Anstieg in der Rissausbreitungskurve zeigen, bilden zunächst ein solches Maximum in der Rissfortschrittsrate (Abbildung 5-29). Das lokale Maximum befindet sich in einem Risslängenbereich $0,5 \text{ mm} \leq \Delta a \leq 0,8 \text{ mm}$ (Schraffur). In diesem Bereich kommt es offenbar zu einer wechselseitigen Beeinflussung unterschiedlicher Anrisse. Es sind hier zwei unterschiedliche Varianten denkbar. Entweder beeinflussen sich zwei unterschiedliche Anrisse auf einer Probenseite, indem sie zu einem makroskopisch zusammenhängenden Riss zusammenwachsen oder die Rissausbreitung eines Risses wird infolge eines neuen Anrisses auf der gegenüberliegenden Seite der Bohrung verzögert. Die genaue Ursache für die Rissverzögerung ist mit der Potentialsonde nicht detektierbar.

Der Einfluss einer asymmetrischen Rissausbreitung wirkt sich also sowohl auf die Rissfortschrittsrate (lokales Maximum) als auch die Charakteristik der Lebensdauerverteilung aus. Deren bimodaler Verlauf der Referenzproben ist somit auf die gegenseitige Beeinflussung unterschiedlicher Anrisstypen zurückzuführen. Mit der integral messenden Potentialsonde können diese 2-dimensionalen Effekte nur indirekt erfasst werden.

Aufgrund der Probengeometrie können sich die Risse auf beiden Seiten der Bohrung ausbilden. Eine zeitgleiche, symmetrische Rissinitiierung ist äußerst unwahrscheinlich. Die Rissausbreitung wird also neben der 2-dimensionalen Rissausbreitung (lokale Asymmetrie) auch von einer „globalen Asymmetrie“ bestimmt.

5.5.1 Quantitative Auswertung von Risskonturen

Bei der in Kapitel 5.2 und 5.3 durchgeführten Quantifizierung der Reparaturmethode wurde für die Berechnung eine homogene Entlastung durch den Reparaturpatch im Kerbbereich

zugrunde gelegt. Bei den Verbundproben kommt es aufgrund der einseitigen Reparatur jedoch zu einer inhomogenen Entlastung.^[107] Daher entsteht ein Spannungsgradient in Dickenrichtung, welcher durch die Probendicke B bestimmt wird.^{[8] [9] [108]} Bei erfolgreichem Krafttransfer wird dieser Spannungsgradient zu einer asymmetrischen Rissausbreitung führen, was sich in einer lokalen Asymmetrie der Risskontur bemerkbar machen sollte.^{[109]-[111]} Die Risskonturen können also als Maß für die lokale Asymmetrie der Rissausbreitung herangezogen werden. Zur näheren Untersuchung der einseitigen Reparaturklebungen auf die lokale und globale Asymmetrie in der Ausbreitung makroskopischer Risse wurde eine Rissverfolgung auf der Bruchfläche durch Überlasten (OL) durchgeführt. Die fraktografische Analyse liefert Erkenntnisse über die Risskonturen zum Zeitpunkt der Überlasten. Somit ist eine zweifelsfreie Zuordnung zu der jeweiligen Risslänge möglich.

Vor der einseitigen Reparatur mittels borfaserverstärkten Epoxid-Patch wurden die Proben mit einem Schwingungsriss der Länge $\Delta a_{vs} = 370 \mu\text{m}$ (techn. Anriss) vorgeschädigt. Ermüdet wurden die Verbunde in Laboratmosphäre bis zum Probenbruch mit einer zweistufigen Betriebslast mit einem Spannungsverhältnis $R = 0,1$ (Tabelle 41).

	Oberspannung σ_{max} [MPa]	Schwingspiele ΔN_i [Ssp]
GL (Grundlast)	185	5.000
OL (Überlast)	277,5	1

Tabelle 41 2-stufige Betriebslast für OL-Versuche

Die Klebreparatur bewirkte, wie erwartet, eine deutliche Lebensdauersteigerung. Für die einstufig mit der Grundlast (GL) ermüdeten Verbundproben wurde gegenüber den Referenzproben eine Lebensdauersteigerung um den Faktor 4 auf etwa 51.000 Ssp erzielt (Tabelle 24). Die nun zweistufig (GL + OL) getesteten Verbunde erlangten eine Lebensdauersteigerung um einen Faktor von bis zu 19 (Abbildung 5-30).

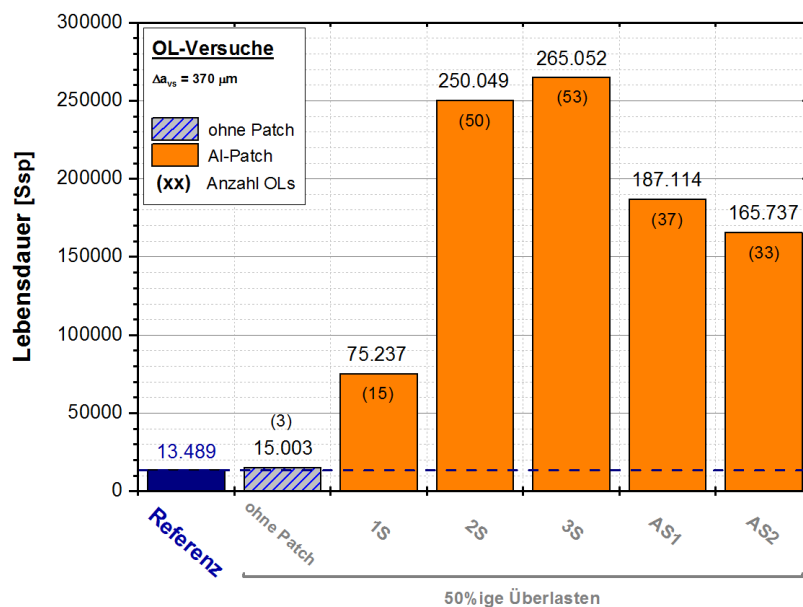


Abbildung 5-30 Verbundlebensdauern aus den OL-Experimenten; Vorschädigung der Proben $\Delta a_{vs}=370\mu\text{m}$

Der Lebensdauergewinn resultiert einerseits aus der Entlastung, die durch die Klebreparatur erlangt wurde, andererseits aus den Auswirkungen der eingestreuten Überlasten, welche eine zusätzliche Verzögerung der Rissausbreitung bewirken.^{[84][85]} Der Lasttransfer in den Patch und die Retardation der Rissausbreitung bedingen also gemeinsam eine Rissverlangsamung, die zu dem hohen Lebensdauergewinn der reparierten, 2-stufig beanspruchten Verbunde führt.

Infolge der eingestreuten Überlasten entstehen auf der Bruchfläche Marker-Linien, welche die jeweilige Risskontur zum Zeitpunkt der Überlast abbilden. Die fraktografische Analyse liefert also Erkenntnisse über das 2-dimensionale Rissausbreitungsverhalten.

Proben, welche ohne Reparaturpatch zweistufig ermüdet wurden, zeigten, wie erwartet, eine nur leicht gekrümmte, symmetrische Rissfront (Abbildung 5-31). Die Bruchfläche zeigt die Marker-Linien (rot) der drei Überlasten. Die dritte Überlast leitete das Probenversagen ein.

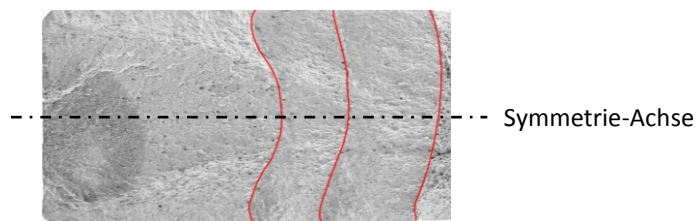


Abbildung 5-31 Einseitige Bruchfläche CCT-Probe (ohne Patch) mit Marker-Linien (rot) infolge einzelner Überlasten

Ein anderes Bruchbild zeigte sich bei den mit Patch reparierten Proben. Der einseitig aufgebrachte Patch bewirkt bei diesen Proben eine ausgeprägte Asymmetrie in der Risskontur (Abbildung 5-32). Die Rissausbreitung wird auf der ertüchtigten Probenseite aufgrund der Entlastung verzögert. Auf der abgewandten Seite hingegen breitet sich der Riss nahezu ungestört aus. Die 11 Marker-Linien (rot) indizieren eine Lebensdauer von 55.000 Ssp. Die experimentelle Lebensdauer der Probe betrug hingegen etwa 75.000 Ssp. Die ersten vier Marker sind auf der Bruchfläche nicht nachweisbar.

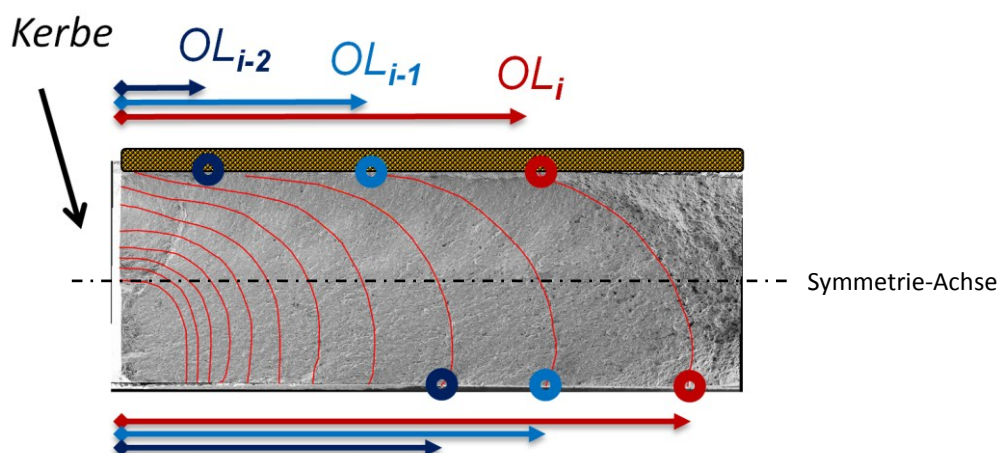


Abbildung 5-32 Einseitige Bruchfläche der Probe „15“ (Bor-Patch: gelb) mit Marker-Linien (rot) infolge einzelner Überlasten

Zur Beschreibung der Rissfront wird nun ein Symmetrie-Parameter V_{ratio} eingeführt. Dieser Parameter beschreibt das Verhältnis der Risslängen, die jeweils an der freien und gepatchten Probenseite gemessen wurden. Er ist damit ein Maß für die 2-dimensionale Rissausbreitung makroskopischer Risse. Die Risslänge an der freien Probenseite wird als Δa_{frei} bezeichnet, die der reparierten Probenseite mit Δa_{Patch} . Aus dem Verhältnis beider Risslängen zueinander resultiert für jede Risskontur der Symmetrie-Parameter $V_{ratio,i}$ (Formel (41)).

$$V_{ratio,i} = \frac{\Delta a_{frei,i}}{\Delta a_{Patch,i}} \quad (41)$$

Für symmetrische Rissflanken gilt $\Delta a_{frei} = \Delta a_{Patch}$ und somit $V_{ratio} = 1$. Bestimmt hingegen eine anisotrope Kraftentlastung die Rissausbreitung, so nimmt der Parameter Werte $V_{ratio} > 1$ an. Werden nun die Verhältnisse beider optischer Risslängen (Δa_{frei} , Δa_{Patch}) über die fraktografische Risslänge ($a_k + \Delta a_{äqui}$) aufgetragen, so ergibt sich mit fortschreitender Rissausbreitung die folgende Darstellung (Abbildung 5-33).

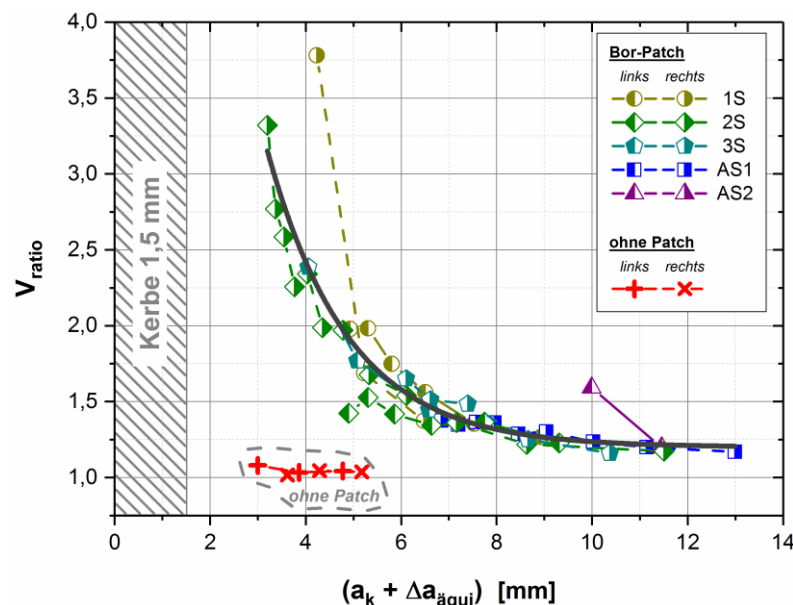


Abbildung 5-33 Entwicklung lokaler Asymmetrie über ausgewertete Marker-Linien

Im Fall der Referenzproben, die nicht mit einem Reparaturpatch ertüchtigt wurden (rot), beträgt der Symmetrie-Parameter, wie erwartet, während der gesamten Rissausbreitungsphase $V_{ratio} \approx 1$, d.h. die Rissausbreitung ist symmetrisch. Anders verhält sich dies bei den mittels Patch ertüchtigten Proben. Für Risslängen ($a_k + \Delta a_{äqui}$) ≤ 6 mm ist der Symmetrie-Parameter stark erhöht, d.h. $\Delta a_{frei} \gg \Delta a_{Patch}$. Mit fortschreitender Risslänge nähern sich Δa_{frei} und Δa_{Patch} immer weiter an und der Symmetrie-Parameter nähert sich mit $V_{ratio} \approx 1,2$ dem idealen Wert $V_{ratio} \rightarrow 1$ an.

