



Sicherheit in Technik und Chemie

Alexander Müller

**Schädigungscharakterisierung an
Faser-Kunststoff-Verbunden im Schwingversuch
mittels Röntgenrefraktionstopographie unter
Berücksichtigung der Matrixeigenschaften**

BAM-Dissertationsreihe | Band 162

M.Sc. Alexander Müller

**Schädigungscharakterisierung an
Faser-Kunststoff-Verbunden im Schwingversuch
mittels Röntgenrefraktionstopographie unter
Berücksichtigung der Matrixeigenschaften**

Die vorliegende Arbeit entstand an der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM).

Impressum

**Schädigungscharakterisierung an Faser-Kunststoff-Verbunden
im Schwingversuch mittels Röntgenrefraktionstopographie
unter Berücksichtigung der Matrixeigenschaften**

2018

Herausgeber:

Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM)

Unter den Eichen 87

12205 Berlin

Telefon: +49 30 8104-0

Telefax: +49 30 8104-72222

E-Mail: info@bam.de

Internet: www.bam.de

Layout: BAM-Referat Z.8

ISSN 1613-4249

Die BAM ist eine Bundesoberbehörde im Geschäftsbereich
des Bundesministeriums für Wirtschaft und Energie.

Schädigungscharakterisierung an
Faser-Kunststoff-Verbunden im
Schwingversuch mittels
Röntgenrefraktionstopographie unter
Berücksichtigung der Matrixeigenschaften

vorgelegt von
M.Sc.
Alexander Müller

von der Fakultät III - Werkstoffwissenschaften und -technologien
der Technischen Universität Berlin
zur Erlangung des akademischen Grades
Doktor der Ingenieurwissenschaften
(Dr.-Ing.)
genehmigte Dissertation
Berlin, Juni 2018

Vorsitzender: Prof. Dr.-Ing. D. Auhl
Gutachter: Prof. Dr.-Ing. M. H. Wagner
Gutachter: Prof. Dr.-Ing. V. Trappe

Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit wurden verschiedene Epoxidharzsysteme charakterisiert. Zwei Systeme mit großen bruchmechanischen Unterschieden wurden zur Fertigung äquivalenter GFK- und CFK-Lamine mit Faserausrichtungen in $0/90^\circ$ und $\pm 45^\circ$ ausgewählt. In quasi-statischen Zugversuchen und Einstufenschwingversuchen mit einem Beanspruchungsverhältnis von $R = 0,1$ wurden diese Lamine hinsichtlich ihres Schädigungsbeginns und ihrer Schädigungsentwicklung untersucht. Die Detektion der Schädigungen sowie die Dokumentation der Schädigungsentwicklung wurde anhand der Lichtabsorptionsanalyse an GFK-Laminen und anhand der Röntgenrefraktionsanalyse an CFK-Laminen umgesetzt. Auf diese Weise konnten Einflüsse der bruchmechanischen Eigenschaften der Matrix auf die Schädigungsentwicklung im Verbund aufgezeigt werden. Zudem wurden für die untersuchten Lamine die Schädigungsgrenzen bei schwingender Beanspruchung ermittelt. Anhand durchgeführter Schwingversuche an CFK-Laminen im Very High Cycle Fatigue (VHCF)-Lastwechselbereich bis 10^8 konnten Rückschlüsse vom Schädigungsverhalten im High Cycle Fatigue (HCF)-Lastwechselbereich bis 10^6 auf die Dauerfestigkeit im VHCF-Bereich gezogen werden und damit VHCF-Dauerfestigkeitsgrenzen bestimmt werden. Mit dem Ziel die Ermüdung der Lamine auf die Beanspruchung der Matrix zurückzuführen, wurden die Erweiterte Inverse Laminattheorie, mikromechanikbasierte Mischungsregeln sowie eine Vergleichsspannungshypothese auf die untersuchten Lamine angewendet. Die Schädigungsgrenzen konnten damit in Form der Matrixbeanspruchung wiedergegeben werden. Die Abbildung der Ermüdung verschiedener Lamine anhand einer matrixspezifischen normierten Masterschädigungslinie ist für die behandelten CFK- und GFK-Lamine gelungen.

Abstract

In the present thesis different epoxy resin systems were characterized. Two systems with different fracture mechanical properties were selected for the production of equivalent GFRP and CFRP laminates with fiber orientations in $0/90^\circ$ and $\pm 45^\circ$. These laminates were examined for their damage onset and their damage evolution characteristics in tensile tests and fatigue tests with a stress ratio of $R = 0.1$. The detection of damage and the recording of damage evolution were implemented on the basis of light absorption analysis on GFRP laminates and on the basis of X-ray refraction analysis on CFRP laminates. This is how influences of the fracture mechanic properties of the matrix on the evolution of damage in the composite could be demonstrated. In addition, the damage limits for fatigue load were determined for the laminates tested. On the basis of performed fatigue tests on CFRP laminates in the Very High Cycle Fatigue-(VHCF)-range up to 10^8 cycles, conclusions could be drawn from the damage behavior in the High Cycle Fatigue-(HCF)-range up to 10^6 cycles on the fatigue strength in the VHCF-range. Thus, VHCF fatigue limits were determined. Aiming at expressing the fatigue of the laminates with the stress in the matrix, the extended inverse laminate theory, micromechanical-based rules of mixture and a comparative stress hypothesis were applied to the investigated laminates. The damage limits could thus be reproduced in the form of matrix stress. By using a normalized matrix-specific master damage line, the display of the fatigue of various laminates could be achieved for the tested CFRP and GFRP laminates.

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der *Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung* in der Abteilung *Werkstofftechnik* im Fachbereich *Mechanik der Polymerwerkstoffe*. Für die Unterstützung bei der Erstellung dieser Arbeit möchte ich mich hiermit bei folgenden Personen bedanken:

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr. Trappe für die Möglichkeit dieses Forschungsthema zu bearbeiten und für die fachliche Betreuung der Arbeit. Insbesondere die inhaltlichen Diskussionen und die Anregungen zur Wahl des Schwerpunktes waren außerordentlich hilfreich. Herrn Prof. Dr. Wagner, dem ehemaligen Leiter des Fachgebietes Polymertechnik/-physik an der TU Berlin, danke ich für die Begutachtung der Arbeit, die Anstöße und grundlegenden Hinweise zum Thema der Arbeit sowie für die Möglichkeit, Zwischenergebnisse im polymerwissenschaftlichen Seminar zu präsentieren. Herrn Prof. Dr.-Ing. D. Auhl danke ich für die Übernahme des Vorsitzes des Prüfungsausschusses.

Das Projekt wurde durch die Deutsche Forschungsgemeinschaft im Rahmen des *Schwerpunktprogramms 1466* und durch das Doktorandenprogramm der BAM gefördert. Bei allen Teilnehmern des *Schwerpunktprogramms 1466* bedanke ich mich für den wissenschaftlichen und persönlichen Austausch im Rahmen der regelmäßigen Projektkolloquien.

Ebenfalls bedanke ich mich für die Ermöglichung der Finanzierung über die Projektlaufzeit hinaus bei dem Leiter des Fachbereiches 5.3 Herrn Dr. Marotzke sowie dem Leiter der Abteilung *Werkstofftechnik* Herrn Dr. Portella.

Für die Durchführung der DSC-Messungen danke ich Herrn Neubert. Außerdem möchte ich den Kollegen und Kolleginnen des Fachbereiches 5.3 für ihre Unterstützung in Fertigungs- und Organisationsfragen danken. Stefan Hickmann, dem Laboringenieur unserer Arbeitsgruppe, danke ich ganz besonders für seine tatkräftige Unterstützung bei der Einrichtung der Kratky-Kammer und der Anwendung der im Fachbereich zur Verfügung stehenden Messtechnik. Für die Unterstützung bei der mechanischen Fertigung möchte ich mich bei den Kollegen Nicolai Schmidt, Oliver Schwarze und Fabian Roth bedanken. Den Kollegen und Kolleginnen Dustin Nielow, Karoline Lenke, Sebastian Timme, David Kraus, Marc Prewitz, Stefan Hickmann, Prof. Dr. Volker Trappe, Dr. Ulrike Braun, Daniel Dittmann, Korinna Altmann und Dr. Hans-Peter Ortwein danke ich für die gemeinsame Zeit sowie die fachlichen und auch persönlichen Gespräche.

Meiner Familie und meiner Partnerin danke ich für die Unterstützung im Studium, während der Promotionszeit und auch sonst immer.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
1.1	Motivation	1
1.2	Stand der Technik	2
1.2.1	Prüfung von Faser-Kunststoff-Verbunden im VHCF-Bereich	2
1.2.2	Schadensmechanismen und Lebensdauervorhersage für Faser-Kunststoff-Verbunde	5
1.2.3	Die Matrix im Fokus der Ermüdung	10
1.2.4	Zerstörungsfreie Methoden zur Schädigungsanalyse	12
1.3	Zielsetzung	14
2	Grundlagen und Methoden	19
2.1	Röntgenrefraktionsanalyse	19
2.1.1	Grundlagen der Röntgenrefraktion	19
2.1.2	Versuchsaufbau	20
2.1.3	Berechnung der Refraktion	22
2.2	Faser-Kunststoff-Verbunde	23
2.2.1	Fasern und Faserhalbzeuge	24
2.2.2	Polymere Matrixsysteme	25
2.3	Analytische Berechnung von Faser-Kunststoff-Verbunden	26
2.3.1	Werkstoffgesetz der Einzelschicht	27
2.3.2	Makromechanik der Klassischen Laminattheorie	29
2.3.3	Festigkeitsanalyse einer unidirektionalen Schicht	32
2.3.4	Inverse Laminattheorie	38
2.3.5	Erweiterte Inverse Laminattheorie	41
3	Experimentelle Untersuchungen	53
3.1	Vorbereitung	53
3.1.1	Materialauswahl	53
3.1.2	Prüfkörperherstellung	55
3.1.3	Bestimmung des Faservolumenanteils	59
3.1.4	Thermische Analyse	62
3.2	Charakterisierung von Epoxidharzen	64
3.2.1	Zug- und Schubversuch	64
3.2.2	Bruchmechanik und bruchmechanische Versuche	66
3.2.3	Fazit - Charakterisierung von Epoxidharzen	73
3.3	EILT-Basisversuche	73
3.4	Schädigungsanalyse an GFK mittels Lichtabsorptionsanalyse	75
3.4.1	Lichtabsorptionsanalyse	76
3.4.2	Quasi-statische Versuche an GFK	77

3.4.3	Ermüdungsversuche	80
3.4.4	Fazit - Versuche an GFK	92
3.5	Schädigungsanalyse an CFK mittels Röntgenrefraktion	93
3.5.1	Einstellung der Röntgenrefraktionsmessung	93
3.5.2	Quasi-statische Versuche an CFK	95
3.5.3	Schädigungsanalyse bei Ermüdung	102
3.5.4	Fazit - Schädigungsanalyse an CFK	114
4	Berechnungen auf Matrixvergleichsspannungsbasis	117
4.1	Zwischenfaserbruchbeginn im statischen Lastfall	117
4.1.1	Herangehensweise	117
4.1.2	Berechnungen an GFK-Laminaten	121
4.1.3	Berechnungen an CFK-Laminaten	123
4.2	Matrixspannung als Bezugsgröße	125
4.2.1	Matrixschädigungslinien an GFK	127
4.2.2	Matrixschädigungslinien an CFK	130
4.2.3	VHCF-Zeitfestigkeitsgrenzen für CFK	134
5	Diskussion der Ergebnisse	137
5.1	Diskussion der Versuchsergebnisse	137
5.2	Diskussion der Berechnungsergebnisse	139
5.3	Ausblick	142
6	Zusammenfassung	145
	Literaturverzeichnis	147
	Nomenklatur	159
	Abbildungsverzeichnis	163
	Tabellenverzeichnis	169
A	Anhang	171
A.1	Tabellen	171
A.2	Abbildungen	180

1 Einleitung

1.1 Motivation

Eine der großen Herausforderungen für Ingenieure der heutigen Zeit ist die steigende Komplexität, unter der Materialien im technischen Bereich vermehrt eingesetzt werden. Mit dem Fortschritt der Technologien werden Materialien unter zunehmend extremeren Konditionen, höheren mechanischen Beanspruchungen, Temperaturen und Lastwechselzahlen eingesetzt. Darüber hinaus führen wirtschaftliche Rahmenbedingungen, steigende Leistungsanforderungen, begrenzte Ressourcen, Umweltauflagen, die Abkehr von fossilen Energieträgern sowie der Wunsch nach nachhaltigem Wirtschaften dazu, dass Materialien im Allgemeinen und technische Komponenten im Speziellen zunehmend bis an die Grenzen von Festigkeit und Lebensdauer ausgeschöpft werden müssen. Dieses Ziel kann mit einem Werkstoff, der sich auf die anwendungsspezifischen Anforderungen zuschneiden lässt, am besten erreicht werden. Aus diesem Grund endet die Materialsuche heutiger Ingenieure für Konstruktionen mit hoher spezifischer Steifigkeit und Festigkeit meist bei den Faser-Kunststoff-Verbunden (FKV) und insbesondere bei den glasfaserverstärkten Kunststoffen (GFK) sowie den kohlenstofffaser- bzw. carbonfaserverstärkten Kunststoffen (CFK). FKV haben sich seit Langem in der Luft- und Raumfahrt und mittlerweile auch in zahlreichen anderen Bereichen wie Automobilbau, Gebäudearchitektur, Sportindustrie und Windenergie [AAB13] fest etabliert. Durch die guten Leichtbaueigenschaften können Konstruktionen realisiert werden, die mit geringerem Energieeinsatz oder höheren Geschwindigkeiten betrieben werden können [MB90]. In der allgemeinen Luftfahrt werden FKV-Strukturen seit Mitte der 1990er Jahre bereits für Primärstrukturen, d.h. für Strukturen und Bauteile, deren Versagen fatale Folgen für die Sicherheit im Betrieb hat, eines Flugzeuges, eingesetzt [AAB13]. Auch in der Zukunft werden FKV immer weiter an Wichtigkeit gewinnen bei einem vorhergesagten durchschnittlichen Wachstum von 6% pro Jahr [JEC11]. Aufgrund dieser Entwicklung haben auch die Forschungsaktivitäten zu dem Thema der hoch belasteten FKV seit dem Beginn in den 1940er Jahren stetig zugenommen. Da im praktischen Einsatz nahezu jedes Bauteil eine schwingende Beanspruchung erfährt, ist der Forschungsbereich der Ermüdung (engl. fatigue) von außerordentlicher Bedeutung.

Im Bereich der Lastspielzahlen bis 10^6 existiert bereits ein breites Spektrum an Literatur, die sich mit den verschiedenen Mechanismen der Ermüdung und deren Zusammenwirken beschäftigt sowie Modelle und Hypothesen zur Vorhersage der Ermüdung von FKV vorschlägt. Der Lastwechselbereich bis 10^6 wird im Rahmen dieser Arbeit mit dem sogenannten High Cycle Fatigue (HCF) Bereich, dem Bereich der hohen Lastwechselzahlen, referenziert. Anders verhält es sich jedoch mit der Erforschung des Ermüdungsverhaltens im Bereich über 10^6 Lastwechseln. Ob-

wohl zahlreiche im Einsatz befindliche FKV-Komponenten bereits den Lastwechselbereich jenseits der 10^6 Lastwechsel erreichen, wurde dieser Lastwechselbereich noch nicht ausreichend untersucht [Bat06]. Dazu gehören zum Beispiel die Rotoren von Hubschraubern, die Lastwechselzahlen von 10^8 erreichen sowie die Rotorblätter von Windkraftanlagen, die auf eine Laufzeit von 20 Jahren ausgerichtet sind und dabei bis 10^9 Lastwechsel durchlaufen [GB05]. Die Fanschaufeln von Flugzeugtriebwerken, die durch Vibrationen zusätzlich hochfrequente schwingende Beanspruchungen erfahren, müssen bis zu 10^{11} Lastwechsel ohne Versagen ertragen [BP05]. Aus diesem Grund soll im Rahmen der vorliegenden Arbeit der Bereich der sehr hohen Lastwechselzahlen bis 10^8 , der Very High Cycle Fatigue (VHCF)-Bereich, in den Fokus genommen werden.

Zur verbesserten Ausnutzung des beschriebenen Leichtbaupotentials von FKV ist es nötig, FKV-Bauteile möglichst genau für ihre spezielle Betriebszeit auszulegen. Dazu ist die Kenntnis des Schädigungsbeginns essentiell. Ist der Schädigungsbeginn in Abhängigkeit der Beanspruchung und der Beanspruchungsdauer bekannt, können Bauteile effektiv bis ans Ende Ihrer Auslegungszeit betrieben werden, ohne erhöhtes Gewicht durch zusätzliche Sicherheitsaufschläge in Kauf nehmen zu müssen.

Im Rahmen dieser Arbeit soll ein Konzept auf Basis der Matrixbeanspruchung evaluiert werden, nachdem der Schädigungsbeginn eines FKV in Abhängigkeit der vorliegenden Beanspruchung in der Matrix abgeschätzt werden kann. Damit wären Masterschädigungslinien auf Basis der Matrixbeanspruchung denkbar, die im Rahmen des Gültigkeitsbereiches einer Faser-Matrix-Kombination als Werkzeug zur Auslegung und zum Ermüdungsnachweis in Kombination mit einer Schadensakkumulationshypothese praxisnah herangezogen werden könnten.

Die Ermittlung der Matrixbeanspruchung soll analytisch anhand der Erweiterten Inversen Laminattheorie erfolgen. Mit dieser Theorie ist es möglich, die in-situ Effekte in der Matrix wie lokale Spannungsüberhöhungen, in-situ Steifigkeiten durch lokale Querkontraktionsbehinderung sowie erhöhte in-situ Matrixfestigkeiten durch Volumeneffekte analytisch abzubilden.

1.2 Stand der Technik

1.2.1 Prüfung von Faser-Kunststoff-Verbunden im VHCF-Bereich

Die Zahl an Forschungsaktivitäten, die sich mit der Ermüdung von FKV im VHCF Bereich auseinandersetzen, ist relativ gering. Die größte Schwierigkeit auf diesem Gebiet besteht im viskoelastisch-plastischen Materialverhalten in Kombination mit einer im Vergleich zu Metallen geringeren Wärmeleitfähigkeit der FKV. Durch die damit verbundene Erwärmung der Proben im Schwingversuch müssen die Beanspruchung und die Prüffrequenz begrenzt werden. Durch letzteres können Schwingversuche im VHCF-Bereich von sehr langer Dauer sein. In [TH06] untersucht Trappe das viskoelastisch-plastische Materialverhalten von CFK mit Hilfe innerer Zustandsva-

riablen. Dabei zeigt er auf, wie sich durch Schädigungszunahme die mechanische Hysterese und damit das Materialverhalten von viskoelastischem zu plastischem Verhalten ändert. Mit zunehmender Schädigung steigt zudem der Anteil der durch innere Reibung dissipierten Energie, was zu einer verstärkten Erwärmung des Werkstoffes führt. An ungeschädigten Proben zeigt Trappe, dass sich die durch Viskoelastizität dissipierte Energie nahezu proportional zur Dehnungsamplitude darstellt. Aus diesem Grund wurden im Rahmen der vorliegenden Arbeit Temperaturmessungen an Proben im Schwingversuch bei unterschiedlichen Frequenzen zur Ermittlung der maximalen Erwärmung durchgeführt.

Als Maßnahme zur Begrenzung der Proben temperatur hat sich die Verwendung von flachen Proben durchgesetzt. Durch das verbesserte Volumen/Oberflächenverhältnis wird die Abfuhr von Wärme erleichtert und die Temperatur der Proben auf moderatem Niveau gehalten. Dabei muss beachtet werden, dass die Temperatur im Probeninneren über der Oberflächentemperatur liegt. Trappe [Tra02] hat in diesem Zusammenhang im Schwingversuch an 4 mm dicken $\pm 45^\circ$ -GFK-Proben Temperaturmessungen im Probeninneren und an der Probenoberfläche ausgeführt. Bei einer Umgebungstemperatur von 20°C wurden Temperaturen von 28°C (Probenoberfläche) und 37°C (Probeninneres) gemessen.

Unter der Voraussetzung, dass die Temperaturentwicklung im Material beachtet und die Temperatur durch entsprechende Maßnahmen weit unter der Glasübergangstemperatur der polymeren Matrix gehalten wird, kann auch bei FKV eine Erhöhung der Prüffrequenz in Betracht gezogen werden. Bei der Glasübergangstemperatur, die für die eingesetzten FKV im Bereich von 80°C bis 130°C liegt, setzt eine massive Änderung der mechanischen Eigenschaften ein. Bei Lasten auf niedrigem Niveau, wie sie bei Untersuchungen des VHCF angewendet werden, ist eine andauernde Einhaltung moderater Temperaturen möglich. Neben der Thermostabilität muss bei dehnungsgesteuerten Versuchen die durch Probenerwärmung hervorgerufene Probendehnung, die zur Entlastung der Probe führt, beachtet werden.

In verschiedenen Forschungsbeiträgen wurde ein Zusammenhang zwischen Frequenz und Ermüdungsfestigkeit bzw. Lebensdauer ausgemacht, wobei mit steigender Frequenz die Lebensdauer abnimmt [DB67, PJ97, BBM01]. Unter der Voraussetzung, dass schwingende Beanspruchungen, die sehr schnell zu kritischen Temperaturen führen, und hohe Temperaturen im Allgemeinen vollständig vermieden werden, kommt dieser Effekt nicht mehr zum Tragen. Dies wird unter anderem in den Beiträgen [MCJP⁺94, HAKK07, JMPC14] gezeigt, in dessen Rahmen FKV mit bis zu 100 Hz geprüft werden. Mit Hilfe intensiven Kühlens werden in [Api04] Prüffrequenzen von bis zu 400 Hz erreicht, ohne Einfluss auf die Ermüdungseigenschaften zu nehmen.

Die Prüffrequenz hat ebenfalls Einfluss auf die dynamische Steifigkeit der Proben sowie Effekte der Massenbeschleunigung im Laststrang, die die effektive Beanspruchung der Probe beeinflussen. Um derartige Einflüsse auszuschließen, müssen am jeweiligen Versuchsaufbau Messungen unternommen werden.

Die ersten Untersuchungen des VHCF an FKV wurden durch Mandel in den

1990er Jahren an glasfaserverstärkten Kunststoffen ausgeführt [MCJP⁺94, MSWW03]. Dabei wurden Versuche bei konstanter Last bei verschiedenen Belastungsverhältnissen R mit bis zu 100 Hz an normalen Proben und bis zu 200 Hz an dünnen Strangproben durchgeführt. Die Ergebnisse wurden in Godman-Diagrammen zusammengeführt. Dabei konnte bei hohen Lastwechselzahlen ein Abflachen der Wöhlerkurven festgestellt und damit ein Schwellwert für Dauerfestigkeit aufgezeigt werden. Weitere VHCF Untersuchungen an FKV nutzen Biegevorrichtungen in verschiedenen Konfigurationen. So wurde in [BBE16] ein Ultraschall-Drei-Punkt-Biegeaufbau entwickelt, mit dem Prüffrequenzen von bis zu 20 kHz realisiert werden konnten. Dabei wurden die kompakten CF-PPS-Proben bei Schubbeanspruchung mit bis zu 10^9 Lastwechseln innerhalb von zwölf Tagen geprüft. Um die Erwärmung zu kontrollieren, wurde im Puls-Pause-Verfahren und mit Druckluftkühlung gearbeitet. Bei konstanter Schubmittelspannung und einem Beanspruchungsverhältnis zwischen 0,5 und 0,3 wurde Schubversagen beobachtet. Unterhalb einer Schubbeanspruchung von 50 % der statischen Schubfestigkeit trat bis 10^8 Lastwechsel kein Versagen auf, wohingegen unterhalb einer Schubbeanspruchung von 45 % im gesamten untersuchten Lastwechselbereich bis 10^9 Lastwechsel kein Versagen auftrat. Jedoch wurden auch hier ermüdungsinduzierte Querrisse detektiert. In [KJK⁺16] wurde mittels shakerbasierter Resonanzprüftechnik ein Biegeprüfstand entwickelt, in dem die querkräftfreie Verformung der mit Kohlenstoffnanoröhren-modifizierten $[90/0^\circ]_{3S}$ -CFK-Proben durch eine Kinetik der Einspannungen vorgegeben wird. Damit wurden Prüffrequenzen von bis zu 160 Hz erreicht und ein Beanspruchungsverhältnis von $R = -1$. Die Detektion der Querrisse in den äußeren 90° -Lagen wurde in-situ mittels Fotoaufnahmen durch eine Kamera und einer anschließenden Hough-Transformation der Bilddaten ermöglicht. Bei einer Reduktion der Beanspruchung auf 30 % der statischen Zwischenfaserbruch (ZFB)-Querdehnung wurde nur noch ein geringer Anstieg der Rissentwicklung festgestellt mit einer Rissdichte von $1/10 \text{ mm}^{-1}$ bis zur höchsten Lastspielzahl dieser Untersuchung von $2,5 \times 10^6$ Lastwechsel. Ein weiterer Biegeprüfstand wurde in [AH17] vorgestellt. Der Vier-Punkt-Biegeprüfstand dieser Untersuchung wird mittels elektrodynamischer Anregung ausgelenkt. Dabei wurden Frequenzen von bis zu 50 Hz realisiert. Ausgewertet wurden die bei $R = -1$ biegespannungsinduzierten Querrisse in den äußeren und mittleren Lagen der $[\pm 45^\circ]_S$ -GFK-Proben durch Fotoaufnahmen mittels DSLR-Kamera. Zusätzlich installierte Thermografietechnik ermöglichte die Überwachung der Oberflächentemperatur. Die Überwachung des Steifigkeitsabfalls wurde im Rahmen dieser Untersuchung als weitere Größe zur Charakterisierung des Schadensfortschritts genutzt. Der Autor stellt ab einem Dehnungsniveau von 61 % der statischen ZFB-Dehnung eine Verzögerung des Versagens fest. Auf dem niedrigsten Dehnungsniveau von 46 % tritt kein Versagen mehr bis zur gewählten Grenzlastspielzahl von 10^8 Lastwechsel auf. Hosoi testet in [HSK⁺10, HTSK11] unter Nutzung von hydraulischen Prüfnaschinen quasiisotrope $[+45/0/-45/90^\circ]_S$ CFK-Lamine bei $R = 0,1$ mit 100 Hz bis 3×10^8 Lastwechsel. Dabei stellt er unterschiedliche Schädigungsverhalten in Abhängigkeit des Beanspruchungsniveaus fest. Hosoi unterscheidet zwischen den Phänomenen

Querrissen und Randalaminationen. Mit diesem Beitrag werden erstmals die Schadensmechanismen an FKV im VHCF untersucht. Der Autor zeigt, dass bei einem Beanspruchungsniveau von 20% und weniger der statischen Festigkeit im Lastwechselbereich bis 3×10^8 keine Querrisse und Delaminationen auftreten. Vor dem Hintergrund dieser Feststellung wird die Möglichkeit eines Schwellenwertes für die Schadensinitiierung und alternativ die Möglichkeit der linearen Verlängerung der Spannungs-Lastwechsel (S-N)-Kurve zur Ermittlung der Schadensinitiierung außerhalb des untersuchten Lastwechselbereiches andiskutiert.

1.2.2 Schadensmechanismen und Lebensdauervorhersage für Faser-Kunststoff-Verbunde

Ein Großteil der heute eingesetzten Strukturen aus Faser-Kunststoff-Verbund ist Ermüdungsbelastungen ausgesetzt. Aus diesem Grund ist die Charakterisierung der Ermüdung ein wichtiges Themengebiet. Die Herausforderung bei der Beschreibung von FKV im Vergleich zu den bekannten und weitverbreiteten metallischen Werkstoffen ist mit der Heterogenität dieser Werkstoffgruppe begründet. Ermüdungsvorgänge an FKV bestehen aus einer variablen Kombination aus Faser-, Matrix-, und Grenzflächenversagen sowie lokalen Ablösungen und großflächigen Delaminationen. Aus dieser Kombinationsmöglichkeit entsteht ein sehr komplexer Schadenszustand für ermüdete FKV. Darüber hinaus hängen die Ermüdungsmechanismen von einer Vielzahl von Parametern ab. Dazu gehören die verwendeten Faserhalbzeuge und Matrixsysteme, der Lagenaufbau und die Orientierung der Lagen, die Lagenstärke, der Faservolumengehalt, die inhärenten Eigenspannungszustände und letztendlich auch die Umgebungseinflüsse wie Feuchte und Temperatur. Durch die Variation der Schädigungsarten, die Komplexität ihrer Interaktion und die ihr folgende Änderung der mechanischen Eigenschaften wird eine Vorhersage von Ermüdung und Ermüdungsversagen beziehungsweise der Lebensdauer von FKV-Bauteilen außerordentlich erschwert [SR79].

Schadensmechanismen

Das Schädigungsverhalten von FKV ist im Gegensatz zum Schädigungsverhalten von isotropen Werkstoffen nicht geprägt von dem Wachstum eines einzelnen, lokalen Risses, sondern von der Entstehung und Ausbreitung verschiedener, großflächig bzw. global verteilter Schädigungsvorgänge. Die genaue Ausprägung der verschiedenen Schädigungsmechanismen hängt vor allem von der Richtung, unter der die Beanspruchung stattfindet (z.B. faserparallel oder fasersenkrecht) sowie von der Belastungsart (Zug-, Druck- oder Schubbeanspruchung) ab. In Abhängigkeit davon entscheidet sich, ob das Versagen faserdominiert oder matrixdominiert stattfindet. Ersteres kann dabei nur bei faserparalleler Zug- und Druckbeanspruchung auftreten. Alle anderen Beanspruchungskonditionen führen zu einem Schädigungsverlauf, der von der Matrix und der Grenzfläche zwischen Faser und Matrix dominiert wird. Der

zum finalen Versagen führende Mechanismus kann jedoch wieder faserdominiert sein. Die Schädigungsmechanismen in Abhängigkeit des Faserwinkels ϑ zwischen 0° und 90° stellen sich wie folgt ein:

- Faserparallele Beanspruchung: Beanspruchungen im Kurzzeitfestigkeitsbereich führen vor allem zu Faserbrüchen, denen lokal begrenzte Faser-Matrix-Ablösungen folgen. Bei Beanspruchungen unterhalb der Kurzzeitfestigkeit wird das Ermüdungsverhalten von der Matrix dominiert. Es tritt Kohäsionsversagen in der Matrix und/oder Adhäsionsversagen in den Grenzflächen zur Faser auf. Dauerfestigkeit liegt nach Talreja unterhalb der Dehnung bei Dauerfestigkeit der Matrix ε_{DF} vor.
- Beanspruchung mit $0^\circ < \vartheta < 90^\circ$: Mit zunehmendem Winkel nimmt der Anteil der Beanspruchung, den die Fasern in Längsrichtung tragen, ab und die Matrix wird zunehmend durch einen gemischten Bruchmodus auf Normalspannung und Schubspannung beansprucht. Die faserparallele Bruchdehnung wird nicht mehr erreicht. Kohäsives Matrixversagen und Schubversagen der Faser-Matrix-Grenzfläche treten als Ermüdungsschäden bereits ab einem Faserwinkel von 5° in den Vordergrund [Tal93]. Zusätzlich steigt mit dem Faserwinkel der Anteil des Rissöffnungsmodus an dem Bruchmodus. Da der Risswiderstand im Rissöffnungsmodus geringer ist, sinkt der Schwellwert für Risswachstum und damit die dauerhaft ertragbare Dehnung ε_{DF} [Tal93].
- Fasersenkrechte Beanspruchung: Das Risswachstum im Rissöffnungsbruchmodus ist vorherrschend und provoziert Laminatquerrisse, die durch die Matrix und entlang der Fasergrenzflächen laufen.