Unter der Voraussetzung, dass sich die Asymmetrie in der Rissausbreitung für einstufig ermüdete Proben ähnlich auswirkt wie in den zweistufigen Experimenten mit Überlasten, bedeutet dies für die Reparatur Folgendes:

- 1.) Die Reparatur ist wirksam auch für große Risslängen, da der Symmetrie-Parameter Werte von $V_{ratio} > 1$ annimmt.
- 2.) Für längere Risse ($a_k + \Delta a_{äqui} > 6 \text{ mm}$) baut sich eine lokale Symmetrie in der Rissausbreitung auf.

Mit der Rissverfolgung mittels Überlasten ist es auch möglich, das global asymmetrische Rissausbreitungsverhalten zu erfassen. Dazu wurden die fraktografisch ermittelten Risserweiterungen $\Delta a_{äqui,OL,i}$ aufeinander folgender Überlasten links- und rechtsseitig der Bohrung ausgewertet. Aufgrund der geringen Überlastintervalle ($\Delta N_{OL} = 5.000 \text{ Ssp}$) liegen die Markerlinien für geringe Risslängen sehr nahe beieinander. Daher sind für kleine Risslängen nicht alle Rissfronten auf der Bruchfläche nachweisbar. Daher wurden lediglich die letzten Überlasten, welche die makroskopische Rissausbreitung bestimmen, ausgewertet. Die Risserweiterungen zwischen zwei Überlasten sind in Abbildung 5-34 für beide Probenhälften über die jeweiligen Zyklenzahlen aufgetragen.

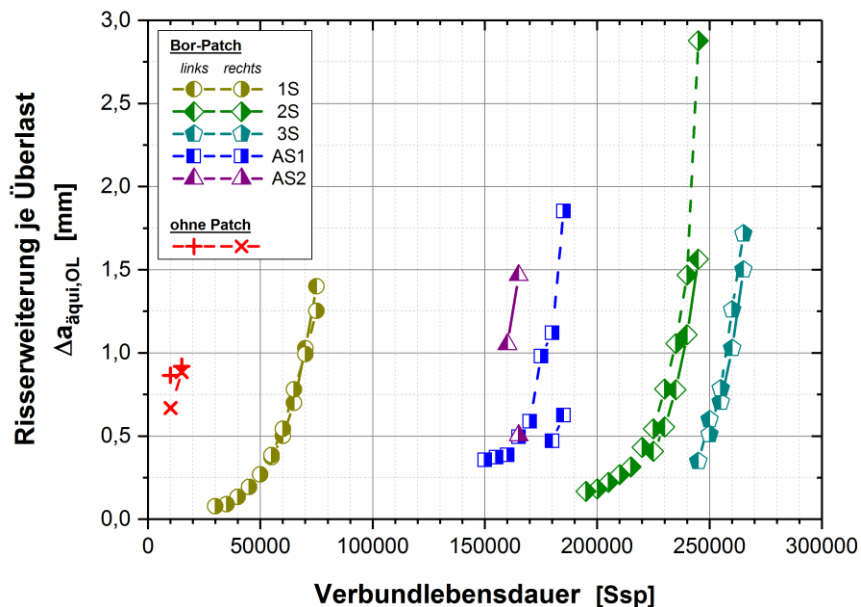


Abbildung 5-34 Risserweiterung $\Delta a_{äqui}$ zwischen 2 OL im Vergleich

Globale Asymmetrie zeigt sich im Versatz der links- und rechtsseitig ermittelten Risserweiterungen bei gleicher Zyklenzahl. Die nicht-reparierte Vergleichsprobe (rot) weist global symmetrische Rissausbreitung auf, da beide Probenhälften gleiche Risserweiterungen $\Delta a_{äqui,OL,i}$ zeigen. Bei den reparierten Proben zeigt sich eine solche Symmetrie nur bei 3 der 5 getesteten Proben (1S, 2S, 3S). Die Rissausbreitung der Verbunde AS1 und AS2 wird hingegen von globaler Asymmetrie bestimmt. Bei diesen Proben ist die Differenz der Risserweiterungen $\Delta a_{äqui,OL}$ beider Probenhälften sehr stark ausgeprägt.

In Abbildung 5-35 sind die fraktografisch ermittelten Risslängen (Symbole) den mittels Potentialsonde gemessenen Risslängen (durchgezogene Linien) gegenübergestellt. Es zeigt sich der Einfluss der global asymmetrischen Rissausbreitung auf die Risslängendetektion mittels Potentialsonde.

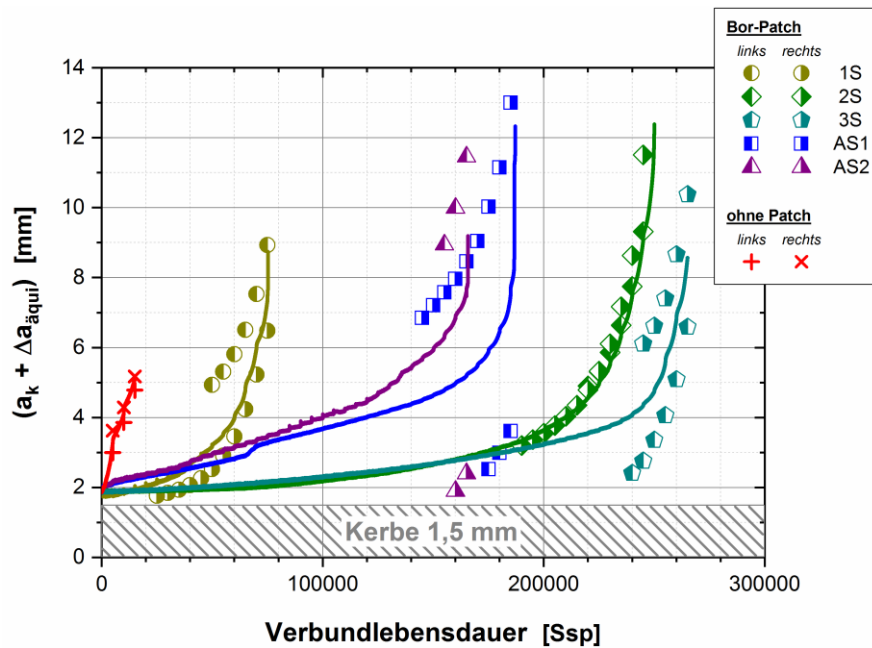


Abbildung 5-35 Einfluss global asymmetrischer Rissausbreitung auf Unsicherheit in Risslänge a_{pot}

Für die Referenzprobe (rot: ohne Patch) zeigt sich aufgrund symmetrischer Rissausbreitung, wie erwartet, eine sehr gute Übereinstimmung der fraktografisch und integral über die Potentialsonde ermittelten Risslängen. Bei den Verbundproben zeigt sich eine zufriedenstellende Übereinstimmung in der Rissausbreitung nur für die Proben 1S und 2S. Besonders stark erscheint hingegen die Asymmetrie der Proben AS1 und AS2. Bei diesen Proben dominiert eine einseitige Rissausbreitung nahezu die gesamte Verbundlebensdauer.

Lokale und globale Asymmetrie können mit der Potentialsonde grundsätzlich nicht detektiert werden, da die elektrische Spannungsänderung ΔU zwischen den Potential-Abgriffen integral erfasst wird. Dies führt zu der in Abbildung 5-35 dargestellten Diskrepanz in der Risslängendetektion.

Die Potentialsonde liefert nur dann exakte Risslängen, wenn sich die Risse auf beiden Seiten gleichmäßig ausbreiten. In Kapitel 3.4 wurde die Messgenauigkeit der Potentialsonde bis zu einer Risslänge $(a_k + \Delta a) = 6$ mm dargestellt. Wird diese Grafik nun um die gemittelten, fraktografischen Risslängen beider Probenseiten $\bar{a}_{\ddot{a}qui}$ (Formel (42)) der Überlast-Experimente erweitert, so zeigt sich die Abweichung der Potentialsonde für große Risslängen unter der Voraussetzung symmetrischer Rissausbreitung (Abbildung 5-36).

$$\bar{a}_{\ddot{a}qui} = \frac{a_{\ddot{a}qui,links} + a_{\ddot{a}qui,rechts}}{2} \quad (42)$$

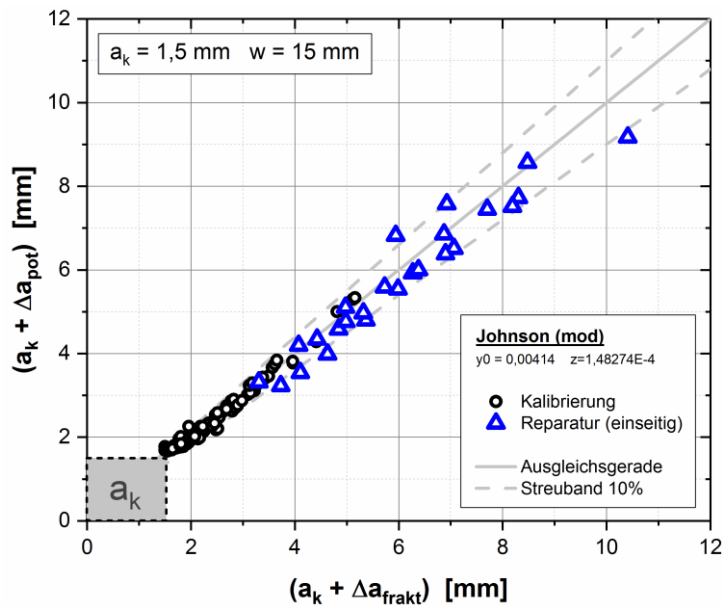


Abbildung 5-36 Einfluss global asymmetrischer Rissausbreitung auf Unsicherheit in Risslängendetektion mittels DC-Potentialsonde (\bar{a}_{aqui})

Die Gegenüberstellung zeigt, dass die Potentialsonde auch für große Risslängen verlässliche Werte liefert, solange symmetrische Rissausbreitung vorliegt.

Die einseitige Reparatur verursacht eine inhomogene Entlastung der CCT-Proben. Dies bewirkt einen Spannungsgradienten, welcher sich in Dickenrichtung der Verbundproben auswirkt und in einer gekrümmten Risskontur resultiert (lokale Asymmetrie). Darüber hinaus kann sich diese inhomogene Entlastung durch den Reparaturpatch auch global in einer links- und rechtsseitig der Bohrung asymmetrischen Rissausbreitung auswirken. Dies kann zu einer ausgeprägten Unsicherheit in der Risslängenerfassung führen (Abbildung 5-35).

Aufgrund der streuenden Merkmalswerte ($\langle \Delta a \rangle$, $\langle \Delta N \rangle$) ist es notwendig die experimentell ermittelten Messdaten einer statistischen Auswertung zu unterziehen. Messungenauigkeiten lassen sich somit reduzieren. Definiert man die Streubreite 10/90 der statistischen Verteilungen als Maß für die Unsicherheit, so lässt sich der Einfluss der teilweise asymmetrischen Rissausbreitung sehr einfach darstellen. Vergleicht man die Streubreite der Rissfortschrittsraten der Referenz- mit denen der Verbundproben, so wird deutlich, dass sich die asymmetrische Rissausbreitung makroskopischer Risse nicht merklich auf die statistische Verteilung auswirkt. Die Rissfortschrittsraten weisen eine vergleichbare Streubreite bei gleichen Risslängen auf (vgl. Abbildung 5-11).

5.6 Wirkung der Patches auf kurze und lange Risse

Die separate Betrachtung der Anriss- und Rissfortschrittslebensdauer ertüchtigter und nicht-ertüchtigter Proben bestärkt die Annahme, dass der Reparaturpatch sowohl in der Phase der Rissinitiierung als auch in der Ausbreitungsphase (ΔN_{ic}) zur Entlastung beiträgt. In

Tabelle 42 sind die Anriss- und Rissfortschrittslebensdauer der Referenzproben denen der mittels Bor-Patch ertüchtigten Proben gegenübergestellt.

Charge	ΔN_a [Ssp]	ΔN_{lc} [Ssp]
Referenz	95.308	13.489
Bor-Patch	170.557	46.758
Faktor Lebensdauersteigerung	1,8	3,5

Tabelle 42 Wirkung der Ertüchtigung auf die Anriss- und Rissfortschrittslebensdauer

Während für die makroskopische Anrissbildung ($\Delta a \leq \Delta a_{\text{tech}}$) durch die Ertüchtigung eine Lebensdauersteigerung um den Faktor 1,8 erzielt wird, bewirkt die Entlastung im Bereich der makroskopischen Rissausbreitung eine Lebensdauersteigerung um den Faktor 3,5. Die Entlastung ist also nicht während der gesamten Lebensdauer konstant, wie es bei der globalen Ermittlung der Kerbentlastung über die SN-Kurve angenommen wurde. Dennoch sollte nicht außer Acht gelassen werden, dass die Phase der Rissentwicklung bis zum definierten, technischen Anriss den dominanten Anteil an der Gesamtlebensdauer stellt ($\Delta N_{a,\text{Ref}} \approx 88\%$; $\Delta N_{a,\text{vbd}} \approx 82\%$).

In der vorliegenden Arbeit wurde der technische Anriss definiert zu $\Delta a_{\text{tech}} = 370 \mu\text{m}$. Die Phase der Rissinitiierung ist jedoch bereits abgeschlossen, sobald sich ein kurzer Riss gebildet hat. [Wilhelm] und [Tiedemann] konnten zeigen, dass sich solche Risse bereits in sehr frühen Phasen ausbilden und erst später zu makroskopisch zusammenhängenden, langen Rissen zusammenwachsen.^{[63][64]} Der wahren Rissinitiierungsphase ΔN_i kann nur ein Anteil von etwa 10 % der Gesamtlebensdauer zugeschrieben werden. Die Rissausbreitung kurzer Risse ΔN_{sc} bestimmt also einen Großteil der Lebensdauer. Die Bruchmechanik kann also auch schon in sehr frühen Stadien ($\Delta N > 10\%$) angewendet werden. Ein etabliertes Modell zur sicheren Lebensdauervorhersage dieser kurzen Risse existiert bis dato allerdings noch nicht.

Die Phase der Risseinleitung muss folglich feiner unterteilt werden in die Rissinitiierungsphase ΔN_i und die Rissausbreitung kurzer Risse ΔN_{sc} (Formel (43)).^{[33][34]} Im Folgenden wird erläutert, wie die Patches auf die kurzen und langen Risse wirken.

$$\Delta N_{ges} = \Delta N_i + \Delta N_{sc} + \Delta N_{lc} \quad (43)$$

Die spezifische Entlastung der Kerbe wird vom lastübertragenden Medium, dem Klebstoff, bestimmt. Betrachtet man eine schematische Spannungs-Dehnungs-Kurve des Klebstoffs (vgl. Abbildung 4-8), so wird deutlich, dass der Lastübertrag von der Fügeteildehnung der Klebefuge abhängt.

Bei einer angerissenen Probe wird die Dehnung der Klebschicht bei idealer Grenzflächenanbindung durch die Rissaufweitung im Fügeteil bestimmt. Letztere kann nun mit dem bruchmechanischen COD-Konzept (**C**rack **O**pening **D**isplacement) beschrieben

werden. Der Klebstoff wird nur einen geringen Beitrag zur Kraftumlenkung leisten, solange sich die Kerbe samt Riss nur schwach aufweitet. Die Effektivität der Reparaturmethode steigt mit zunehmender Rissöffnung also an.

Im Fall der ertüchtigten Proben dominiert die Kurzrissausbreitung die Lebensdauer. Bei kurzen Rissen ist nahezu keine Rissöffnung vorhanden. Die Klebstoffdehnung bleibt damit für einen Großteil der Lebensdauer konstant. Die Spannungsentlastung durch den Patch kommt also einer homogenen Entlastung nahe, wie es für die kontinuumsmechanische Bewertung angenommen wurde. Unter der Voraussetzung $\Delta N_a \gg \Delta N_{lc}$ bzw. $\Delta N_a \approx \Delta N_{ges}$ kann die kontinuumsmechanische Bewertung auch im bruchmechanischen Konzept kurzer Risse angewendet werden. Für ertüchtigte Proben wurde mit diesem Konzept eine globale Entlastung von 10 % bis 15 % ermittelt (Kapitel 5.2.1).

Für angerissene Bauteile trifft diese Annahme jedoch nicht mehr zu, da die Rissausbreitung die Restlebensdauer dominiert. Im Fall der ausbreitungsfähigen, langen Risse nimmt die Rissöffnung immer weiter zu. Dies führt letztlich zu einem Anstieg der Dehnung der Klebefuge und damit zu einem höheren Krafttransfer in den Patch. Eine quantitative Bestimmung der Entlastung kann in diesem Fall nur noch mit bruchmechanischen Methoden erfolgen. Die Quantifizierung des Lasttransfers ergab eine Entlastung von $39 \pm 6 \%$ (Kapitel 5.3.3).

Die unterschiedlichen Entlastungen beider Konzepte lassen sich also mit der Rissöffnung und damit der Abhängigkeit von der Dehnung der Klebefuge erklären. Beide Anwendungsfälle müssen jedoch separiert voneinander betrachtet werden, da verschiedene Ausgangsbedingungen gelten. Eine quantitative Bewertung der Ertüchtigung bzw. Reparatur ist dann möglich.

6 Zusammenfassung und Ausblick

Als lebensdauererlöndernde Maßnahme kerbgefährdeter oder vorgeschädigter Bauteile erweisen sich Strukturklebungen als nachhaltig. An solche Strukturverstärkungen werden im Einsatz hohe Anforderungen gestellt. Dies gilt insbesondere im Bereich der Luftfahrt, bei dem zusätzlich zu hohen Qualitätsanforderungen auch das Gewicht eine große Rolle spielt. Unter Beachtung des Leichtbauprinzips gilt es hier, unnötige Überdimensionierungen zu vermeiden und dennoch die Strukturintegrität zu wahren. Um dieses Ziel zu erreichen, ist es notwendig, das mechanische Verhalten struktureller Klebungen zu verstehen. Darauf aufbauend ist dann eine zuverlässige Lebensdauervorhersage möglich.

Ziel dieser Arbeit war es, hybride Strukturklebungen in Bezug auf das Ermüdungsverhalten zu bewerten. Als lokale Strukturverstärkung kamen dazu aufgeklebte, borfaserverstärkte Epoxid-Patches sowie Al-Patches zur Anwendung. Gekerbte Bauteile wurden bezüglich ihres Ermüdungsverhaltens ertüchtigt, bereits angerissene Proben repariert. Die Strukturverbunde wurden in unterschiedlichen Versuchsumgebungen bis zum Bauteilversagen ermüdet.

Grundvoraussetzung für zuverlässige, strukturelle Klebungen sind geeignete Vorbehandlungsverfahren, um die Haftfestigkeit der zu fügenden Oberflächen zu erhöhen. Zur Vorbehandlung der Epoxid-Patches wurde dazu eine Atmosphärendruckplasma-Behandlung angewendet. Die Al-Oberflächen (Grundmaterial und Al-Patch) wurden mit einem Nd-YAG Laser bestrahlt. Bei optimaler Anwendung führt dieses Verfahren zur Bildung einer nanostrukturierten Oxidschicht, wie auch andere Experimentatoren bereits berichteten.^{[13]-[15] [21] [49]} Diese Oberfläche eignet sich besonders gut zur Steigerung der Haftfestigkeit.

Aufgrund der erwarteten Lastumlenkung vom Strukturbauteil in den Reparaturpatch wird bei allen Verbundproben eine Lebensdauersteigerung erzielt. Eine lebensdauerbasierte Betrachtung im Rahmen der Kontinuumsmechanik führte bei ertüchtigten Bauteilen zu einer Quantifizierung dieser Lastumleitung in Abhängigkeit der Spannungsamplituden. Unter der Annahme, dass die Phase der Rissentwicklung bis zur technischen Anrisslänge einen Großteil der Gesamtlebensdauer bestimmt (80 % - 90 %), konnte die Auswirkung der makroskopischen Rissausbreitung bei dieser Betrachtung vernachlässigt werden. Mit dieser Methode wurde eine globale Kerbentlastung von 10 % bis 15 % ermittelt. Dominiert jedoch die Rissausbreitung die Lebensdauer, resultiert aus dieser Betrachtung eine Unterschätzung der Lastumleitung.

Unter Verwendung einer Gleichstrompotentialsonde war es möglich, den Einfluss der Reparaturklebung auf den Rissfortschritt zu untersuchen. Die Reparatur bewirkte eine Verschiebung der Rissausbreitungskurven zu niedrigeren Rissfortschrittsraten, was einer Entlastung von 35 ± 3 % entspricht. Die bruchmechanische Rückrechnung über die erlangten

Riszlängen führte zu einer Entlastung von $39 \pm 6 \%$ und deckt sich mit den experimentellen Befunden.

Bei den Ergebnissen darf nicht außer Acht gelassen werden, dass die Untersuchung der Rissausbreitung auf der integral messenden Potentialsonde beruht. Mit diesem Messsystem werden Rissflächen detektiert und in äquivalente, 1-dimensionale Riszlängen entsprechend einer symmetrischen Rissausbreitung überführt. Die wahre, 2-dimensionale Risskontur, wie die der kurzen Risse, kann mit der Potentialsonde nicht erfasst werden und muss mit anderen Hilfsmitteln sichtbar gemacht werden.

Untersuchungen der Risskontur mittels Überlast-Experimente belegen, dass aufgrund der einseitigen Reparatur ein Spannungsgradient in Probendickenrichtung vorliegt, welcher eine 2-dimensionale, lokal asymmetrische Ausbreitung auch langer Risse bewirkt. Darüber hinaus wurde für reparierte CCT-Proben eine globale Asymmetrie gefunden, die auf eine inhomogene Entlastung durch die Kleb-reparatur links- und rechtsseitig der Bohrung hindeutet. In dieser Arbeit konnte nun gezeigt werden, dass unter Anwendung statistischer Hilfsmittel dennoch eine Quantifizierung der Strukturverstärkung möglich ist, wenn die Wahrscheinlichkeitsdiagramme in Bezug auf den Lageparameter und die Streuspanne mit in die Betrachtung einbezogen werden.

Fraktografische Analysen ermöglichten zudem eine qualitative und quantitative Bewertung der Festigkeiten, der an der Klebung beteiligten Grenzflächen. Als Besonderheit zeigte sich, dass die interlamina-re Festigkeit des Epoxid-Patches die Wirksamkeit der Strukturverstärkung begrenzt. Aufgrund von Biegemomenten, die der einseitigen Reparatur geschuldet sind, wird delaminationsinduziertes Versagen begünstigt. Im Gegensatz dazu weisen die nanostrukturierten Al-Grenzflächen eine sehr hohe Beständigkeit unter zyklischer Belastung auf. Diese Art der Grenzflächen eignete sich am besten zur Anwendung der Reparaturmethode.

Durch die Laserbestrahlung wird jedoch auch die Grundrauigkeit der Probe erhöht. Dies begünstigt die Risseinleitung und kann zu einer Herabsetzung der Lebensdauer führen. Die fraktografischen Untersuchungen belegen, dass Risse ausgehend von der laserbehandelten Oberfläche initiieren. Im Fall der mittels Epoxid-Patch ertüchtigten Proben führte dies aufgrund von Biegemomenten und Normalspannungen am Überlapp-Ende der Patches zum lebensdauerbegrenzenden FT-Versagen.

Für die technische Anwendung sind neben der mechanischen Belastung auch atmosphärische Umgebungseinflüsse von besonderer Bedeutung. Bereits eine erhöhte Temperatur bewirkte eine erhebliche Reduktion der mechanischen Klebstoffeigenschaften. Hohe Feuchtegrade schädigen die Strukturklebung zusätzlich, insbesondere dann, wenn die Feuchtigkeit entlang der Grenzflächen in die Klebschichten eindringen kann. Die Haftfestigkeit wird in diesem Fall erheblich herabgesetzt. Die Folge ist adhäsives Versagen in der Grenzfläche. Aus diesem Grund sollten Strukturklebungen, die in feuchten Umgebungen

betrieben werden, vor einer Grenzflächenschwächung durch eindringende Feuchtigkeit geschützt werden.

Die Experimente haben gezeigt, dass sich das Reparaturverfahren grundsätzlich positiv auf die Ermüdungseigenschaften im Kurzzeit- und Zeitfestigkeitsbereich auswirkt. Die Ertüchtigung gekerbter Bauteile kann dabei unter Anwendung der Kontinuumsmechanik bewertet werden, solange die Lebensdauer nicht von der makroskopischen Rissausbreitung dominiert wird. Für die Reparatur vorgeschädigter Proben eignet sich hingegen nur die Bruchmechanik zur quantitativen Bewertung.

Zur Anwendung der Strukturverstärkung für langdauernde zyklische Belastungen ist künftig eine Optimierung sowohl im Hinblick auf die Biege- und Normalspannungen als auch auf die Reduktion der reparaturinduzierten Kerbwirkung durchzuführen. Dann wird auch eine höhere interlaminare Festigkeit zur Steigerung des Reparaturpotentials führen.

7 Anhang

Anhang 1.....	118
Anhang 2.....	119
Anhang 3.....	122
Anhang 4.....	123

Anhang 1

Die zur Strukturverstärkung genutzten Epoxid-Patches wurden aus borfaserverstärkten Prepreg-Einzellagen gefertigt. Zur Herstellung wurden zunächst Patch-Rohlinge mit einem Abmaß (40 x 150 mm) produziert. Der Lagenaufbau wurde dabei so gewählt, dass ein unidirektional ausgerichteter Strukturverbund entsteht. In einem Platten-Autoklaven wurden die Prepreg-Rohlinge bei einer Temperatur von 121°C und einem Druck von 5 bar ausgehärtet. Zur Anwendung kam beim Autoklav-Prozess ein Lagenaufbau, wie er in Abbildung 7-1 dargestellt ist.

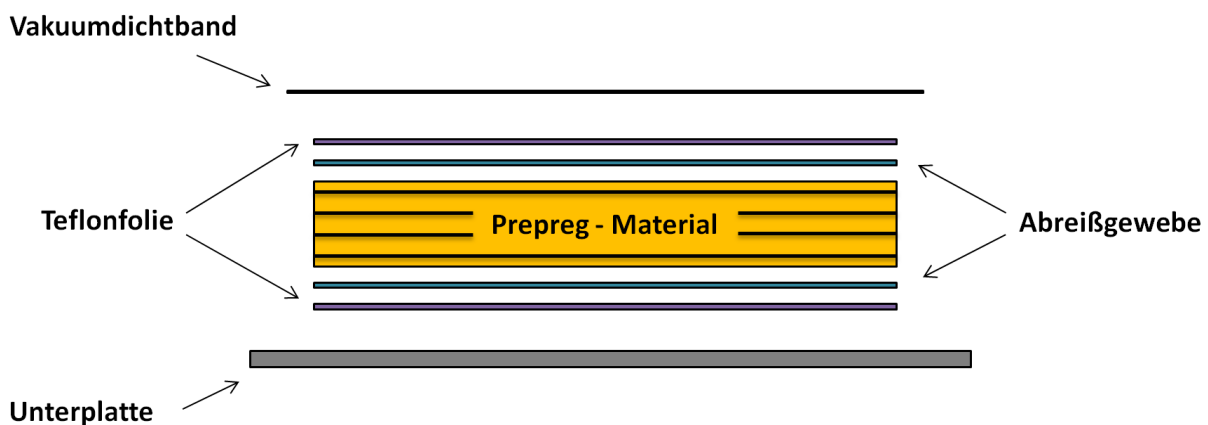


Abbildung 7-1 Lagenaufbau zur Herstellung der Patch-Rohlinge beim Autoklav-Prozess

Ein Abreißgewebe des Typs *Release Ease 234 TFP* bildet die kontaktierende Schicht zum Patch-Rohling. Dieses Gewebe nimmt während des Aushärteprozesses im Autoklaven das überschüssige Epoxidharz der Matrix auf. Nach dem Aushärteprozess verbleibt das Abreißgewebe auf der Oberfläche der Epoxid-Patches und wird erst kurz vor der Klebflächenvorbehandlung entfernt. Dies dient einerseits dem Schutz vor Kontaminationen und sorgt darüber hinaus für eine einheitliche Oberflächenbeschaffenheit.