Die geschilderten Zusammenhänge stellt Talreja in [Tal93] in einem Fatigue-Life Diagramm schematisch entsprechend der Abbildung 1.1 dar. Ähnliche Zusammenhänge stellt auch Harris in [Har03] für Thermoplast- und Thermoset-Verbunde dar. Hashin und Rotem konnten das Fatigue-Life Schema nach Talreja durch Versuchsreihen an unidirektionalen (UD)-Laminaten mit verschiedenen Faserwinkeln bestätigen [HR73]. Talreja und Singh stellen in [TS12] im Schema des Fatigue-Life Diagramms den Einfluss der Fasersteifigkeit sowie der Matrix Duktilität als gegenläufige Faktoren dar. Mit steigender Duktilität bzw. Nachgiebigkeit der Matrix reduzieren sich die Ermüdungsgrenze sowie die ertragbaren Lastwechsel bei gleicher Beanspruchung.

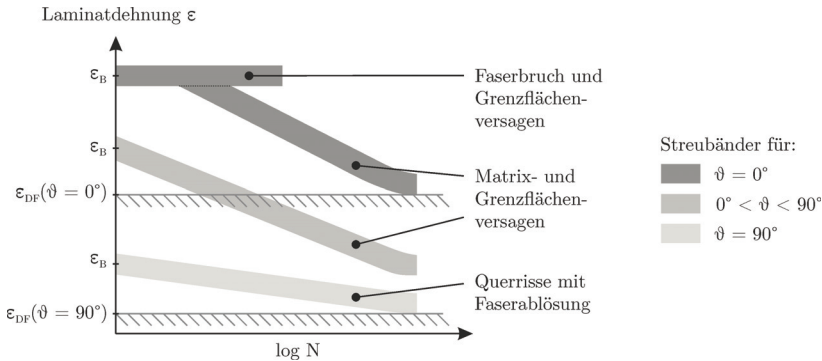


Abbildung 1.1: Schematische Darstellung eines Fatigue-Life Diagramms für UD-Laminat in Abhängigkeit des Faserwinkels ϑ [Tal93]

In Laminaten mit mehr als einer Faserrichtung kommt es neben Matrixrissen, Faser-Matrix-Ablösungen und Faserbrüchen auch zur Delamination. Reifsnider hat entsprechende Untersuchungen an $[0/90^\circ]_S$ -Kreuzlaminaten gemacht und teilt den Ermüdungsprozess eines FKV bis zum Versagen entsprechend Abbildung 1.2 in drei Phasen ein, in denen jeweils dominante Schädigungsmechanismen wirken [Rei91]:

- Phase I: Es bilden sich Mikrorisse an den Faser-Matrix-Grenzflächen in der transversalbeanspruchten Lage. Diese wachsen und verbinden sich zu faserparallelen Matrixrissen bzw. Querrissen, die an den Nachbarschichten mit abweichendem Faserwinkel zunächst gestoppt werden. Die Dichte der Querrisse erhöht sich bis zu einer charakteristischen Rissdichte, dem sogenannten *characteristical damage state* (CDS). Dieser Zustand ist laminatspezifisch und von der Beanspruchung unabhängig.
- Phase II: An den Spitzen der Querrisse bilden sich Delaminationen, die langsam und quasi linear mit der Lebensdauer wachsen. Zudem erzeugen sie Spannungsüberhöhungen in der Nachbarschicht, wodurch es zum Versagen der schwächsten Fasern kommt. Dieses Faserversagen setzt sich in einem Winkel von ca. 45° weiter in der Lage fort [Rei91].
- Phase III: Die Restfestigkeit des Verbundes erreicht durch die fortgeschrittene Delamination sowie die Zunahme der Faserrisse einen kritischen Wert und es kommt zum progressiven Anstieg der Faserrisse bis zum plötzlichen Versagen des Laminats.

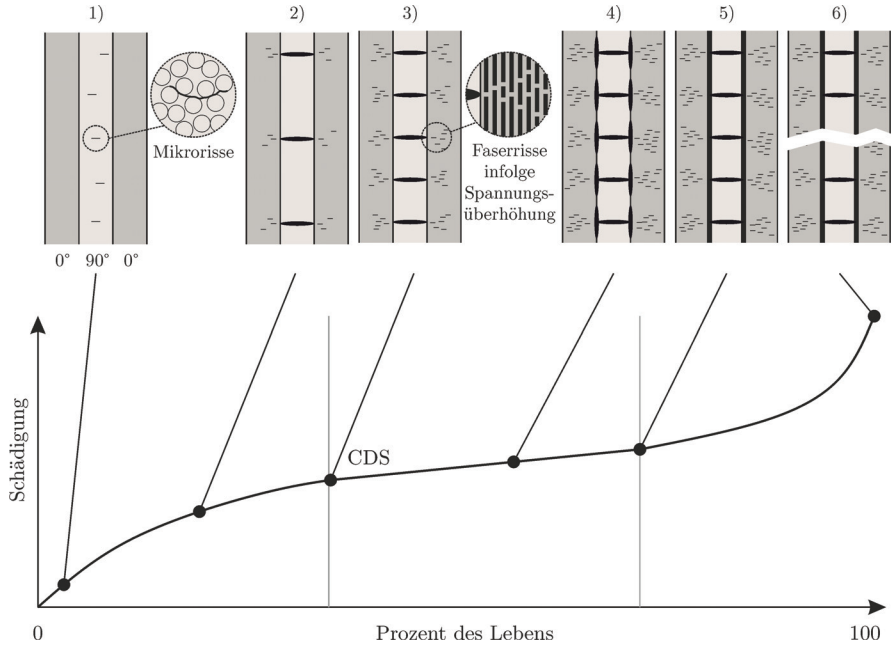


Abbildung 1.2: Schematische Darstellung der Schadensentwicklung eines $0/90^\circ$ -FKV bei Ermüdung durch schwingende Beanspruchung sowie der zugehörigen Schadensmechanismen: 1) Mikrorisse in der Matrix/ Faser-Matrix-Grenzfläche; 2) wachsende Mikrorisse verbinden sich zu Querrissen, vereinzelte Faserrisse in den 0° -Lagen infolge der querrissinduzierten Spannungsüberhöhungen; 3) Anstieg der Rissdichte bis zur Sättigung (CDS); 4) und 5) wachsende Delamination der Einzelschichten; 6) finales Versagen durch Faserbruch

Dass die in Phase I benannten Mikrorisse tatsächlich lange vor dem Versagen der Lamine auftreten, zeigen Trappe und Harbich in [TH06] an GFK- und CFK-Rund- sowie Flachproben mit Hilfe der Röntgenrefraktion. Dabei gilt es zu beachten, dass die von Reifsnider beschriebene Schadensentwicklung für $0/90^\circ$ -Lamine gilt. Bei $\pm 45^\circ$ -Laminen treten Risse entlang der Fasern in $\pm 45^\circ$ -Richtung auf, gefolgt von Delaminationen.

Die genannten Delaminationen bei $0/90^\circ$ - und $\pm 45^\circ$ -Laminen werden bei der Untersuchung an Rohrproben [TH06, AH06, AH10] nicht beobachtet. Flachproben weisen im Gegenteil zu Rundproben den sogenannten *Freien-Rand-Effekt* auf [Tra02]. Dabei kommt es am Probenrand von $0/90^\circ$ -Proben zu interlaminaren Normal- und Schubspannungen, die die Delaminationsgefahr erhöhen. Bei $\pm 45^\circ$ -Laminen treten ungleichmäßig verteilte intralaminare Schubspannungen auf. Dabei erreicht der Schubspannungsverlauf sein Maximum in der Probenmitte und den Wert Null

am Probenrand. Da im Rahmen dieser Arbeit die VHCF-relevanten Beanspruchungsniveaus keine Delaminationen hervorrufen, jedoch die beobachteten Mikroschädigungseffekte in dieser Form auch bei Versuchen an Rundproben beobachtet werden [TH06, AH06, AH10], kann davon ausgegangen werden, dass der Freie-Rand-Effekt bei Flachproben mit einem ausreichend großen Breiten/Dicken-Verhältnis die Schädigungsentwicklung über einen Großteil des Probenlebens nicht wesentlich beeinflusst.

Darüber hinaus gilt es zu beachten, dass die beschriebene Schädigungsentwicklung bei $0/90^\circ$ - und $\pm 45^\circ$ -Laminaten mit beschleunigter Schädigungszunahme bis hin zum Versagen ausschließlich bei spannungsgesteuerten Versuchen auftritt. Bei dehnungsgesteuerten Versuchen findet durch die zu Beginn entstehenden Mikrorisse und Querrisse bzw. faserparallelen Risse und der damit einhergehenden Steifigkeitsabnahme eine Verringerung der effektiven Beanspruchung statt. Die Schädigung läuft damit in eine Sättigung. In diesem Zusammenhang hat Trappe in [TH06] dehnungs- und spannungskontrollierte Versuche an $\pm 45^\circ$ -CFK-Rohrproben durchgeführt. Trotz höherer Anfangsbeanspruchung münden dehnungsgesteuerte Versuche in der Risssättigung, wohingegen spannungsgesteuerte Versuche mit dem Versagen der Probe enden.

Lebensdauerhypothesen

Generell existieren zwei verschiedene Ansätze, um Lebensdauervorhersagen für FKV zu treffen. Zum einen können grundlegend Spannungs- und Dehnungswerte herangezogen werden, die mit S-N-Kurven oder ε -N-Kurven verknüpft werden [JL98a]. Diese Art des Ansatzes ist unter dem Begriff Fatigue-Life Modell bekannt. Zum anderen kann die Entwicklung von Schadensparametern wie Rissdichte, Schadensfläche, Reststeifigkeit und Restfestigkeit aufgenommen und angepasst werden und mit passenden Versagenskriterien in Verbindung gebracht werden [JL98a]. In diesem Fall wird von phänomenologischem Modellierungsansatz gesprochen.

Sogenannte Fatigue-Life Modelle mit Versagenskriterien für Ermüdung werden zum Beispiel von Hashin und Rotem [HR73] sowie Reifsnider und Gao [RG91] vorgeschlagen. Dabei werden faserparallele und fasersenkrechte Belastungen unterschieden, wobei zu letzteren Querzug und Schub gezählt werden. Äquivalent zur linearen Schadensakkumulationshypothese [Hai06] wird davon ausgegangen, dass die Lebensdauer erreicht ist, wenn der Quotient aus Normalspannung und Festigkeit, bzw. die Summe aus den entsprechenden Quotienten aus Schub und Querzug den Wert 1 erreichen. Die Festigkeiten sind dabei abhängig von der Anzahl der Lastwechsel und mittels Spannungs-Lastwechsel-Kurven (S-N-Kurven) angegeben. Das Versagenskriterium für ein konstantes Beanspruchungsverhältnis mit Unterscheidung zwischen Faserbruch (Gleichung 1.1) und Zwischenfaserbruch (Gleichung 1.2) lautet demnach

wie folgt.

$$\left(\frac{\sigma_{\parallel}}{R_{\parallel}f_{\parallel}(N)}\right) = 1 \quad (1.1)$$

$$\left(\frac{\sigma_{\perp}}{R_{\perp}f_{\perp}(N)}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{\pm\parallel}}{R_{\pm\parallel}f_{\pm\parallel}(N)}\right)^2 = 1 \quad (1.2)$$

Ein ähnlicher Ansatz nach Jen und Lee [JL98a, JL98b] verwendet das Tsai-Hill-Kriterium, gekoppelt mit experimentell ermittelten Festigkeitsparametern in Abhängigkeit der Lastwechsel und des Beanspruchungsverhältnisses. Für ein festes Beanspruchungsverhältnis ergibt sich ein Versagenskriterium nach Gleichung 1.3.

$$\left(\frac{\sigma_{\parallel}}{R_{\parallel}(N)}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{\perp}}{R_{\perp}(N)}\right)^2 - \left(\frac{\sigma_{\parallel}\sigma_{\perp}}{R_{\parallel}(N)^2}\right) + \left(\frac{\sigma_{\pm\parallel}}{R_{\pm\parallel}(N)}\right)^2 = 1 \quad (1.3)$$

Von Carraro und Quaresimin wurde in [CQ14] ein Ansatz vorgestellt, in dem wie in der vorliegenden Arbeit die Matrixspannung als dominierende Ermüdungsgröße herangezogen wird. Dabei nutzen die Autoren ein periodisches Zellenmodell zur FE-Berechnung der lokalen Matrixbeanspruchung. Auf experimenteller Basis gelingt es ihnen mit diesem Ansatz Masterlinien im S-N-Diagramm zu erstellen und damit ein Kriterium für den Schadensbeginn bei der matrixdominierten Ermüdung zu präsentieren. Im Abschnitt 2.3.3 wird noch einmal Bezug auf diesen Ansatz genommen.

Ansätze in Form der Fatigue-Life Modelle ermöglichen es auf Ermüdungsversuchen basierende Aussagen für ein bestimmtes Material zu treffen. Allgemeine Aussagen können damit nicht gemacht werden [Huf07]. Phänomenologische Modellierungsansätze beschreiben anhand von messbaren Größen die Steifigkeits- oder Festigkeitsänderung. Über mathematische Ansätze, die experimentell ermittelte Materialkonstanten einschließen, kann das phänomenologische Verhalten grundsätzlich gut wiedergegeben werden. Jedoch ist auch hier eine Übertragung auf andere Materialien nicht ohne weiteres möglich, da die Schadensmechanismen nicht berücksichtigt werden [Huf07]. Zum Nachbilden der Schadensmechanismen eignen sich progressive phänomenologische Schadensmodelle. Dabei wird ein Schadensparameter wie die Rissdichte genutzt, der mit der Steifigkeits- und Festigkeitsabnahme korreliert. Vorteil dieser Modelle ist ihre inhärente physikalische Plausibilität [Huf07].

1.2.3 Die Matrix im Fokus der Ermüdung

Mit der Bezeichnung Matrix wird im Kontext der Verbundwerkstoffe allgemein die Bettungsmasse deklariert, in die die Fasern eingebracht werden. Die Matrix umgibt die Fasern. Im Fall der Faser-Kunststoff-Verbunde handelt es sich bei der Matrix selbstredend um einen Kunststoff. Im Rahmen dieser Arbeit wird die Matrix der

FKV besonders in den Fokus genommen, da sie zum einen eine Reihe an notwendigen Aufgaben erfüllt, um die Funktion eines FKV zu gewährleisten, und zum anderen gleichzeitig oft den Schwachpunkt des Werkstoffes darstellt [Sch05]. Nach Puck [Puc96] liegen in einem Bauteil aus Faser-Kunststoff-Verbund bereits unmittelbar nach der Fertigung Mikrorisse in der Matrix vor. Ursache hierfür sind Spannungen, die einerseits durch den Reaktionsschwund der Matrix und andererseits durch Temperaturunterschiede zwischen der Fertigungs- und Nutzungstemperatur hervorgerufen werden. Mit den ersten Belastungen kommen weitere mit dem Auge nicht sichtbare Mikro-Schädigungen hinzu [Puc96]. Diese Mikroschädigungen können sich bei Laststeigerung oder bei wiederholter Belastung auf entsprechendem Niveau zu größeren Rissen vereinigen. Diese Risse werden Zwischenfaserbrüche bzw. -risse genannt. Zwischenfaserrisse führen nicht zwangsläufig zum Versagen eines Laminats. Jedoch erzeugen sie örtliche Spannungskonzentrationen, die zu Faserbrüchen und zur Schichttrennung, der Delamination, führen können [Puc96]. Aus diesem Grund ist eine Untersuchung der Entstehung von Mikroschädigungen, die in Folge schwingender Beanspruchung zu Zwischenfaserbrüchen führen, wichtig, um das Verständnis für das Ermüdungsverhalten von Faser-Kunststoff-Verbunden zu verbessern. Auch bei Laminaten, bei denen vornehmlich die Fasern die Last tragen, sieht Knickrehm einen großen Einfluss der Matrix auf das Versagen unidirektionaler Glasfaser-Kunststoff-Verbunde. In [Kni00] stellt Knickrehm fest, dass der Faserbruch unter Ermüdungsbelastung sehr komplex verläuft und vornehmlich von der Matrix beeinflusst wird. Trappe zeigt in [Tra02], dass statische Festigkeit und Ermüdungsfestigkeit bei FKV nicht in direktem Zusammenhang stehen. Vielmehr hat das Matrixsystem auf die Ermüdungsprozesse deutlichen Einfluss. Trappe zeigt dies anhand von nach schwingender Beanspruchung ermittelten Restfestigkeiten an Laminaten mit zwei unterschiedlichen Matrixsystemen. Die ermittelten Restfestigkeiten und Festigkeiten prägen sich im jeweiligen Größenvergleich in umgekehrter Reihenfolge aus. Weitergehend untersuchen Trappe und Günzel in [TGJ12] den Einfluss der bruchmechanischen Eigenschaften der Matrix auf das Ermüdungsverhalten des Verbundes. Dabei werden die bruchmechanischen Eigenschaften des Epoxidharzes durch eine Variation des Temperzyklus modifiziert. Die Autoren konstatieren bei einer um 10 Kelvin verringerten Temperatur einen Unterschied in der Rissfortschrittsrate von ungefähr einer Größenordnung. Abschließend nutzen Sie dieses Vorgehen zur bruchmechanischen Modifikation der Epoxidharz-Matrix eines GFK-Verbundes auf äquivalente Weise. Die Versuche ergeben eine um den Faktor 10 verringerte Lebensdauer des Laminats. Die verringerte Risszähigkeit der Matrix wirkt sich damit direkt auf die Lebensdauer des Verbundes aus. Aus diesem Grund werden im Rahmen der vorliegenden Arbeit verschiedene Matrixsysteme u.a. bruchmechanisch charakterisiert, um in einem zweiten Schritt den Einfluss der bruchmechanischen Eigenschaften der Matrix auf die Schädigungsmechanismen und die Lebensdauer im Verbund zu charakterisieren.

1.2.4 Zerstörungsfreie Methoden zur Schädigungsanalyse

Um die Entwicklung der genannten Mikro-Schädigung der Matrix in einem CF- bzw. GF-Epoxidharz-Verbund zu charakterisieren, musste im Rahmen dieser Arbeit auf ein Verfahren der zerstörungsfreien Prüfung (ZfP) zurückgegriffen werden. Im Folgenden wird ein kurzer Überblick zu den wichtigsten, heute zur Verfügung stehenden, Verfahren gegeben, die nicht nur Informationen von der Oberfläche des Werkstoffs sondern auch aus dessen Inneren liefern.

Im Allgemeinen hat die ZfP das Ziel, rückwirkungsfrei Informationen über den Werkstoffzustand zu liefern. Die Informationen, die sonst nur mit zerstörender Prüfung erhältlich wären, werden dabei auf indirektem Weg bestimmt. Da es sich dabei in erster Linie um eine Charakterisierung des Werkstoffzustandes handelt, ist die ZfP ihrer Methodik nach dem Bereich der Messtechnik und nicht, wie der Name sagt, der Prüfung zuzuordnen [GS13]. Die Methoden der klassischen zerstörungsfreien Prüfung wurden ursprünglich für Metalle entwickelt. Zur Anwendung im Zusammenhang mit Verbundwerkstoffen sind in vielen Fällen Modifikationen der Verfahren notwendig gewesen. Durch die Vielseitigkeit der Versagensmechanismen von FKV hat sich ein breites Spektrum an ZfP-Verfahren etabliert. Grundsätzlich kann unterschieden werden zwischen Methoden mit elastischen Wellen und elektromagnetischen Wellen [GS13].

- Methoden mit elektromagnetischen Wellen:
 - Röntgenstrahlung (Röntgenabsorption, Röntgenrefraktion)
 - sichtbares Licht
 - Thermografie (passiv, aktiv)
 - Mikrowellen
 - Dielektrische Spektroskopie
 - Wirbelstrom
- Methoden mit elastischen Wellen:
 - Ultraschall
 - Mechanische Vibrometrie

Zu den Methoden, die bereits erfolgreich an Faser-Kunststoff-Verbunden eingesetzt werden, gehören u.a. Röntgenabsorption und Röntgenrefraktion, Thermografie, Wirbelstrom, Ultraschall, Vibrometrie sowie Interferometrie [Huf07]. Im Rahmen dieser Arbeit wurden die an der Bundesanstalt für Materialforschung und-prüfung (BAM) zur Verfügung stehenden Verfahren mit Röntgenstrahlung und sichtbarem Licht angewendet, auf die im Folgenden kurz eingegangen wird.

Die Computertomografie, die auf Röntgenabsorption basiert, eignet sich für die Darstellung des inneren Aufbaus eines textilverstärkten Prüfkörpers. Dazu wird

im Röntgendurchstrahlungsverfahren eine zweidimensionale Projektion aufgenommen. Durch zusätzliche Rotation des Prüflings können über die zweidimensionale Darstellung hinaus dreidimensionale Abbildungen erstellt werden. Dazu werden mehrere zweidimensionale Projektionen unter verschiedenen Winkeln aufgenommen und abschließend rechnergestützt zu einem dreidimensionalen Bild zusammengesetzt [Huf07]. Das Röntgenabsorptionsverfahren bzw. die Röntgen- / Computertomografie basiert auf einer Intensitätsschwächung durch den Prüfkörper entsprechend dem örtlichen dichte- und ordnungszahlabhängigen Absorptionskoeffizienten. Daraus resultiert das Problem, dass feine Mikrorisse in der Matrix durch die herkömmliche Computertomografie nur unter Zuhilfenahme von Kontrastflüssigkeit und unter der Voraussetzung, dass die darzustellenden Schäden Kontakt zur Probenoberfläche haben, dargestellt werden können. Die Kontrastflüssigkeit dringt in Risse ein und erhöht dort lokal die Absorption der Röntgenstrahlung durch die enthaltenden Elemente hoher Ordnungszahlen. In [Sti86] vergleicht Stinchcomb verschiedene ZFP-Verfahren. Mit dem Röntgenverfahren gelingt es ihm erfolgreich Zwischenfaserrisse und Delaminationen an Laminaten über die gesamte Probenfläche zu detektieren.

Im Gegensatz zum Röntgenabsorptionsverfahren basiert das Verfahren der Röntgenrefraktion (RR) auf der Brechung von Röntgenstrahlen an Grenzflächen von Stoffen mit unterschiedlicher Elektronendichte. Das Verfahren wurde 1987 von Mitarbeitern der BAM entwickelt und vorgestellt [HHL⁺87]. Es kann zur Detektion von inneren Grenzflächen in FKV eingesetzt werden. Innere Grenzflächen sind im Fall von FKV Faser-Matrix-Grenzflächen, Faser-Matrix-Ablösungen, Matrixrisse, Faserisse sowie Einschlüsse. Aufgrund der kurzen Wellenlänge von Röntgenstrahlung können Defekte bzw. innere Oberflächen ab einer Größe im Nanometerbereich detektiert werden. Um eine flächige Darstellung des Materials zu erfassen, wird die zu untersuchende Probe durch den Messstrahl bewegt, die refraktierte Intensität gemessen und die Zählrate orts aufgelöst und farbcodiert dargestellt. Diese Art der Darstellung wird als Röntgenrefraktionstopogramm (siehe Abbildung 2.4) bezeichnet. Die messbare Änderung der inneren Oberfläche ist ein direktes Maß für die Schädigung. Die erfolgreiche Schädigungscharakterisierung mittels des RR-Verfahrens zeigt Trape in [THS08] an GFK-Proben und in [Tra03, TH06] an CFK-Proben. Durch die genannten Eigenschaften stellt sich das Röntgenrefraktionsverfahren als besonders geeignet für die quantitative und qualitative Charakterisierung der (Mikro-) Schädigungsentwicklung in CFK-Laminaten dar.

Zur Schadensüberwachung von lichtdurchlässigen GFK-Laminaten kann die Lichtabsorptionsanalyse [ODH91] genutzt werden. Das Prinzip dabei ist die Abschwächung bzw. Absorption der Lichtintensität durch die Transmission, dem Queren des Lichts durch die Probe. Das Verfahren nutzt die Lichtdurchlässigkeit der GFK-Lamine, die in den annähernd gleich großen Brechungsindices der Glasfasern und des Epoxidharzes begründet ist. Oytana zeigt in [ODH91] erfolgreich die Möglichkeit, die Änderung der Lichtintensität nach Transmission durch die Probe zur Erfassung von Mikrorissen an Glasfaser-Epoxidharz-Proben zu nutzen. Dabei stellen die Autoren eine enge Korrelation zwischen den Ergebnissen der Lichtabsorptions-

analyse und dem Steifigkeitsverlust des Verbundes fest. Adden und Horst wenden in [AH06, AH10] ebenfalls die Durchlichttechnik zur Charakterisierung der Schädigung in GFK-Rohrproben an. Bei der Methode werden die mittels Kamertechnik aufgenommenen Bilder meist bezüglich ihres integralen Grauwertes, der wiederum die reine Lichtintensität unabhängig von der Farbe beschreibt, ausgewertet. Aus diesem Grund wird die Lichtabsorptionsanalyse bzw. Durchlichttechnik auch als Grauwertanalyse bezeichnet. Das Verfahren eignet sich zur qualitativen Schadenscharakterisierung in GFK.

1.3 Zielsetzung

Wie in den vorherigen Abschnitten aufgezeigt, ist die Kenntnis der Lebensdauer von FKV essentiell, um ihr Leichtbaupotential auszuschöpfen.

Die vorliegende Arbeit basiert auf der Grundidee, dass dem Ende der Lebensdauer bzw. dem finalen Versagen eines Faser-Kunststoff-Verbundes stets die Entstehung und die Entwicklung einer (Mikro-) Schädigung der Matrix weit vorausgeht.

Das Auftreten dieser Mikrorisse kann mit zerstörungsfreien Prüfverfahren nachgewiesen werden. Auf diese Weise kann im S-N-Diagramm eine Grenze gefunden werden, die den Mikroschädigungsbeginn in Abhängigkeit der Laminatbeanspruchung und der Lastwechsel kennzeichnet. Die Abbildung 1.3 zeigt den beschriebenen Zusammenhang. Zur praktischen Umsetzung wurden im Rahmen dieser Arbeit Einstufenschwingversuche an CFK- und GFK-Laminaten durchgeführt und Schädigungsgrenzen ermittelt.

Die Arbeit geht des Weiteren der Annahme nach, dass auf Basis der Schädigungsentwicklung im High Cycle Fatigue (HCF) Bereich (bis 10^6 Lastwechsel) Aussagen über den Very High Cycle Fatigue (VHCF) Bereich (bis 10^8 Lastwechsel) getroffen werden können. Dazu mussten Einstufenschwingversuche an CFK-Laminaten bis 10^8 Lastwechsel ausgeführt werden. Es liegt nahe, bei im HCF-Bereich schädigungsfreien Lastniveaus ein Versagen im VHCF-Bereich auszuschließen bzw. eine Zeitfestigkeit bis 10^8 Lastwechsel anzunehmen. Auch diesen Zusammenhang präsentiert Abbildung 1.3.

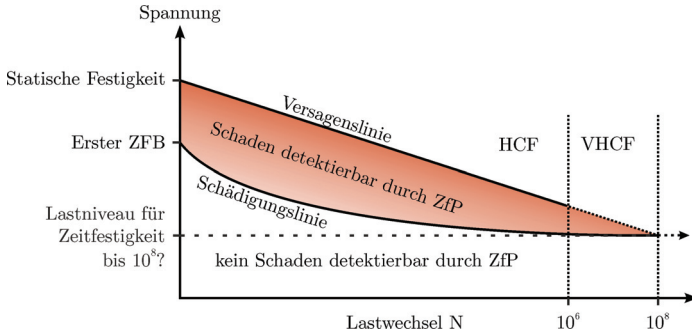


Abbildung 1.3: Schematische Darstellung der Beanspruchungsbereiche von FKV-Werkstoffen unter Zuhilfenahme zerstörungsfreier Prüfmethode in Anlehnung an [TOH13],[TMH16]

Im Abschnitt 1.2.3 wurde erläutert, welche übergeordnete Rolle die Matrix bei der Ermüdung von FKV bei höheren Lastwechselzahlen hat. Dementsprechend sollte durch die Verwendung bruchmechanisch unterschiedlicher Matrixsysteme die qualitative Beschreibung des Einflusses der bruchmechanischen Eigenschaften der Matrix auf die Schädigungsentwicklung im Verbund erfolgen. Dies sollte vor allem anhand der Einstufenschwingversuche an GFK-Laminaten umgesetzt werden.

Des Weiteren sollte im Rahmen der Arbeit überprüft werden, ob die Matrixbeanspruchung als die ausschlaggebende Beanspruchungsgröße für die Ermüdung von FKV-Laminaten und damit für die Schädigungsentstehung herangezogen werden kann. Dazu müssen die ermittelten Schädigungslinien umgerechnet werden, sodass die Erstschädigung nicht in Abhängigkeit der Laminatbeanspruchung, sondern in Abhängigkeit der maximalen Matrixbeanspruchung über den Lastwechseln abgebildet werden kann. Um die Beanspruchung der Matrix möglichst realitätsnah zu ermitteln, sollte die Umrechnung anhand der in [Kri14] präsentierten, physikalisch basierten mikromechanischen Modelle mit invers berechneten Komponenteneigenschaften durchgeführt werden. Fallen die so umgerechneten Schädigungslinien zusammen, kann ein Masterschädigungslinienkonzept auf Basis der maximalen Matrixbeanspruchung und einer Schadensakkumulationshypothese zur Lebensdauerabschätzung von FKV in Erwägung gezogen werden. Die Abbildung 1.4 visualisiert die Idee einer Masterschädigungslinie, verknüpft mit der Matrixbeanspruchung.

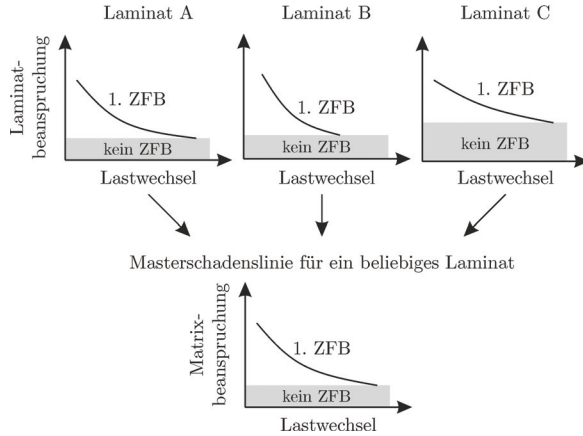


Abbildung 1.4: Schematische Darstellung der Masterschadenslinie auf Basis der Matrixbeanspruchung

Zusammengefasst besteht das Ziel dieser Arbeit damit aus folgenden drei Teilzielen:

1. Untersuchung des Einflusses der bruchmechanischen Eigenschaften der Matrix auf die Schädigungsentwicklung im Verbund an GFK-Laminaten
2. Rückschluss auf das Ermüdungsverhalten von CFK-Laminaten im Einstufenschwingversuch bis 10^8 Lastwechsel (VHCF) auf Basis der Schädigungsentwicklung im Lastwechselbereich bis 10^6 (HCF)
3. Realisierbarkeitsprüfung von matrixspezifischen Masterschadenslinien für GFK- und CFK-Laminat auf Basis der Matrixbeanspruchung als ermüdungskritische Größe

Um diese Teilziele zu erreichen, wurden verschiedene mechanische Prüfungen, Messverfahren und Berechnungsansätze herangezogen.

Zunächst wurden die Materialien definiert. Als Matrixsysteme wurden verschiedene Epoxidharze genutzt, die in unterschiedlichen Industriebranchen verbreitet zum Einsatz kommen. Diese Matrixsysteme wurden anhand von mechanischen Prüfungen charakterisiert und die jeweiligen Unterschiede herausgestellt. Da der Fokus auf den bruchmechanischen Eigenschaften lag, fand die Auswahl zweier Matrixsysteme auf Basis dieser statt.

Mit den ausgewählten Matrixsystemen RIM 135 und LY 556 wurden daraufhin GFK- und CFK-Laminat gefertigt. Dabei kamen äquivalente UD-Gewebe aus Glas- und Kohlenstofffasern sowie äquivalente Köpergewebe aus Glas- und Kohlenstofffasern zum Einsatz. Da zur Erfassung des Matrixeinflusses eine hohe Matrixbeanspruchung gewünscht ist, wurden die Fasern in $0/90^\circ$ oder in $\pm 45^\circ$ orientiert.

An den Verbundproben wurden Einstufenschwingversuche im Zugschwellbereich durchgeführt. Begleitet von den ZFP-Verfahren Lichtabsorptionsanalyse (GFK) und Röntgenrefraktionsanalyse (CFK) wurde der Schädigungsverlauf erfasst und unterschiedliches Schädigungsverhalten herausgestellt.

Anhand der Schwingversuche wurden S-N-Diagramme erstellt, die die Schädigungslinien und/oder die Versagenslinien aufzeigen. Mittels der von Krimmer [Kri14] vorgeschlagenen mikromechanischen Modelle zur Bestimmung der Matrixbeanspruchung im Verbund, wurden die Laminatbeanspruchungen in Matrixbeanspruchungen umgerechnet. Auf diese Weise konnten die Schädigungslinien der verschiedenen Lamine in Abhängigkeit der Matrixbeanspruchung dargestellt werden. Im Falle eines übereinstimmenden Zusammenhangs zwischen Matrixbeanspruchung und Lastwechseln bis zum Erstscha-den für die untersuchten Lamine wäre das Ziel, die Bildung einer Masterschadenslinie auf Basis der Matrixbeanspruchung, erreicht.

2 Grundlagen und Methoden

In diesem Kapitel werden die grundlegenden Kenntnisse zum Verständnis der im Rahmen der Arbeit verwendeten Materialien, Prüfungsmethoden und Berechnungen gelegt. Dazu gehören die Röntgenrefraktion zur zerstörungsfreien Schadensanalyse, die Grundlagen zur Werkstoffklasse der Faserkunststoffverbunde sowie die Berechnungen von Faserkunststoffverbunden auf Basis der Klassischen Laminattheorie (KLT) sowie der Inversen Laminattheorie (ILT).

2.1 Röntgenrefraktionsanalyse

Die Röntgenrefraktionsanalyse wurde im Rahmen dieser Arbeit zur in-situ Detektion der Schädigungsentwicklung in CFK-Laminaten eingesetzt. Im Folgenden wird auf die Grundlagen und die Anwendung des Verfahrens eingegangen.

2.1.1 Grundlagen der Röntgenrefraktion

Nachdem verschiedene Forschungsarbeiten Röntgenkleinwinkelstreuung (engl. small-angle X-ray scattering (SAXS)) bei Versuchen feststellten, ohne auf die Ursache einzugehen, befasste sich erstmals Hentschel in [HHL⁺87] mit dem Phänomen. Er konnte bei Messungen an Metall- und Glasfäden nachweisen, dass es sich um eine Röntgenkleinwinkelbrechung handelte. Er begründete damit den Anfang der Röntgenrefraktionsanalyse.

Die Röntgenrefraktionsanalyse basiert auf der Brechung von Röntgenstrahlen an Grenzflächen von Medien mit unterschiedlicher optischer Dichte bzw. unterschiedlichen Brechzahlen. Diese Grenzflächen stellen innere Oberflächen dar, die bei einem FKV vor allem durch Faser-Matrix-Grenzflächen, Faser-Matrix-Ablösungen, Mikrorisse und produktionsbedingte Fehlstellen (siehe Abbildung 2.1) gebildet werden.

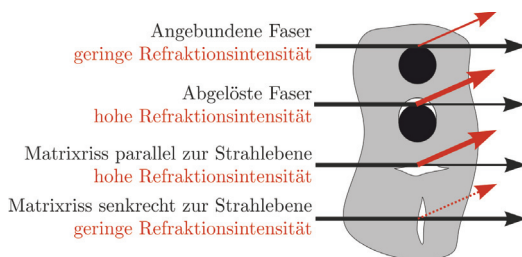


Abbildung 2.1: Schematische Darstellung der Refraktionseffekte an Faser-Kunststoff-Verbunden

Henschel gibt an, dass die Refraktion proportional zur inneren Oberfläche des Werkstoffes ist und Diffraktionseffekte ihr gegenüber klein sind [HH93]. Damit stellt die gemessene Änderung der inneren Oberfläche ein direktes Maß für die Änderung der Rissdichte dar.

Äquivalent zur klassischen Optik kann das Brechungsverhalten beim Übergang von Röntgenstrahlung zwischen zwei verschiedenen Medien mit dem Brechungsgesetz nach Snellius (Gleichung 2.2) beschrieben werden. Der komplexe Brechungsindex ergibt sich mit der Dispersion ϑ und der Absorption β nach:

$$n^* = n - i\beta \quad \text{mit} \quad n = 1 - \vartheta \quad (2.1)$$

Das Brechungsgesetz nach Snellius lautet:

$$n_1 \cdot \cos(\alpha_1) = n_2 \cdot \cos(\alpha_2) \quad (2.2)$$

Dabei trifft der Strahl unter dem Eintrittswinkel α_1 auf die Grenzfläche, an der er gebrochen wird. Der abgelenkte Strahl tritt unter dem Winkel α_2 in das zweite Medium ein. Die Ablenkung wird mit dem Streuwinkel $\omega = \alpha_1 - \alpha_2$ beschrieben.

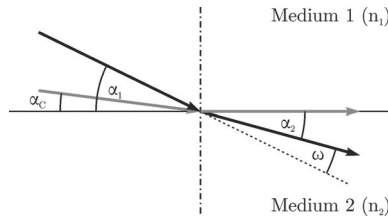


Abbildung 2.2: Schematische Darstellung des Brechungsgesetzes für $n < 1$ mit Medium 1 als optisch dünneres Medium (z.B. Luft) und Medium 2 als optisch dichteres Medium (z.B. Glas)

Fällt der Eintrittswinkel unter den kritischen Wert α_c , tritt Totalreflexion auf. Mit zunehmenden Eintrittswinkel oberhalb des kritischen Wertes α_c fällt der Streuwinkel stark ab.

2.1.2 Versuchsaufbau

Da bei Röntgenstrahlung aufgrund der geringen Wellenlänge von 0,02 bis 0,2 nm der Brechungsindex aller Materialien geringfügig kleiner als 1 ist, beträgt der Winkel, unter dem die Brechung der Röntgenstrahlung auftritt, nur wenige Bogenminuten. Aus diesem Grund erfolgte die Messung der Refraktion von Röntgenstrahlung mit einer Röntgenkleinwinkelstreuapparatur nach dem Typ der Kratky-Kammer, die für Untersuchungen der Röntgenkleinwinkelstreuung entwickelt wurde. Der SAXS-Aufbau, wie er im Rahmen der vorliegenden Arbeit genutzt wurde, wird in Abbil-

dung 2.3 schematisch dargestellt.

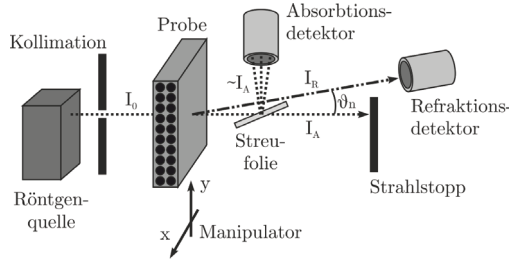


Abbildung 2.3: Schematische Darstellung des SAXS-Versuchsaufbaus in Anlehnung an [Tra03]

Der in der Röntgenquelle erzeugte Strahl ($Cu - K\alpha$) wurde mittels einer Kratky-Kollimation auf einen rechteckigen Strahlquerschnitt von 2 bis 3 mm in der Breite und 0,05 mm in der Höhe kollimiert. Dieser Primärstrahl mit der Intensität I_0 durchstrahlt die Probe und wird dort zu Teilen absorbiert und an inneren Oberflächen unter dem Winkel ϑ refraktiert. Die durch Brechung abgelenkte Strahlung, die Refraktionsintensität I_R , wird hinter einer Spaltblende unter einem festen Winkel detektiert. Die Intensität des teils absorbierten Primärstrahls, die Absorptionsintensität I_A , wird zur Abschwächung des Signals indirekt über eine Streufolie erfasst. Der Primärstrahl wird durch einen Strahlstopp geblockt.

Zur ortsaufgelösten, flächigen Darstellung der gesamten Probe in einem sogenannten Röntgenrefraktionstopogramm wurde die Probe mittels Manipulator nach einem vorgegebenem Raster verschoben. Der mittlere Refraktionswert, der aus solch einer Messung gewonnen wurde, stellt einen integralen Mittelwert über die Probe dar. Da nach [MHH⁺01, Tra03] die globalen mechanischen Eigenschaften mit der mittleren Defektdichte in einer Probe korrelieren, kann der Schädigungszustand gut mit einem integralen Wert charakterisiert werden.

Abbildung 2.4 zeigt vergleichend die Absorptions- und die Refraktionsmessung an einem Kreuzlaminat mit Querrissen. Im Absorptionstopogramm werden lediglich Dichteunterschiede dargestellt, wohingegen im Refraktionstopogramm Querrisse durch die an ihnen refraktierte Strahlung sichtbar werden. Nach Trappe [THS08] treten Refraktionseffekte ab einem Laufweg von dem 1000-fachen der Wellenlänge durch ein Medium auf. Mit der verwendeten ($Cu - K\alpha$)-Strahlung mit einer Wellenlänge von $\lambda = 1,5 \cdot 10^{-10}$ m erzeugen Defekte ab einer Größe von 150 nm einen Brechungseffekt. Da die Ortsauflösung mit einer Strahlhöhe von 0,05 mm wesentlich größer ist, wird der Refraktionseffekt auf einer wesentlich kleineren Größenskala ausgelöst und erst der Mittelwert vieler Einzeleffekte ergibt eine messbare Erhöhung der inneren Oberfläche durch Mikrorissbildung und Faser-Marix-Ablösungen.

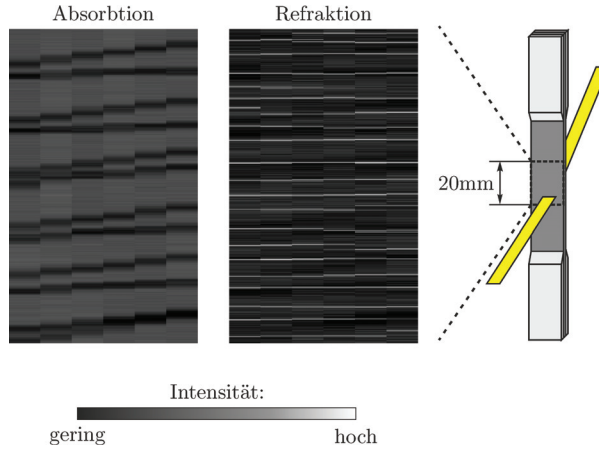


Abbildung 2.4: Topografische Darstellung des Absorptions- und des Refraktionsignals

2.1.3 Berechnung der Refraktion

Der Refraktionswert C kann als Maß für die innere Oberfläche herangezogen werden [HH93, THS08]. Dieser kann anhand der Refraktions- und Absorptionsintensitäten aus der Probenmessung I_R und I_A , den Refraktions- und Absorptionsintensitäten aus einer Referenzmessung ohne Probe $I_{R,0}$ und $I_{A,0}$ sowie der Probendicke d bestimmt werden [HH93, HHL94]:

$$C = \left(\frac{I_R/I_{R,0}}{I_A/I_{A,0}} - 1 \right) \cdot d^{-1} \quad (2.3)$$

Die Absorption in der Probe kann in Abhängigkeit der Probendicke d und dem Absorptionskoeffizienten μ anhand des Lambert-Beer'schen Gesetzes folgendermaßen mathematisch abgebildet werden:

$$I_A = I_{A,0} \cdot e^{-\mu \cdot d} \quad (2.4)$$

Mittels der Gleichungen 2.3 und 2.4 kann das Verhältnis C/μ gebildet werden, welches als spezifischer Refraktionswert bezeichnet wird. Damit kann unter Verwendung der Gleichung 2.3 eine dickenunabhängige Berechnung des spezifischen Refraktionswertes nach folgender Gleichung erfolgen:

$$\frac{C}{\mu} = \frac{C \cdot d}{-\ln(I_A/I_{A,0})} \quad (2.5)$$

Zur Charakterisierung der Probe wird ein integraler Wert der Refraktion genutzt, der sich aus im Rasterverfahren durchgeführten Einzelmessungen zusammensetzt. Dadurch werden Streuungen, die in der Inhomogenität von FKV begründet liegen, ausgeglichen. Die Berechnung dieses mittleren Refraktionswertes erfolgt klassisch nach Gleichung 2.6:

$$C_m = \frac{1}{n} \cdot \sum_{i=1}^n \cdot C \quad (2.6)$$

Bei der Schädigung eines FKV treten neben den bereits im ungeschädigten Zustand vorhandenen inneren Oberflächen (Faser-Matrix-Grenzflächen) zusätzliche innere Oberflächen in Form von Faser-Matrix-Ablösungen sowie Matrixrissen auf. Die zusätzliche innere Oberfläche wird demnach durch die Änderung des Refraktionswertes wiedergegeben.

2.2 Faser-Kunststoff-Verbunde

Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV) gehören zu der Werkstoffklasse der Faserverbundwerkstoffe. Diese zeichnen sich durch die gezielte Kombination von verschiedenen Werkstoffen aus, sodass im Verbund Eigenschaften erreicht werden, die mit den einzelnen Komponenten nicht erreicht werden können. Dementsprechend ist der Verbund mehr als die Summe seiner Teile [FR03]. Dabei kommt das von A.A. Griffith entdeckte Paradoxon zum Tragen, das besagt, dass ein Werkstoff in Faserform eine vielfach höhere Festigkeit aufweist als das gleiche Material in anderer Form. Zudem steigt die Festigkeit weiter mit sinkender Faserdicke [Gri21]. Der Faserverbundwerkstoff besteht dementsprechend aus hochfesten Fasern und einem Bettungsmaterial, der Matrix. Dabei übernehmen die Fasern mechanische Lasten in Faserlängsrichtung und die Matrix die Stützung, Fixierung und den Schutz der Fasern sowie die Einleitung und Übertragung der äußeren Lasten in die und zwischen den Fasern.

Das Verbundprinzip kann heute auf eine Bandbreite von Werkstoffen angewendet werden. Dazu gehören in erster Linie Kunststoffe, Keramiken, Metalle und Beton. Die Faserverstärkung kann anhand von Kurz-, Lang- und Endlosfasern realisiert werden. Da im Rahmen dieser Arbeit Verbunde aus Fasern und Kunststoff behandelt werden, gilt zur präzisen Unterscheidung allgemein der Begriff der FKV. Darunter werden Werkstoffe verstanden, bei denen Fasern von großer Länge (ab ca. 25 mm) bzw. endloser Länge eingesetzt werden [Sch05].

FKV werden als Leichtbauwerkstoff in der Regel in Form dünnwandiger Struk-

turen konzipiert, wobei die Kräfte in der Ebene auftreten. Dabei führen oft kombiniert auftretende äußere Kräfte zu einem multiaxialen Spannungszustand. Aus diesem Grund werden die Fasern in verschiedenen Richtungen angeordnet. Dies wird realisiert, indem mehrere Einzelschichten in verschiedenen Ausrichtungen und variablen Anteilen gestapelt werden. Eine Anpassung an die jeweils auftretenden Beanspruchungen ist somit möglich. Auf diese Weise entsteht der auch als *Laminat* bezeichnete *Mehrschichten-Verbund* (MSV). Die Einzelschichten weisen dabei jeweils nur eine einzige Faserrichtung auf und werden daher auch als Unidirektional-(UD)-Schichten bezeichnet. Diese stellen das Grundelement der mathematischen Berechnungen von MSV dar. In der Praxis sind auch Faserhalbzeuge verbreitet, bei denen Fasern in zwei und mehr Richtungen miteinander verwebt oder verklebt sind. Diese mehrachsigen Faserlagen müssen bei der mathematischen Betrachtung wiederum in UD-Einzelschichten zerlegt werden.

2.2.1 Fasern und Faserhalbzeuge

In der vorliegenden Arbeit wurden ausschließlich Lamine mit Glas- und Kohlenstofffasern eingesetzt. Auf diese Fasertypen soll folgend eingegangen werden.

Glasfasern bestehen hauptsächlich aus Siliziumoxid und ihre hohe Festigkeit basiert auf den kovalenten Bindungen zwischen Silizium und Sauerstoff. Durch die Vermeidung der Kristallbildung während der Herstellung weisen Glasfasern ein dreidimensionales Netzwerk mit isotropen Eigenschaften auf [CC93, Sch05].

Die wichtigsten Eigenschaften der Glasfasern sind die hohen faserparallelen Zug- und Druckfestigkeiten, die hohe Bruchdehnung, die geringe Feuchtigkeitsaufnahme sowie die geringen Kosten.

Die Kohlenstofffaser, auch Carbonfaser oder C-Faser genannt, ist die derzeit am meisten genutzte Verstärkungsfaser für anspruchsvolle Faser-Kunststoff-Verbunde. Die Fasern zeichnen sich durch hohe Steifigkeit und Festigkeit, geringe Dichte und einen geringen, negativen Wärmeausdehnungskoeffizienten in Faserlängsrichtung aus. Die hohen Werte für Festigkeit und Steifigkeit basieren auf den starken kovalenten Bindungen der Graphitkristalle in der Faserlängsebene. Durch die Ausrichtung dieser Bindungen in Faserlängsrichtung weist die C-Faser deutlich anisotrope Eigenschaften auf. Dabei ist insbesondere hervorzuheben, dass der Wert des Faserquersmoduls ca. eine Größenordnung unter dem in Faserlängsrichtung liegt.

Die für FKV bestimmten Fasern werden mit einer sogenannten Schlichte versehen. Die Schlichte stellt ein modifiziertes Epoxidharz dar, das entscheidend zur Verbesserung der Anhaftung der Matrix beiträgt. Untersuchungen [ATSB17] haben ergeben, dass die Schlichte in Abhängigkeit des gewählten Epoxidharzsystems feuchtigkeits- und temperaturbedingter Alterung unterworfen sein kann. Dabei hat die Feuchte bei Lagerung einen größeren Einfluss als die Temperatur. Altmann stellt fest, dass eine Lagerung bei 80% relativer Feuchte und 30 °C schon nach 6 Monaten zu einer Halbierung der Querzugfestigkeit führt.

Sowohl Glas- als auch Kohlenstofffasern werden in verschiedenen Aufbereitungsarten zur Verstärkung von FKV-Bauteilen genutzt.

Im Rahmen dieser Arbeit wurden Köpergewebe und Unidirektional-(UD)-Gewebe verwendet. Bei UD-Geweben, auch kettstarke Gewebe genannt, ist der Großteil der Fasern in Ketttrichtung gelegt und nur wenige Schussfäden dienen der Fixierung. Daher können damit ähnlich gute Eigenschaften wie mit der ideal gestreckten und unidirektionalen Faserausrichtung erreicht werden.

2.2.2 Polymere Matrixsysteme

Die Bettungsmasse in einem Faser-Kunststoff-Verbund wird als Matrix bezeichnet. Zu den Aufgaben, die die Matrix im Verbund übernimmt, zählen die folgenden [Sch05]:

- Fixierung der Fasern in der vorgesehenen Ausrichtung
- Einleitung der Kräfte in die Fasern und Weiterleitung der Kräfte zwischen den Fasern
- Lastaufnahme bei Beanspruchungen quer zur Faser und Schub
- Stützen der Fasern bei faserparalleler Druckbeanspruchung
- Schutz vor Umgebungseinflüssen
- Risszähe Matrixsysteme können als Rissstopper wirken

Der letzte Punkt dieser Reihe macht bereits deutlich, dass die Matrix einen großen Einfluss auf die Ermüdungseigenschaften und die Rissentwicklung im Verbund haben kann. In [TGJ12] wird gezeigt, wie die Matrix die Schadensentwicklung in einem Faser-Kunststoff-Verbund über die Lebensdauer in hohem Maße beeinflusst. Konsequenterweise wird daher in dieser Arbeit das Augenmerk auf die Matrix gelegt. Da im Rahmen dieser Arbeit duromere Matrixsysteme zum Einsatz kamen, werden diese im Folgenden kurz vorgestellt.

Duromere sind Netzwerkpolymere bei deren Herstellung sich in der Polyaddition genannten Reaktion multifunktionale Monomere zu einem dreidimensionalen Netzwerk verbinden [Sch05, HHB10, Ash93]. Die chemische Vernetzungsreaktion findet im sogenannten Aushärtungs- bzw. Härtingsprozess statt. Die Eigenschaften der Epoxidharze sind stark vom Aushärtegrad bzw. dem Grad der Vernetzung (Vernetzungsdichte) abhängig [Sch05, MB90]. Mit Hilfe von thermischen Analyseverfahren kann dieser indirekt bestimmt werden.

2.3 Analytische Berechnung von Faser-Kunststoff-Verbunden

Die Berechenbarkeit von FKV-Laminaten ist heutzutage noch eingeschränkt. Mit Hilfe der Klassischen Laminattheorie kann die Steifigkeitsberechnung von dünnwandigen Laminaten mit guter Übereinstimmung zu realen Versuchen durchgeführt werden. Die Berechnung der Festigkeit unter kurzzeitiger Beanspruchung kann an aus UD-Schichten aufgebauten Laminaten ebenso zufriedenstellend durchgeführt werden. Bei anderen heutzutage zur Verfügung stehenden Faserhalbzeugen, wie Gelegen, Geweben und Geflechtes, ist der Berechnungsingenieur gezwungen, die tatsächlich vorliegenden Fasergeometrien virtuell durch entsprechend gestaltete, mit Abminderungsfaktoren versehene und aus UD-Schichten aufgebaute Ersatzlaminat, zu substituieren. Ansätze, die Parameter für verschiedene Bindungsarten oder Ondulationsunterschiede zwischen Kett- und Schussfäden in die Berechnung einbringen, behelfen sich einer entsprechenden Mikromechanik. Damit können jedoch nur mit Blick auf die Steifigkeiten zuverlässige Ergebnisse erzielt werden [MHW95].

Zur Bestimmung des Werkstoffgesetzes für Faser-Kunststoff-Verbunde werden die Werkstoffgesetze der einzelnen UD-Schichten anhand von mikromechanischen Modellen ermittelt und diese dann mathematisch mittels der KLT zusammengesetzt. Die KLT bildet den makromechanischen Berechnungsansatz. Sie sieht Berechnungsmöglichkeiten für dreiaxiale Spannungszustände vor, wie sie bei Biegung, Verdrehung und Wölbung auftreten. In dieser Arbeit wird lediglich die KLT des Scheibenelements genutzt. Damit werden ein ebener Spannungszustand (ESZ) und kleine Verformungen vorausgesetzt. Dies ist bei dünnen, symmetrisch-ausgeglichenen Laminaten, wie sie in der Praxis häufig vorkommen, der Fall. Neben der Spannungsanalyse von FKV ist die Festigkeitsanalyse entscheidend für die Auslegung von Bauteilen aus FKV. Dabei ist zwischen statischer und wechselnder Last zu unterscheiden. Verschiedene Versagenshypothesen liefern Kriterien, die das Versagen des FKV theoretisch aufzeigen. Um im Rahmen der vorliegenden Arbeit die Beanspruchung des Laminats und insbesondere die Beanspruchung der Matrix mit höherer Genauigkeit zu berechnen, wurde auf die Inverse Laminattheorie (ILT) bzw. die Erweiterte Inverse Laminattheorie (EILT) zurückgegriffen. Dabei wurden die Komponenteneigenschaften am Laminat mit Hilfe von mikromechanischen Modellen ermittelt. Auf diese Weise wurden die in-situ Komponenteneigenschaften berücksichtigt, die die realen Gegebenheiten im Verbund physikalisch basiert wiedergeben und nach [Kri14] genauere Berechnungsergebnisse erlauben.

Folglich werden in diesem Unterkapitel die Mikro- und Makromechanik der Einzelschicht bzw. der KLT, die Versagenshypothesen für FKV sowie die Mikromechanik und Makromechanik der ILT und insbesondere der EILT vorgestellt. Abschließend wird ein Versagenskriterium auf Basis einer Matrixvergleichsspannung im Rahmen der EILT dargelegt.

2.3.1 Werkstoffgesetz der Einzelschicht

Grundelement der KLT ist die unidirektionale Einzelschicht (ES). Um die Einzelschicht mittels physikalischer Modelle zu erfassen, werden folgende Annahmen getroffen:

- Faser und Matrix verhalten sich linear-elastisch
- die ideal geraden Fasern verlaufen ohne Unterbrechung ideal parallel in eine Richtung
- die Fasern sind ideal gleichmäßig verteilt
- Fasern und Matrix verschieben sich nicht gegenseitig, sie haften ideal aneinander
- es gibt keine Fehlstellen im Verbund

Die mathematische Erfassung der Einzelschicht erfolgt mittels mikromechanischem Ansatz. Die Mikromechanik nutzt zur Ermittlung der Verbundeigenschaften die Eigenschaften der Einzelkomponenten, Fasern und Matrix. Dazu gehören folgende Kennwerte:

Kennwerte der Faser:	E-Modul in Faserlängsrichtung	$E_{F\parallel}$
	E-Modul in Faserquerrichtung	$E_{F\perp}$
	Schubmodul in der $\parallel\perp$ -Ebene	$G_{F\parallel\perp}$
	Schubmodul in der $\perp\perp$ -Ebene	$G_{F\perp\perp}$
	Querkontraktionszahl in der $\perp\parallel$ -Ebene	$\nu_{F\perp\parallel}$
	Querkontraktionszahl in der $\perp\perp$ -Ebene	$\nu_{F\perp\perp}$
Kennwerte der Matrix:	E-Modul	E_M
	Schubmodul	G_M
	Querkontraktionszahl	ν_M
Kennwert des Laminats:	Faservolumenanteil	φ

Die UD-Einzelschicht weist orthotrope Eigenschaften auf. Darüber hinaus enthält sie eine isotrope Ebene, die senkrecht zur Faserlängsrichtung liegt. Damit existieren unendlich viele Symmetrieebenen senkrecht zur isotropen Ebene und in jeder dieser Ebenen liegen gleiche Eigenschaften vor. Die Elastizitätsgrößen in der isotropen Ebene sind identisch und es gilt [Sch05]:

- $E_2 = E_3 = E_{\perp}$
- $G_{31} = G_{21} = G_{\perp\parallel}$
- $\nu_{31} = \nu_{21} = \nu_{\perp\parallel}$

Des Weiteren gilt die aus der Isotropie bekannte Geometriebeziehung zwischen Elastizitätsmodul, Schubmodul und Querkontraktionszahl sowie die Maxwell-Betti Beziehung:

- $G_{\perp\perp} = \frac{E_{\perp}}{2(1+\nu_{\perp\perp})}$
- $\frac{E_{\parallel}}{\nu_{\perp\parallel}} = \frac{E_{\perp}}{\nu_{\parallel\perp}}$

Zur Ermittlung der Eigenschaften der transversal isotropen UD-Schicht im ebenen Spannungszustand sind vier unabhängige Elastizitätsgrößen zu ermitteln. Diese Größen werden Grund-Elastizitätsgrößen genannt [Sch05]. Demnach sind zur vollständigen Erfassung des Elastizitätsgesetzes der UD-Schicht im ESZ folgende Grundelastizitätsgrößen sowie abhängige Elastizitätsgrößen zu bestimmen:

Grundelastizitäten:	E-Modul in Faserlängsrichtung	E_{\parallel}
	E-Modul in Faserquerrichtung	E_{\perp}
	Schubmodul in der $\perp\parallel$ -Ebene	$G_{\perp\parallel}$
	Querkontraktionszahl in der $\perp\parallel$ -Ebene	$\nu_{\perp\parallel}$
Abhängige Größen:	Schubmodul in der $\perp\perp$ -Ebene	$G_{\perp\perp}$
	Querkontraktionszahl in der $\parallel\perp$ -Ebene	$\nu_{\parallel\perp}$

Zur theoretischen Erfassung dieser Kennwerte der UD-Schicht werden ausgehend von den Eigenschaften der Komponenten und mittels mikromechanischer Beziehungen Mischungsregeln abgeleitet. Diese können dann zur Berechnung der effektiven Ingenieurskonstanten quer und längs zur Faser in Abhängigkeit des relativen Faservolumenanteils herangezogen werden.

Die Mischungsregeln zur Berechnung des E-Moduls in Faserlängs- und Faserquerrichtung können über Federmodelle aus parallel bzw. in Reihe geschalteter Federn, die die Steifigkeiten der Einzelkomponenten darstellen, nach Gleichung 2.7 bzw. 2.8 bestimmt werden [Sch05]. Darüber hinaus muss im Falle des E-Moduls in Faserquerrichtung die Querkontraktionsbehinderung der Matrix aufgrund der eingeschlossenen Fasern berücksichtigt werden.

$$E_{\parallel} = \varphi \cdot E_F + (1 - \varphi) \cdot E_M \tag{2.7}$$

$$E_{\perp} = \frac{E_M}{1 - \nu_M^2} \cdot \frac{1}{(1 - \varphi) + \varphi \cdot \frac{E_M}{(1 - \nu_M^2) \cdot E_{F\perp}}} \tag{2.8}$$

Der Vergleich des nach Gleichung 2.8 ermittelten theoretischen Wertes für E_{\perp} mit im Experiment ermittelten Werten zeigt nur für geringe Faservolumenanteile eine gute Übereinstimmung. Für höhere Werte des Faservolumenanteils muss auf empirische Erweiterungen dieser Mischungsregel zurückgegriffen werden. In [Ste96] werden

verschiedene Ansätze aufgezeigt. Die am häufigsten genutzte und von Alfred Puck vorgeschlagene semiempirische Mischungsregel, die eine gute Übereinstimmung mit experimentellen Daten zeigt, lautet [Puc67]:

$$E_{\perp} = \frac{E_M}{1 - \nu_M^2} \cdot \frac{1 + 0,85 \cdot \varphi^2}{(1 - \varphi)^{1,25} + \varphi \cdot \frac{E_M}{(1 - \nu_M^2) \cdot E_{F\perp}}} \quad (2.9)$$

Für den Schubmodul einer Einzelschicht existieren äquivalent physikalisch begründete Gleichungen sowie deren halbempirische Erweiterungen. Folgend die verbreitete, physikalische Mischungsregel und deren Puck-äquivalente Erweiterung nach [FK71, MB90]:

$$G_{\perp\parallel} = G_M \cdot \frac{1}{(1 - \varphi) + \frac{G_M}{G_{F\perp\parallel}} \cdot \varphi} \quad (2.10)$$

$$G_{\perp\parallel} = G_M \cdot \frac{1 + 0,4 \cdot \varphi^{0,5}}{(1 - \varphi)^{1,45} + \frac{G_M}{G_{F\perp\parallel}} \cdot \varphi} \quad (2.11)$$

Auch die Querkontraktionszahlen der UD-Schicht werden mikromechanisch aus den Werten der Komponenten abgeleitet. Nach [Sch05] ergibt sich die Mischungsregel für $\nu_{\perp\parallel}$ zu:

$$\nu_{\perp\parallel} = \varphi \cdot \nu_{F\perp\parallel} + (1 - \varphi) \cdot \nu_M \quad (2.12)$$

Damit sind alle notwendigen Eingangsgrößen für die Beschreibung des Elastizitätsgesetzes der UD-Einzelschicht verfügbar. Für die inversen Berechnungen im Rahmen dieser Arbeit wird auf die Mischungsregeln nach Krimmer [Kri14], die im Kapitel 2.3.5 vorgestellt werden, zurückgegriffen.