Eine Teflonfolie des Typs *A 5000 Clear* schließt den Lagenaufbau ab. Diese Folie ist undurchlässig für das überschüssige Epoxid der Matrix und dient somit als Dichtbarriere.

Eine 2 mm dicke Silikonmatte bildet das Vakuumdichtband und dichtet den Lagenaufbau nach außen ab.

Anhang 2

Die Lebensdauer kann von unterschiedlichen Defektsorten dominiert werden. Dies wirkt sich auf die Lebensdauerstreuung aus und kann zu einer Fehlinterpretation der Ermüdungseigenschaften führen, wenn nur eine Defektsorte angenommen wird. Im Folgenden werden vier Beispiele angeführt, bei denen die Auswirkungen zweier unterschiedlicher Defektsorten auf die Lebensdauererzeugung aufgezeigt werden. Als Dichtefunktion wurde die Weibullverteilung verwendet (Kapitel 2.4).

Beispiel 1 - Abbildung 7-2: FT- vs. KL-Brüche

Beispiel 2 - Abbildung 7-3: laserbehandelte CCT-Proben vs. Referenzproben

Beispiel 3 - Abbildung 7-4: trockene vs. feuchte Versuchsumgebung

Beispiel 4 - Abbildung 7-5: hypothetisch parallel verschobene Verteilungen

Betrachtet werden die Versagensfälle, bei denen beide Defektsorten wirksam waren. In den angeführten Tabellen werden die statistischen Parameter für jede Defektsorte angegeben. Im Fall der Gesamtverteilung wird zwischen den beiden Defektsorten nicht unterschieden. Die Abweichung der Lageparameter ist jeweils auf die konservative Defektsorte bezogen, also auf diejenige, mit der die geringste Lebensdauer erreicht wird (⇒).

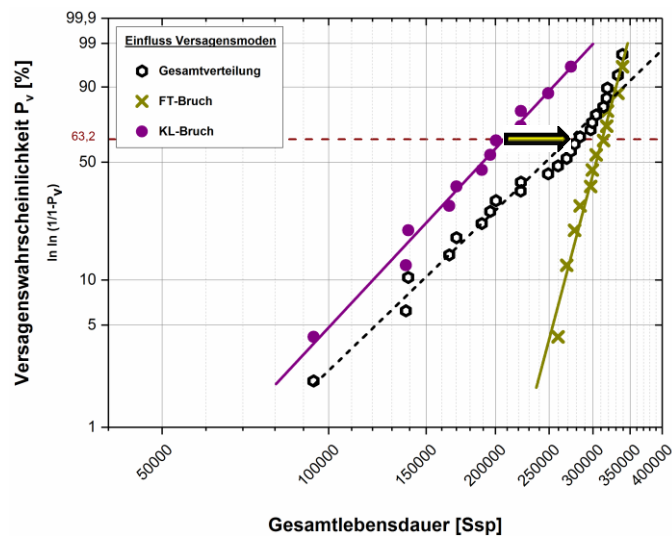


Abbildung 7-2 Beispiel 1: Lebensdauererzeugungen für mittels Bor-Patch ertüchtigte CCT-Proben

Beispiel 1	ΔN [Ssp]			Abweichung Lageparameter (konservativ)
	Lageparameter	m	R ²	
<i>KL-Brüche</i>	207.377	4,1	0,98	1
Gesamtverteilung	271.777	3,7	0,97	1,31
<i>FT-Brüche</i>	311.688	14,5	0,97	1,50

Tabelle 43 Weibullstatistik zur Lebensdauererzeugung mittels Bor-Patch ertüchtigter CCT-Proben

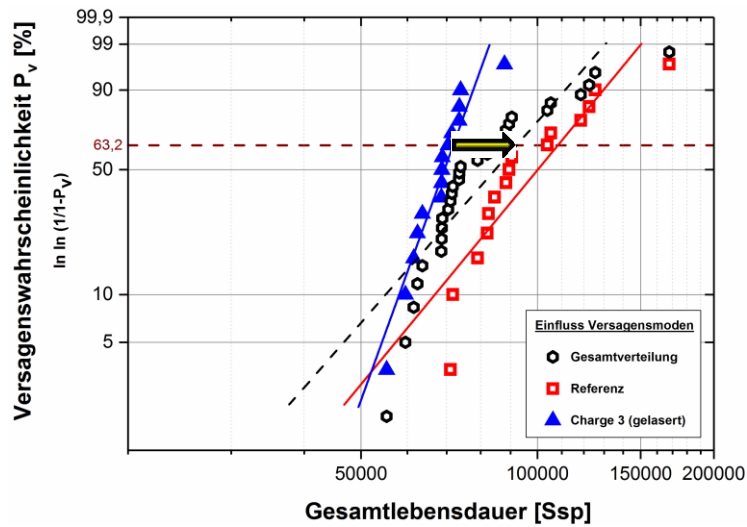


Abbildung 7-3 Beispiel 2: Lebensdauererteilungen der Referenz (unbehandelt) und der Charge 3 (laserbehandelt)

Beispiel 2	ΔN [Ssp]			Abweichung Lageparameter (konservativ)
	Lageparameter	m	R ²	
Charge 3	71.801	10,6	0,90	1
Gesamtverteilung	92.128	4,4	0,77	1,28
Referenz	108.361	4,7	0,80	1,51

Tabelle 44 Weibullstatistik zur Lebensdauererzeugung der Referenz (unbehandelt) und der Charge 3 (laserbehandelt)

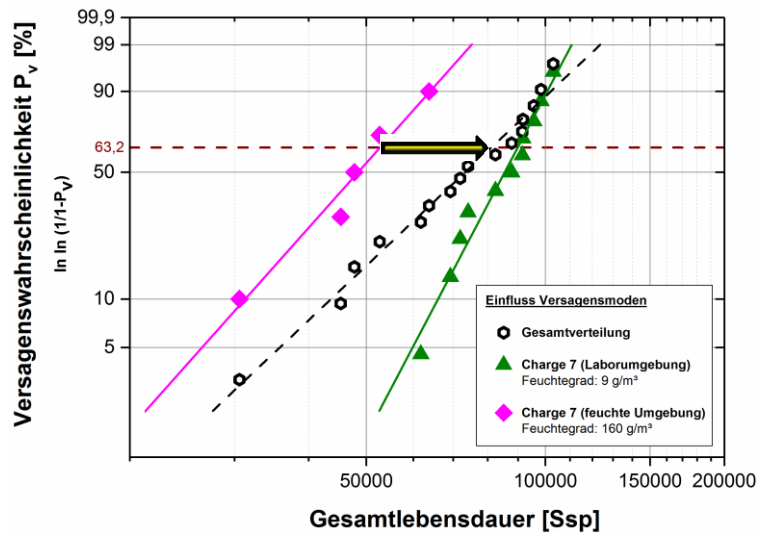


Abbildung 7-4 Beispiel 3: Lebensdauererteilungen der Charge 7 (laserbeh.) in trockener und feuchter Atmosphäre

Beispiel 3	ΔN [Ssp]			Abweichung Lageparameter (konservativ)
	Lageparameter	m	R ²	
Charge 7 (Feucht)	52.752	4,3	0,96	1
Gesamtverteilung	81.129	3,6	0,98	1,54
Charge 7 (Lab)	89.857	7,3	0,96	1,70

Tabelle 45 Weibullstatistik zur Lebensdauererzeugung der Charge 7 (laserbeh.) in trockener und feuchter Atmosphäre

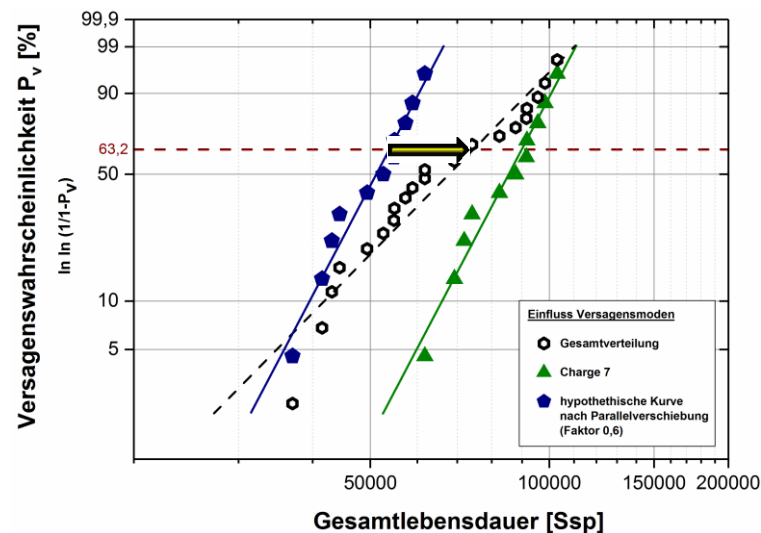


Abbildung 7-5 Beispiel 4: Hypothetische Lebensdauerverteilungen der Charge 7 (laserbehandelt); $\Delta N * 0,6$

Beispiel 4	ΔN [Ssp]			Abweichung Lageparameter (konservativ)
	Lageparameter	m	R^2	
<i>Charge 7 ($\Delta N * 0,6$)</i>	53.807	7,3	0,97	1
Gesamtverteilung	74.494	3,9	0,93	1,38
<i>Charge 7</i>	89.857	7,3	0,97	1,67

Tabelle 46 Weibullstatistik zur hypothetischen Lebensdauerverteilung der Charge 7 (laserbehandelt); $\Delta N * 0,6$

Die in den Tabellen 43 bis 46 angegebenen Abweichungen geben den Fehler der Lageparameter bezüglich der konservativen Defektsorte an. Wenn keine Trennung der Versagensmoden durchgeführt wurde bzw. möglich war, wird die Lebensdauer der Gesamtverteilung überschätzt. Bei der Bewertung des Ermüdungsverhaltens von Strukturbauteilen führt dies zu einer nicht hinnehmbaren Abweichung der Lebensdauer. Es ist daher also von großem Interesse, das Vorliegen unterschiedlicher Versagenscharakteristiken zu detektieren.

Die Gesamtverteilungen zeigen, wie erwartet, die größten Streuungen. Aus den Einzelauswertungen resultiert also stets eine höhere Zuverlässigkeit. Das Bestimmtheitsmaß R^2 gibt an, wie gut die angewendete Verteilungsfunktion mit den Merkmalswerten korreliert. Bei den Beispielen **2** und **4** nimmt der Parameter R^2 für die Gesamtverteilung geringere Werte an als im Fall der einzeln ausgewerteten Versagenscharakteristiken. Im Fallbeispiel **1** verändert sich das Bestimmtheitsmaß kaum, obwohl die Lebensdauerverteilungen sehr stark divergieren. Die Gegenüberstellung der in trockener und feuchter Versuchsumgebung ermüdeten CCT-Proben (Bsp. **3**) zeigt, dass der Parameter R^2 für die Gesamtverteilung auch höhere Werte annehmen kann. Dies kann zu einer Fehlinterpretation führen und darüber hinwegtäuschen, dass eigentlich eine multimodale Verteilung vorliegt.

Das Bestimmtheitsmaß darf also nicht als Indikator für unterschiedliche Versagenscharakteristiken herangezogen werden. Nur die Streuung der Verteilung kann Aufschluss darüber geben, dass möglicherweise unterschiedliche Defektsorten vorliegen.

Darüber hinaus kann die optische Verteilung der Merkmalswerte auf eine multimodale Verteilung hindeuten. Dabei handelt es sich jedoch oft um eine subjektive Betrachtungsweise.

Es zeigt sich, dass bei der statistischen Auswertung, die auf der Anpassung einer monomodalen Verteilungsfunktion beruht, der Lageparameter überschätzt und die Zuverlässigkeit unterschätzt werden. Eine nachträgliche Entfaltung der Verteilung ist in den meisten Fällen jedoch nicht möglich.

Anhang 3

Zur Berechnung der Spannungsintensität für endliche Probenabmessungen wird ein Korrekturterm benötigt, der die Probengeometrie berücksichtigt. Für die in dieser Arbeit verwendete CCT-Probe (Kapitel 3.2.1) kam eine Korrekturfunktion nach [Brown] zur Anwendung (Formel (44) und (45)).^{[45] [47]}

$$f\left(\frac{a}{w}\right) = \frac{1}{\sqrt{\pi}} \cdot Y\left(\frac{a}{w}\right) \quad (44)$$

$$Y\left(\frac{a}{w}\right) = 1,77 + 0,227 \cdot \left(\frac{a}{w}\right) - 0,510 \cdot \left(\frac{a}{w}\right)^2 + 2,70 \cdot \left(\frac{a}{w}\right)^3 \quad (45)$$

Anwendbar ist die Korrekturfunktion für das Verhältnis der halben Risslänge zur halben Probenbreite von $(a/w) \leq 0,7$. Für die vorliegende Probe ($2w = 30 \text{ mm}$) bedeutet dies, dass die Spannungsintensität bis zu einer Risslänge von $a = 10,5 \text{ mm}$ korrigiert wird.

Anhang 4

Der Einfluss der Laserbestrahlung auf die Gesamtlebensdauer wurde in Kapitel 4.2.2 dargestellt. Die Gesamtlebensdauer ergibt sich nach Formel (5) grundlegend aus der Anriss- und der Rissfortschrittslebensdauer. Die Anrisslebensdauer ΔN_a entspricht der Anzahl an Schwingspielen bis die technische Anrisslänge ($\Delta a_{\text{tech}} = 370 \mu\text{m}$) erreicht wurde. Die verbleibende Lebensdauer bis zum Probenversagen wird durch die Rissfortschrittslebensdauer ΔN_c beschrieben. Der Einfluss der Laserbestrahlung auf beide Lebensdauererzeugnisse wird für unterschiedliche Laserparameter in den Abbildungen 7-6 und 7-7 dargestellt. Die Statistikparameter sind in den Tabellen 47 und 48 aufgelistet.