2.3.2 Makromechanik der Klassischen Laminattheorie

Da bei mikromechanischer Betrachtung der UD-Schicht auch bei dem einfachen Fall der einachsigen Beanspruchung komplexe Spannungszustände herrschen, ist zur Verformungsberechnung von Mehrschichtverbunden die makromechanische Betrachtungsweise gängige Praxis. Im Rahmen der Makromechanik wird demnach jede Schicht eines MSV als homogenes Kontinuum mit bestimmten Eigenschaften betrachtet. Eine UD-Einzelschicht weist aufgrund ihres Aufbaus und der drei ihr innewohnenden orthogonalen Symmetrieebenen orthotrope bzw. transversal isotrope Eigenschaften auf [MB90]. Werden Einzelschichten spiegelsymmetrisch zur Mittelebene mit ausgeglichenen Schichtwinkeln und Fasermengen angeordnet, erhält auch

der entsprechende MSV orthotrope Eigenschaften. Dies ist in der Regel gewünscht, da auf diese Weise Normalspannungen nicht zu Krümmungen und Drillungen führen können, wie es bei nicht orthotropen Laminaten der Fall ist [MHW95]. Damit gelten folgende Voraussetzungen zur Anwendung der Klassischen Laminattheorie auf das Scheibenproblem [MB90, MHW95]:

- Dünnwandigkeit mit $t < 10 \cdot b_{Lam}$
- Kleine Verformungen $f < 100 \cdot t_{Lam}$
- Linear elastisches Materialverhalten
- Konstante Scheiben- bzw. Schichtdicken
- Querschnitte bleiben eben
- Orthotrope Einzelschicht
- Keine Verschiebungen zwischen den Schichten (Passbedingung)
- Ebener Spannungszustand, d.h. in der Dickenrichtung werden Normal- und Schubspannungen vernachlässigt

Entsprechend dieser Annahmen sowie unter Nichtberücksichtigung der in der vollständigen KLT vorhandenen Zusätze für Temperatur und Feuchteinfluss ergibt sich das lineare Elastizitätsgesetz der UD-Schicht als Scheibenelement entsprechend Gleichung 2.13 bzw. in aufgeschlüsselter Weise entsprechend Gleichung 2.14 [Sch05]:

$$\{\sigma_{ES}\}_k = [Q]_k \cdot \{\varepsilon_{ES}\}_k \quad (2.13)$$

$$\begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{21} \end{Bmatrix}_k = \begin{bmatrix} \frac{E_{\parallel}}{1-\nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} & \frac{\nu_{\parallel\perp} \cdot E_{\parallel}}{1-\nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} & 0 \\ \frac{\nu_{\perp\parallel} \cdot E_{\perp}}{1-\nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} & \frac{E_{\perp}}{1-\nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} & 0 \\ 0 & 0 & G_{\perp\parallel} \end{bmatrix}_k \cdot \begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{21} \end{Bmatrix}_k \quad (2.14)$$

Die Eigenschaften des Laminats werden durch die mechanischen Eigenschaften (E-Moduln und Querkontraktionszahlen), die Anzahl der Schichten k , die Schichtdicken t_k sowie die Orientierungen der Schichten definiert. Die Orientierung einer Schicht wird durch den Winkel α_k zwischen dem lokalen Schicht-Koordinatensystem und dem globalen Laminat-Koordinatensystem festgelegt. Zur Ermittlung der resultierenden Spannungen in den Einzelschichten bei anliegender Laminatspannung wird mittels der KLT eine Verformungs- und Spannungsberechnung des Laminats und der Einzelschichten durchgeführt, die sich in sieben Schritte unterteilen lässt.

Zunächst werden die Steifigkeitsmatrizen der vorhandenen UD-Schichten mittels Gleichung 2.14 bestimmt. Unter Einbeziehung der jeweiligen Winkel der Schichtorientierung α_k werden die Steifigkeitsmatrizen der Einzelschichten im lokalen Einzelschicht-Koordinatensystem (ESKS) $[Q]_{ESKS,k} = [Q]_k$ mittels Transformationsbeziehung für Spannungen ($[T_\sigma]_{ESKS \rightarrow LamKS, k}$) zu den Steifigkeitsmatrizen der Einzelschichten im globalen xy-Laminat-Koordinatensystem (LamKS) $[Q]_{LamKS,k} = [\bar{Q}]_k$ überführt [MHW95].

$$[\bar{Q}]_k = [T_\sigma]_{ESKS \rightarrow LamKS, k} \cdot [Q]_k \cdot [T_\sigma]_{ESKS \rightarrow LamKS, k}^T \quad (2.15)$$

Mittels der Einzelschicht-Steifigkeitsmatrizen im Laminat-Koordinatensystem kann mit Berücksichtigung der Einzelschichtdicken t_k die Laminat-Steifigkeitsmatrix $[A]$ in der kraftflussbezogenen Schreibweise wie folgt berechnet werden:

$$[A] = \sum_k t_k \cdot [\bar{Q}]_k \quad (2.16)$$

Damit lässt sich das Werkstoffgesetz des MSV wie folgt formulieren:

$$\{n_{Lam}\} = [A] \cdot \{\varepsilon_{Lam}\} \quad (2.17)$$

Zur Berechnung der Laminatverzerrung wird das Werkstoffgesetz in der Form

$$\varepsilon_{Lam} = [a] \cdot \{n_{Lam}\} \quad (2.18)$$

notiert. Auf diese Weise können neben der Laminatverzerrung die Ingenieurskonstanten des Laminats ermittelt werden. Die Ingenieurskonstanten ergeben sich aus den Einträgen der Nachgiebigkeitsmatrix des Laminats $[a]$ [MHW95]:

$$E_x = \frac{1}{a_{11} \cdot t} \quad E_y = \frac{1}{a_{22} \cdot t} \quad G_{xy} = \frac{1}{a_{33} \cdot t} \quad \nu_{yx} = -\frac{a_{21}}{a_{11}} \quad \nu_{xy} = -\frac{a_{12}}{a_{22}} \quad (2.19)$$

Die Laminatverformung entspricht der Verformung der Einzelschichten im Laminat-Koordinatensystem.

Mittels der Transformationsbeziehung für Verzerrung ($[T_\varepsilon]_{LamKS \rightarrow ESKS, k}$) können die Verformungen der Einzelschichten im globalen Laminat-Koordinatensystem in die lokalen Einzelschicht-Koordinatensysteme zurückgerechnet werden.

$$\{\varepsilon_{ES}\}_{ESKS, k} = [T_\varepsilon]_{LamKS \rightarrow ESKS, k} \cdot \{\varepsilon_{ES}\}_{LamKS, k} \quad (2.20)$$

Anhand der berechneten Verformungen der Einzelschichten können anhand der Gleichung 2.13 die auftretenden Einzelschichtspannungen im ESKS schichtweise berechnet werden. Der Spannungsanalyse folgt die sogenannte Festigkeitsanalyse. Im Rahmen dieser kann mittels verschiedener Versagenshypothesen, die in der Vergangenheit entwickelt wurden, schichtweise geprüft werden, ob die auftretenden Spannungen in den Einzelschichten zum Versagen führen.

2.3.3 Festigkeitsanalyse einer unidirektionalen Schicht

Äquivalent zur Spannungsanalyse erfolgt die Festigkeitsanalyse ebenso schichtweise. Die Festigkeiten werden entsprechend der in der Einzelschicht wirkenden möglichen Beanspruchungen definiert. Im Rahmen der Festigkeitsanalyse der UD-Schichten wird zwischen sechs Basis-Beanspruchungen unterschieden, die über die Symbole \parallel und \perp physikalisch indiziert werden: [Sch05]:

- Normalbeanspruchung in Faserlängsrichtung σ_{\parallel} (Druck und Zug)
- Normalbeanspruchung in Faserquerrichtung σ_{\perp} (Druck und Zug)
- Schubbeanspruchung in der Quer-Längs- bzw. Längs-Quer-Ebene $\tau_{\perp\parallel}$
- Schubbeanspruchung in der Quer-Quer-Ebene $\tau_{\perp\perp}$

Bei den Normalbeanspruchungen wird aufgrund verschiedener Versagensarten zwischen Zug- (Index $+$) und Druckbeanspruchung (Index $-$) unterschieden. Damit werden sechs Basis-Beanspruchungen mit sechs Basis-Festigkeitswerten folgendermaßen verknüpft.

Beanspruchung	zugehörige Festigkeit
σ_{\parallel}^+	R_{\parallel}^+ - Längszugfestigkeit
σ_{\parallel}^-	R_{\parallel}^- - Längsdruckfestigkeit
σ_{\perp}^+	R_{\perp}^+ - Querzugfestigkeit
σ_{\perp}^-	R_{\perp}^- - Querdruckfestigkeit
$\tau_{\perp\parallel}$	$R_{\perp\parallel}$ - Schubfestigkeit in der Quer-Längs-Ebene
$\tau_{\perp\perp}$	$R_{\perp\perp}$ - Schubfestigkeit in der Quer-Quer-Ebene

Da Festigkeitswerte nur für die Basis-Beanspruchungen und nicht für jeden beliebigen Spannungszustand ermittelt werden, wird zur Beurteilung des Versagens unter kombinierter Beanspruchung ein mathematisches Festigkeitskriterium bzw. eine Versagenshypothese benötigt. Dazu muss zwischen dem Versagen unter statischer und unter schwingender Beanspruchung unterschieden werden. Zunächst soll folgend eine Einführung in die statischen Versagenshypothesen gegeben werden, um anschließend auch auf die Hypothesen zum Versagen unter schwingender Beanspruchung einzugehen.

Versagenshypothesen für statische Beanspruchung

Versagenshypothesen oder Versagenskriterien beschreiben, wie verschiedene Spannungen zusammenwirken und zum Versagen eines FKV führen [VDI06]. Beim Versagen durch das Erreichen der Festigkeitsgrenze wird auch von Festigkeitskriterien gesprochen. Da die behandelten Faser-Kunststoff-Verbunde in der Regel durch spröden Bruch versagen, kann in diesem Fall noch genauer von sogenannten Bruchkriterien gesprochen werden. Im Allgemeinen muss im Fall von FKV zwischen dem Versagen einer Einzelschicht und dem Versagen des Mehrschichtlaminates unterschieden werden. Dabei führt das Versagen einer Einzelschicht nicht zwangsläufig zum Versagen des gesamten MSV.

Die mathematische Formulierung des Festigkeits- bzw. Bruchkriteriums bildet für den ESZ im Koordinatensystem aus den drei Spannungen σ_{\parallel} , σ_{\perp} und $\tau_{\parallel\perp}$ einen Volumenkörper, auch Bruchkörper genannt, aus. Die Oberfläche des Körpers umschließt alle ertragbaren Kombinationen an Spannungskomponenten. An Stelle der Oberfläche selbst tritt Versagen ein.

Unter den Bruchkriterien muss zwischen den Pauschalbruchkriterien und den Mehrfachbruchkriterien unterschieden werden. Pauschalbruchkriterien, wie das sogenannte Tsai-Wu-Kriterium [TW71], betrachten die Einzelschichten wie in der Verformungsanalyse auch in der Festigkeitsanalyse als homogenes Kontinuum. Dabei wird nicht zwischen in der Realität vorkommenden Versagensarten unterschieden. Auf diese soll im Rahmen der Arbeit nicht eingegangen werden. Die bekanntesten und am weitesten verbreiteten Mehrfachbruchkriterien sind die Bruchkriterien nach Alfred Puck [MB90, Puc69]. Puck nimmt dabei die bis heute gängige Unterscheidung zwischen den zwei grundsätzlich unterschiedlichen Versagensarten Faserbruch (FB) und Zwischenfaserbruch (ZFB) vor. Faserbruch wird durch faserparallele Beanspruchung erzeugt. Dabei wird eine große Anzahl an Fasern quer zu Ihrer Längsrichtung durchtrennt. Ein Zwischenfaserbruch entsteht bei Normalbeanspruchungen quer zur Faser sowie unter Schubbeanspruchung. Der entsprechende Riss verläuft in der Matrix und/ oder in der Faser-Matrix-Grenzfläche parallel zur Faserlängsrichtung. Allgemein formuliert lässt sich ein Bruchkriterium folgendermaßen ausdrücken [Sch05]:

$$\sum_{j=1}^n \left(\frac{\sigma_j}{R_j} \right) \geq 1 \quad (2.21)$$

Ergibt sich beim Einsetzen der entsprechenden Werte in das Kriterium ein Zahlenwert ≥ 1 , so tritt ein Bruch ein bzw. die Bruchgrenze ist bereits überschritten. Um im praktischen Umgang ein schnelles Verständnis der Bruchgefahr zu ermöglichen, wird mit der sogenannten Anstrengung f_E gearbeitet. Die Anstrengung beschreibt dabei, wie stark der Werkstoff unter gegebener Spannungskombination $\{\sigma\}$ relativ zur maximal ertragbaren Spannungskombination $\{\sigma^*\}$ (Spannung bei Bruch)

belastet ist. Mit der Anstrengung als Faktor kann die Ungleichung 2.21 folgendermaßen erweitert und in Form einer Gleichung als Bruchbedingung formuliert werden [Sch05]:

$$\sum_{j=1}^n \left(\frac{\sigma_j}{f_E \cdot R_j} \right) = 1 \quad (2.22)$$

Seit den 1960er Jahren wurde eine Vielzahl an verschiedenen Bruchkriterien entwickelt, für die es jedoch zum Großteil an experimenteller Absicherung fehlte. Aufgrund dieser Tatsache wurde durch Hinton und Soden ein Programm initiiert, um die existierenden Bruchkriterien auf Ihre Stärken und Schwächen hin zu untersuchen und zu validieren [HKS02b]. Die Ergebnisse dieser sogenannten „World Wide Failure Exercise“ wurden in [SHK98] erstmals veröffentlicht und in [HKS02a, HKS04] von den Initiatoren und Teilnehmern evaluiert.

Neben den Bruchkriterien nach Puck schnitten die Bruchkriterien nach Zinoviev [ZGLT98] sowie nach Sun [ST98] überdurchschnittlich ab. Das Modell nach Zinoviev entspricht einem Maximalspannungskriterium, bei dem Spannungsbeträge in verschiedene Richtungen keinen Einfluss aufeinander haben und sich somit eine einfache, rechteckige Bruchkurve ergibt. Der Vorteil dieses Kriteriums liegt in den Erweiterungen, die Zinoviev einführt und mit denen er Degradationsvorgänge nach der Erstschädigung abbilden kann [ZGLT98, SHK98]. Das Bruchkriterium nach Sun stützt sich auf das Versagenskriterium nach Hashin und Rotem [HR73]. Auch Sun berücksichtigt Vorgänge nach der Erstschädigung über einen plötzlichen Abfall der Eigenschaften des degradierten Laminats. Abschließend wurden die Bruchkriterien nach Puck [Puc96] als herausragend beurteilt [Kno08, HKS02a, HKS04].

Damit wurde für die Berechnungspraxis eine gute Hilfestellung bereitgestellt, die zudem durch die VDI-Richtlinie 2014 Part 3 im Jahr 2006 [VDI06] ergänzt wurde. In dieser Richtlinie stützen sich die Empfehlungen für die Festigkeitsberechnung an UD-Schichten ebenso auf die Bruchkriterien nach Puck. Daher soll an dieser Stelle auf eben diese Bruchkriterien nach Puck, die sogenannten wirkebenenbezogenen Bruchkriterien [Puc96] eingegangen werden.

Um ZFB und FB theoretisch zu unterscheiden, werden zwei voneinander unabhängige Kriterien verwendet [VDI06]. Für FB existiert das einfache Bruchkriterium nach [Sch05]:

$$f_{E,FB} = \frac{\sigma_{\parallel}}{R_{\parallel}^{\pm}} \begin{cases} R_{\parallel}^+ & \text{für } \sigma_1 \leq 0 \\ R_{\parallel}^- & \text{für } \sigma_1 < 0 \end{cases} \quad (2.23)$$

Genauere mikromechanische Betrachtungen ergeben, dass die Spannung in den Fasern $\sigma_{\parallel f}$ nicht nur von der faserparallelen Spannung σ_{\parallel} im Laminat, sondern auch von den Spannungen in Faserquerrichtung σ_{\perp} abhängt. Jedoch liefern Bruch-

bedingungen, die den Einfluss von σ_{\perp} berücksichtigen, ein nur um wenige Prozent abweichendes Ergebnis im Vergleich zu dem Bruchkriterium nach Gleichung 2.23 [VDI06].

Laminates werden in der Regel derart ausgelegt, dass sich erste Schädigungen als ZFB und nicht als FB darstellen. Aus diesem Grund fällt den Bruchkriterien für den ZFB in der Wissenschaft mehr Aufmerksamkeit zu. In den 1990 Jahren wurde durch Puck [Puc96] eine neue Generation realitätsnaher, physikalisch basierter ZFB-Kriterien eingeführt [VDI06]. Diese neuen Bruchkriterien werden wirkebenenbezogene Bruchkriterien genannt. Sie basieren auf den Überlegungen Mohrs zur Bruchebene spröder Metalle. Er sieht die in dieser Ebene anliegenden Spannungen als die kritischen Spannungen an, die die Festigkeitsgrenze bestimmen [VDI06, Moh00]. Da FKV ebenfalls sprödes Bruchverhalten zeigen [Sch05], greifen zunächst Hashin [Has80] und später Puck [Puc96] diesen Ansatz auf, um ihn auf das Versagen der UD-Schicht eines FKV anzuwenden. Dabei werden die in der Bruchebene wirkenden Spannungen σ_n (Querzugspannung), τ_{nt} (Quer-Quer-Schubbeanspruchung) und τ_{n1} (Quer-Längs-Schubbeanspruchung) eingeführt. Eine Bruchebene kann dabei eine beliebige, faserparallele und um den Winkel ϑ_{fp} gedrehte Ebene sein. Die Ebene, in der der Spannungsvektor aus allen drei Beanspruchungen den größten Betrag erreicht, ist die Bruchebene. Die auf diese Bruchebene bzw. Wirkebene bezogenen Bruchbedingungen werden nach Puck auch als Masterbruchbedingung bezeichnet. Stellt man diese im Spannungsraum dar, ergibt sich ein zur Druckspannung σ_n^- hin offener Bruchkörper, der auch als *Masterbruchkörper* oder *Bruchtüte* (Abbildung 2.5) bezeichnet wird [Sch05]. Für den in der Praxis weit verbreiteten ebenen Spannungszustand einer UD-Schicht vereinfachen sich die wirkebenenbezogenen Bruchbedingungen.

Zur Visualisierung der ZFB-Bedingung bei ebenem Spannungszustand ohne den Einfluss der faserparallelen Spannung σ_1 wird die Bruchkurve in der (σ_2, τ_{21}) -Ebene herangezogen. Der Zusammenhang zwischen dem Masterbruchkörper für den räumlichen Spannungszustand in der UD-Schicht und der Bruchkurve für den ebenen Spannungszustand wird in Abbildung 2.5 dargestellt.

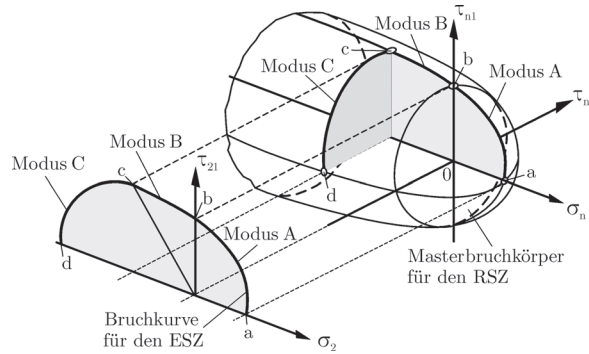


Abbildung 2.5: Schematische Darstellung des Zusammenhangs zwischen dem Masterbruchkörper bei RSZ in der UD-Einzelschicht und der Bruchkurve bei ESZ nach Puck [Sch05]

Die Bruchkurve für den ESZ in der (σ_2, τ_{21}) -Ebene bei $\sigma_1 = 0$ wird in der Regel anhand von Bruchversuchen mit einachsiger Belastung ermittelt. Dabei unterscheidet Puck zwischen drei verschiedenen Bruchmodi A, B und C, die physikalisch verschiedene Bruchgeschehen beschreiben.

- Modus A: Querkzug-dominierter Bruch
- Modus B: Schub-dominierter Bruch
- Modus C: Querdruck-dominierter Bruch

Die Modi A, B und C werden in der Bruchkurve für den ESZ mit unterschiedlichen Kurvenabschnitten beschrieben (siehe Abbildung 2.5). Damit gibt Puck drei verschiedene Gleichungen für die Bestimmung der ZFB-Anstrengung in einer UD-Schicht bei ESZ an. Diese werden z.B. in [Puc96, Sch05] ausführlich beschrieben. Neben diesen Bruchkriterien kann die faserparallele Spannung σ_1 bei der Ermittlung der ZFB-Anstrengung einbezogen werden. Die Wirkebene der σ_1 -Spannung ist orthogonal zur Wirkebene des Zwischenfaserbruchs. Damit hat sie laut der reinen Mohrschen Bruchhypothese zunächst keinen Einfluss auf den ZFB.

Im Rahmen dieser Arbeit wird auf ein Zwischenfaserbruchkriterium zurückgegriffen, das auf der Formänderungsenergiehypothese von Beltrami basiert und in [Kri14] von Krimmer für die Anwendung im Rahmen der EILT vorgeschlagen wird. Der Vorteil dieses Zwischenfaserbruchkriteriums liegt darin, dass alle Spannungen in der Einzelschicht in eine Beanspruchung der Matrix überführt werden können. Aus diesem Grund ist dieses Kriterium besonders geeignet, um das angestrebte Konzept der Laminatschädigungslinien auf Basis der Matrixbeanspruchung umzusetzen. Das Kriterium wird im Kontext der EILT in Abschnitt 2.3.5 vorgestellt.

Versagenstheorien für schwingende Beanspruchung

Die theoretische Abschätzung der Lebensdauer schwingend belasteter FKV gestaltet sich aufgrund des komplexen Materialverhaltens mit einer großen Anzahl an Einflussgrößen wie verschiedenen Fasern und Matrixsystemen sowie verwendeten Schichten und damit unterschiedlichen Faser-Matrix-Grenzflächen schwierig. Hinzu kommen der Laminataufbau, Faserwinkel und die Schichtdicken, die ebenfalls großen Einfluss auf den Ablauf der Schädigungsentwicklung haben. Damit ist leicht verständlich, dass die Wissenschaft bis heute keine allgemein gültigen Hypothesen zur Lebensdauervorhersage von FKV entwickelt hat. Zunächst muss zwischen der Auslegung auf Dauerfestigkeit und der Auslegung auf Zeitfestigkeit unterschieden werden.

Für die Auslegung im Zeitfestigkeitsbereich existiert eine Reihe von Modellen zur Bestimmung der Lebensdauer von FKV für verschiedene Beanspruchungsfälle sowie Versagensmodi. Jedoch erfasst keines dieser Modelle alle Einflussfaktoren, womit ihre Gültigkeit eingeschränkt bleibt [MB90].

Zur mathematischen Beschreibung der Zeitfestigkeit wird in der Regel davon ausgegangen, dass sich der Schaden im Material akkumuliert.

Garbe und Puck schlagen zu dieser Fragestellung vor, die gleichen ZFB-Kriterien heranzuziehen, wie sie für die statische Belastung genutzt werden [GP93]. Der Unterschied besteht in der Anwendung von empirisch ermittelten Schwingfestigkeiten anstelle der statischen Festigkeiten. Um Vorgänge der Spannungsumlagerung zu berücksichtigen, sehen die Autoren vor, die Schwingfestigkeiten als die Spannungen zu begreifen, die am Beginn eines Schwingversuches, der mit konstanter Dehnung durchgeführt wird, auftreten. Im Gegensatz dazu ergibt die Ermittlung im Schwingversuch bei konstanter Beanspruchung eine Abschätzung auf der sicheren Seite.

Gude und Hufenbach nutzen in [GHKP06] ebenso Versagenskriterien für statische Lasten in modifizierter Art. Dazu greifen sie auf das physikalisch basierte Versagenskriterium nach Puck zurück und überführen dies in ein Versagenskriterium, bei dem die Festigkeit und Bruchwiderstände als Funktionen der Beanspruchung, des Beanspruchungsverhältnisses sowie der Lastwechselzahl definiert werden. Auf diese Weise ist es den Autoren gelungen, ZFB-Schädigungskurven für biaxiale Beanspruchung zu ermitteln. Mithilfe von experimentell ermittelten S-N-Diagrammen konnte eine gute Übereinstimmung zwischen Experiment und Berechnung aufgezeigt werden. Carraro und Quaresimin stellen in [CQ14] einen Ansatz vor, bei dem sie mit Hilfe eines periodischen Zellenmodells und einer FE-Analyse die lokale Matrixbeanspruchung ermitteln und darüber das matrixdominierte Ermüdungsverhalten abbilden können. Sie unterscheiden dabei zwischen zwei verschiedenen Kriterien bzw. Spannungszuständen, in deren Abhängigkeit sich die Mikroschädigung ausprägt. Im Spannungszustand mit wenig oder keinen Schubanteilen sehen sie die maximale lokale hydrostatische Spannung als Schadensursache. Im multiaxialen Spannungszustand mit wesentlichen Schubspannungsanteilen betrachten sie die lokale maximale Hauptspannung als Kriterium. Mit der Anwendung dieses Ansatzes auf Experimen-

te gelingt es Ihnen, zwei Masterlinien im S-N-Diagramm für den jeweiligen Spannungszustand zu erstellen und damit ein Kriterium für den Schadensbeginn bei der matrixdominierten Ermüdung zu präsentieren.

Andere Ansätze bestehen darin, über Versuchsreihen die Verhältnisse von statischer Festigkeit zur Zeit- oder Dauerfestigkeit zu ermitteln. Die Ergebnisse dieser Versuche sind ebenso laminatspezifisch und können schwer auf andere Lamine übertragen werden. So ermittelt Dharan bei Untersuchungen im Zeitfestigkeitsbereich bis 10^6 Lastwechseln an UD-CFK-Laminaten eine Absenkung der Zeitfestigkeit gegenüber der statischen Festigkeit von 20 bis 30 % und an UD-GFK Laminaten eine Absenkung von 60 bis 70 % [Dha75]. Mandel stellt bei Versuchen an GFK-UD-Rotorblattlaminaten bei $R = 0,1$ einen Grenzwert von 20 bis 25 % fest, an dem die Wöhlerkurven abflachen und unter dem keine Schäden im VHCF Bereich auftreten [MCJP+94]. Diese Feststellung könnte damit als Dauerfestigkeitsgrenze interpretiert werden.

Soll ein Bauteil nicht durch Schwingbeanspruchung versagen, muss die Dauerfestigkeit erreicht werden. Die Maßgabe dabei ist, dass keinerlei Mikrorisse in der Matrix und im Faser-Matrix-Interface auftreten. Andernfalls würden diese Mikroschädigungen unter schwingender Beanspruchung wachsen und nach einer entsprechend hohen Zahl an Lastwechseln versagen. Aus diesem Grund müssen die Beanspruchungen derart gering sein, dass keine Mikrorisse entstehen. Um diese Anforderung zu treffen, können empirisch ermittelte Grenzwerte herangezogen werden. Thebing [The79] arbeitet beispielsweise mit Grenzdehnungen, unter der keine Mikroschädigungen auftreten. Für GF-Polyesterharz-Verbunde ermittelt der Autor die Grenzdehnungen mit 0,8 % für ε_{\parallel} , 0,1 bis 0,2 % für ε_{\perp} und 0,2 bis 0,4 % für $\gamma_{\perp\parallel}$.

Lamine, die in dieser Art und Weise ausgelegt werden, ertragen auf der einen Seite die auftretenden Beanspruchungen ohne Schaden zu nehmen, jedoch weisen sie andererseits ein hohes Eigengewicht auf. Das Leichtbaupotential der FKV geht verloren. Eine genaue Kenntnis der Schädigungsgrenze, um Bauteile auf die benötigte Betriebszeit zeitfest auszulegen, ist damit grundlegend, um das Bauteilgewicht von derart ausgelegten Bauteilen aus FKV zu reduzieren. Damit wäre eine Schädigungslinie auf Basis der Matrixspannung, wie sie in dieser Arbeit angestrebt wird, ein praktisches Werkzeug zur Auslegung von FKV-Bauteilen.

2.3.4 Inverse Laminattheorie

Wie zuvor erläutert, wird im Rahmen der KLT ein Laminat stets anhand von virtuellen unidirektionalen Einzelschichten berechnet. In der Praxis sind Lamine jedoch häufig aus Faserhalbzeugen aufgebaut, die neben den Fasern in 0° -Richtung zusätzliche Faserrichtungen aufweisen. So weisen Gelege und UD-Gewebe beispielsweise Bindungsfäden auf oder Köper- und Leinwandgewebe enthalten mitunter zwei gleichwertige Faserrichtungen. In der KLT werden Bindungsfäden meist vernachlässigt. Gewebe mit nicht zu vernachlässigenden Faseranteilen in zwei Richtungen werden als getrennte, äquivalente UD-Schichten simuliert. Die Eigenschaften einer

äquivalenten UD-Schicht können jedoch nicht zwangsläufig aus Materialversuchen an UD-Schichten mit gleichen Konstituenten ermittelt werden. Der Grund liegt zum einen in der Verfügbarkeit eines äquivalenten UD-Halbzeugs und zum anderen in dem Einfluss der Ondulation der Bindungsfäden und Fasern im Gewebe auf die mechanischen Eigenschaften der Einzelschicht. Um diese Probleme zu umgehen, veröffentlichten Zebdi, Boukhili und Trochu in [ZBT09] einen neuen Berechnungsansatz, der im deutschsprachigen Raum unter der Bezeichnung Inverse Laminattheorie (ILT) bekannt wurde. Die ILT ermöglicht es, die Steifigkeitseigenschaften der Einzelschicht auf Grundlage von Messungen am Laminat zu berechnen. Dadurch kann der Einfluss von intralaminaren Mechanismen, Ondulation, Bindungsfäden und in-situ Eigenschaften bei der Berechnung mit der KLT indirekt berücksichtigt werden. Das Prinzip ist in Abbildung 2.6 dargestellt.

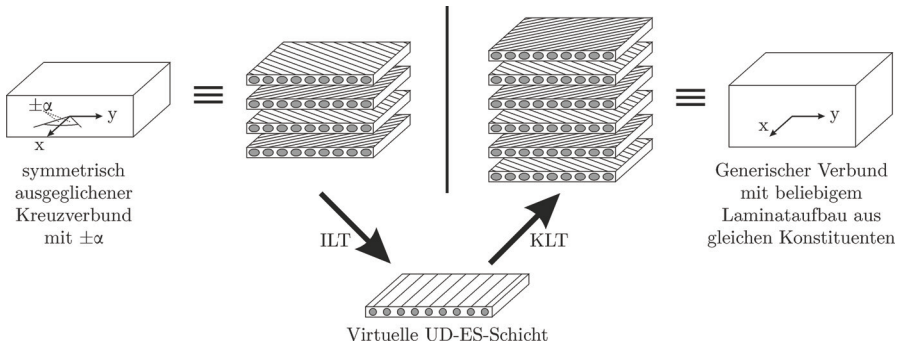


Abbildung 2.6: Darstellung des Berechnungsansatzes der ILT nach [ZBT09]

Die ILT kann ausschließlich auf symmetrisch ausgeglichene Laminats mit zwei Faserrichtungen angewendet werden. Darüber hinaus sind gleiche Schichtdicken, Faservolumen, Faserart und Matrix Voraussetzung. Zwischen den Faserlagen darf demnach nur die Faserausrichtung variieren. Vor der Anwendung der ILT müssen drei Versuche durchgeführt werden, anhand derer die Laminatsteifigkeiten E_x , E_y und G_{xy} sowie die Querkontraktionszahl des Laminats ν_{yx} bestimmt werden. Zur Berechnung nach der ILT wird das globale Laminatkoordinatensystem so ausgerichtet, dass die Faserlagen in einem Winkel von $\pm\alpha$ symmetrisch zur x-Achse liegen.