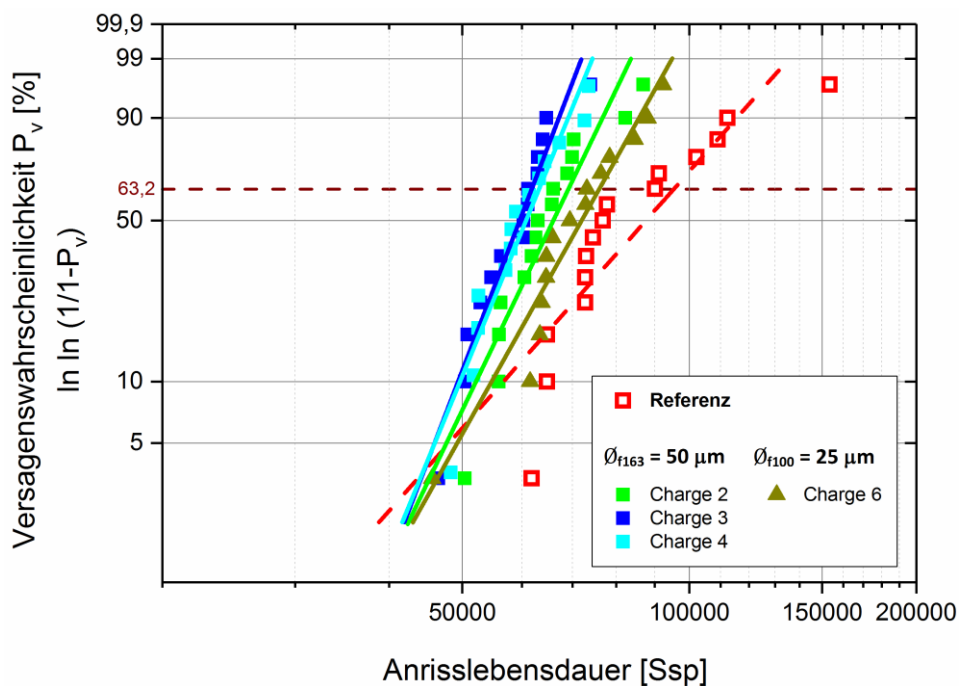


Abbildung 7-6 statistische Auswertung der Anrisslebensdauer der Chargen 1-6

Charge	Weibullstatistik Anrisslebensdauer			ΔN_{Ref} [%]
	Lageparameter N_a [Ssp]	m	R^2	
Referenz	95.308	4,3	0,76	-
2	69.107	8,0	0,87	27,5
3	61.781	10,0	0,94	35,2
4	63.172	9,3	0,91	33,7
5	74.145	7,0	0,87	22,2
6	75.926	6,9	0,93	20,3

Tabelle 47 statistische Auswertung der Anrisslebensdauer der Chargen 1-6

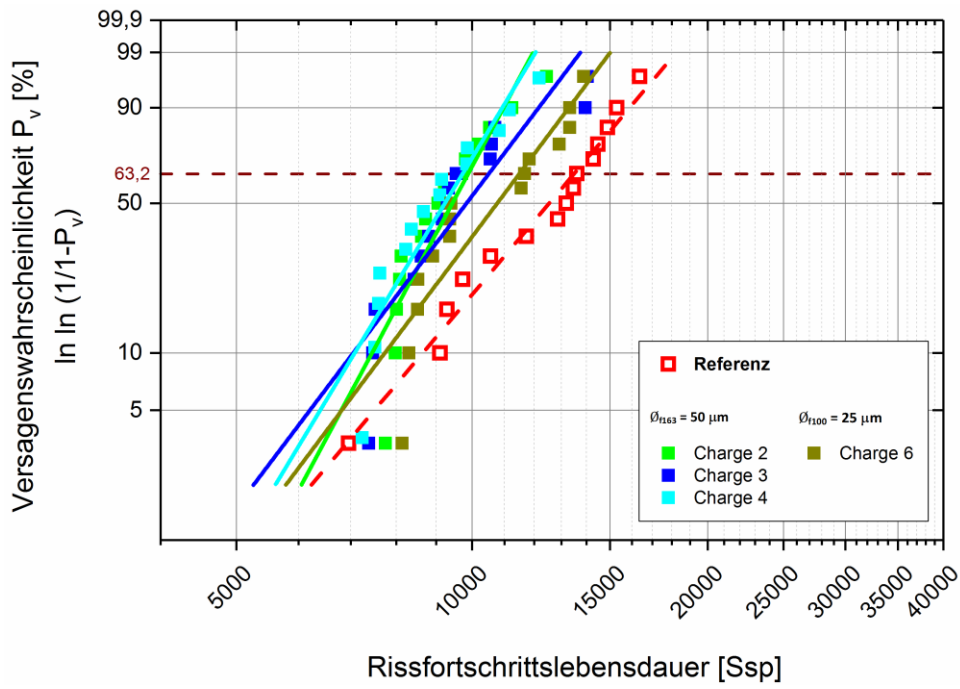


Abbildung 7-7 statistische Auswertung der Rissfortschrittslebensdauer der Chargen 1-6

Charge	Weibullstatistik Rissfortschritt			ΔN_{Ref} [%]
	Lageparameter N_{lc} [Ssp]	m	R^2	
Referenz	13.489	5,1	0,97	-
2	9.880	8,0	0,81	26,8
3	10.498	5,7	0,80	22,2
4	9.719	7,1	0,86	27,9
5	11.150	7,6	0,82	17,3
6	11.485	5,7	0,81	14,9

Tabelle 48 statistische Auswertung der Rissfortschrittslebensdauer der Chargen 1-6

8 Literaturverzeichnis

- [1] **Baker, A. A.** (1978): A summary of work on applications of advanced fibre composites at the Aeronautical Research Laboratories, Australia. In: *Composites* 9 (1), S. 11–16.
- [2] **Jones, R.; Molent, L.; Baker, A. A.; Davis, M. J.** (1988): Bonded repair of metallic components. Thick sections. In: *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 9 (1), S. 61–70.
- [3] **Molent, L.; Callinan, R. J.; Jones, R.** (1989): Design of an all boron/epoxy doubler reinforcement for the F-111C wing pivot fitting. Structural aspects. In: *Composite Structures* 11 (1), S. 57–83.
- [4] **Paul, J.; Bartholomeusz, A.; Jones, R.** (1994): Bonded composite repair of cracked load-bearing holes. In: *Engineering Fracture Mechanics* 48 (3), S. 455–461.
- [5] **Baker, A. A.; Chester, R. J.; Roberts, J. D.; Retchford, J. A.** (1993): Reinforcement of the F-111 wing pivot fitting with a boron/epoxy doubler system. materials engineering aspects. In: *Composites* 24 (6), S. 511–521.
- [6] **Baker, A. A.** (1993): REPAIR EFFICIENCY IN FATIGUE-CRACKED ALUMINIUM COMPONENTS REINFORCED WITH BORON/EPOXY PATCHES. In: *Fat Frac Eng Mat Struct* 16 (7), S. 753–765.
- [7] **Naboulsi, S.; Mall, S.** (1996): Modeling of a cracked metallic structure with bonded composite patch using the three layer technique. In: *Composite Structures* 35 (3), S. 295–308.
- [8] **Schubbe, J.J.; Mall, S.** (1999b): Modeling of cracked thick metallic structure with bonded composite patch repair using three-layer technique. In: *Composite Structures* 45 (3), S. 185–193.
- [9] **Schubbe, J.J.; Mall, S.** (1999a): Investigation of a cracked thick aluminum panel repaired with a bonded composite patch. In: *Engineering Fracture Mechanics* 63 (3), S. 305–323.
- [10] **Brockmann, W.; Geiß, P. L.; Klingen, J.; Mikhail, B.; Schröder, K. B.** (2008): Adhesion Technology. Adhesives, Applications and Processes. 1. Aufl. Weinheim, Bergstr: Wiley-VCH.
- [11] **Habenicht, G.** (2012): Kleben - erfolgreich und fehlerfrei. Handwerk, Praktiker, Ausbildung, Industrie. 6., überarbeitete und ergänzte Auflage. Wiesbaden: Vieweg+Teubner Verlag (Studium).
- [12] **Litchfield, R. E.; Critchlow, G. W.; Wilson, S.** (2006): Surface cleaning technologies for the removal of crosslinked epoxide resin. In: *International Journal of Adhesion and Adhesives* 26 (5), S. 295–303.
- [13] **Kurtovic, A.; Brandl, E.; Mertens, T.; Maier, H. J.** (2013): Laser induced surface nanostructuring of Ti–6Al–4V for adhesive bonding. In: *International Journal of Adhesion and Adhesives* 45, S. 112–117.

- [14] **Alfano, M.; Lubineau, G.; Furgiuele, F.; Paulino, G.H.** (2012): Study on the role of laser surface irradiation on damage and decohesion of Al/epoxy joints. In: *International Journal of Adhesion and Adhesives* 39, S. 33–41.
- [15] **Langer, M.; Rechner, R.; Thieme, M.; Jansen, I.; Beyer, E.** (2012): Surface analytical characterisation of Nd: YAG-laser pre-treated Al Mg3 as a preparation for bonding. In: *Solid State Sciences* 14 (7), S. 926–935.
- [16] **Critchlow, G. W.; Brewis, D. M.** (1996): Review of surface pretreatments for aluminium alloys. In: *International Journal of Adhesion and Adhesives* 16 (4), S. 255–275.
- [17] **Silva, L.F.M.; Chsner, A.; Adams, R.** (2011): Handbook of adhesion technology. Berlin, London: Springer.
- [18] **Prolongo, S. G.; Ureña, A.** (2009): Effect of surface pre-treatment on the adhesive strength of epoxy–aluminium joints. In: *International Journal of Adhesion and Adhesives* 29 (1), S. 23–31.
- [19] **Baburaj, E. G.; Starikov, D.; Evans, J.; Shafeev, G. A.; Bensaoula, A.** (2007): Enhancement of adhesive joint strength by laser surface modification. In: *International Journal of Adhesion and Adhesives* 27 (4), S. 268–276.
- [20] **Rotel, M.; Zahavi, J.; Tamir, S.; Buchman, A.; Dodiuk, H.** (2000): Pre-bonding technology based on excimer laser surface treatment. In: *Applied Surface Science* 154-155, S. 610–616.
- [21] **Venables, J. D.** (1984): Adhesion and durability of metal-polymer bonds. In: *J Mater Sci* 19 (8), S. 2431–2453.
- [22] **Schäfer, J.** (2015): Oberflächenvorbehandlung von kohlenstofffaserverstärktem Polyamid 6 für das strukturelle Kleben im modernen Automobilbau. Dissertation. München: Verlag Dr. Hut (Ingenieurwissenschaften).
- [23] **Wetzel, M.** (2013): Ultraschallunterstützter Primerauftrag zur Steigerung der Kontaminationstoleranz klebtechnischer Prozesse. Dissertation. München: Dr. Hut (Ingenieurwissenschaften).
- [24] **Wetzel, M.; Holtmannspötter, J.; Gudladt, H.-J.; Czarnecki, J. V.** (2013): Sensitivity of double cantilever beam test to surface contamination and surface pretreatment. In: *International Journal of Adhesion and Adhesives* 46, S. 114–121.
- [25] **Holtmannspötter, J.; Czarnecki, J. V.; Feucht, F.; Wetzel, M.; Gudladt, H.-J.; Hofmann, T. et al.** (2014): On the Fabrication and Automation of Reliable Bonded Composite Repairs. In: *The Journal of Adhesion* 91 (1-2), S. 39–70.
- [26] **Schneider, B.** (2016): Influence on the Surface Treatment on Ageing Resistance of Structural Adhesive CFRP Joints. Präsentation auf der EURADH 2016. Publiziert durch IOM Communications Ltd; Charity Number: 1059475.
- [27] **Habenicht, G.** (2009): Kleben. Grundlagen, Technologien, Anwendungen. 6., aktual. Aufl. Berlin: Springer (VDI-Buch).

- [28] **Spadaro, C.; Sunseri, C.; Dispenza, C.** (2007): Laser surface treatments for adhesion improvement of aluminium alloys structural joints. In: *Radiation Physics and Chemistry* 76 (8-9), S. 1441–1446.
- [29] **Brockmann, W.; Emrich, S.** (2002): Wie lange halten vorbehandelte Aluminiumklebungen. In: *Adhäsion* (7/8), S. 36–41.
- [30] **Rider, A. N.; Arnott, D. R.** (2001): The Influence of Adherend Topography on the Fracture Toughness of Aluminium-Epoxy Adhesive Joints in Humid Environments. In: *The Journal of Adhesion* 75 (2), S. 203–228.
- [31] **Haibach, E.** (2006): Betriebsfestigkeit. Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung. Berlin: Springer (VDI-Buch).
- [32] **Schijve, J.** (2010): Fatigue of structures and materials. 2nd ed. [Berlin], [Heidelberg]: Springer.
- [33] **Radaj, D.; Vormwald, M.** (2007): Ermüdungsfestigkeit. Grundlagen für Ingenieure. 3., neubearb. und erw. Aufl. Berlin [u.a.]: Springer.
- [34] **Richard, H.A.; Sander, M.** (2009, c 2009): Ermüdungsrisse. Erkennen, sicher beurteilen, vermeiden. 1. Aufl. Wiesbaden: Vieweg + Teubner (Praxis).
- [35] **Wöhler, A.** (1870): Über die Festigkeits-Versuche mit Eisen und Stahl. In: *Zeitschrift für Bauwesen* XX, S. 73–106.
- [36] **Kloth, W.; Stroppel, T.** (1936): Kräfte, Beanspruchungen und Sicherheiten in den Landmaschinen. In: *Zeitschrift des VDI* 80 (4), S. 85–92.
- [37] **Wever, F.; Hempel, M.; Möller, H.** (1939): Die Veränderung des Kristallzustandes von Stahl bei Wechselbeanspruchung bis zum Dauerbruch. In: *Stahl und Eisen - Zeitschrift für das deutsche Eisenhüttenwesen* 59 (2), S. 29–33.
- [38] **Broek, D.** (2002): Elementary engineering fracture mechanics. 4., rev. ed, repr. Dordrecht [u.a.]: Nijhoff.
- [39] **Gross, D.; Seelig, T.** (2011): Bruchmechanik. Mit einer Einführung in die Mikromechanik. 5., erw. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer.
- [40] **Westergaard, H. M.** (1939): Bearing Pressures and Cracks. bearing pressures through a slightly waved surface or through a nearly flat part of a cylinder, and related problems of cracks. In: *Journal of Applied Mechanics* 6, S. 49–53.
- [41] **Sneddon, I. N.** (1946): The Distribution of Stress in the Neighbourhood of a Crack in an Elastic Solid. In: *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences* 187 (1009), S. 229–260.
- [42] **Williams, M. L.** (1957): On the Stress Distribution at the Base of a Stationary Crack. In: *Journal of Applied* 24, S. 109–114.
- [43] **Irwin, G. R.** (1957): Analysis of Stresses and Strains Near the End of a Crack Traversing a Plate. In: *Journal of Applied Mechanics* 24, S. 361–364.