Die Steifigkeitsmatrix des Laminats $[A]$ steht über die Beziehung

$$[A] = \sum_{k=1}^n t_k \cdot [\bar{Q}]_k \quad (2.24)$$

mit den Steifigkeitsmatrizen der k Einzelschichten im globalen KOS, $[\bar{Q}]_k$, im Zusammenhang. Die Einträge der Steifigkeitsmatrix $[A]$ ergeben sich anhand der ermittelten Größen sowie der Maxwell-Betti Beziehung äquivalent zum Elastizitätsgesetz

der Einzelschicht in der kraftflussbezogenen Schreibweise folgendermaßen:

$$[A] = \begin{bmatrix} \frac{E_x}{1-\nu_{yx}^2(E_y/E_x)} & \frac{\nu_{yx} \cdot E_x}{1-\nu_{yx}^2(E_y/E_x)} & 0 \\ \frac{\nu_{yx} \cdot E_y}{1-\nu_{yx}^2(E_y/E_x)} & \frac{E_y}{1-\nu_{yx}^2(E_y/E_x)} & 0 \\ 0 & 0 & G_{xy} \end{bmatrix} \cdot t \quad (2.25)$$

In Verbindung mit den Steifigkeitsmatrizen der Einzelschichten ergibt sich folgender Zusammenhang:

$$[A] = \begin{bmatrix} \frac{E_x}{1-\nu_{yx}^2(E_y/E_x)} & \frac{\nu_{yx} \cdot E_x}{1-\nu_{yx}^2(E_y/E_x)} & 0 \\ \frac{\nu_{yx} \cdot E_y}{1-\nu_{yx}^2(E_y/E_x)} & \frac{E_y}{1-\nu_{yx}^2(E_y/E_x)} & 0 \\ 0 & 0 & G_{xy} \end{bmatrix} \cdot t = \sum_{k=1}^n t_k \cdot [\bar{Q}]_k \quad (2.26)$$

Da unter den gegebenen Vorannahmen die Steifigkeitsmatrizen $[\bar{Q}]_k$ für die verschiedenen Schichten identisch sind, gleichen deren Einträge den Einträgen der Steifigkeitsmatrix des Laminats nach Division mit t .

$$\bar{Q}_{11} = \frac{E_x}{1 - \nu_{yx}^2(E_y/E_x)} \quad (2.27)$$

$$\bar{Q}_{12} = \bar{Q}_{21} = \frac{\nu_{yx} \cdot E_y}{1 - \nu_{yx}^2(E_y/E_x)} \quad (2.28)$$

$$\bar{Q}_{22} = \frac{E_y}{1 - \nu_{yx}^2(E_y/E_x)} \quad (2.29)$$

$$\bar{Q}_{33} = G_{xy} \quad (2.30)$$

Damit ist die Steifigkeitsmatrix der Einzelschicht im globalen Koordinatensystem $[\bar{Q}]_k$ bekannt. Entsprechend der Transformationsbeziehung in Abschnitt 2.3.1, Gleichung 2.15, kann sie in die Einzelschichtsteifigkeitsmatrix im Schicht-KOS $[Q]_k$ überführt werden. Damit sind die Steifigkeiten der virtuellen Einzelschicht im Schicht-KOS auf Basis der am Kreuzverbund gemessenen Steifigkeiten bestimmt worden. Mit dieser virtuellen Einzelschicht können nun beliebige Lamine aus der gleichen Faser-Matrix-Kombination mittels der KLT berechnet werden (siehe Abbildung 2.6) [ZBT09].

2.3.5 Erweiterte Inverse Laminattheorie

Krimmer stellt in [Kri14] fest, dass die Annahme von gleichen Faservolumengehalten für die drei in der ILT vorgesehenen Prüfungen ungenau ist und führt Abweichungen in den Validierungsversuchen von Zebdi [ZBT09] darauf zurück. Zudem schlägt Krimmer vor, dass die ILT neben der inversen Berechnung der Steifigkeiten auch für die inverse Berechnung der Festigkeiten der virtuellen Einzelschicht herangezogen werden sollte. Eine weitere Herausforderung sieht er in der Berechnung der mechanischen Eigenschaften der Fasern und Matrix mittels einer inversen Berechnung auf Basis von Versuchsergebnissen am Verbund. Aus diesem Grund schlägt Krimmer in [Kri14] eine Erweiterung der ILT vor. Den neuen Ansatz nennt er die Erweiterte Inverse Laminattheorie (EILT). Die Grundidee wird in Abbildung 2.7 dargestellt

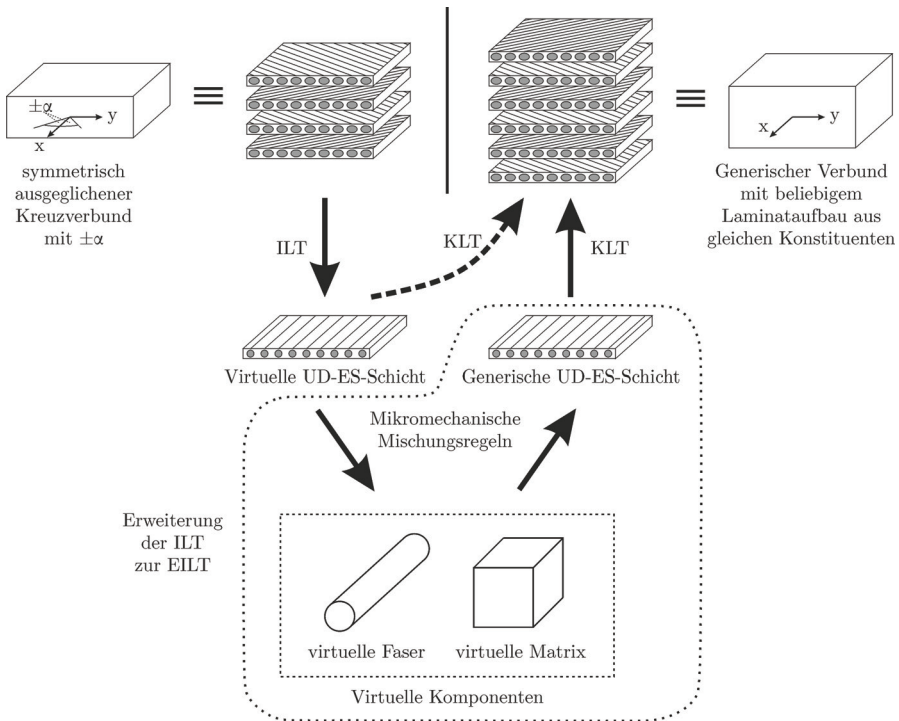


Abbildung 2.7: Darstellung der Erweiterung der ILT zur EILT

Mit der EILT wird es ermöglicht, ausgehend von Messungen an unidirektionalen und biaxialen (BIAX) Proben und einer inversen Berechnung unter Zuhilfenahme von durch Krimmer vorgestellter Mischungsregeln, die Eigenschaften der Einzelkomponenten, die sogenannten in-situ Eigenschaften der Fasern und der Matrix,

zu bestimmen. Damit können die in-situ Effekte der Matrix im Verbund, wie lokale Spannungsüberhöhungen, hervorgerufen durch Steifigkeitsgradienten, in-situ Steifigkeiten aufgrund lokaler Querkontraktionsbehinderung sowie erhöhte in-situ Matrixfestigkeiten durch Volumeneffekte, analytisch abgebildet werden und damit der Spannungszustand der Matrix ermittelt werden.

Im Faserverbund liegt die Matrix zwischen den Fasern effektiv nur in sehr kleinen Volumina vor. Dadurch kann die Matrix höhere Festigkeiten erreichen. Hobbiebrunken et al. zeigen in [HFHT07], dass die Festigkeit von Reinharz in Abhängigkeit zum Probenvolumen steht. In Zugversuchen an Reinharzfasern wurde eine im Vergleich zu Versuchen an Schulterproben über dreimal höhere Festigkeit ermittelt. Dabei lag das Werkstoffvolumen der Reinharzfasern vier Größenordnungen unter dem der Schulterproben.

Darüber hinaus ist die Berücksichtigung von Stütz- und Nähfäden in der inversen Berechnung vorgesehen. Die von Krimmer eingeführten, physikalisch basierten Mischungsregeln berücksichtigen die Querdehnungsbehinderung sowie die Spannungsüberhöhung der Matrix. Die EILT enthält außerdem Ansätze, Festigkeiten der Komponenten invers zu berechnen. Die von Krimmer vorgestellte EILT ist anwendbar für isotrope Fasern. Im Rahmen einer Masterarbeit an der BAM wurde die Theorie erweitert auf anisotrope Kohlenstofffasern. Diese Ergänzung zur EILT wird im Rahmen der vorliegenden Arbeit genutzt. Durch die Berücksichtigung von Bindefäden, Ondulation sowie der in-situ Matrixeigenschaften im Rahmen der EILT ist es gerechtfertigt anzunehmen, dass die Genauigkeit durch die Anwendung der EILT im Gegensatz zur Anwendung von - am UD-Verbund ermittelten - Materialdaten, verbessert werden kann. Zudem eignen sich die von Krimmer vorgestellten Mischungsregeln sowie die von ihm durchgeführte Dehnungsbetrachtung zur Ermittlung der Maximalspannungen in der Matrix. In Kombination mit dem von Krimmer vorgeschlagenen Festigkeitskriterium auf Basis der Formänderungsenergiehypothese kann die theoretische Ermittlung des Beanspruchungsniveaus für Matrixschädigung erfolgen. Folglich soll die von Krimmer vorgestellte Theorie im Rahmen dieser Arbeit herangezogen werden, um ermittelte Schädigungslinien für CFK-Laminat im S-N-Diagramm auf die maximale Matrixspannung umzurechnen und damit die eingangs erwähnte Hypothese der Masterschadenslinie zu überprüfen.

Erforderliche Materialprüfungen

Zur Anwendung der EILT müssen zunächst an fünf verschiedenen Proben Zug- und Druckversuche durchgeführt werden. Dazu gehören UD-Längszug-, UD-Längsdruck, UD-Querkzug- und UD-Querkdruckproben sowie eine biaxiale $[\pm 45^\circ]$ -Probe.

Zur Bestimmung der Fasereigenschaften werden Zugversuche und Druckversuche an UD-Proben mit einer Faserausrichtung in 0° durchgeführt. Aus den Versuchsergebnissen können folgende Fasereigenschaften errechnet werden:

Messergebnisse 0°-UD-Proben:

$$\begin{array}{lll}
 E_{\parallel} & \rightarrow & E_{F,\parallel} \\
 R_{\parallel}^+ & \rightarrow & R_{F,\parallel}^+ \\
 R_{\parallel}^- & \rightarrow & R_{F,\parallel}^- \\
 \nu_{\perp\parallel} & \rightarrow & \nu_{F,\perp\parallel}
 \end{array}$$

Zur Ermittlung der Matrixeigenschaften werden äquivalent Zugversuche und Druckversuche an UD-Proben durchgeführt, jedoch in diesem Fall mit einer Faserausrichtung in 90°. Zusätzlich ist zur Ermittlung der Schubfestigkeit der Matrix ein Versuch an einer biaxialen ±45°-Probe erforderlich. Die Versuchsergebnisse werden entsprechend folgender Auflistung zur Berechnung der Matrixeigenschaften genutzt:

Messergebnisse 90°-UD-Proben:

$$\begin{array}{lll}
 E_{\perp} & \rightarrow & E_M \\
 R_{\perp}^+ & \rightarrow & R_M^+ \\
 R_{\perp}^- & \rightarrow & R_M^-
 \end{array}$$

Messergebnisse BIAX-Proben:

$$\begin{array}{lll}
 E_{BIAX} & \rightarrow & G_M \\
 R_{BIAX} & \rightarrow & R_M^{\#}
 \end{array}$$

Im Falle einer anisotropen Faser werden zusätzlich die Faserkennwerte $E_{F\perp}$, $G_{F,\perp\parallel}$, $G_{F,\perp\perp}$, $\nu_{F,\parallel\perp}$ und $\nu_{F,\perp\perp}$ benötigt. Aus diesem Grund müssen die Eigenschaften der Matrix (E_M , G_M , ν_M) als bekannt vorausgesetzt werden. Idealerweise erfolgt die Bestimmung der Matrixeigenschaften in einer vorhergehenden Untersuchung an isotropen Fasern.

In der von Krimmer vorgestellten EILT ist eine Skalierung auf einen Referenzfaservolumengehalt vorgesehen. Dazu werden die FVG jeder einzelnen Probe berücksichtigt und die jeweiligen Messwerte entsprechend angepasst.

Ablauf der Berechnung nach der EILT

Da eine Berechnung der in der EILT gesuchten Größen nicht analytisch erfolgen kann, wurde die EILT iterativ aufgebaut. Aus diesem Grund müssen Faser- und Matrixeigenschaften bereits als Eingangsparameter angegeben werden. Dabei kann auf Werte aus älteren Messungen oder aus der Literatur zurückgegriffen werden. In den jeweiligen Iterationsschleifen werden diese Werte angepasst und in der angepassten Version für die darauffolgende Schleife genutzt.

Die EILT umfasst grundsätzlich drei Iterationsschleifen. In der ersten Iterationsschleife werden die Ergebnisse der Versuche an den UD-Proben (E_{\parallel} , E_{\perp} , $\nu_{\perp\parallel}$) verarbeitet. Die Steifigkeitsgrößen von Faser und Matrix werden iterativ berechnet, bis die damit per KLT vorwärts gerechneten Laminatsteifigkeiten in Längs- und Querrichtung mit den real gemessenen E-Moduln übereinstimmt. Die zweite Iterationsschleife wertet die Versuchsergebnisse an den BIAX-Proben aus. Äquivalent werden die Steifigkeitsgrößen der Konstituenten berechnet, bis die vorwärts berechnete

Steifigkeit des BIAX-Laminats mit dem real gemessenen E-Modul übereinstimmt. Da die in beiden Schleifen berechneten Steifigkeiten jeweils voneinander abhängig sind, werden die erste und die zweite Iterationsschleife innerhalb der dritten Schleife ausgeführt. Die dritte Schleife wird demnach iteriert bis das Ergebnis insgesamt konvergiert. Als Abbruchbedingung dient der Schubmodul der Matrix. Ändert sich dieser innerhalb eines Durchlaufs nicht mehr, ist die Berechnung der Steifigkeiten beendet.

In einem zweiten Teil der EILT werden die Festigkeitsergebnisse aus den Versuchen an den UD- und BIAX-Proben (R_{\parallel}^+ , R_{\parallel}^- , R_{\perp}^+ , R_{\perp}^- , R_{BIAX}) unter Nutzung der ermittelten Steifigkeiten und Querkontraktionszahlen umgerechnet in Faser- und Matrixfestigkeiten ($R_{F,\parallel}^+$, $R_{F,\parallel}^-$, R_M^+ , R_M^- , $R_M^{\#}$).

Mischungsregeln für Steifigkeiten und Festigkeiten der UD-Schicht

Im Folgenden soll eine Übersicht über die von Krimmer vorgeschlagenen und im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Mischungsregeln für die Steifigkeiten und Festigkeiten gegeben werden.

Die Mischungsregel für den E-Modul in Faserlängsrichtung orientiert sich an der allgemein bekannten Mischungsregel auf Basis einer einfachen Parallelschaltung der Elastizitäten von Fasern und Matrix. Im Unterschied zur allgemeinen Form wird die verwendete Mischungsregel um einen sogenannten Ondulationsfaktor f_O erweitert. Mit dessen Hilfe soll die in der Realität vorliegende Welligkeit der Fasern, die vor allem auf den E-Modul der ES in Faserrichtung Einfluss hat, berücksichtigt werden können. Der Ondulationsfaktor wird dabei sowohl auf den Faserlängsmodul $E_{F,\parallel}$ als auch auf die Querkontraktionszahl $\nu_{\perp\parallel}$ angewendet. Der E-Modul der Einzelschicht in Faserlängsrichtung berechnet sich demnach nach folgender Gleichung:

$$E'_{\parallel} = f_O \cdot E_{F,\parallel} + E'_{M,\parallel}(1 - \varphi) \quad (2.31)$$

Der Matrix-Modul $E'_{M,\parallel}$ ermittelt sich dabei unter Berücksichtigung der Querkontraktionsbehinderung der Matrix durch die Fasern, wie im folgenden Abschnitt gezeigt wird.

Für die Berechnung des E-Moduls quer zur Faserrichtung E_{\perp} findet eine Mischungsregel Anwendung, die auf phänomenologischen Überlegungen und analytischer Herleitung basiert und vom Arbeitskreis *Faserverbund-Leichtbau* im Rahmen der Erstellung des *Luftfahrttechnischen Handbuchs* erarbeitet wurde [Arb06]. Krimmer unterscheidet zwischen hexagonaler und quadratischer Packung. Da die hexagonale Faserpackung bei Verbunden mit einem Faservolumengehalt von ca. 50% besser geeignet ist, soll diese hier berücksichtigt werden. Ausgehend von einem infinitesimal schmalen Ersatzquerschnitt aus der $\perp\perp$ -Ebene der Einzelschicht, können die Elastizitäten von Faser und Matrix als Reihenschaltung angenommen werden. Daraus leitet sich folgende Gleichung für die Berechnung des E-Moduls quer zur Faserrichtung E_{\perp} ab [Kri14]:

$$E_{\perp} = \frac{2E'_{M,\perp}}{\sqrt{3}} \left[\frac{\sqrt{3}}{2} - \sqrt{A} - \frac{\pi}{2B} + \frac{\frac{\pi}{2} + \arctan\left(\frac{\sqrt{AB}}{\sqrt{1-A(B)^2}}\right)}{B\sqrt{1-A(B)^2}} \right] \quad (2.32)$$

$$\text{mit } A = 2\sqrt{3}\frac{\varphi}{\pi} \quad \text{und} \quad B = 1 - \frac{E'_{M,\perp}}{E_{F,\perp}}$$

Der Matrix-Modul $E'_{M,\perp}$ stellt dabei die in-situ-Matrixsteifigkeit quer zur Faser dar, die sich unter Berücksichtigung der Querkontraktionsbehinderung der Matrix durch die Fasern ergibt (siehe Abschnitt 2.3.5). Äquivalent zur Quersteifigkeit der Einzelschicht leiten sich die Gleichungen für die Schubmoduln der Einzelschichten $G'_{\perp\parallel}$ in der $\perp\parallel$ -Ebene sowie $G'_{\perp\perp}$ in der $\perp\perp$ -Ebene her mit den in-situ Matrixsteifigkeiten $G_{M,\perp\parallel}$ und $G_{M,\perp\perp}$:

$$G_{\perp\parallel} = \frac{2G'_{M,\perp\parallel}}{\sqrt{3}} \left[\frac{\sqrt{3}}{2} - \sqrt{A} - \frac{\pi}{2B} + \frac{\frac{\pi}{2} + \arctan\left(\frac{\sqrt{AB}}{\sqrt{1-A(B)^2}}\right)}{B\sqrt{1-A(B)^2}} \right] \quad (2.33)$$

$$\text{mit } A = 2\sqrt{3}\frac{\varphi}{\pi} \quad \text{und} \quad B = 1 - \frac{G'_{M,\perp\parallel}}{G_{F,\perp\parallel}}$$

$$G_{\perp\perp} = \frac{2G'_{M,\perp\perp}}{\sqrt{3}} \left[\frac{\sqrt{3}}{2} - \sqrt{A} - \frac{\pi}{2B} + \frac{\frac{\pi}{2} + \arctan\left(\frac{\sqrt{AB}}{\sqrt{1-A(B)^2}}\right)}{B\sqrt{1-A(B)^2}} \right] \quad (2.34)$$

$$\text{mit } A = 2\sqrt{3}\frac{\varphi}{\pi} \quad \text{und} \quad B = 1 - \frac{G'_{M,\perp\perp}}{G_{F,\perp\perp}}$$

Berechnung der Steifigkeiten von Faser und Matrix

Im Verbund aus Matrix und Faser stören die Fasern die Kontraktion der Matrix in Faserlängsrichtung bei Beanspruchung quer zur Faserrichtung und in geringerem Maße ebenso in Faserquerrichtung bei Faserlängsbeanspruchung. Dieses Phänomen wird unter dem Begriff Querkontraktionsbehinderung der Matrix behandelt. Durch

diesen Effekt weist die Matrix höhere Steifigkeiten auf als im reinen Zustand ohne Fasern. Diese erhöhten Steifigkeiten bezeichnet Krimmer als in-situ Steifigkeiten, da sie nur unter Einfluss der Fasern auftreten. Diese werden mit einem ' gekennzeichnet. Die Herleitung der in-situ-Quer- und Längssteifigkeit der Matrix sowie der in-situ-Schubsteifigkeiten der Matrix in der $\perp\parallel$ -Ebene und der $\perp\perp$ -Ebene führt Krimmer auf Basis eines unter Faserquerbeanspruchung stehenden, elastisch eingespannten Faser-Matrix-Volumenelementes durch. Die elastische Einspannung in Faserlängsrichtung repräsentiert dabei die Längssteifigkeit der Fasern. Die vollständige Herleitung ist in [Kri14] zu finden. Die sich aus der Herleitung ergebenden Gleichungen zur Berechnung der in-situ Matrixsteifigkeit quer und längs zur Faserichtung lauten:

$$E'_{M,\perp} = \frac{f_O E_{F,\parallel} A \varphi + E_{\perp} (1 - \varphi)}{\frac{f_O E_{F,\parallel}}{E_M} \left(\frac{E_{\perp}}{E_M} (1 - 3\nu'_{M\perp}{}^2 - 2\nu'_{M\perp}{}^3) + 2(\nu'_{M\perp}{}^2 + \nu'_{M\perp}{}^3) \right) \varphi + A(1 - \varphi)} \quad (2.35)$$

$$\text{mit} \quad A = \frac{E_{\perp}}{E_M} (1 - \nu'_{M\perp}{}^2) + \nu'_{M\perp}{}^2$$

$$E'_{M,\parallel} = \frac{E_{\perp} (1 - \nu'_{M\parallel}) + E_M \nu'_{M\parallel}}{\frac{E_{\perp}}{E_M} (1 - \nu'_{M\parallel}) + \nu'_{M\parallel} + 2\nu'_{M\parallel}{}^2 \left(1 - \frac{E_{\perp}}{E_M}\right)} \quad (2.36)$$

Damit verhält sich die Matrix im makroskopischen Maßstab quasi-orthotrop. Zudem ruft die Querkontraktionsbehinderung der Matrix neben der Erhöhung der in-situ Steifigkeiten auch eine Verringerung der Querkontraktionszahl bei Faserquerbeanspruchung hervor. Die Querkontraktionszahl bei Faserlängsbeanspruchung ist nicht betroffen. Daraus folgt:

$$\nu'_{M\perp} = \left(1 - \frac{(\nu_{F\parallel\perp} + \nu_{F\perp\perp}) E_M}{\nu_M (f_O E_{F,\parallel} + E_{F,\perp})} \right) \nu_M \quad (2.37)$$

$$\nu'_{M\parallel} = \left(1 - \frac{\nu_{F,\perp\parallel} E_M}{\nu_M E_{F,\perp}} \right) \nu_M \quad (2.38)$$

Da das Verhalten der Matrix im mikroskopischen Maßstab weiterhin als isotrop angenommen wird, kann der Einfluss der Querkontraktionsbehinderung auf die Schubmodul mit der für isotrope Werkstoffe bekannten Beziehung erfasst werden [Kri14]:

$$G'_{M,\perp\parallel} = \frac{E'_M}{2(1 + \nu_M)} \quad \text{mit} \quad E'_M = \frac{E'_{M,\perp} + E'_{M,\parallel}}{2} \quad (2.39)$$

$$G'_{M,\perp\perp} = \frac{E'_{M,\perp}}{2(1 + \nu_{M,eff})} \quad \text{mit} \quad \nu_{M,eff} = \nu_M \frac{1 + \nu_M - \nu_{\perp\parallel} \frac{E_M}{E_{\parallel}}}{1 - \nu_M^2 + \nu_M \nu_{\perp\parallel} \frac{E_M}{E_{\parallel}}} \quad (2.40)$$

Die Berechnung der in-situ Fasereigenschaften erfolgt wie auch die Berechnung der in-situ Matriceigenschaften iterativ unter Verwendung der zuvor aufgezeigten Mischungsregeln für die ES-Steifigkeiten sowie dem Modell zur Berücksichtigung der Querkontraktionsbehinderung. Dabei werden für die Eigenschaften von Faser und Matrix Eingangswerte aus der Literatur genutzt und mittels Korrekturfaktoren schleifenweise dem untersuchten Material angepasst. Die Iteration wird durchgeführt, bis die mittels KLT vorwärts gerechneten ES-Steifigkeiten mit den im Versuch ermittelten ES-Steifigkeiten übereinstimmen. Der in-situ E-Modul der Faser ergibt sich nach Umstellen der Gleichung 2.36 unter Zuhilfenahme des in-situ E-Moduls der Matrix in Faserlängsrichtung folgendermaßen:

$$\tilde{E}_{F,\parallel} = \frac{E_{\parallel} - E'_{M,\parallel}(1 - \varphi)}{\varphi} \quad \text{mit} \quad \tilde{E}_{F,\parallel} = E_{F,\parallel} \cdot f_O \quad (2.41)$$

Analog wird die Querkontraktionszahl der ES für Kontraktion in Faserquerrichtung bestimmt nach:

$$\tilde{\nu}_{F,\perp\parallel} = \frac{\nu_{\perp\parallel} - \nu_M(1 - \varphi)}{\varphi} \quad \text{mit} \quad \tilde{\nu}_{F,\perp\parallel} = \nu_{F,\perp\parallel} \cdot f_O \quad (2.42)$$

Ist die Endbedingung für die iterative Berechnung erfüllt, kann mit den endgültigen Werten der Schubmodul für isotrope Fasern berechnet werden:

$$G_F = \frac{E_F}{2(1 + \nu_F)} \quad (2.43)$$

Für den Fall, dass die EILT für Verbunde aus anisotropen Fasern angewendet werden soll, müssen die Eigenschaften der Matrix (E_M , G_M , ν_M) in vorgelagerten Untersuchungen an isotropen Fasern ermittelt werden. Wie die zusätzlichen Faserkennwerte $E_{F\perp}$, $G_{F,\perp\perp}$, $\nu_{F,\parallel\perp}$ und $\nu_{F,\perp\perp}$ ermittelt werden, wird im Folgenden kurz erläutert.

Die Ermittlung der Steifigkeit der Faser in Faserlängsrichtung sowie die der Querkontraktionszahl bei Kontraktion in Faserquerrichtung erfolgen äquivalent zu der Ermittlung an isotropen Fasern. Im Rahmen der iterativen Berechnung wird anhand der im Versuch ermittelten Steifigkeit der UD-ES in Faserquerrichtung sowie der mit den beschriebenen Mischungsregeln und dem Modell der Querkontraktionsbehinderung vorwärts gerechneten Steifigkeit der UD-ES der Korrekturfaktor

$f_{E\perp,korr}$ ermittelt nach:

$$f_{E\perp,korr} = \frac{E_{\perp,Messung}}{E_{\perp,Berechnung}} \quad (2.44)$$

Unter der Voraussetzung, dass die invers ermittelten Matrixeigenschaften bereits bekannt sind, kann mittels Gleichung 2.32 der Faserquermolul bestimmt werden. Folglich können die weiteren Fasereigenschaften berechnet werden. Die Querkontraktionszahl bei Kontraktion in Faserlängsrichtung kann mittels der Maxwell-Betti Gleichung berechnet werden:

$$\nu_{F,\parallel\perp} = \nu_{F,\perp\parallel} \frac{E_{F,\perp}}{E_{F,\parallel}} \quad (2.45)$$

Da die $\perp\perp$ -Ebene der Kohlenstofffaser eine Isotropieebene bildet, kann die Querkontraktionszahl in dieser Ebene $\nu_{\perp\perp}$ nach [Chr98] mit Gleichung 2.46 berechnet werden. Gleichmaßen kann die Beziehung zwischen Schubmodul, E-Modul und Querkontraktionszahl in der Isotropieebene herangezogen werden und damit der Schubmodul $G_{F,\perp\perp}$ nach Gleichung 2.47 ermittelt werden.

$$\nu_{F,\perp\perp} = \nu_{F,\perp\parallel} \frac{(1 - \nu_{F,\parallel\perp})}{(1 - \nu_{F,\perp\parallel})} \quad (2.46)$$

$$G_{F,\perp\perp} = \frac{E_{F,\perp}}{2(1 + \nu_{F,\perp\perp})} \quad (2.47)$$

Berechnung der Festigkeiten von Faser und Matrix unter Berücksichtigung von Spannungsüberhöhungen

Analog zur Unterscheidung der Versagensarten Faserbruch und Zwischenfaserbruch werden die Festigkeiten ebenso in faserdominierte und matrixdominierte Festigkeiten unterteilt. Krimmer unterscheidet hierbei zwischen Faserbruch und Matrixbruch (MB) anstelle des Zwischenfaserbruchs. Der Grund liegt im Begriff des ZFB, mit dem auch Trennungen aufgrund von Grenzschichtversagen inkludiert werden. Zur Vereinfachung von physikalischen Aussagen über das Versagen zwischen den Fasern geht Krimmer davon aus, dass Matrix und Faser ideal angebunden sind und ein Versagen stets als Kohäsivbruch in der Matrix auftritt.