- [44] **Schwalbe, K. H.** (1980): Bruchmechanik metallischer Werkstoffe. München, Wien: Hanser.
- [45] **Heckel, K.** (1991): Einführung in die technische Anwendung der Bruchmechanik. 3., durchges. Aufl. München, Wien: Hanser (Hanser-Studienbücher).
- [46] **Murakami, Y.** (2001): Stress intensity factors handbook. 1st ed. [actually 3rd ed.]. Kyoto, Japan, Society of Materials Science, Japan, Oxford, U.K.: Elsevier (Stress intensity factors handbook series).
- [47] **Tada, H.; Paris, P.C.; Irwin, G.R.** (2000): The Stress Analysis of Cracks Handbook, Third Edition. Three Park Avenue New York, NY 10016-5990: ASME.
- [48] **Helsel, D.R.; Hirsch, R.M.** (1997): Statistical methods in water resources. Amsterdam, Lausanne, New York: Elsevier (Studies in Environmental Science, 49).
- [49] **Frömmel, S. A.** (2013): Untersuchungen zum mechanischen Verhalten von Klebverbindungen unter Berücksichtigung von Grenzflächendefekten. Dissertation. Neubiberg: Universität der Bundeswehr.
- [50] **Bazios, I.** (1999): Untersuchungen zum Ermüdungsverhalten einer AlMgSi-Legierung bei betriebsnaher Beanspruchung in korrosiven Medien. Dissertation. Neubiberg: Universität der Bundeswehr.
- [51] **Felsner, T.** (2011): Lebensdauervorhersage für geschweißte Bauteile unter Betriebsbelastung am Beispiel einer Aluminiumlegierung. Dissertation. Neubiberg: Universität der Bundeswehr.
- [52] **Deutsches Institut für Normung** (2008): Weibull-Analyse. DIN EN 61649. Beuth Verlag, 2008.
- [53] **Material-Archiv** (13.11.2013) Bildungsnetzwerk für Lehre, Forschung und Praxis. Online-Datenbank. Online verfügbar unter <http://www.materialarchiv.ch/detail/773>.
- [54] **Mankiewicz** (2012): Guten Flug! Beschichtungen an Flugzeugbauteilen. In: *Korrosionsschutz Aktuell* 2012 (1).
- [55] **RBM Metall Vertriebs GmbH**; Lieferschein mit Zertifikat zur Legierung TOLE AERO 3.1354 T351 (EN AW 2024); Zusammensetzung der Legierung.
- [56] **Specialty Materials, Inc.**; Manufactures of Boron and SCS Silicon Carbide Fibres and Boron Nanopowder. Online-Datenbank. Online verfügbar unter <http://www.specmaterials.com/boronpregproperties.htm>; <http://www.specmaterials.com/boronfiberproperties.htm>.
- [57] **Loctite EA 9394 AERO, Epoxy Paste Adhesive** (2013); Hysol EA 9394; technisches Datenblatt; Bay Point, USA.
- [58] **Deutsches Institut für Normung** (2009): Klebstoffe - Bestimmung der Zugscherfestigkeit von Überlappungsklebungen. DIN EN 1465. Beuth Verlag, 2009.
- [59] **Deutsches Institut für Normung** (2002): Kunststoffe-Bestimmung der Zugeigenschaften - Teil 3: Prüfbedingungen für Folien und Tafeln. DIN EN 527-3. Beuth Verlag, 2002.

- [60] **Johnson, H. H.** (1965): Calibrating the Electric Potential Method for Studying Slow Crack Growth. In: *Materials Research & Standards*, S. 442 - 445.
- [61] **Bär, J.; Gudladt, H.-J.** (2012): Untersuchungen zum Reparaturverfahren der faserverstärkten Reparaturpflaster an dünnwandigen Luftfahrtstrukturen aus Aluminium. Abschlussbericht. Neubiberg: Universität der Bundeswehr.
- [62] **Seifert, S.** (2013): Untersuchung der zyklischen plastischen Zone in X5CrNi18-10 mittels Thermografie und ECCI-Technik. Masterarbeit. Neubiberg: Universität der Bundeswehr.
- [63] **Wilhelm, G.** (2015): Einfluss periodischer Überlasten auf die Ermüdungsrissausbreitung in einer hochfesten Aluminiumknetlegierung unter Berücksichtigung des Kurz- und Langrisswachstums. Dissertation. Neubiberg: Universität der Bundeswehr.
- [64] **Tiedemann, D.** (2015): Zweidimensionale Ausbreitung kurzer Risse unter Berücksichtigung bruchmechanischer und kontinuumsmechanischer Aspekte. Ein Beitrag zur Optimierung von Lebensdauervorhersagen an gekerbten Strukturen. Dissertation. Neubiberg: Universität der Bundeswehr.
- [65] **Cleveland, W.S.** (1979): Robust Locally Weighted Regression and Smoothing Scatterplots. In: *Journal of the American Statistical Association* 74 (368), S. 829.
- [66] **E647**, 2000: Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates.
- [67] **Mittal, K.L.; Bahners, T. (Hg.)** (op. 2015): Laser surface modification and adhesion. Hoboken, NJ: Wiley, Scrivener Publishing (Adhesion and adhesives: fundamental and applied aspects).
- [68] **Critchlow, G. W.; Brewis, D. M.; Emmony, D. C.; Cottam, C. A.** (1995): Initial investigation into the effectiveness of CO₂-laser treatment of aluminium for adhesive bonding. In: *International Journal of Adhesion and Adhesives* 15 (4), S. 233–236.
- [69] **Rechner, R.; Jansen, I.; Beyer, E.** (2010): Influence on the strength and aging resistance of aluminium joints by laser pre-treatment and surface modification. In: *International Journal of Adhesion and Adhesives* 30 (7), S. 595–601.
- [70] **Barz, A.; Bliedtner, J.; Müller, H.** (2014): Lasermaterialbearbeitung. Grundlagen, Verfahren, Anwendungen, Beispiele ; mit 110 Tabellen. München: Fachbuchverl. Leipzig im Carl-Hanser-Verl.; Hanser.
- [71] **Badekas, H.; Koutsomichalis, A.; Panagopoulos, C.** (1988): The influence of excimer laser treatment on an aluminium alloy surface. In: *Surface and Coatings Technology* 34 (4), S. 365–371.
- [72] **Kinloch, A. J.; Bishop, H. E.; Smart, N. R.** (2006): Surface Analysis and Bonding of Aluminium-Magnesium Alloys. In: *The Journal of Adhesion* 14 (2), S. 105–118.
- [73] **Schneider, N.; Wrobel, C.; Holtmannspötter, J.; Löwisch, G. (Hg.)** (2015): Oberflächenvorbehandlung von Magnesium mit hochenergetischer, gepulster Laserstrahlung für Strukturklebungen. *OTTI; Posterbeitrag TechnoBond 2015*.
- [74] **Junghans, T.** (2011): Untersuchung der Alterungsphänomene aktivierter CFK-Oberflächen für das strukturelle Kleben. Diplomarbeit. München: Technische Universität.

- [75] **Fribourg, G.; Deschamps, A.; Bréchet, Y.; Mylonas, G.; Labeas, G.; Heckenberger, U.; Perez, M.** (2011): Microstructure modifications induced by a laser surface treatment in an AA7449 aluminium alloy. In: *Materials Science and Engineering: A* 528 (6), S. 2736-2747.
- [76] **Schleicher, T.** (2016): Ermittlung von Poren- und Füllstoffparametern in Schliffen und Bruchflächen geklebter Strukturen. Masterarbeit. Neubiberg: Universität der Bundeswehr.
- [77] **Chaussumier, Michel; Mabru, Catherine; Chieragatti, Rémy; Shahzad, Majid** (2013): Fatigue Life Model for 7050 Chromic Anodized Aluminium Alloy. In: *Procedia Engineering* 66, S. 300–312.
- [78] **Shahzad, M.; Chaussumier, M.; Chieragatti, R.; Mabru, C.; Rezai-Aria, F.** (2010): Influence of anodizing process on fatigue life of machined aluminium alloy. In: *Procedia Engineering* 2 (1), S. 1015–1024.
- [79] **Khan, S.A.; Miyashita, Y.; Mutoh, Y.; Koike, T.** (2008): Effect of anodized layer thickness on fatigue behavior of magnesium alloy. In: *Materials Science and Engineering: A* 474 (1-2), S. 261–269.
- [80] **Gecks, M.; Och, F.** (1977): MBB-Bericht UD-208-77: Ermittlung dynamischer Festigkeitskennlinien durch nichtlineare Regressionsanalyse. Messerschmitt-Bölkow-Blohm. Ottobrunn.
- [81] **Neuber, H.** (1985): Kerbspannungslehre. Theorie der Spannungskonzentration ; genaue Berechnung der Festigkeit. 3. Aufl. Berlin [u.a.]: Springer.
- [82] **Matek, W.; Muhs, D.; Roloff, H.; Wittel, H.** (2009): Maschinenelemente. 19., überarb. und erw. Aufl. Braunschweig [u.a.]: Vieweg (Viewegs Fachbücher der Technik).
- [83] **Basquin, O. H.** (1910): The Exponential Law of Endurance Tests. In: *The Exponential Law of Endurance Tests* ASTM 10, S. 625–630.
- [84] **Rödling, S.** (2003): Lebensdauervorhersage für geschweißte Bauteile unter Betriebsbelastung am Beispiel einer Aluminiumlegierung. Dissertation. Neubiberg: Universität der Bundeswehr.
- [85] **Steinbock, J.** (2008): Einfluss unterschiedlicher mechanischer Belastungen auf das Ermüdungsrisswachstum in Stählen und Aluminiumlegierungen. Dissertation. Neubiberg: Universität der Bundeswehr.
- [86] **Sabelkin, V.; Mall, S.; Avram, J. B.** (2006): Fatigue crack growth analysis of stiffened cracked panel repaired with bonded composite patch. In: *Engineering Fracture Mechanics* 73 (11), S. 1553–1567.
- [87] **Paris, P.; Erdogan, F.** (1963): A Critical Analysis of Crack Propagation Laws. In: *J. Basic Engineering* 85 (4), S. 528–533.
- [88] **James, L. A.; Anderson, W. E.** (1969): A simple experimental procedure for stress intensity factor calibration. In: *Engineering Fracture Mechanics* 1 (3), S. 565–568.

- [89] **Griffith, A. A.** (1921): The Phenomena of Rupture and Flow in Solids. In: *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences* 221 (582-593), S. 163–198.
- [90] **Ashby, M.F.** (2010): Materials selection in mechanical design. 3. ed., reprint. Amsterdam, Heidelberg [u.a.]: Elsevier.
- [91] **Elber, W.** (1970): Fatigue crack closure under cyclic tension. In: *Engineering Fracture Mechanics* 2 (1), S. 37–45.
- [92] **Elber, W.** (1971): The Significance of Fatigue Crack Closure. Damage Tolerance in Aircraft Structures. In: *American Society for Testing and Materials* 2, S. 230–242.
- [93] **Suresh, S.** (2006): Fatigue of materials. 2. ed., repr. (with corr.), transferred to digital print. Cambridge [u.a.]: Cambridge Univ. Pr.
- [94] **Volpp, T.** (1999): Einfluß der Atmosphäre auf das Rißausbreitungsverhalten partikelverstärkter Aluminiumlegierungen für den Einsatz in der Luft- und Raumfahrt. Dissertation. Neubiberg: Universität der Bundeswehr.
- [95] **Suresh, S.; Zamiski, G. F.; Ritchie, D. R. O.** (1981): Oxide-Induced Crack Closure. An Explanation for Near-Threshold Corrosion Fatigue Crack Growth Behavior. In: *MTA* 12 (8), S. 1435–1443.
- [96] **Marshall, D. B.; Cox, B. N.; Evans, A. G.** (1985): The mechanics of matrix cracking in brittle-matrix fiber composites. In: *Acta Metallurgica* 33 (11), S. 2013–2021.
- [97] **Colombi, P.; Bassetti, A.; Nussbaumer, A.** (2003): Analysis of cracked steel members reinforced by pre-stress composite patch. In: *Fat Frac Eng Mat Struct* 26 (1), S. 59–66.
- [98] **Schubbe, J.J.; Bolstad, S.H.; Reyes, S.** (2016): Fatigue crack growth behavior of aerospace and ship-grade aluminum repaired with composite patches in a corrosive environment. In: *Composite Structures* 144, S. 44–56.
- [99] **Wu, C.; ZHAO, X. L.; Al-Mahaidi, R.; DUAN, W.H.N.** (2013): Mode I Stress Intensity Factor of Center-Cracked Tensile Steel Plates with CFRP Reinforcement. In: *Int. J. Str. Stab. Dyn.* 13 (01), S. 1-26.
- [100] **Sun, Z.; Huang, M.** (2013): Fatigue crack propagation of new aluminum lithium alloy bonded with titanium alloy strap. In: *Chinese Journal of Aeronautics* 26 (3), S. 601–605.
- [101] **Wang, R.; Nussbaumer, A.** (2009): Modelling fatigue crack propagation of a cracked metallic member reinforced by composite patches. In: *Engineering Fracture Mechanics* 76 (9), S. 1277–1287.
- [102] **Jones, R.; Krishnapillai, K.; Pitt, S.** (2006): Crack patching. Predicting fatigue crack growth. In: *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 45 (2), S. 79–91.
- [103] **Bland, D.J.; Kinloch, A.J.; Watts, J.F.** (2013): The Role of the Surface Pretreatment in the Durability of Aluminium-Alloy Structural Adhesive Joints. Mechanisms of Failure. In: *The Journal of Adhesion* 89 (5), S. 369–397.

- [104] **Ashcroft, I.A; Wahab, M.M.Abdel; Crocombe, A.D; Hughes, D.J; Shaw, S.J** (2001b): The effect of environment on the fatigue of bonded composite joints. Part 1. Testing and fractography. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 32 (1), S. 45–58.
- [105] **Ashcroft, I. A.; Hughes, D. J.; Shaw, S. J.** (2001a): Mode I fracture of epoxy bonded composite joints. 1. Quasi-static loading. In: *International Journal of Adhesion and Adhesives* 21 (2), S. 87–99.
- [106] **Grant, L.D.R.; Adams, R. D.; da Silva, L.F.M.** (2009a): Effect of the temperature on the strength of adhesively bonded single lap and T joints for the automotive industry. In: *International Journal of Adhesion and Adhesives* 29 (5), S. 535–542.
- [107] **Errouane, H.; Sereir, Z.; Chateauneuf, A.** (2014): Numerical model for optimal design of composite patch repair of cracked aluminum plates under tension. In: *International Journal of Adhesion and Adhesives* 49, S. 64–72.
- [108] **Liu, H.; Al-Mahaidi, R.; Zhao, X.-L.** (2009): Experimental study of fatigue crack growth behaviour in adhesively reinforced steel structures. In: *Composite Structures* 90 (1), S. 12–20.
- [109] **Albrecht, P.; Yamada, K.** (1977): Rapid calculation of stress intensity factors. In: *Journal of the Structural Division* (103(ST2)), S. 377–389.
- [110] **Hosseini-Toudeshky, H.** (2006): Effects of composite patches on fatigue crack propagation of single-side repaired aluminum panels. In: *Composite Structures* 76 (3), S. 243–251.
- [111] **Clark, Randal J.; Romilly, Douglas P.** (2007): Bending of Bonded Composite Repairs for Aluminum Aircraft Structures. A Design Study. In: *Journal of Aircraft* 44 (6), S. 2012–2025.

9 Formel- und Abkürzungsverzeichnis

Lateinische Formelzeichen

a	Risslänge in x-Richtung, [mm]
$a_{\text{äqui}}$	äquivalente Risslänge, [mm]
a_B	Endrisslänge 500 Ssp vor dem Probenversagen, [mm]
a_c	kritische Defektgröße, [mm]
a_k	Kerbtiefe, mm
a_{opt}	optische Risslänge, [mm]
a_{tech}	technische Anrisslänge, [mm]
a_{vekt}	vektorielle Risslänge, [mm]
Δa	Rissfortschritt in x-Richtung, [mm]
Δa_{vs}	definierte Anrisslänge, [mm]
da/dN	Rissfortschrittsrate, [m/Ssp]
$\Delta a/\Delta N$	durchschnittliche Rissfortschrittsrate, [m/Ssp]
ΔA	Rissfläche, [mm ²]
b	Basquin-Exponent
B	Probendicke, [mm]
C	werkstoffabhängige Konstante der Rissausbreitung (Paris-Gleichung)
d	Linieninkrement (Laserparameter: Abstand Linienzüge), [μm]
E	Elastizitätsmodul, [GPa]
f	Versuchsfrequenz, [Hz]
f_{100}	Objektiv-Brennweite 100 mm
f_{163}	Objektiv-Brennweite 163 mm
$f\left(\frac{a}{W}\right), Y\left(\frac{a}{W}\right)$	geometrische Korrekturfunktion
G	Energiefreisetzungsrate, [J/mm ²]
G_c	kritische Energiefreisetzungsrate, [J/mm ²]
\vec{I}	elektrischer Gleichstrom, [A]
j	Stichprobe innerhalb Rangfolge (Statistik)
K, K_I	Spannungsintensitätsfaktor, [MPa√m]
K_f	Kerbwirkungszahl
K_t	Kerbfaktor
ΔK	zyklischer Spannungsintensitätsfaktor, [MPa√m]
ΔK_c	Bruchzähigkeit, [MPa√m]
ΔK_{th}	zyklischer Schwellenwert Rissausbreitung, [MPa√m]
L	Probenlänge, [mm]
LP	Laser Power (Laserparameter: Laserleistung), [%]
m	Weibull-Exponent, Steigung in der Wahrscheinlichkeitsdarstellung
n	werkstoffabhängiger Exponent der Rissausbreitung (Paris-Gleichung), Steigung
n	Stichprobenumfang
N_a	Anrisslebensdauer, Lebensdauer bis zum technischen Anriss, [Ssp]

N_B	Gesamtlebensdauer bis zum Probenbruch, [Ssp]
N_i	wahre Anrisslebensdauer kurzer Risse, [Ssp]
ΔN_{lc}	Rissfortschrittslebensdauer, [Ssp]
ΔN^*	Lebensdauererwerb durch die Strukturverstärkung, [Ssp]
$\Delta \bar{N}$	Lebensdauerreduktion in feuchter Versuchsumgebung, [Ssp]
P_v	Versagenswahrscheinlichkeit, [%]
$P_{\bar{u}}$	Überlebenswahrscheinlichkeit, [%]
r	Abstand zur Rissspitze
r_p	Ausdehnung der plastischen Zone vor der Rissspitze, [mm]
R	Spannungsverhältnis
R	Risswiderstand, [J/mm ²]
R^2	korrigiertes Bestimmtheitsmaß (Korrelationsfaktor statistischer Verteilung)
R_m	Zugfestigkeit, [MPa]
S	Basquin-Parameter
S_p	Durchmesser einzelner Laserspots, [μm]
t_p	Dicke Al-Patch, [mm]
T	Temperatur, [°C]
T_g	Glasübergangstemperatur, [°C]
U	elektrisches Potential, [mV]
V_i	Transformationsfaktor zur Beschreibung der Kerbwirkung
VS	Geschwindigkeit Laserstrahlableitung (Laserparameter), [mm/s]
w	Probenbreite, [mm]
WI	Winkelinkrement (Laserparameter: Ausrichtung Linienzüge), [°]
γ_0	halber Potentialabgriffabstand, mm

Griechische Formelzeichen

α, β	Regressionsbeiwerte der Gecks-Och-Funktion
β	Lageparameter (Statistik)
φ	Winkel der Rissausbreitung, [°]
$\Delta\sigma$	zyklische Spannung, [MPa]
$\Delta\sigma_{eff}$	effektive Schwingbreite, [MPa]
$\Delta\sigma_{Entl}$	Entlastung durch die Strukturverstärkung, [MPa]
σ_a	Spannungsamplitude, [MPa]
σ_c	kritische Spannung, [MPa]
σ_D	Dauerfestigkeit, [MPa]
σ_{max}	Maximalspannung im Kerbgrund, [MPa]
σ_m	Mittelspannung, [MPa]
σ_{nenn}	Nennspannung, [MPa]
$\sigma_x, \sigma_y, \tau_{xy}, \sigma_z$	Spannungskomponenten vor der Rissspitze, [MPa]
σ_{ys}	Fließspannung, [MPa]

Abkürzungen

ASTM	American Standard of Testing Materials
CC	Crack Closure, Riss schließen
CCT	Center Cracked Tension
const.	konstant
CTOD	Crack-Tip-Opening Displacement, Riss spitzenöffnung, [mm]
DCPD	Direct Current Potential Drop, Gleichstrompotentialsonde
DCB	Double Cantilever Beam
FEM	Finite-Elemente-Methode
FTIR	Fourier-transformierte Infrarotspektroskopie
GL	Grundlast
HCF	High Cycle Fatigue, Zeitfestigkeitsbereich
LC	Long Crack, Langriss
LCF	Low Cycle Fatigue, Kurzzeitfestigkeit
LEBM	Linear elastische Bruchmechanik
LOESS	Robust Locally Weighted Regression
Nd-YAG Laser	Neodym-dotierter Yttrium-Aluminium-Granat Festkörperlaser
OL	Überlast
REM	Rasterelektronenmikroskop
SC	Short Crack, Kurzriss
Ssp	Schwingspiel
SEN	Single Edge Notched, einseitig gekerbt
VHCF	Very High Cycle Fatigue

10 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2-1 Einteilung der Klebstoffe nach [10]	3
Abbildung 2-2 Vernetzungsreaktion einer Epoxid- mit einer Amin-Gruppe nach [10] und [11]	3
Abbildung 2-3 Bindungsarten, Bindungsenergien und Reichweiten nach [10] und [27]	6
Abbildung 2-4 Einflussgrößen zur Beschreibung schwingend belasteter Proben nach [31]-[33] ..	7
Abbildung 2-5 Festigkeitsbereiche einer SN-Kurve nach [31],[33] und [34]: Kurzzeitfestigkeit (K), Zeitfestigkeit (Z) und Dauerfestigkeit (D)	8
Abbildung 2-6 Darstellung der Rissöffnungsmoden nach [38]; Krafteinleitung symbolisiert durch rote Pfeile; Modus I: Zug-Druckbelastung, Modus II: Längsschub, Modus III: Querschub	9
Abbildung 2-7 Beschreibung des Rissspitzenfeldes und Spannungszustand vor der Rissspitze für $\varphi = 0^\circ$ nach [32] und [38].....	10
Abbildung 2-8 Bereiche der Rissausbreitung anhand einer Rissfortschrittskurve nach [32]; Bereich I: Bereich des Schwellenwertes, Bereich II: stabile Rissausbreitung, Bereich III: instabile Rissausbreitung	12
Abbildung 2-9 Schematisches Wahrscheinlichkeitsdiagramm für die statistische Analyse....	13
Abbildung 3-1 FTIR-Spektrum der Epoxid-Matrix (5521 F) ^[WiWEB]	16
Abbildung 3-2 Zug-Scherprobe gemäß DIN EN 1465 ^[58] ; Angaben in [mm]	18
Abbildung 3-3 CCT-Probe mit paralleler Messlänge und Potentialabgriff-Stiften; Angaben in [mm].....	19
Abbildung 3-4 Probekörper (Typ 5) gemäß DIN 527-3 ^[59] ; Angaben in [mm]	19
Abbildung 3-5 Schematischer Lagenaufbau der Borfaser-Epoxid-Patches	20
Abbildung 3-6 Schematische Darstellung der Anordnung einzelner Laserpulse (rot); Linienabstand (d)	21
Abbildung 3-7 Aufbau DC-Potentialsonde (schematisch).....	23
Abbildung 3-8 Kalibrierkurve DC-Potentialsonde: Anpassung y_0	25
Abbildung 3-9 Kalibrierkurve DC-Potentialsonde: Vergleich fraktografisch ermittelter und gemessener Risslängen	25
Abbildung 3-10 Messwert-Rauschen des Primärsignals U_{max}	26
Abbildung 3-11 Gegenüberstellung Messwert-Rauschen gefilterter vs. ungefilterter Daten	27

Abbildung 4-1 REM-Aufnahmen: Wechselwirkung Laserstrahl-Substratoberfläche für unterschiedliche Strahlleistungen LP ($\varnothing_{f100}=25\mu\text{m}$, $d=30\mu\text{m}$)	33
Abbildung 4-2 REM-Aufnahmen der nanostrukturierten Oxidschicht ($\varnothing_{f100}=25\mu\text{m}$ LP=90% $d=30\mu\text{m}$ WI=0°); Vergrößerung der Oberfläche durch nanostrukturierte Topografie	34
Abbildung 4-3 REM-Aufnahme: Querschliff mittels FIB einer laserbehandelten Al-Substratprobe ($\varnothing_{f163}=50\mu\text{m}$ $d=50\mu\text{m}$ LP=90%).....	35
Abbildung 4-4 REM-Aufnahmen: Einfluss unterschiedlicher Linieninkremente (d) auf die Ausbildung der Oxidschicht für ($\varnothing_{f163}=50\mu\text{m}$ LP=90%); links: $d=10\mu\text{m}$; rechts: $d=50\mu\text{m}$	36
Abbildung 4-5 Einfluss Laserparameter auf Ausbildung Oxidschicht (LP100); links: 1-fache Pulsung; rechts: 5-fache Pulsung.....	37
Abbildung 4-6 Einfluss Laserparameter auf Mikrorauigkeit der Oxidoberfläche ($\varnothing_{f163}=25\mu\text{m}$; WI=0°).....	38
Abbildung 4-7 F_{max} in Abhk. variabler Laserleistungen für ($\varnothing_{f100}=25\mu\text{m}$ $d=30\mu\text{m}$ WI=0°) ...	40
Abbildung 4-8 Einfluss Versuchstemperatur auf mechanische Zug-Eigenschaften an Klebstoff-Bulk-Proben	41
Abbildung 4-9 Partikel- und Porenverteilung in der Klebschicht verändert nach [76]	42
Abbildung 4-10 SN-Kurve mit Anpassungsfunktion nach Gecks-Och für σ_{max}	43
Abbildung 4-11 Einfluss verschiedener Laserparameter auf Gesamtlebensdauer.....	45
Abbildung 4-12 EDX-Analyse: O ₂ -Gehalte für veränderte Laserumgebungsatmosphäre in Abhk. der Laserleistung LP	47
Abbildung 4-13 Einfluss Laserleistung auf Ermüdungseigenschaften nicht-reparierter CCT-Proben	48
Abbildung 4-14 Einfluss Laseratmosphäre auf statische Haftfestigkeit geklebter Zug-Scherproben	49
Abbildung 4-15 Verbundlebensdauern ertüchtigter, konstruktionsbedingter Kerben mittels Bor-Patch	51
Abbildung 4-16 FT-Versagen am Überlapp-Ende der Klebung ausgelöst durch Spannungsüberhöhungen und Biegemomente	52
Abbildung 4-17 Lebensdauer für unterschiedliche Vorschädigungen Δa_{vs} im Vergleich zur Referenz.....	54