Festigkeiten von FKV werden in der Regel experimentell bestimmt [Sch05]. Da sich jedoch die Faservolumen in verschiedenen Verbunden mehr oder weniger unterscheiden können, muss eine Berücksichtigung des FVG stattfinden. Für die Festigkeit der UD-ES in Faserrichtung ist dies mittels der Mischungsregel für die Steifigkeiten einfach möglich. Unter Nutzung der Spannungs-Dehnungsbeziehung für die Faserspannung und der genannten Mischungsregel sowie dem Ersetzen der E-Moduln

durch die E-Moduln mit Berücksichtigung der Querkontraktion und Ondulation ergibt sich:

$$\sigma_{F,\parallel} = \sigma_{\parallel} \frac{\tilde{E}'_{F,\parallel}}{E'_{\parallel}} = \sigma_{\parallel} \frac{\tilde{E}_{F,\parallel}}{\tilde{E}_{F,\parallel}\varphi + E'_{M,\parallel}(1-\varphi)} \quad (2.48)$$

Ein Umstellen und Ersetzen der Spannungen durch die entsprechenden Festigkeiten ergibt die faserdominierte Festigkeit der ES in Faserlängsrichtung:

$$R_{\parallel}^+ = R_{F,\parallel}^+ \frac{E'_{\parallel}}{E_{F,\parallel}} = R_{F,\parallel}^+ \left(\varphi + (1-\varphi) \frac{E'_{M,\parallel}}{\tilde{E}_{F,\parallel}} \right) \quad (2.49)$$

Das Versagen bei Beanspruchung längs zur Faser ist im Allgemeinen faserdominiert. Unter Berücksichtigung der Querkontraktionsbehinderung der Matrix ist es jedoch möglich, dass die Spannung in der Matrix vor dem Erreichen der Faserbruchspannung zum Matrixbruch führt. Aus diesem Grund muss für die Beanspruchung in Faserrichtung auch eine Festigkeit der ES auf Basis der Matrixfestigkeit angegeben werden. Die Spannungs-Dehnungsbeziehung gemäß Gleichung 2.48 kann auf die Matrixspannung bei Faserlängsbeanspruchung angewendet werden. Daraus ergibt sich eine Spannung in der Matrix nach:

$$\sigma_{M,\parallel} = \sigma_{\parallel} \frac{E'_{M,\parallel}}{E'_{\parallel}} \quad (2.50)$$

Damit kann die matrixdominierte Längszugfestigkeit der ES formuliert werden:

$$R_{\parallel} = R_M \frac{E'_{\parallel}}{E'_{M,\parallel}} \quad (2.51)$$

Da im Rahmen dieser Arbeit ausschließlich Prüfungen unter Zugkräften durchgeführt wurden, wird auf die Darstellung der Festigkeiten für Druck verzichtet. Durch große Unterschiede in den Steifigkeiten von Faser und Matrix kommt es bei Querbeanspruchung zu einer Dehnungsüberhöhung in der Matrix. Aus einem Federmodell mit Reihenschaltung der Faserquersteifigkeit und Matrixquersteifigkeit ergibt sich für die hexagonale Faserpackung eine überhöhte Matrixspannung nach Gleichung 2.52.

$$\varepsilon_{\perp} E_{\perp} = \sigma_{\perp} = \sigma_{M,\perp} E_{\perp} \left(\frac{\sqrt{2\sqrt{3}\frac{\varrho}{\pi}}}{E_{F,\perp}} + \frac{1 - \sqrt{2\sqrt{3}\frac{\varrho}{\pi}}}{E_M} \right) \quad (2.52)$$

Werden wieder die E-Moduln mit Berücksichtigung der Ondulation sowie Querkontraktionsbehinderung genutzt und nach der Matrixspannung umgestellt, ergibt sich folgender Ausdruck:

$$\sigma_{M,\perp} = \frac{\sigma_{\perp}}{E'_{\perp} \left(\frac{\sqrt{2\sqrt{3}\frac{\varrho}{\pi}}}{E_{F,\perp}} + \frac{1 - \sqrt{2\sqrt{3}\frac{\varrho}{\pi}}}{E'_{M,\perp}} \right)} \quad (2.53)$$

Als Festigkeit der ES formuliert, ergibt sich nach dem Ersetzen der Spannungen durch die entsprechenden Festigkeiten Gleichung 2.54:

$$R_{\perp}^+ = R_M^+ E'_{\perp} \left(\frac{\sqrt{2\sqrt{3}\frac{\varrho}{\pi}}}{E_{F,\perp}} + \frac{1 - \sqrt{2\sqrt{3}\frac{\varrho}{\pi}}}{E'_{M,\perp}} \right) \quad (2.54)$$

In gleicher Weise kann auch die Schubspannung in der Matrix in der \perp -Ebene hergeleitet werden zu:

$$\tau_{M,\perp\parallel} = \frac{\tau_{\perp\parallel}}{G'_{\perp\parallel} \left(\frac{\sqrt{2\sqrt{3}\frac{\varrho}{\pi}}}{G_{F,\perp\parallel}} + \frac{1 - \sqrt{2\sqrt{3}\frac{\varrho}{\pi}}}{G'_{M,\perp\parallel}} \right)} \quad (2.55)$$

Auch hier liefert Umstellen und Ersetzen der Spannungen durch Festigkeiten die Schubfestigkeit der ES:

$$R_{\perp\parallel} = R_M^{\#} G'_{\perp\parallel} \left(\frac{\sqrt{2\sqrt{3}\frac{\varrho}{\pi}}}{G_{F,\perp\parallel}} + \frac{1 - \sqrt{2\sqrt{3}\frac{\varrho}{\pi}}}{G'_{M,\perp\parallel}} \right) \quad (2.56)$$

Auf Basis der gezeigten Gleichungen zur Berechnung der Matrixbeanspruchung schlägt Krimmer ein Bruchkriterium für den Matrixbruch mittels einer Matrixvergleichsspannung vor. Die Bruchbedingung lautet:

$$\frac{\sigma_V}{R_M} = 1 \quad (2.57)$$

Damit kann die Anstrengung der Matrix e_M eingeführt werden mit:

$$e_M = \frac{\sigma_V}{R_M} \quad (2.58)$$

Wenn e_M den Wert 1 erreicht, kommt es zum Matrixbruch. Aufgrund des makroskopisch spröden Verhaltens der Matrix wird die Formänderungsenergiehypothese von Beltrami herangezogen, die eine Vergleichsspannung nach Gleichung 2.59 liefert.

$$\sigma_V = [\sigma_x^2 + \sigma_y^2 + \sigma_z^2 - 2\nu_M(\sigma_x\sigma_y + \sigma_y\sigma_z + \sigma_z\sigma_x) + 2(1 + \nu_M)(\tau_{yx}^2 + \tau_{zx}^2 + \tau_{yz}^2)]^{0,5} \quad (2.59)$$

Bei der Betrachtung des ebenen Spannungszustandes können die Komponenten der dritten Raumrichtung zu Null gesetzt werden und es ergibt sich:

$$\sigma_V = [\sigma_x^2 + \sigma_y^2 - 2\nu_M\sigma_x\sigma_y + 2(1 + \nu_M)\tau_{yx}^2]^{0,5} \quad (2.60)$$

Übertragen auf das Koordinatensystem einer ES ergibt sich die Vergleichsspannung in Abhängigkeit der Matrixspannungen $\sigma_{M,\parallel}$, $\sigma_{M,\perp}$ und $\tau_{M,\perp\parallel}$.

$$\sigma_V = [\sigma_{M,\parallel}^2 + \sigma_{M,\perp}^2 - 2\nu_M\sigma_{M,\parallel}\sigma_{M,\perp} + 2(1 + \nu_M)\tau_{M,\perp\parallel}^2]^{0,5} \quad (2.61)$$

Werden nun die Matrixspannungen nach den Gleichungen 2.50, 2.53 und 2.55 ersetzt, kann die Matrixvergleichsspannung in Abhängigkeit der äußeren ES-Spannungen berechnet werden. Dabei werden die Querkontraktionsbehinderung der Matrix durch die Fasern, die Spannungsüberhöhung der Matrix durch die Steifigkeitsunterschiede zu den Fasern und die Faserondulation in Faserlängsrichtung berücksichtigt. Die Anstrengung der Matrix ergibt sich nach folgender Gleichung:

$$e_M = \frac{[\sigma_{M,\parallel}^2 + \sigma_{M,\perp}^2 - 2\nu_M\sigma_{M,\parallel}\sigma_{M,\perp} + 2(1 + \nu_M)\tau_{M,\perp\parallel}^2]^{0,5}}{R_M} \quad (2.62)$$

Mit den dargestellten Gleichungen können im Rahmen der EILT die ES-Steifigkeiten, die in-situ Eigenschaften der Konstituenten sowie die Matrixspannungen berechnet werden. Die EILT bietet somit eine gute Möglichkeit, das Prinzip der Schädigungslinien auf Basis der Matrixbeanspruchung von Verbunden im Schwingversuch zu überprüfen.

3 Experimentelle Untersuchungen

Im folgenden Kapitel werden die experimentellen Untersuchungen an Reinharz- und an Verbund-Proben dokumentiert. Zunächst werden die verwendeten Halbzeuge und die Fertigung der Proben beschrieben. Darauf folgend werden in dieser Reihenfolge die Versuche an Reinharz, GFK- und CFK-Proben erläutert. Bei den Versuchen an Reinharz liegt der Fokus auf den bruchmechanischen Eigenschaften. Bezüglich der Versuche an den Verbund-Proben steht der Schadensbeginn sowie die Schädigungsentwicklung im Vordergrund. Dabei werden zunächst GFK-Proben geprüft, um ein Verständnis der Schädigungsvorgänge in Abhängigkeit der Matriceigenschaften auf Basis der Lichtabsorptionsanalyse zu entwickeln. Darauf folgend werden die Versuche an CFK-Verbunden durchgeführt und die Röntgenrefraktionsanalyse zur Schädigungscharakterisierung eingesetzt.

3.1 Vorbereitung

3.1.1 Materialauswahl

Ziel der Prüfungen am Reinharz ist es, zwei Matrixsysteme auszuwählen, die mit Blick auf Ihre mechanischen und vor allem bruchmechanischen Eigenschaften möglichst große Unterschiede aufweisen. Die Auswirkung dieser Unterschiede in den Epoxidharzsystemen auf das Ermüdungsverhalten im Verbund wurde im darauf folgenden Arbeitsschritt anhand von Versuchen an Verbundproben mit zwei ausgewählten Epoxidharzsystemen untersucht.

Zum Vergleich verschiedener Epoxidharze wurden Matrixsysteme ausgewählt, die bereits in verschiedenen industriellen Bereichen Anwendung finden. Dabei wurden sowohl Systeme mit aminischen Härtern als auch mit anhydridischen Härtern ausgewählt. Tabelle 3.1 gibt eine Übersicht über die geprüften Epoxidharze und ihre industrielle Verwendung.

Tabelle 3.1: Übersicht über die verwendeten Epoxidharzsysteme und deren Komponenten

Name	Komponenten	Hersteller	Verwendung
LY556	Araldite LY556 Aradur DY 070	Huntsman	Druckbehälterbau
L20	EPIKOTE L 20 EPIKURE 960	Momentive	Leichtflugzeug-, Bootsbau
RIM 135	EPIKOTE MGS RIMR 135 EPIKURE MGS RIMH 137	Momentive	Rotorblatt-, Boots- bau, Sportausrüstung
RIM 145	EPIKOTE MGS RIMR 145 EPIKURE MGS RIMH 145 EPIKURE MGS RIMC 145	Momentive	Rotorblattbau

Die Untersuchungen am Verbund wurden sowohl an Glasfaser-Epoxidharz- als auch an Kohlenstofffaser-Epoxidharz-Verbunden durchgeführt. Um vergleichbare Laminare zu prüfen, wurden Glas- und Carbon-Rovings (Tabelle 3.2) ausgewählt, aus denen geometrisch äquivalente Halbzeuge mit den jeweiligen Fasern gefertigt wurden.

Tabelle 3.2: Übersicht über die verwendeten Rovings und deren Eigenschaften (Herstellerangaben)

Name	Typ	Filament- durchmesser	Strang- gewicht	Schlichte	Hersteller
SE 1500	E-Glas	17 μm	600 tex	Epoxidharz basiert	3B
HTA-40 6K	HT-C-Faser	7 μm	400 tex	E13 (Epoxid- harz basiert)	Toho Tenax

Die aufgezeigten Rovings wurden vor der Verarbeitung zum Verbund zu geometrisch gleichen UD-Geweben und Körper-Geweben verwebt. Die Eigenschaften der verwendeten Faserhalbzeuge werden in Tabelle 3.3 übersichtlich dargestellt.

Tabelle 3.3: Übersicht über die verwendeten Faserhalbzeuge und deren Eigenschaften

Material	Bezeichnung	Webart	Kette	Schuss	Flächengewicht (gemessen)
Glasfaser	UD- Gewebe	Köper 2/2	SE 1500 600 tex 5 Fäden/cm	SE 1500 34 tex 3 Fäden/cm	300 g/m^2 (325,4)
Glasfaser	Köpergewebe	Köper 2/2	SE 1500 600 tex 5 Fäden/cm	SE 1500 600 tex 5 Fäden/cm	600 g/m^2 (628,0)
C-Faser	UD- Gewebe	Köper 2/2	HTA-40 400 tex 5 Fäden/cm	SE 1500 34 tex 3 Fäden/cm	200 g/m^2 (216,1)
C-Faser	Köpergewebe	Köper 2/2	HTA-40 400 tex 5 Fäden/cm	HTA-40 400 tex 5 Fäden/cm	400 g/m^2 (409,0)

3.1.2 Prüfkörperherstellung

Die vorgesehenen Prüfungen umfassten Versuche an FKV-Proben und Reinharz-Proben. Die Herstellung erfolgte daher auf zwei unterschiedlichen Wegen.

Die Reinharz-Proben wurden in einem dreiteiligen Werkzeug aus zwei ebenen und polierten Seitenplatten und einem Abstandsrahmen mit umlaufender Gummidichtung gefertigt. Das unreaktierte Epoxidharz wurde bei Umgebungsdruck blasenfrei in das Werkzeug gefüllt. Der größte Anteil des Schrumpfs wurde durch das Nachlaufen von Epoxidharz ausgeglichen. Die Dicke des Abstandsrahmens wurde in Abhängigkeit der benötigten Probendicke je nach Prüfkörperart ausgewählt. Nach dem Erhärten des Harzes wurde die Probe entformt und flächig gestützt einem Temperprozess nach Tabelle 3.5 unterzogen. Aus den auf diese Weise gewonnenen Probenplatten wurden mittels einer CNC-Fräse die jeweiligen Proben gespant. Dabei wurden nur die seitlichen Probenkonturen spanend bearbeitet. In Dickenrichtung fand keine Bearbeitung statt. Nach der mechanischen Bearbeitung wurden die Proben getrocknet und bei Normklima (23 °C, 50 % relative Feuchte) konditioniert. Die Reinharz-Zugproben wurden nach DIN EN ISO 527-2 Probekörpertyp 1B gefertigt mit einer Dicke von 4 mm. Die Reinharz-Schubproben wurden entsprechend der Vorgaben der DIN SPEC 4885 angefertigt mit einer Dicke von 6 mm. Die Reinharz-Proben für die Bestimmung der statischen Risszähigkeit (CT-Proben) wurden in Anlehnung an ISO 13586 hergestellt. Die Reinharz-Proben für die Charakterisierung des Rissfortschritts wurden nach der von Trappe und Günzel [TGJ12] für Epoxidharze vorgeschlagenen SENT-Probe mit fester Einspannung angefertigt. Beide bruchme-

chanischen Proben wurden in der Dicke von 6 mm ausgeführt und sind schematisch in Abbildung 3.1 dargestellt. Die CT- und SENT-Proben wurden zudem mit einem natürlichen Anriss versehen.

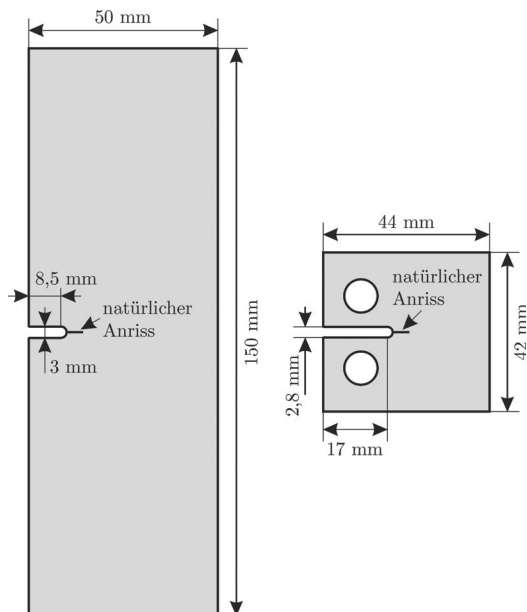


Abbildung 3.1: Schematische Darstellung der verwendeten Epoxidharz-Proben für bruchmechanische Versuche (links SENT-Probe, rechts CT-Probe)

Die Fertigung der Verbundproben wurde im Infusionsverfahren realisiert. Dabei wurden entsprechend Abbildung 3.2 Faserlagen in ein festes Werkzeug aus oberer und unterer Werkzeughälfte (deren Oberflächen poliert sind) sowie einem dazwischen befindlichen Distanzrahmen mit definierter Dicke eingelegt. Durch Anlegen eines Vakuums wurde das Harz in die Form gezogen und die Fasern infundiert. Nach der Erhärtung der Verbundplatte fand die Aushärtung außerhalb des Werkzeugs während eines Temperprozesses ebenfalls nach Tabelle 3.5 statt. Aus den getemperten Verbundplatten wurden mittels einer Diamantkreissäge die Probentstreifen gewonnen. Vor der Zerteilung in einzelne Proben wurden ggf. Krafteinleitungselemente streifenweise auf vorkonfektionierte Plattenabschnitte geklebt. Die Seitenkanten der Proben wurden anschließend auf einem Rundschleifteller nass poliert. Nach dem Fertigungsprozess wurden die Proben getrocknet und anschließend unter Normklima (23 °C, 50 % relative Feuchte) konditioniert.

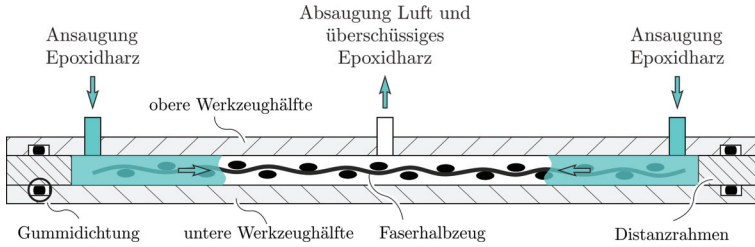


Abbildung 3.2: Schematische Darstellung des Infusionsprozesses

Im Rahmen der Untersuchung wurden acht verschiedene Verbundproben geprüft.

Tabelle 3.4: Übersicht über die hergestellten und geprüften GFK- und CFK- Lamine

Material	Halbzeug	Lagenaufbau	Verwendung	
			Zug- /Schwingversuche zur Schädigungsanalyse	EILT-Eingangsversuche zur Bestimmung der in-situ Steifigkeiten
GFK	UD-Gewebe	$[0/90/0/90]_s$	X	-
		$[+45/-45/+45/-45]_s$	X	-
	Körpergewebe	$[0/90]_s$	X	-
		$[+45/-45]_s$	X	-
CFK	UD-Gewebe	$[0_2]_s$	-	X
		$[0/90]_s$	X	-
		$[+45/-45]_s$	X	X
	Körpergewebe	$[0]_s$	X	-
		$[+45/-45]$	X	-

Die Verbund-Proben wurden in Anlehnung an DIN EN ISO 527-4 [DIN97] gestaltet. Die Probekörperabmessungen wurden jedoch an die zur Verfügung stehende Versuchstechnik für die Schwingprüfung im VHCF-Bereich sowie an den begrenzten Bauraum im Röntgenkleinwinkelstreuungsaufbau angepasst. Die Grundabmessungen der GFK-Verbundproben liegen bei 140 mm × 20 mm. Alle weiteren Maße können der Abbildung 3.3 entnommen werden.

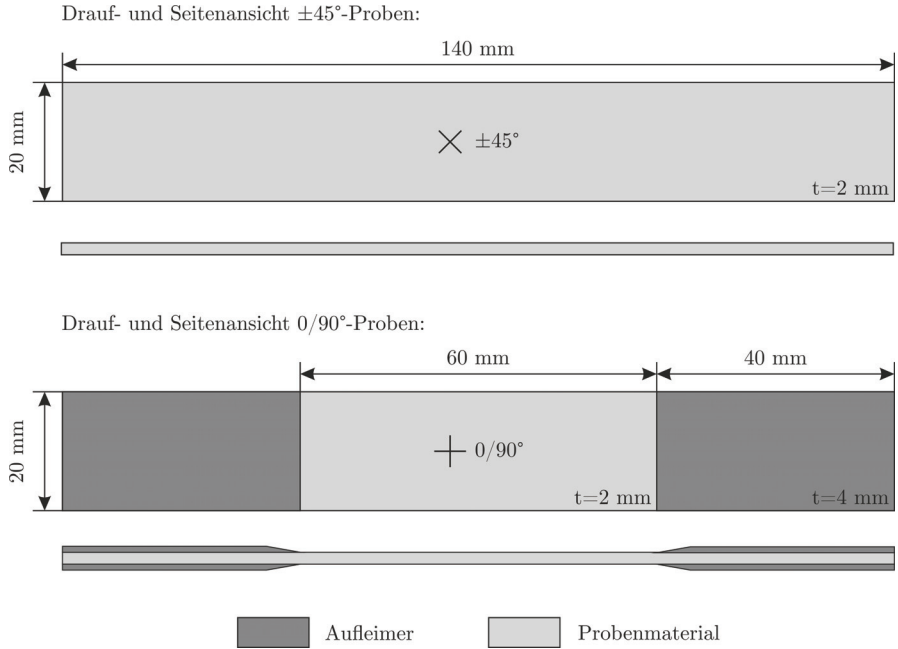


Abbildung 3.3: Schematische Darstellung der verwendeten GFRK-Proben

Für die Proben mit einer Faserausrichtung von $0/90^\circ$ wurden Kräfteinleitungselemente, sogenannte Aufleimer, verwendet. Die Abmaße der verwendeten CFK-Proben können der Abbildung 3.4 entnommen werden.

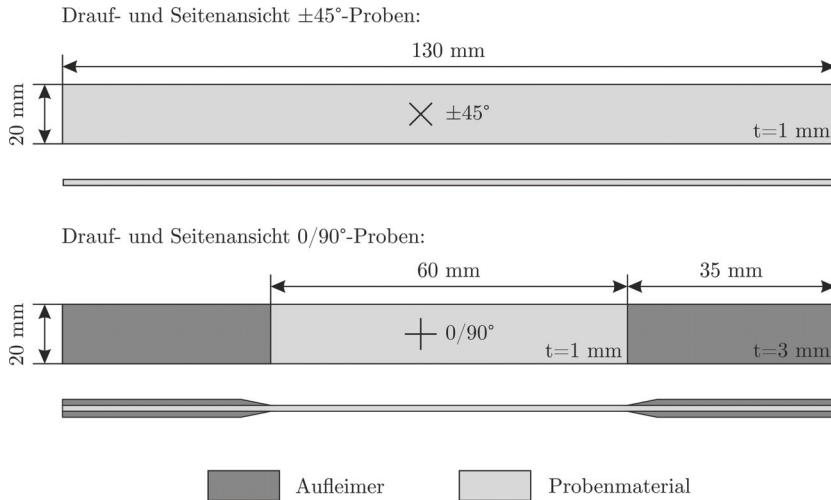


Abbildung 3.4: Schematische Darstellung der verwendeten CFK-Proben

Sowohl für die Reinharz- als auch für die Verbundproben erfolgte die mengenmäßige Zusammensetzung der Epoxidharzsysteme aus den zugehörigen Komponenten nach den Vorgaben der Hersteller. Die Härtung der Reinharz- und der Verbundproben erfolgte im Rahmen der Herstellervorgaben nach folgenden typischen Temperaturprogrammen:

Tabelle 3.5: Übersicht über die angewendeten Härtungsprozesse der Epoxidharzsysteme

Name	1. Prozessschritt	2. Prozessschritt	
L20	24 h 23 °C	5 h 60 °C	1. Variante
	4 h 60 °C	3 h 130 °C	2. Variante
LY556	5 h 80 °C	6 h 120 °C	
RIM 135	24 h 23 °C	15 h 80 °C	
RIM 145	Infusion bei 70 °C, dann 4 h Rampe auf 120 °C	4 h 120 °C	

3.1.3 Bestimmung des Faservolumenanteils

Die Eigenschaften eines FKV sind maßgeblich von seinen Komponenten und darüber hinaus von deren mengenmäßigen Anteilen im Verbund abhängig. Aus diesem Grund muss der Faservolumenanteil bestimmt werden. In der Praxis liegt der Fa-

servolumenanteil zwischen 40 % und 65 %. Bei höheren Anteilen werden die Fasern nicht mehr vollständig benetzt, was Nachteile für die mechanischen Eigenschaften mit sich bringt. Im Rahmen dieser Arbeit wurden Lamine mit einem FVG von theoretisch 45,8 % (GFK-Lamine) und 45,5 % (CFK-Lamine) vorgesehen. Die Bestimmung der in den Proben vorliegenden Faservolumenanteile wurde im Rahmen dieser Arbeit in erster Linie anhand der theoretischen Berechnung realisiert. Dabei wurde mittels der an den gefertigten Laminen gemessene Dicke, dem Flächengewicht und der Anzahl der eingelegten Faserhalbzeuge zunächst der Fasermassenanteil bestimmt. Werden die Dichten der Fasern und der Matrix herangezogen, kann der Faservolumengehalt rechnerisch bestimmt werden. Um möglichst zuverlässige Ergebnisse zu erhalten, wurden die in der Abnahmeprüfung der Faserhalbzeuge ermittelten und damit tatsächlich vorliegenden Flächengewichte herangezogen. Da die theoretisch berechneten Anteile von den real vorliegenden Anteilen im Verbund abweichen können, wurde der praktischen Bestimmung des Faservolumengehalts eines Bauteils oder einer Probe zur Überprüfung des theoretischen Wertes ebenso Bedeutung zugesprochen. Im Rahmen dieser Arbeit wurde dazu auf das im folgenden Abschnitt 3.1.3 vorgestellte Verfahren der thermogravimetrischen Analyse zurückgegriffen. Die Bestimmung des FVG findet dabei anhand von Masseverlust durch thermische Zersetzung der Matrix statt.

Thermogravimetrische Analyse

Die Thermogravimetrische Analyse (TGA) wird grundlegend zur Ermittlung der Masseänderung in Abhängigkeit von der Temperatur und Zeit genutzt. Dies kann zum Beispiel der Bestimmung der Oxidationsstabilität, Zersetzungsprozessen und anorganischen Füllstoffgehalten dienen [GS13]. Wird die TGA mit Geräten für Infrarotspektroskopie kombiniert, können die Stoffe, die einem bestimmten Masseverlust zuordenbar sind, bestimmt werden und somit zusätzliche Informationen über Ausgasungen und Zusammensetzungen gewonnen werden. Je nach Anforderung können verschiedene Spülgase wie Edelgase, Stickstoff und Luft zum Einsatz kommen. Damit kann eine Trennung von Abbauprozessen verschiedener Bestandteile realisiert werden. Zum Beispiel kann bei der Bestimmung des Fasermassenanteils die Zersetzung der Matrix unter Stickstoff erfolgen. Die Zersetzung der Kohlenstofffasern hingegen läuft erst unter Sauerstoffatmosphäre ab. Auf diese Weise können die Massenanteile m_M der Matrix sowie m_F der Fasern effektiv getrennt werden und daraus der Fasermassenanteil ψ bzw. der Faservolumenanteil φ nach folgender Gleichungen bestimmt werden [Sch05]:

$$\psi = \frac{m_F}{m_F + m_M} \tag{3.1}$$

Unter Einbeziehung der Dichten von Fasern ρ_F und Matrix ρ_M kann folglich der Faservolumenanteil φ eines FKV bestimmt werden nach:

$$\varphi = \frac{1}{1 + \frac{1-\psi}{\psi} \cdot \frac{\rho_F}{\rho_M}} \quad (3.2)$$

Die Bestimmung des FVG für GFK-Verbunde ist aufgrund der thermischen Stabilität der Glasfasern mit einer einfachen Aufheizung unter Luft mit konstanter Heizrate bis 600 °C relativ einfach durchführbar. Für CFK-Verbunde wurde ein Messablauf entwickelt, bei dem der zu Pulver gemahlene Verbund in zwei Prozessschritten zersetzt wird. Der Ablauf gliedert sich wie folgt. Zunächst wird unter Stickstoff bei konstanter Aufheizung bis 600 °C der Großteil der Matrix zersetzt. Nach Abkühlung auf Raumtemperatur findet im zweiten Schritt eine Aufheizung unter Luft bis 750 °C mit dynamischer Heizrate statt, um die verbleibenden Matrixbestandteile zu zersetzen. Dabei wird in Abhängigkeit der Abbaurate die Heizrate gesteuert. Überschreitet die Abbaurate eine definierte Schwelle, wird die Heizrate reduziert, sodass der gestartete Abbauprozess vollständig unter isothermer Bedingung ablaufen kann. Sinkt die Abbaurate zum Ende des Prozesses unter einen bestimmten Schwellwert, wird die Heizrate wieder bis auf Ihren Normalwert gesteigert bis der nächste Abbauprozess stattfindet. Auf diese Weise konnten der Abbauprozess der Matrix und der Abbauprozess der Kohlefasern unter Luft getrennt werden und eine eindeutige Zuordnung der Massenverluste realisiert werden. Zur Bestimmung des FVG wurden je Halbzeugtyp einer gefertigten Verbundplatte an unterschiedlichen Stellen Probenstücke entnommen, an denen die TGA durchgeführt wurde. Tabelle 3.6 zeigt die Messergebnisse für die einzelnen Lamine sowie die an den gleichen Probenstücken theoretisch ermittelte Faservolumenanteile. Anhand beider Werte wird je Halbzeug ein Korrekturfaktor gewonnen, der die theoretischen Werte an die gemessenen Werte des FVG anpasst. Dieser Korrekturfaktor wurde in der Arbeit für alle gefertigten Laminatplatten bzw. Proben des gleichen Halbzeugs genutzt, um die probenweise ermittelten Faservolumenanteile zu korrigieren.

Tabelle 3.6: Übersicht über die gemessenen und berechneten Faservolumenanteile an Laminaten aus den verwendeten Halbzeugen

Material	Halbzeug	Ø FVG, über	Ø FVG, mit TGA	ermittelter
		Dicke berechnet	gemessen	Korrekturfaktor
		/%	/%	-
GFK	Köpergewebe	47,6	48,7	1,022
	UD-Gewebe	48,8	49,4	1,011
CFK	Köpergewebe	44,7	46,0	1,030
	UD-Gewebe	44,1	44,9	1,017

3.1.4 Thermische Analyse

Unter dem Begriff *thermische Analyse* werden Verfahren zusammengefasst, die der Bestimmung thermischer Eigenschaften von Kunststoffen dienen. Im Allgemeinen werden dabei in Temperaturkammern mit definierter Atmosphäre physikalische oder chemische Eigenschaften als Funktion der Zeit bzw. Temperatur gemessen, wobei die Kammertemperatur durch ein definiertes Temperaturprogramm geführt wird [GS13]. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde zur Bestimmung des Aushärtegrades und des Glasübergangs auf das Verfahren der Differenz Kalorimetrie zurückgegriffen.

Dynamische Differenz Kalorimetrie

Die Dynamische Differenz Kalorimetrie bzw. häufiger bezeichnet als Differential Scanning Calorimetry (DSC) dient zur Bestimmung charakteristischer Temperaturen wie der Glasübergangstemperatur T_G und kalorischen Größen wie der Reaktionsenthalpie [GS13]. Dadurch kann die DSC zur Identifikation von Kunststoffen und zum Nachweis von Temper- bzw. Aushärtvorgängen genutzt werden. Schürmann empfiehlt in [Sch05] die DSC-Analyse zur Überprüfung des Aushärtungsgrades an Reaktionsharzen. Zur Durchführung werden zwei thermisch getrennte Tiegel, die jeweils mit einem Heizelement und einem Temperaturfühler ausgerüstet sind, entsprechend eines linearen Temperaturprogramms simultan erwärmt. Einer der Tiegel enthält die Probe und der andere das Referenzmaterial, meist Luft. Mittels eines Reglers werden beide Tiegel mit gleicher Geschwindigkeit aufgeheizt, sodass keine Temperaturdifferenz entsteht. Kommt es nun zu endothermen oder exothermen Reaktionen in der Probe, muss über den Regler die Heizleistung angepasst werden. Als Ergebnis wird die Differenz der Wärmeströme über der Temperatur dargestellt. Durch Vermessen der Flächen unter der Kurve sowie das Ablesen von charakteristischen Stufen können anschließend Reaktionsenthalpien sowie die Glasübergangstemperatur bzw. Schmelz- und Kristallisationsbereiche bestimmt werden.

Die Bestimmung des Aushärtegrades eines FKV mittels der DSC-Analyse erfolgt über das Verhältnis von Restreaktionsenthalpie zu Gesamtreaktionsenthalpie. Dazu müssen zwei Messungen durchgeführt werden. In der ersten Messung muss die Gesamtreaktionsenthalpie ΔH_{ges} an einer vollständig unvernetzten Referenzprobe bestimmt werden. In der zweiten Messung erfolgt die Bestimmung der Restreaktionsenthalpie ΔH_R an dem zu prüfenden Material. Aus dem Verhältnis beider Größen ergibt sich nach folgender Gleichung der Aushärtegrad A :

$$A_{DSC} = \left(1 - \frac{\Delta H_R}{\Delta H_{ges}}\right) \cdot 100\% \quad (3.3)$$

An der DSC-Messkurve kann ebenso die Glasübergangstemperatur bestimmt werden. Grundlegend dazu ist, dass Kunststoffe in Abhängigkeit von der Temperatur

zwei verschiedene Zustandsbereiche aufweisen - zum einen den energieelastischen und zum anderen den entropieelastischen Bereich [Sch05]. Mit steigender Temperatur vollzieht sich der Übergang vom energieelastischen zum entropieelastischen Bereich in einem kleinen Temperaturfenster, dem sogenannten Glasübergangsbereich. Mit dem Übergang treten Eigenschaftsänderungen auf. Die Temperatur, bei der die größte Änderung auftritt, wird als Glasübergangstemperatur T_g bezeichnet. Zu den wichtigsten Eigenschaftsänderung in Bezug auf FKV gehört die rapide Steifigkeitsabnahme des Epoxidharzes. Unterhalb von T_g weisen Polymere ein glasartiges, sprödes Verhalten auf und oberhalb ein zähelastisches bzw. gummielastisches Verhalten [Sch05]. In der DSC kann der Glasübergang in ähnlicher Weise an einer Stufe in der DSC-Kurve erkannt werden. Diese Stufe entsteht durch eine Änderung der Wärmekapazität im Glasübergangsbereich. Da der Glasübergang kein exakter Punkt ist, sondern einen Bereich darstellt, existieren, wie in Abbildung 3.5 visualisiert, verschiedene Möglichkeiten, den Glasübergang bzw. die Glasübergangstemperatur anzugeben. Neben der klassischen Angabe von T_g auf halber Stufenhöhe ist die Angabe von $T_{g,o}$ am Beginn der Stufe sowie $T_{g,e}$ am Ende der Stufe nach DIN 65467 [DIN99] gebräuchlich.

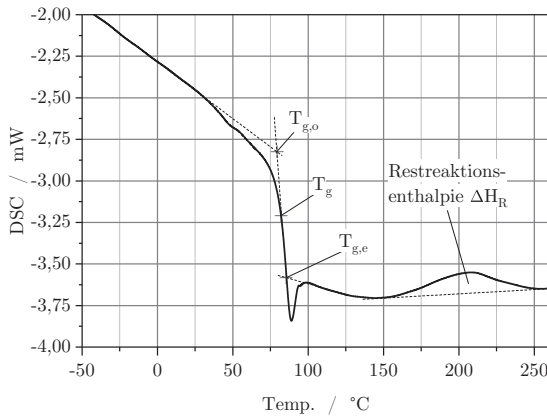


Abbildung 3.5: DSC-Messkurve an bei 80 °C getemperten Reinharz RIM 135

Zur Bestimmung des Aushärtegrades wurden DSC-Messungen sowohl an Reinharz als auch an Verbundproben durchgeführt. Der ermittelte Aushärtegrad als Quotient aus Restreaktionsenthalpie, ermittelt an den gefertigten Proben, und Gesamtreaktionsenthalpie, ermittelt am unreaktierten Harz-Härter-Gemisch, diente zur Kontrolle der durchgeführten Temperaturbehandlungen der jeweiligen Epoxidharzsysteme. Tabelle 3.7 zeigt die mittleren gemessenen Werte für den Aushärtegrad der verwendeten Systeme, die nach in Tabelle 3.5 aufgeführten Temperprogrammen behandelt wurden.

Tabelle 3.7: Übersicht über die gemessenen Aushärtegrade der Epoxidharzsysteme nach den angewendeten Härtingsprozessen

Epoxidharz	Aushärtegrad /%	Glasübergang T_g / $^{\circ}$ C
L20 (60G)	95,1	78
L20 (130G)	100	105
LY556	92,4	129
RIM 135	99,5	82
RIM 145	95,7	80

Die Messkurven der DSC-Analyse wurden ebenso zur Bestimmung des Glasübergangsbereiches herangezogen. Unter den zur Verfügung stehenden Kenngrößen für den Glasübergang wurde der mittlere Wert T_g ausgewählt.

3.2 Charakterisierung von Epoxidharzen

Um den Einfluss der Matrix auf das Schädigungsverhalten des Faser-Kunststoff-Verbundes zu erfassen, wurden zunächst verschiedene Matrixsysteme charakterisiert. Auf Basis der ermittelten Eigenschaften wurden zwei Matrixsysteme ausgewählt und zur Fertigung von Laminaten eingesetzt.

Zu den angewendeten mechanischen Prüfverfahren gehörten der Zugversuch nach DIN EN ISO 527 [DIN12a] an Reinharz (DIN EN ISO 527-2) [DIN12b] sowie am Verbund (DIN EN ISO 527-4) [DIN97], der Schubversuch an Reinharz in Anlehnung an DIN SPEC 4885 [DIN14], der Risszähigkeitsversuch am Reinharz in Anlehnung an ISO 13586 [ISO00], der Rissfortschrittsversuch in Anlehnung an ISO 15850 [ISO02] sowie der Einstufendauerschwingversuch am Verbund in Anlehnung an DIN 50100 [DIN78].

3.2.1 Zug- und Schubversuch

Der Zugversuch gilt in der mechanischen Werkstoffprüfung als Grundversuch [GS13]. Mit ihm können die Steifigkeit in Form des E-Moduls, die Querkontraktionszahl ν sowie letztendlich die Bruchdehnung ε_m sowie die Zugfestigkeit R_m des Werkstoffes bestimmt werden. Der Grund für die Vorrangstellung dieses Versuches ist das vergleichsweise einfache Messverfahren und die aussagekräftigen Werkstoffkenngrößen, die sich für einen Materialvergleich gut eignen. Im Rahmen dieser Arbeit wird der konventionelle Zugversuch mit konstanter Traversengeschwindigkeit und somit stetiger Lastzunahme bis zum Versagen durchgeführt. Der zu den quasistatischen Versuchen zählende Zugversuch soll einen einachsigen Spannungszustand in der Probe erzeugen.

Zur Bestimmung der Schubeigenschaften, d.h. des Schubmoduls G und der Schubfestigkeit τ_m , eines Werkstoffes existieren zahlreiche Ansätze mit verschiedenen Proben. Für FKV kann ein einfacher Zugversuch an einer 45° -Laminatprobe nach DIN EN ISO 14129 [DIN98] zur Bestimmung des Schubmoduls durchgeführt werden. Aufgrund der Randeffekte eignet sich der Versuch weniger zur Bestimmung der Schubfestigkeit. Randeffekte können mittels dünnwandiger Rohrprobekörper, die unter Torsionsbeanspruchung einen reinen Schubspannungszustand erzeugen, vermieden werden. Da die Fertigung von dünnwandigen Rohrproben eine besondere Herausforderung darstellt, wird in der Praxis oft auf andere Probekörper zurückgegriffen. Im Rahmen dieser Arbeit wurde ein Schubversuch in einem Schubrahmen nach [DIN14] an Reinharz durchgeführt, mit dem annähernd eine gleichmäßige Schubbeanspruchung im Prüffeld erreicht werden konnte.

Zur praktischen Bestimmung der grundlegenden mechanischen Eigenschaften der Epoxidharze wurden zunächst Zug- und Schubversuche an den Reinharz-Proben durchgeführt. Im Zugversuch nach DIN EN ISO 527-2 an Probekörpern des Typs 1B [DIN12b] wurden die Zugfestigkeit, der E-Modul, die Querkontraktionszahl sowie die Bruchdehnung bestimmt. Im Schubversuch nach DIN SPEC 4885 [DIN14] wurde die Schubfestigkeit sowie der Schubmodul bestimmt. In Tabelle 3.8 werden in einer Übersicht neben Temperaturbehandlung und Aushärtegrad alle ermittelten Epoxidharz-Kennwerte aufgezeigt. Für die Versuche wurde die in Abbildung A.9 dargestellte Prüfmaschine mit einer Kraftmessdose für bis zu ± 50 kN eingesetzt.

Tabelle 3.8: Übersicht über die statischen Kennwerte der verwendeten Epoxidharzsysteme

Bezeichnung Epoxidharzsystem:		L20 (60)	L20 (130)	LY 556	RIM 135	RIM 145
Temperung	T / °C	24h 23 + 15h 60	4h 60 + 3h 130	5h 80 + 6h 120	24h 23 + 15h 80	4h 23-120 + 4h 120
Aushärtegrad (DSC-Messung)	H / %	95,1	100,0	92,4	99,5	95,7
Zugfestigkeit (Zugversuch)	R _m / MPa	55,2 SD=18,0 %	62,9 SD=13,0 %	47,3 SD=9,8 %	64,1 SD=10,3 %	55,1 SD=8,0 %
E-Modul (Zugversuch)	E / MPa	3318 SD=0,8 %	3072 SD=1,9 %	3519 SD=1,3 %	3075 SD=1,3 %	3625 SD=1,5 %
Querkontraktionszahl (Zugversuch)	ν / -	0,38 SD=0,6 %	0,39 SD=1,7 %	0,36 SD=0,9 %	0,40 SD=2,2 %	0,37 SD=0,6 %
Bruchdehnung (Zugversuch)	ε _b / -	2,02 SD=25,9 %	3,26 SD=33,9 %	1,51 SD=11,0 %	5,11 SD=17,5 %	1,77 SD=9,7 %
Schubfestigkeit (Schubrahmenversuch)	τ / MPa	53,7 SD=0,2 %	51,6 SD=1,5 %	56,2 SD=4,8 %	45,9 SD=4,4 %	52,8 SD=1,8 %
Schubmodul (Schubrahmenversuch)	G / MPa	1164 SD=0,6 %	1035 SD=0,8 %	1283 SD=3,2 %	1103 SD=1,7 %	1271 SD=0,8 %

Die Systeme *LY 556* und *RIM 145* weisen besonders hohe Steifigkeitswerte neben den geringsten Festigkeiten sowie den kleinsten Bruchdehnungswerten auf. Das System *RIM 135* erreicht den höchsten Bruchdehnungswert und darüber hinaus die höchste Festigkeit. Es ist jedoch anzunehmen, dass die Sprödigkeit des Systems *LY 556* in Kombination mit dem festigkeitsmindernden Kerbeffekt der Schulterproben im Reinharzversuch dazu führt, dass die Proben schon vor dem Erreichen der wahren Festigkeit versagen. Somit wird vor allem die Festigkeit der spröden Matrixsysteme im Reinharzversuch unterschätzt.

3.2.2 Bruchmechanik und bruchmechanische Versuche

Die Bruchmechanik ist das Forschungsgebiet, das sich der Beschreibung der Vorgänge, die zum Bruch eines Körpers führen, widmet [GS07]. Dabei wird die Kontinuumsmechanik genutzt, um makroskopische Vorgänge zu beschreiben und Bruchkonzepte, die der Vorhersage des Bruchgeschehens dienen, zu erstellen. Dabei wird zwischen der linear-elastischen Bruchmechanik (LEBM) und der elastisch-plastischen Bruchmechanik differenziert. Erstere beschreibt die Bruchvorgänge mit der Elastizitätstheorie ohne plastisches Verhalten zu betrachten und ist damit vor allem für sprödes Bruchverhalten passend. Die elastisch-plastische Bruchmechanik bezieht plastische Vorgänge mit in die Betrachtung ein. Die bruchmechanischen Betrachtungen und

Untersuchungen in der vorliegenden Arbeit basieren auf der LEBM. Dabei werden nicht-elastische Vorgänge an der Risspitze vernachlässigt. Voraussetzung dafür ist, dass diese im Vergleich zu den makroskopischen Abmessungen klein sind, wie es bei sprödbrechenden Materialien der Fall ist. Die in dieser Arbeit behandelten Epoxidharze können als spröde betrachtet werden. Eine wichtige Rolle spielt die Unterscheidung der Rissöffnungsarten. Bezüglich der Deformation eines Risses werden drei Modi unterschieden [GS07]. Modus I liegt bei Beanspruchung normal zur Rissebene vor. Modus II und III sind einer Schubbeanspruchung in der Rissebene zugeordnet mit einer Relativverschiebung normal zur Rissfront (Modus II) und einer Relativverschiebung parallel zur Rissfront (Modus III). Treten die drei Rissöffnungsarten gleichzeitig in Kombination auf, wird das als Mixed-Mode-Beanspruchung bezeichnet. Da der Risswiderstand eines Werkstoffs im Rissöffnungsmodus I am geringsten ist, ist dieser Modus von größter Bedeutung [Hai06]. Im Rahmen der LEBM wird das sogenannte K-Konzept angewandt. Der Name leitet sich von den im Mittelpunkt stehenden Spannungsintensitätsfaktoren K_I , K_{II} und K_{III} ab, wobei sich der Index auf die Rissöffnungsart bezieht. Irwin führte den Spannungsintensitätsfaktor erstmals 1951 ein, um mit dessen Hilfe den Zustand der Risspitze zu beschreiben, da die Beschreibung allein durch die Spannung unzureichend war. Problematisch stellte sich die theoretische Spannungssingularität durch den unendlich kleinen Kerbradius der Risspitze dar, die bei einem rissbehafteten Bauteil zum Versagen unter geringsten Beanspruchungen führen müsste. Zur Vermeidung dieser, der Realität widersprechenden Aussage, führte Irwin die Spannungsintensitätsfaktoren ein. Diese beschreiben in der LEBM die Beanspruchungen an der Risspitze. Für eine unendlich ausgedehnte Scheibe unter der Normalspannung σ mit Mittelriss der Länge $2a$ berechnet sich der Spannungsintensitätsfaktor mit der Einheit $N/mm^{3/2}$ wie folgt:

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (3.4)$$

Da reale Bauteile und Proben eine endliche Breite haben, wird die Gleichung 3.4 um eine sogenannte Form- bzw. Geometriefunktion $Y(a)$ erweitert. Die Geometriefunktion wird in Abhängigkeit der Probengeometrie gewählt bzw. bestimmt. Damit berechnet sich der Spannungsintensitätsfaktor unter Berücksichtigung einer endlichen Geometrie folgendermaßen [Hai06]:

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot Y(a) \quad (3.5)$$

Erreicht der Spannungsintensitätsfaktor bei statischer Beanspruchung einen kritischen Wert K_{IC} , kommt es zum instabilen Rissfortschritt und zum schlagartigen Versagen bzw. Bruch des Körpers. Bei schwingender Beanspruchung kann ein schrittweiser Rissfortschritt bei Spannungsintensitäten unterhalb von K_{IC} und oberhalb eines sogenannten Threshold- bzw. Schwellwertes $K_{I,Th}$ bzw. $K_{I,0}$ stattfinden. Die

Beanspruchung wird dabei in Form der Schwingbreite der Spannungsintensität ΔK angegeben mit folgender Beziehung zum bekannten Beanspruchungsverhältnis R :

$$R = \frac{F_U}{F_O} = \frac{K_{I,U}}{K_{I,O}} \quad (3.6)$$

$$\Delta K = K_{I,O} - K_{I,U} \quad (3.7)$$

Bei gegebenem Anfangsriss der Länge a_0 kommt es entsprechend der Abbildung 3.6 links mit zunehmender Lastwechselzahl zu einem exponentiellen Wachstum der Risslänge bis der Riss bei der kritischen Risslänge a_C den schlagartigen Bruch der Probe verursacht. Wird die Rissfortschrittsrate (da/dN) über der Schwingbreite der Spannungsintensität doppeltlogarithmisch bei gegebenem Anfangsriss aufgetragen, ergibt sich ein S-förmiger Kurvenverlauf wie in Abbildung 3.6 rechts dargestellt. Die Bereiche 1 - 3 markieren unterschiedliche Stadien des Rissfortschritts. Im Bereich 1 findet ab dem Schwellenwert K_0 die Rissinitiierung und langsames Wachstum statt. Im Bereich 2 findet stabiles Risswachstum statt und der Kurvenverlauf kann durch die sogenannte Paris-Gerade angenähert werden. Im Bereich 3 nähert sich die Spannungsintensität an der Risspitze dem kritischen Wert K_C und es erfolgt instabiles Risswachstum bis zum schlagartigen Bruch.

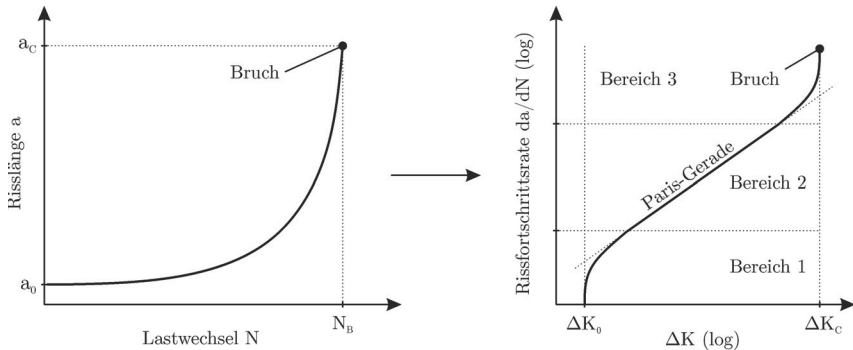


Abbildung 3.6: Schematische Darstellung des Rissfortschritts bei schwingender Beanspruchung in Anlehnung an [GS07, Hai06]

Der Zusammenhang zwischen Rissfortschrittsrate und der Spannungsintensitätsschwingbreite wurde durch Paris anhand folgender Gleichung erfasst:

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m \quad (3.8)$$

Dabei sind die Parameter C und die Steigung m der Paris-Geraden vom Belastungsverhältnis und dem Werkstoff abhängig. Haibach zeigt in [Hai06] verschiedene Erweiterungen der Paris-Gleichung zur Erfassung des Kurvenverlaufes auch in den Bereichen 1 und 3.

Zur Bestimmung der statischen Risszähigkeit $K_{I,C}$ der Epoxidharze in Form der kritischen Spannungsintensität für Risswachstum wurde ein quasistatischer Zugversuch nach [ISO00] durchgeführt. Für diesen sogenannten Risszähigkeitsversuch wurden CT-Proben (*compact tension*) genutzt, die zur Krafteinleitung über eine Bolzenverbindung entsprechende Passbohrungen aufweisen. Im Versuch wurde bei konstanter Traversengeschwindigkeit die Kraft und die Rissöffnung gemessen. An dem Punkt, an dem ein Rissfortschritt eintrat, wurde die Risszähigkeit ermittelt. Zur Ermittlung der Werkstoffkennwerte C und m der Paris-Geraden sowie des Schwellwertes für Rissfortschritt $K_{I,0}$ wurden Rissfortschrittsversuche nach [ISO02] an SENT-Proben (*single edge notch tension*) ausgeführt. Die Versuche wurden im Zugschwellbereich bei festem Beanspruchungsverhältnis von $R = 0,1$ betrieben. Um den Schwellwert $K_{I,0}$ zu bestimmen, wurde die eingestellte Spannungsintensitätsschwingbreite schrittweise erhöht, bis der Anfangsriss anfang unter der zyklischen Beanspruchung zu wachsen. Um das Zähigkeitsverhalten mit den genannten bruchmechanischen Kennwerten sinnvoll zu beschreiben, müssen die Versuche an dem die Zähigkeit am stärksten mindernden Fall unternommen werden. Aus diesem Grund wurden in den CT- und SENT-Proben Kerben eingebracht, die eine möglichst hohe Kerbschärfe aufweisen [GS13]. Dies war mit einem natürlichen Anriss am Besten zu realisieren. Eine schematische Abbildung mit Angabe der Probeabmessungen sowie eine fotografische Darstellung der CT- und SENT-Proben finden sich in Abschnitt 3.1.2 Abbildung 3.1 bzw. im Anhang A.2 Abbildung A.4.

Risszähigkeitsversuch

Zur Bestimmung der statischen Risszähigkeit wurde ein Zugversuch nach ISO 13586 [ISO00] an CT-Proben durchgeführt. Genutzt wurde dazu die Prüfmaschine *Instron 8801* mit einer Kraftmessdose für bis zu ± 10 kN. Die Proben nach Abbildung 3.1 werden über eine Passbolzenverbindung eingespannt. Zur Auswertung wird diejenige Kraft sowie die Verschiebung der Krafteinleitungspunkte herangezogen, die eine Vergrößerung des vorhandenen, natürlichen Anrisses bewirkt. Damit können die kritische Risszähigkeit sowie die kritische Energiefreisetzungsrate ermittelt werden. Das Balkendiagramm in Abbildung 3.7 zeigt die ermittelten Risszähigkeiten im Vergleich. Es ist zu erkennen, dass die Systeme *RIM 135* und *LY 556* die größte bzw. kleinste Risszähigkeit aufweisen.

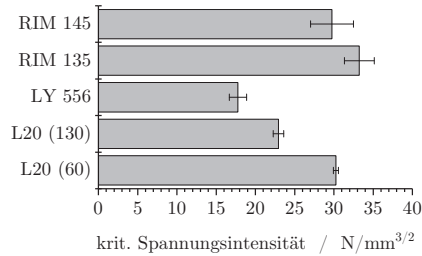


Abbildung 3.7: Vergleich der kritischen Spannungsintensitäten der untersuchten Epoxidharzsysteme ermittelt im CT-Versuch

Rissfortschrittsversuch

Die Risszähigkeiten von Metallen liegen ca. zwei Größenordnungen unter den Risszähigkeiten von Epoxidharzen. Hinzu kommt die wesentlich geringere Spanne der Spannungsintensitätsschwingbreite, unter der ein stabiler Rissfortschritt stattfindet. Aus diesem Grund kann für die Bestimmung des Rissfortschritts an Epoxidharzen nicht die gleiche Probengeometrie, wie sie für Versuche an Metallen Verwendung findet, genutzt werden. Für die Bestimmung des Rissfortschrittsverhaltens der Epoxidharzsysteme wurde im Rahmen dieser Arbeit die an der BAM entwickelte modifizierte SENT-Probe [TGJ12] unter fester Einspannung verwendet (siehe Abbildung 3.1). Mit dieser Probe ist es möglich, den stabilen Rissfortschritt an Epoxidharzen zu messen. Die Rissfortschrittsversuche wurden nach ISO 15850 [ISO02] im Zugschwellbereich bei einem Beanspruchungsverhältnis von $R = 0,1$ durchgeführt. Dabei wird die eingestellte Spannungsintensitätsschwingbreite schrittweise erhöht, bis der Anfangsriss anfängt unter der zyklischen Beanspruchung zu wachsen. Der Versuch wurde an einer kompakten servohydraulischen Prüfmaschine mit einer Kraftmessdose für den Bereich von $\pm 10 \text{ kN}$ ausgeführt und mit einer Kamera begleitet, die lastwechselgesteuert Fotoaufnahmen speichert. Diese Aufnahmen wurden zur begleitenden Risslängenmessung genutzt. Die Abbildung 3.8 zeigt die aufgenommenen Messpunkte aller Wiederholungen für die geprüften Systeme.

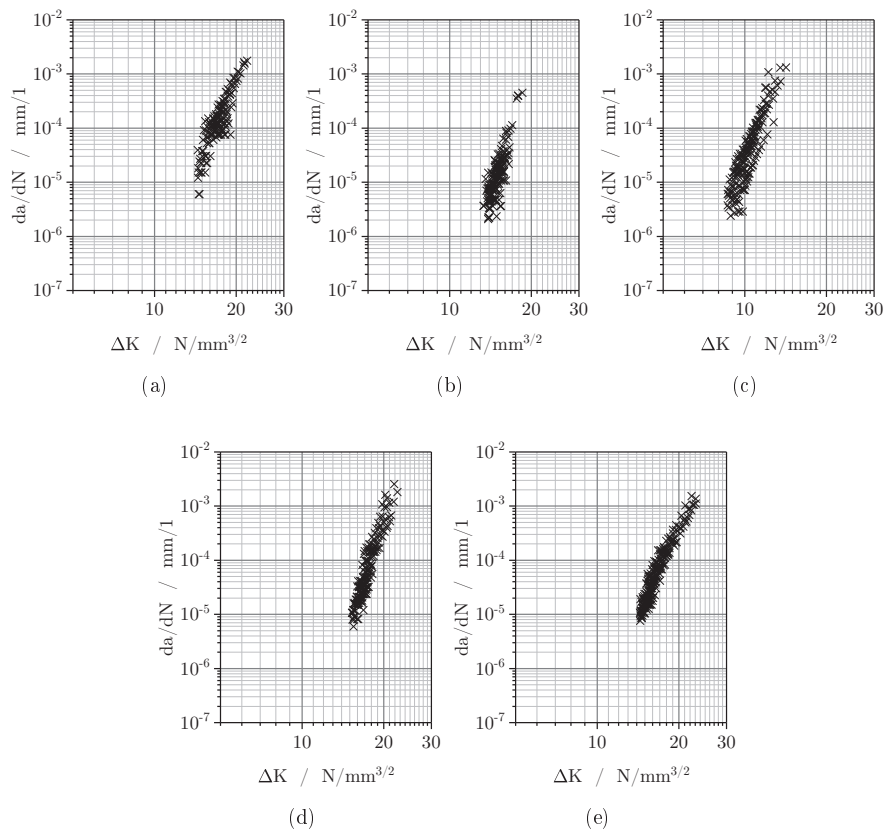


Abbildung 3.8: Darstellung der Messpunkte aus den Rissfortschrittsversuchen an SENT-Proben verschiedener Epoxidharzsysteme: a) L20(60) / b) L20(130) / c) LY 556 / d) RIM 135 / e) RIM 145

Die Punkte aus der Phase des stabilen Rissfortschritts wurden für eine Approximation der Paris-Geraden genutzt. Um den Vergleich zu erleichtern, werden die resultierenden Paris-Geraden für alle Systeme in Abbildung 3.9 in einem Diagramm dargestellt.

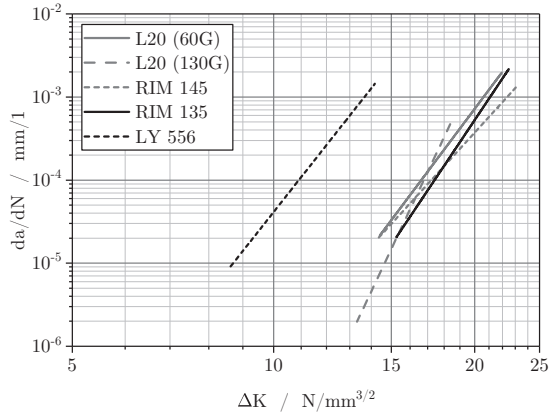


Abbildung 3.9: Vergleich der Paris-Geraden der untersuchten Epoxidharzsysteme ermittelt im SENT-Versuch

Da die Beanspruchung bei Einsetzen des Rissfortschritts von zentraler Bedeutung ist, sind die Threshold-Werte $K_{I,Th}$ für die geprüften Epoxidharze in Abbildung 3.10 vergleichend dargestellt. Auch bei diesem Kennwert zeigen die Systeme *RIM 135* und *LY 556* den größten und kleinsten Wert aus der Versuchsreihe.

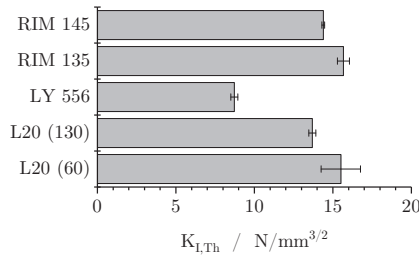


Abbildung 3.10: Vergleich der minimalen Threshold-Werte der Spannungsintensität der untersuchten Epoxidharzsysteme ermittelt im SENT-Versuch

Zusammenfassend sind in Tabelle 3.9 die ermittelten bruchmechanischen Kennwerte sowie die Parameter der bestimmten Paris-Geraden dargestellt. Bei Einsicht der Tabelle wird deutlich, dass die Epoxidharzsysteme *RIM 135* und *LY 556* jeweils den größten bzw. den kleinsten Wert der jeweiligen bruchmechanischen Kennwerte liefern.

Tabelle 3.9: Übersicht über die bruchmechanischen Kennwerte der verwendeten Epoxidharzsysteme

Bezeichnung Epoxidharzsystem:		L20 (60)	L20 (130)	LY 556	RIM 135	RIM 145
Temperung	T / °C	24h 23 + 15h 60	4h 60 + 3h 130	5h 80 + 6h 120	24h 23 + 15h 80	4h 23-120 + 4h 120
Aushärtegrad (DSC-Messung)	H / %	95,1	100,0	92,4	99,5	95,7
krit. Energie- freisetzungsrates (CT-Versuch)	$G_{I,C}$ / kJ/m ²	0,37 SD=8,9 %	0,21 SD=14,7 %	0,12 SD=3,7 %	0,60 SD=16,6 %	0,27 SD=2,4 %
krit. Spannungsintensität (CT-Versuch)	$K_{I,C}$ / N/mm ^{3/2}	30,26 SD=1,1 %	22,93 SD=2,9 %	17,78 SD=6,3 %	33,24 SD=5,7 %	29,75 SD=9,2 %
Schwellwert der Spannungsintensität (SENT-Versuch)	$K_{I,Th}$ / N/mm ^{3/2}	15,51 SD=8,1 %	13,69 SD=1,6 %	8,72 SD=2,6 %	15,67 SD=2,4 %	14,39 SD=0,6 %
Parameter der Paris-Geraden (SENT-Versuch)	C / -	7,65E-18	1,32E-25	2,68E-15	1,17E-19	1,25E-15
	m / -	10,74	17,05	10,19	12,03	8,82

3.2.3 Fazit - Charakterisierung von Epoxidharzen

Mit den gezeigten Ergebnissen der Versuche an Epoxidharz können zwei Systeme hervorgehoben werden, die in Bezug auf die mechanischen und insbesondere die bruchmechanischen Kennwerte die jeweils größten Unterschiede aufweisen. Da ein Teilziel dieser Arbeit die Beschreibung des Einflusses der bruchmechanischen Eigenschaften der Matrix auf das Ermüdungsverhalten des Verbunds darstellt, wurden konsequenter Weise die Epoxidharzsysteme *RIM 135* und *LY 556* für die weiteren Versuche an faserverstärkten Proben ausgewählt.

3.3 EILT-Basisversuche

Zur Ermittlung der in-situ Steifigkeiten von Faser und Matrix anhand der im Abschnitt 2.3.5 vorgestellten Erweiterten Inversen Laminattheorie ist die Durchführung von fünf EILT-Basisversuchen notwendig (UD-Längszug-, UD-Längsdruck, UD-Querzug-, UD-Querdruckversuch und ein Zugversuch an einer biaxialen [$\pm 45^\circ$]-Probe). Da die Beanspruchungen für die in der Arbeit durchgeführten Laminatversuche zur Schädigungsanalyse im Zug- bzw. im Zugschwellbereich liegen, wird an dieser Stelle nicht auf die Druckversuche eingegangen. Die drei verbleibenden EILT-

Basisversuche sind damit Längszug- und Querkzugversuche an einer unidirektional verstärkten Probe sowie Zugschubversuche an einer biaxialen $[\pm 45^\circ]$ -Probe. Die CFK-Verbunde wurden entsprechend der Tabelle 3.4 im Abschnitt 3.1.2 hergestellt. Im Rahmen einer Masterthesis wurden für die vorliegende Arbeit die genannten Versuche an CFK-Laminaten mit der Matrix RIM 135 durchgeführt. Zur Durchführung wurde eine servohydraulische Prüfmaschine mit der Bezeichnung *Instron 8801* mit einer Kraftmessdose für den Kraftbereich von ± 50 kN genutzt (siehe Abbildung A.9 im Anhang). Dabei wurden für die unidirektional verstärkten Proben jeweils die Steifigkeiten längs und quer zur Faser in Form der Probensteifigkeit sowie die Querkontraktionszahl und an den biaxial verstärkten Proben die Probensteifigkeit bestimmt. Die ermittelten Versuchsergebnisse in Form der Probenkennwerte werden in Tabelle 3.10 aufgeführt.

Im Rahmen eines weiteren Projektes an der BAM [KT17] wurden aus dem in dieser Arbeit genutzten Glasfaser-Roving SE1500 (siehe Tabelle 3.3) sowie dem Matrixsystem RIM 135 GFK-Proben mit unidirektionaler Faserausrichtung in 0° und 90° sowie biaxiale Proben mit einer Faserausrichtung von $\pm 45^\circ$ gefertigt. Die Versuchsergebnisse der EILT-Basisversuche (siehe Tabelle 3.10) an diesen Proben werden im Rahmen der vorliegenden Arbeit zur inversen Bestimmung der Komponenteneigenschaften der GFK-Laminat mittels der EILT herangezogen.

Zur Ermittlung der in-situ Eigenschaften der Laminat mit dem Epoxidharzsystem LY 556 wurde eine Vereinfachung (siehe Kapitel 4) genutzt.

Tabelle 3.10: Übersicht über die in den EILT-Basisversuchen ermittelten Kennwerte zur Durchführung der EILT

	Ergebnisse UD-Versuche				Ergebnisse BIAX-Laminat		
	E_x /GPa	ν_{yx} / -	φ /%	E_y /GPa	φ /%	E_x /GPa	φ /%
GFK [KT17]	47,0	0,283	56,0	12,0	57,9	12,6	55,5
CFK	99,3	0,279	45,6	8,2	46,2	10,7	45,1

Die aufgezeigten Kennwerte werden im Kapitel 4 für die Anwendung der EILT und damit für die inverse Ermittlung der Komponenteneigenschaften von Faser und Matrix herangezogen.