Abbildung 4-18 REM-Aufnahme: interlaminares Versagen der ersten Borfaser-Lage (exemplarisch).....	55
Abbildung 4-19 Endrisslängen (N_B -500Ssp) für unterschiedliche Versuchs-Chargen.....	56
Abbildung 4-20 Feuchtwarme Versuchsumgebung: Ermüdungseigenschaften ertüchtigter Proben (Bor-Patch) $\Delta a_{vs}=0\text{mm}$	58
Abbildung 4-21 Feuchtwarme Versuchsumgebung: Ermüdungseigenschaften Verbundproben für $\Delta a_{vs} = 0,37 \text{ mm}$	60
Abbildung 4-22 Feuchtwarme Versuchsumgebung: Ermüdungseigenschaften Verbundproben für $\Delta a_{vs} = 2 \text{ mm}$	60
Abbildung 4-23 REM-Aufnahme: adhäsives Versagen der Grenzfläche Matrix (Epoxid) - Klebstoff; die Oberflächenstruktur zeigt den Abdruck des Abreißgewebes	61
Abbildung 5-1 Ergebnisse FE-Simulation Kerbfaktor	66
Abbildung 5-2 Eintragung Lebensdauern in SN-Kurve; ohne Patch: ungekerbt (blau), gekerbt (rot); mit Patch: siehe Legende.....	67
Abbildung 5-3 Globale Spannungsentlastung durch die Ertüchtigung (KL-Versagen)	68
Abbildung 5-4 Parallelverschiebung der Basquin-Geraden auf Grundlage der Kerbwirkung unter zyklischer Belastung	69
Abbildung 5-5 Eintragung der FT-Brüche in die SN-Kurve bei einseitiger Ertüchtigung	70
Abbildung 5-6 Einfluss der Reparaturklebung auf die Rissausbreitung: Risslänge über Lebensdauer.....	72
Abbildung 5-7 Einfluss der Reparaturklebung auf die Rissausbreitung: Rissfortschrittsrate (da/dN).....	72
Abbildung 5-8 Streuung der Rissfortschrittsraten der Referenzproben für äquidistante Δa^*	74
Abbildung 5-9 Rissausbreitungskurven der Referenzproben: (links) als $f_{kt}(a)$; (rechts) als $f_{kt}(\Delta K)$; $a_k=1,5\text{mm}$	75
Abbildung 5-10 Exemplarische Rissausbreitungskurven der Verbundproben (Bor-Patch) unterschiedlicher Vorschädigungen	77
Abbildung 5-11 Streubänder 10/90 der Verbundproben (Bor-Patch): (links) $\Delta a_{vs}=0\text{mm}$; (rechts) versch. Δa_{vs}	78
Abbildung 5-12 Einfluss homogener Spannungsentlastung auf die Rissfortschrittsrate; $\Delta a_{vs}=1\text{mm}$	81

Abbildung 5-13 Rissausbreitungsbasierte SN-Kurve für homogen entlastete Vergleichsproben $\Delta a_{vs}=1\text{mm}$	82
Abbildung 5-14 Potentialhysterese zur Ermittlung der Rissöffnungsspannung σ_{open} (Referenzprobe); $a \approx 7\text{mm}$	86
Abbildung 5-15 Potentialhysterese zur Ermittlung der Rissöffnungsspannung σ_{open} (Verbund: Bor-Patch); $a \approx 12\text{mm}$	87
Abbildung 5-16 Verschiebung der Rissausbreitungskurve infolge feuchter Versuchsumgebung (ohne Reparaturpatch)	88
Abbildung 5-17 Bor-Patch (65°C,100%rF) Image-Stitching REM: dominant adh. Versagen in GF Matrix (Epoxid) - Klebstoff; Bei den Quer- und Längsstreifen handelt es sich um den Abdruck des Abreißgewebes	90
Abbildung 5-18 Bor-Patch (65°C,100%rF) Image-Stitching REM: Misch-Versagen in der GF Matrix (Epoxid) - Klebstoff.....	90
Abbildung 5-19 Verbundproben (Bor-Patch) in feuchter Atm. (65°C,100%rF); links: dominant adh., rechts: Misch-Versagen	91
Abbildung 5-20 Verbundproben (Al-Patch) in feuchter Atm. (65°C,100%rF): GF-nahes Versagen	92
Abbildung 5-21 Al-Patch (65°C,100%rF) Image-Stitching REM: GF-nahes Versagen im Klebstoff in GF Substrat (Al) - Klebstoff.....	93
Abbildung 5-22 Ausschnitt aus Abbildung 5-21 (gelbes Rechteck): GF-nahes Versagen im Klebstoff.....	93
Abbildung 5-23 Al-Patch (65°C,100%rF) Image-Stitching REM: koh. mit lokal adh. Versagen in GF Substrat (Al) - Klebstoff	94
Abbildung 5-24 Ausschnitt aus Abbildung 5-23 (gelbes Rechteck): nanostrukturierte Oxidschicht indiziert adhäsives Versagen	94
Abbildung 5-25 Darstellung unterschiedlicher Risstypen nach [63]	100
Abbildung 5-26 Mögliche Anriss-Lokalisationen für unterschiedliche Behandlungszustände	101
Abbildung 5-27 Reparatur-induzierter Kerbeinfluss auf Ermüdungseigenschaften von CCT-Proben	102
Abbildung 5-28 Untersuchung der Entwicklung der Rissfortschrittsrate: Wendepunkt in Risslänge a (Schraffur)	103

Abbildung 5-29 Untersuchung Entwicklung Rissfortschrittsrate (Referenz) 104

Abbildung 5-30 Verbundlebensdauern aus den OL-Experimenten; Vorschädigung der Proben $\Delta a_{vs}=370\mu\text{m}$ 105

Abbildung 5-31 Einseitige Bruchfläche CCT-Probe (ohne Patch) mit Marker-Linien (rot) infolge einzelner Überlasten..... 106

Abbildung 5-32 Einseitige Bruchfläche der Probe „1S“ (Bor-Patch: gelb) mit Marker-Linien (rot) infolge einzelner Überlasten..... 106

Abbildung 5-33 Entwicklung lokaler Asymmetrie über ausgewertete Marker-Linien 107

Abbildung 5-34 Risserweiterung $\Delta a_{\text{äqui}}$ zwischen 2 OL im Vergleich 108

Abbildung 5-35 Einfluss global asymmetrischer Rissausbreitung auf Unsicherheit in Risslänge a_{pot} 109

Abbildung 5-36 Einfluss global asymmetrischer Rissausbreitung auf Unsicherheit in Risslängendetektion mittels DC-Potentialsonde (*aäqui*)..... 110

Abbildung 7-1 Lagenaufbau zur Herstellung der Patch-Rohlinge beim Autoklav-Prozess.... 118

Abbildung 7-2 Beispiel 1: Lebensdauervertelungen für mittels Bor-Patch ertüchtigte CCT-Proben 119

Abbildung 7-3 Beispiel 2: Lebensdauervertelungen der Referenz (unbehandelt) und der Charge 3 (laserbehandelt)..... 120

Abbildung 7-4 Beispiel 3: Lebensdauervertelungen der Charge 7 (laserbeh.) in trockener und feuchter Atmosphäre 120

Abbildung 7-5 Beispiel 4: Hypothetische Lebensdauervertelungen der Charge 7 (laserbehandelt); $\Delta N * 0,6$ 121

Abbildung 7-6 statistische Auswertung der Anrisslebensdauer der Chargen 1-6..... 123

Abbildung 7-7 statistische Auswertung der Rissfortschrittslebensdauer der Chargen 1-6... 124

11 Tabellenverzeichnis

Tabelle 1 Klassifizierung unterschiedlicher Kerbarten	1
Tabelle 2 Klassifizierung unterschiedlicher Vorbehandlungsmethoden mit Anwendungsbeispielen; [14], [18]-[21]	4
Tabelle 3 Zusammensetzung der Al-Legierung EN AW 2024 T351 ^[55]	15
Tabelle 4 Mechanische Materialeigenschaften der Al-Legierung EN AW 2024 T351 ^[53]	15
Tabelle 5 Ergebnis der FTIR-Analyse der Epoxid-Matrix (5521 F) ^[WiWEB]	16
Tabelle 6 Mechanische Materialeigenschaften einer Einzelfaser aus Bor ^[56]	17
Tabelle 7 Mechanische Materialeigenschaften einer einzelnen Prepreg-Lage ^[56]	17
Tabelle 8 Mischprogramm für dual asymmetrische Klebstoffmischung nach [49]	17
Tabelle 9 Mechanische Materialeigenschaften des Klebstoffsystems Hysol EA 9394 (lt. Herstellerangaben) ^[57]	17
Tabelle 10 Aufbau vom Borfaser-Patch bestehend aus 4, 6 oder 8 Lagen	20
Tabelle 11 Vorbehandlungsparameter ADP-Behandlung	29
Tabelle 12 Versuchsatmosphären in der Probenkammer zur Ermittlung der Ermüdungseigenschaften geklebter Verbunde; Angaben für Umgebungsdruck: 1013,25 mbar	32
Tabelle 13 Ergebnisse FIB-Analyse für variable Linienabstände d ($\varnothing_{f163}=50\mu\text{m}$, LP=90%)	36
Tabelle 14 Ergebnisse FIB-Analyse für variable Laserleistung LP ($\varnothing_{f100}=25\mu\text{m}$, d=30 μm)	37
Tabelle 15 Parameterstudie - Zug-Scherfestigkeiten (LP = 90 %); optimierter Parametersatz ist farblich hinterlegt	39
Tabelle 16 Einfluss variabler Laserleistung LP auf statische Zug-Scherfestigkeiten.....	40
Tabelle 17 Einfluss Versuchstemperatur auf mechanische Zug-Eigenschaften an Klebstoff-Bulk-Proben	41
Tabelle 18 Laserparameter der Parameter-Optimierung für zykl. Belastung (LP = 90 %); optimierter Parametersatz ist farblich hinterlegt	44
Tabelle 19 Parameterstudie - Ermüdungseigenschaften; optimierter Parametersatz ist farblich hinterlegt.....	45
Tabelle 20 Parameterstudie: Einfluss Laser-Atmosphäre auf Ermüdungseigenschaften (CCT nicht-geklebt).....	48

Tabelle 21 Parameterstudie: Einfluss Laser-Atmosphäre auf statische Haftfestigkeit (Zug-Scherversuch)	49
Tabelle 22 Verbundlebensdauern ertüchtigter, konstruktionsbedingter Kerben mittels Bor-Patch.....	51
Tabelle 23 Verbundlebensdauern ertüchtigter, konstruktionsbedingter Kerben mittels Al-Patch.....	53
Tabelle 24 Lebensdauer für unterschiedliche Vorschädigungen Δa_{vs} im Vergleich zur Referenz	55
Tabelle 25 Endrisslängen (N_B -500Ssp) für unterschiedliche Versuchs-Chargen.....	56
Tabelle 26 Einfluss feuchtwarmer Versuchsumgebung auf Ermüdungseigenschaften der CCT-Proben ohne Patch; (Laservorbehandlung: $\emptyset_{f100}=25\mu\text{m}$ LP=90% d=30mm WI=0°).....	57
Tabelle 27 Feuchtwarme Atmosphäre: Ermüdungseigenschaften ungeschädigter Verbundproben (Bor-Patch) $\Delta a_{vs}=0\text{mm}$	58
Tabelle 28 Feuchtwarme Versuchsumgebung: Ermüdungseigenschaften Verbundproben unterschiedlicher Δa_{vs}	60
Tabelle 29 Ergebnisse FE-Simulation	66
Tabelle 30 Globale Spannungsentlastung durch Reparaturklebung (KL-Versagen).....	68
Tabelle 31 Übertragung der globalen Entlastung auf die Kerbwirkung unter Ermüdung; Basis: ungekerbte Probe ($V_{\text{ungek.}} = 1$).....	68
Tabelle 32 Statistikparameter: Streuung $(da/dN)_{\text{Ref}}$	74
Tabelle 33 Abschätzung des Lasttransfers durch den Bor-Patch für erlangte Risslängen a_B ; $\Delta\sigma_{\text{nenn}}=166,5\text{MPa}$	76
Tabelle 34 Parameter Paris-Gesetz zur Beschreibung der Rissausbreitungskurven der Referenzproben	79
Tabelle 35 Vergleich errechneter Lebensdauer nach Paris mit experimentellen Lebensdauern ($R=0,1$)	79
Tabelle 36 Rechnerisch ermittelter Lasttransfer über Paris-Gesetz $\Delta\sigma=166,5\text{MPa}$ ($n=n_{\text{Ref}}$; $C=C_{\text{Ref}}$).....	80
Tabelle 37 Einfluss homogener Entlastung auf die Rissfortschrittsrate; $\Delta a_{vs}=1\text{mm}$	81
Tabelle 38 Kritische Defektgrößen für unterschiedliche Bruchzähigkeit nach Formel (33) ($\sigma_c = 70 \text{ MPa}$).....	85

Tabelle 39 Mögliche Anbindungen der Verbundproben: GF (adhäsiv); Klebstoff (kohäsiv)....	96
Tabelle 40 Einordnung der adhäsiven Grenzflächenfestigkeiten für Laboratmosphäre (kohäsive Festigkeit $\sigma_{koh}=70$ MPa)	97
Tabelle 41 2-stufige Betriebslast für OL-Versuche	105
Tabelle 42 Wirkung der Ertüchtigung auf die Anriss- und Rissfortschrittslebensdauer	111
Tabelle 43 Weibullstatistik zur Lebensdauerverteilung mittels Bor-Patch ertüchtigter CCT-Proben	119
Tabelle 44 Weibullstatistik zur Lebensdauerverteilung der Referenz (unbehandelt) und der Charge 3 (laserbehandelt)	120
Tabelle 45 Weibullstatistik zur Lebensdauerverteilung der Charge 7 (laserbeh.) in trockener und feuchter Atmosphäre	120
Tabelle 46 Weibullstatistik zur hypothetischen Lebensdauerverteilung der Charge 7 (laserbehandelt); $\Delta N * 0,6$	121
Tabelle 47 statistische Auswertung der Anrisslebensdauer der Chargen 1-6	123
Tabelle 48 statistische Auswertung der Rissfortschrittslebensdauer der Chargen 1-6	124