3.4 Schädigungsanalyse an GFK mittels Lichtabsorptionsanalyse

Die GFK-Verbunde wurden entsprechend der Tabelle 3.4 im Abschnitt 3.1.2 unter Verwendung der ausgewählten Epoxidharzsysteme *RIM 135* und *LY 556* gefertigt. Bei den Versuchen wird der Fokus auf den Schadensbeginn im statischen Versuch und den Schadensbeginn sowie die Schädigungsentwicklung im Schwingversuch gelegt. Ziel ist die Beschreibung des Einflusses der Matrix auf das Schädigungs- und Ermüdungsverhalten im Verbund. Im folgenden Abschnitt wird zunächst kurz auf den Versuchsaufbau eingegangen sowie das Verfahren der Lichtabsorptionsanalyse, das zur Schadenscharakterisierung an GFK-Verbunden eingesetzt wird, vorgestellt. Im Anschluss werden die an GFK-Verbunden durchgeführten statischen und schwingenden Versuche aufgezeigt.

Der Versuchsaufbau gestaltet sich entsprechend der Abbildung 3.11. Zur Detektion der Risse wird die im nachfolgenden Abschnitt 3.4.1 beschriebene Lichtabsorptionsanalyse verwendet. Dazu wird hinter der Probe eine flächige Lichtquelle und vor der Probe eine Kamera installiert. Für die Schwingversuche werden zusätzlich eine Druckluftkühlung sowie ein Infrarotsensor zur Temperaturüberwachung der Probe während des Versuches genutzt. Zur Durchführung werden zwei Prüfmaschinen eingesetzt. Für die mit Kamera begleiteten quasi-statischen Versuche sowie die Schwingversuche kommt eine kompakte, servohydraulische Prüfmaschine zum Einsatz mit einem ± 9 kN Prüfzylinder sowie einer Steuerung der Firma *Instron*. Diese Prüfmaschine wurde an der BAM entwickelt. Mit ihr können Prüffrequenzen von bis zu 100 Hz realisiert werden. Für die statischen Versuche kommt darüber hinaus eine Prüfmaschine mit der Bezeichnung *Instron 8801* mit einer Kraftmessdose für den Kraftbereich von ± 50 kN zum Einsatz (siehe Abbildung A.9 im Anhang).

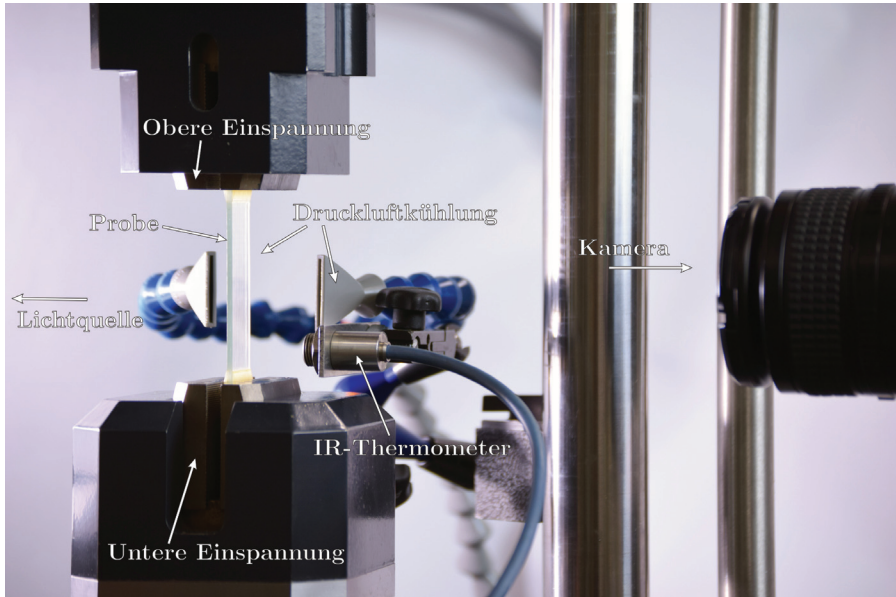


Abbildung 3.11: Versuchsaufbau für Versuche an GFK-Laminaten mit Fotobegleitung zur Grauwertauswertung

3.4.1 Lichtabsorptionsanalyse

Zur qualitativen Schädigungscharakterisierung an porenfreien, durchsichtigen GFK-Laminaten liegt die Anwendung eines Verfahrens mit Licht im sichtbaren Spektralbereich nahe. Im Durchlicht können Eintrübungen und Abdunklungen durch Risse, Poren und Schädigungen gut erkannt werden. Dementsprechend eignet sich dieses Prinzip sehr gut zur Beobachtung der Rissentwicklung an GFK. Grundlage des Messverfahrens Lichtabsorptionsanalyse bzw. Grauwertanalyse sind die in etwa gleich großen Brechungsindices der Epoxidharzmatrix und der Glasfasern [Sch05]. Dadurch erscheinen die porenfreien GFK-Laminat durchsichtig. Treten Risse auf, ändert sich die Brechung zum Medium Luft und das Laminat trübt ein. Zur Durchführung der Grauwertanalyse wird die Prüfmaschine, an der der Versuch durchgeführt wird, mit einer Lichtquelle und einer Kamera in gegenüberliegender Anordnung ausgestattet. Die Lichtintensität wird nach dem Durchqueren der Probe vor dem Versuch (Referenzintensität I_0) und während des Versuches bestimmt. Für kleine Änderungen der Schädigung und der Intensität wird ein linearer Zusammenhang angenommen. Demnach kann die Schädigung D nach folgender Beziehung qualitativ bestimmt werden:

$$D = \frac{\Delta I}{I_0} = 1 - \frac{I}{I_0} \quad (3.9)$$

Die Intensitäten I_0 und I basieren auf den Grauwerten der Bildaufnahme. Bei einer Farbtiefe bzw. Graustufentiefe von acht Bit existieren 256 Abstufungen der Helligkeit bzw. Intensität. Dabei steht der Wert 0 für die Nullintensität (schwarz) und der Wert 255 für die maximale Intensität (weiß). Eine Absenkung der Intensität entspricht demnach einer Erhöhung der Schädigung. Auf diesem Wege kann die Schädigung sowie die Schädigungsentwicklung qualitativ erfasst werden.

3.4.2 Quasi-statische Versuche an GFK

Zunächst wurden quasi-statische Zugversuche zur allgemeinen Charakterisierung der Verbunde sowie zur Detektion des statischen Lastniveaus für den Schadensbeginn durchgeführt. Dabei wurden die E-Moduln in der Probenlängsrichtung und die Festigkeiten der Laminats sowie die Laminatspannungen bei Zwischenfaserbruchbeginn bestimmt. Die Zugversuche wurden entsprechend der DIN EN ISO 527-4 [DIN97] mit konstanter Traversengeschwindigkeit durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Tabelle 3.11 dargestellt.

Tabelle 3.11: Übersicht über die statischen Kennwerte der verwendeten GFK-Laminats

Faserorientierung:	RIM 135				LY 556				
	0/90°		±45°		0/90°		±45°		
Faserhalbzeug:	UD	Köper	UD	Köper	UD	Köper	UD	Köper	
Faservolumen- gehalt	φ / %	50,2	48,1	49,9	48,2	50,2	45,4	49,7	45,6
	SD / rel.%	0,3	0,4	0,2	0,4	0,5	0,0	0,5	1,8
Zugfestigkeit	R_x / MPa	540	482	153	160	544	447	198	179
	SD / %	0,8	2,1	0,9	1,9	3,3	0,7	0,6	2,9
E-Modul	E_x / MPa	25500	24600	10800	10800	25300	22100	12300	11700
	SD / %	1,4	1,4	1,9	1,7	1,1	2,7	1,9	0,5

Die Laminatspannungen, bei denen in den jeweiligen GFK-Laminats das erste Zwischenfaserbruchversagen detektiert wurde, sind in Tabelle 3.12 aufgeführt. Die Schadensentwicklung in den LY 556 Laminats ist dabei von abruptem, makroskopischem Risswachstum entlang der Fasern geprägt. Da das Schädigungsverhalten der RIM 135 Laminats zunächst von Mikrorisswachstum und anschließend bei höherer

Beanspruchung von Rissen im makroskopischen Maßstab entlang der Fasern gekennzeichnet ist, wird bei den RIM 135-Laminaten zwischen zwei verschiedenen ZFB-Beanspruchungen differenziert. Im Weiteren wird im Fall der RIM 135-Laminat jedoch ohne explizite Kennzeichnung ausschließlich die niedrigere Spannung, bei der erste Mikrorisse einsetzen, als ZFB-Spannung referenziert.

Tabelle 3.12: Übersicht über die im Zugversuch an GFK-Laminaten ermittelten ZFB-Laminatspannungen

Faserverstärkung (Glas)	σ_x bei ZFB /MPa			ϵ_x bei ZFB /%		
	RIM 135 (Mikrorisse)	RIM 135 (Makrorisse)	LY 556	RIM 135 (Mikrorisse)	RIM 135 (Makrorisse)	LY 556
0/90°, UD-Gewebe	121	158	159	0,49	0,64	0,65
0/90°, Köpergewebe	120	147	142	0,50	0,61	0,70
±45°, UD-Gewebe	53	75	96	0,48	0,67	0,82
±45°, Köpergewebe	59	78	86	0,55	0,72	0,88

Trotz höherer Festigkeit im statischen Zugversuch an Reinharz liegt der Zwischenfaserbruchbeginn bzw. der Beginn der Mikrorissbildung der RIM 135-Laminat weit unter dem Zwischenfaserbruchbeginn der LY 556-Laminat. Wird das Einsetzen der Makrorisse verglichen, so liegen die entsprechenden Laminatspannungen der 0/90° RIM 135-Laminat über denen der LY 556-Laminat. Im Versuch an Laminaten mit einer Faserverstärkung von ±45° zeigt sich die auch im Reinharzversuch ermittelte hohe Schubfestigkeit des Epoxidharzsystems LY 556. Die in Tabelle 3.12 präsentierten Werte werden in Kapitel 4 zur Berechnung der Matrixfestigkeiten für die GFK-Laminat herangezogen.

Zur Ermittlung der ZFB- Laminatspannungen an 0/90°-Laminaten wurden schmalere Proben genutzt, um die Grauwertaufnahme über den gesamten Versuch bis zum Versagen durchführen zu können ohne den verfügbaren Kraftbereich zu überschreiten. Die Abbildungen 3.12 und 3.13 zeigen beispielhaft die Proben bei einer Beanspruchung von 130 % der ZFB-Laminatbeanspruchung. Dabei sind bei den LY 556-Laminaten mit dem Auge sichtbare Makrorisse deutlich zu erkennen. Die Mikroschädigung in den RIM 135-Laminaten ist nicht deutlich sichtbar. Aus diesem Grund werden die RIM 135-Laminat darüber hinaus bei einer Beanspruchung von 130% der Laminatspannung, bei der erste Makrorisse detektiert wurden, in Abbildung 3.14 dargestellt.

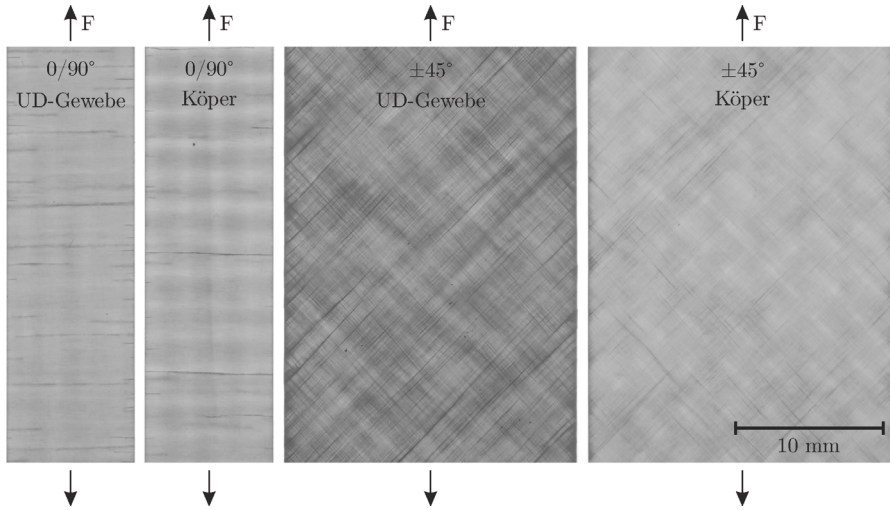


Abbildung 3.12: Bildaufnahme im Zugversuch an GFK-Laminaten mit Matrix LY 556 bei dem 1,3-fachen der ZFB-Laminatspannung

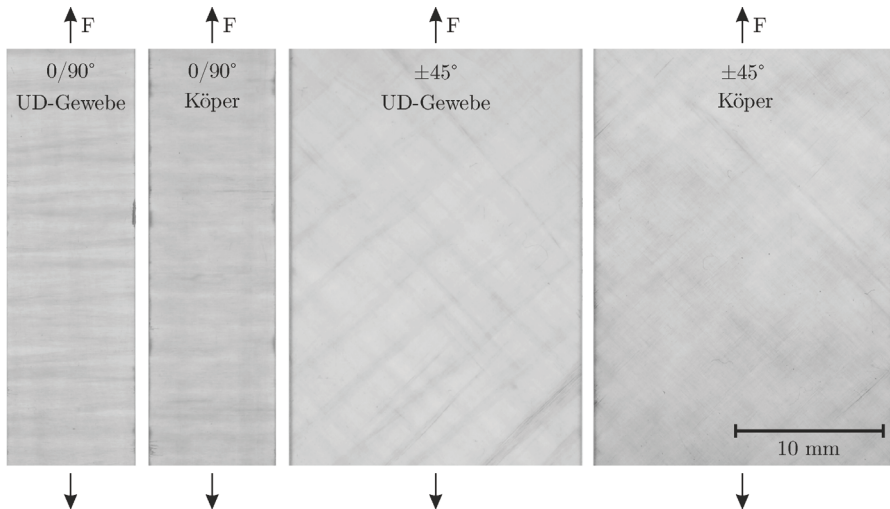


Abbildung 3.13: Bildaufnahme im Zugversuch an GFK-Laminaten mit Matrix RIM 135 bei dem 1,3-fachen der Laminatspannung bei ersten Mikrorissen

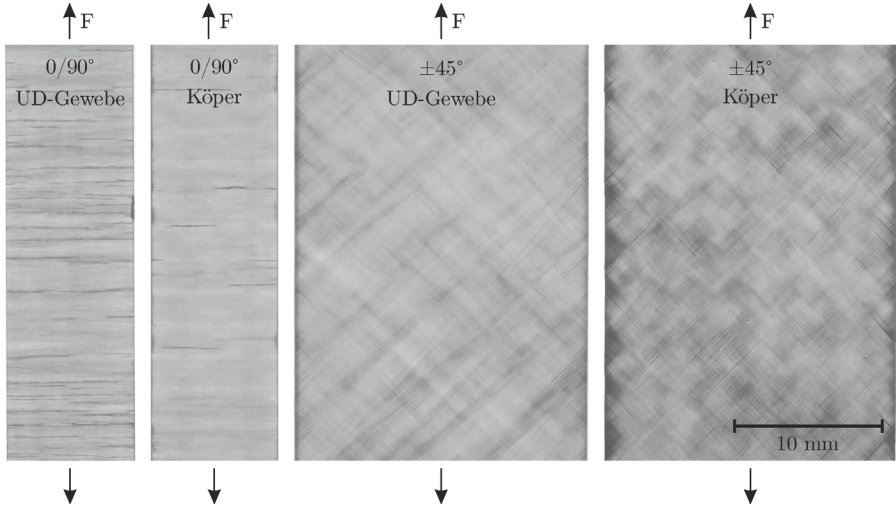


Abbildung 3.14: Bildaufnahme im Zugversuch an GFK-Laminaten mit Matrix RIM 135 bei dem 1,3-fachen der Laminatspannung bei ersten Makrorissen

3.4.3 Ermüdungsversuche

Zur Ermittlung des Ermüdungsverhaltens der behandelten FKV wurde auf den Dauerschwingversuch zurückgegriffen. Der Versuch wird in der DIN 50100 [DIN78] für metallische Werkstoffe beschrieben. Für die Versuche an Kunststoffen werden die Definitionen aus dieser Norm weitgehend übernommen [GS13]. Im Allgemeinen wird zwischen dehnungsgesteuerten und spannungsgesteuerten Dauerschwingversuchen unterschieden. Zudem wird in Abhängigkeit der Beanspruchung differenziert, ob der Versuch im Druckschwellbereich, Wechselbereich oder Zugschwellbereich ausgeführt wird. Eine weitere Unterscheidung hilft Versuche mit einer konstanten Mittelspannung, sogenannte Einstufendauerschwingversuche, von Versuchen mit mehreren Mittelspannungen im Versuchsverlauf (Mehrstufendauerschwingversuche) zu unterscheiden. Im Rahmen dieser Arbeit wurde der spannungsgesteuerte Einstufendauerschwingversuch im Zugschwellbereich zur Charakterisierung der Ermüdungseigenschaften der GFK- sowie der CFK-Laminats genutzt. Dabei wird der Prüfquerschnitt einer Beanspruchung mit konstantem Mittelwert und gleichbleibender Amplitude unterworfen. Um den Versuch genau zu definieren, wird zusätzlich das Beanspruchungs- bzw. Belastungsverhältnis R angegeben. Es ist definiert als das Verhältnis aus Unterspannung zu Oberspannung bzw. Unterlast zu Oberlast [Hai06]:

$$R = \frac{\sigma_u}{\sigma_o} \quad (3.10)$$

Der simpelste Fall einer Schwingbeanspruchung, eine sinusförmige Spannungs-Zeit-Funktion mit festem Mittelwert und fester Amplitude, wird als Wöhlerversuch bezeichnet [Hai06]. Die Ermittlung von sogenannten Wöhlerkurven oder Wöhlerlinien ist das geläufigste Verfahren zur Bestimmung der Ermüdungseigenschaften. Dabei stellt der Bruch bzw. das vollständige Versagen des Probekörpers das Ermüdungskriterium dar. Als Prüfergebnis fällt die bis zum Bruch oder Anriss ertragene Lastwechselzahl an. Zur Ermittlung einer Wöhlerlinie sind mehrere Wöhlerversuche auf verschiedenen Beanspruchungsniveaus notwendig. Werden zur Darstellung des Zusammenhangs zwischen Beanspruchungsniveau (meist in Form der Spannungsamplitude) und ertragener Lastwechselzahl halb- oder doppeltlogarithmische Diagramme genutzt, erscheint die Wöhlerlinie im Zeitfestigkeitsbereich als eine Gerade. Zur mathematischen Beschreibung der Wöhlerlinien wurde ursprünglich von Wöhler folgende Gleichung vorgeschlagen [Woe70]:

$$\lg N = a - b \cdot S \quad (3.11)$$

Basquin erweiterte diese Gleichung in [Bas10] zu folgender Gleichung für die Darstellung im doppeltlogarithmischen Diagramm:

$$\lg N = a - b \cdot \lg S \quad (3.12)$$

Auf dieser Erweiterung der Wöhlergleichung basieren auch alle später vorgeschlagenen mathematischen Formulierungen durch Stromeyer, Palmgren, Weibull und andere, die mit ihren jeweiligen Erweiterungen den Versuch unternehmen, neben der Geraden im Zeitfestigkeitsbereich auch die Übergänge zum Kurzzeit- und/oder Dauerfestigkeitsbereich abzubilden [Hai06]. Die von Basquin formulierte Erweiterung wird im Rahmen dieser Arbeit zur Darstellung der Schadens- wie auch der Versagenslinien genutzt.

Frequenzeinfluss

Um sicherzustellen, dass die zu prüfenden Proben auch in Schwingversuchen bei höheren Frequenzen die gleiche Beanspruchung erfahren, wurden Vorversuche durchgeführt. Dazu wurde die Steifigkeit einer CFK-0/90°-Probe mit Dehnmessstreifen bei verschiedenen Frequenzen gemessen. Die Ergebnisse wurden in der Abbildung 3.15 dargestellt. Da sich die Änderungen der Steifigkeit im Promillebereich darstellt, kann der Einfluss von Massenbeschleunigung im Laststrang bzw. der Änderung der dynamischen Steifigkeit vernachlässigt werden.

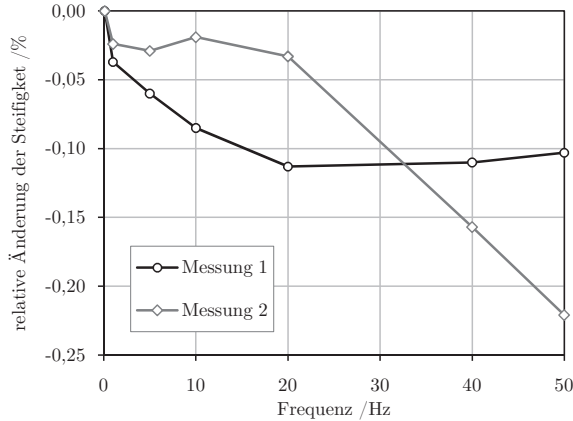


Abbildung 3.15: Änderung der aus Dehnmessstreifen berechneten Steifigkeit bei verschiedenen Frequenzen

Temperaturüberwachung

Wie im Abschnitt 1.2.1 aufgezeigt, hat die Frequenz keinen Einfluss auf die Versuchsergebnisse, wenn die Proben­temperatur weit genug unter der Glasübergangstemperatur der Matrix liegt. Aus diesem Grund musste die Proben­temperatur im Versuch überwacht werden. Dazu diente im Rahmen dieser Arbeit ein Infrarotthermometer, mit dem die Probenoberflächentemperatur berührungslos bestimmt werden konnte. Da die Wärme bei aufgebracht­er Last durch die Materialhysterese im Inneren der Probe entsteht und die Probe durch Konvektion an der Oberfläche Wärme abgibt, liegt die Kerntemperatur der Probe über der Oberflächentemperatur. Dally stellt in [DB67] eine Beziehungen zwischen Oberflächentemperatur und Probenkerntemperatur auf. Danach kann der Temperaturunterschied zwischen Kern und Oberfläche anhand der Prüffrequenz f , der Probendicke t , der Probensteifigkeit E und dem Wärmeleitkoeffizient k nach Gleichung 3.13 berechnet werden[DB67].

$$\Delta T = \frac{H \cdot f \cdot (t/2)^2}{4 \cdot E \cdot k} \quad (3.13)$$

Dabei stellt H eine Last unabhängige Materialkonstante dar, die Dally mit 0,018 für einen GFK-Kreuzverbund und mit 0,034 für isotrope Materialien angibt. Auf dieser Grundlage kann eine Abschätzung der Kerntemperatur einer im Schwingversuch geprüften Verbund­Probe effektiv erfolgen. Anhand der von Dally aufgestellten Beziehung (Gleichung 3.13) kann auf Basis der im Versuch gemessenen Oberflächentemperatur die Probenkerntemperatur abgeschätzt werden. Berücksichtigt man die durchschnittliche Wärmeleitfähigkeit von Epoxidharz von 0,2 W/mK und vernach-

lässt man die höhere Wärmeleitfähigkeit der Glasfasern, erhält man eine konservative Abschätzung der Probenkerntemperatur. Als kritischster Fall können die Proben mit einer Faserausrichtung von $\pm 45^\circ$, bei denen die größte Umsetzung von Energie in Wärme stattfindet, betrachtet werden. Zieht man dazu das höchste Lastniveau von 95 MPa und die maximale Prüffrequenz von 100 Hz heran, erhält man eine Temperaturdifferenz von 2 Kelvin zwischen Probenoberfläche und -kern für den kritischsten Fall. Um einen ausreichend großen Temperaturabstand zur Glasübergangstemperatur zu gewährleisten, wurde im Rahmen dieser Arbeit die Obergrenze für die Oberflächentemperatur im Ermüdungsversuch auf 33 °C gesetzt.

Zur Überprüfung der Temperatur-Frequenzabhängigkeit bei unterschiedlichen Beanspruchungen, wurden Temperaturmessungen mittels Infrarotthermometer durchgeführt. Tabelle 3.13 zeigt die gemessenen Oberflächentemperaturen einer $\pm 45^\circ$ - und einer 0/90°-CFK-Probe im Gleichgewichtszustand aus dissipierter Energie im Probeninneren und abgestrahlter Wärme über die Probenoberfläche bei einer Umgebungstemperatur von 23 °C. Die gemessenen Temperaturen gelten für einen Großteil des Probenlebens. Erst kurz vor Versagen erhöht sich die Temperatur wesentlich. Da die Proben im VHCF-Bereich nicht bis zum Versagen geprüft werden, ist dieser Effekt nicht relevant. Die Wöhlerversuche bis 10^6 Lastwechsel werden bei geringeren Frequenzen durchgeführt. Die Messungen zeigen, dass für die im VHCF relevanten Beanspruchungen keine kritischen Erwärmungen auftreten.

Tabelle 3.13: Gemessene Oberflächentemperatur im Gleichgewichtszustand bei unterschiedlichen Frequenzen und Beanspruchungen

Probe	Frequenz /Hz →	10	50	100
	Spannung /MPa ↓	Temperaturänderung /K		
$\pm 45^\circ$ -Körper	40	0,2	1,5	2,3
	50	0,3	2,3	3,6
	60	0,6	2,3	5,6
	70	0,6	5,5	14,3
	80	0,6	11,2	-
	90	0,7	18,1	-
	200	0	0,2	0,8
0/90°-Körper	300	0,5	1,8	2,1
	400	0,6	2,1	2,6
	500	0,6	5,3	13,5

Ermüdungsversuche an GFK

Die Ermüdungsversuche an den GFK-Verbundproben wurden in Form von Einstufenschwingversuchen bei einem Beanspruchungsverhältnis von $R = 0,1$ bis mindestens 10^7 Lastwechsel durchgeführt. Die Beanspruchung wurde dabei je Laminat so gewählt, dass im untersuchten Lastwechselbereich kein Versagen, jedoch Zwischenfaserbruch auftritt. Das Beanspruchungsniveau wurde je Probe gesenkt, bis keine Schädigungen mehr im untersuchten Lastwechselbereich auftraten. Die Schädigungsentwicklung wird über die Kameraaufnahmen und die Darstellung des über die Probenfläche gewonnenen Grauwertes entsprechend Gleichung 3.9 erfasst. Wie im Abschnitt 1.2.1 aufgezeigt, hat die Frequenz keinen Einfluss auf die Versuchsergebnisse, wenn die Proben­temperatur weit genug unter der Glasübergangstemperatur der Matrix liegt. Aus diesem Grund wurde die Proben­temperatur im Versuch mittels Infrarotthermometer überwacht, eine Luftkühlung eingesetzt und die Versuchsfrequenz ggf. angepasst.

Zur Charakterisierung des qualitativen Schädigungsverlaufs wurde die Änderung des Grauwertes als Schädigungsparameter über den Lastwechseln aufgetragen. Bei dieser Art der Darstellung kann die qualitative Entwicklung der Schädigung gut nachvollzogen werden. Abbildung 3.16 zeigt die Schädigungsentwicklung für Schwingversuche an GFK-Proben aus beiden Matrixsystemen verstärkt mit UD-Gewebe und Köpergewebe in $0/90^\circ$ und in $\pm 45^\circ$.

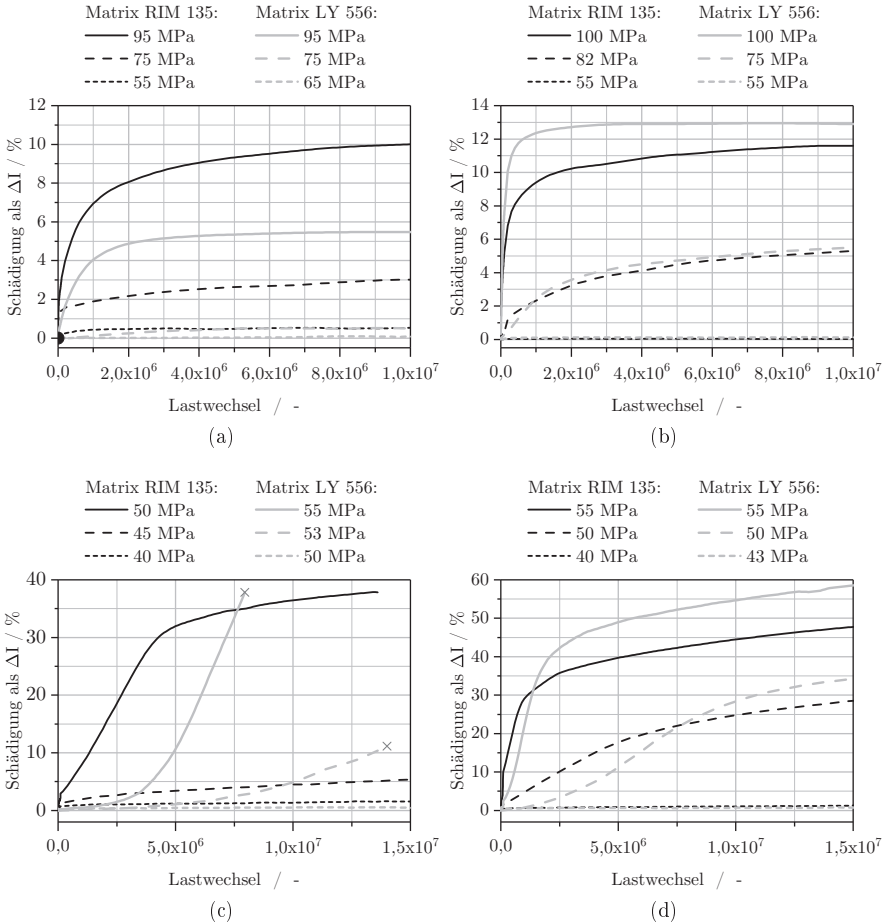


Abbildung 3.16: Schädigungsentwicklung für verschiedene Oberspannungen im Schwingversuch an GFK aus Matrix LY 556 und RIM 135, verstärkt mit a) UD-Gewebe in 0/90°-Richtung, b) Köpergewebe in 0/90°-Richtung c) UD-Gewebe in $\pm 45^\circ$ -Richtung und d) Köpergewebe in $\pm 45^\circ$ -Richtung

Es ist zu erkennen, dass die Proben mit dem System LY556 als Matrix bei der Schadensinitiierung eine progressive Schadenszunahme aufweisen. Im späteren Verlauf der Schädigungsentwicklung verlangsamt sich der Prozess und nimmt einen degressiven Verlauf an. Die Matrixrisse nehmen dann nicht mehr zu und die Rissdichte erreicht ihren maximalen Wert. Dieses progressive Verhalten in der ersten Schädigungsphase tritt besonders deutlich bei den $\pm 45^\circ$ -UD-Gewebe-Proben (Ab-

bildung 3.16c) sowie den $0/90^\circ$ - und $\pm 45^\circ$ -Körpergewebe-Proben (Abbildung 3.16b und 3.16d) hervor. Dabei ist jedoch weiterhin zu beachten, dass im Falle der $\pm 45^\circ$ -UD-Proben mit der Matrix LY556 keine degressive Phase der Schädigung mit Riss-sättigung eintritt, sondern die Proben bei progressiver Schädigungszunahme lokal versagen. Die Lamine mit dem Matrixsystem RIM 135 zeigen dagegen über den gesamten Bereich einen degressiven Verlauf. Darüber hinaus zeigen die Lamine mit LY 556 eine spätere Rissinitiierung. Dabei findet die Rissinitiierung in Form von zügig wachsenden Matrixrissen entlang der Faserrichtung in 90° - bzw. $\pm 45^\circ$ -Richtung statt. Diese Risse verursachen lokal begrenzte Schäden. Gegenteilig dazu weisen die Lamine mit RIM 135 eine Schadensentwicklung auf, die in Form von gleichmäßig verteilten Mikrorissen unscheinbar einsetzt und sich in Form von langsam wachsenden diskreten Rissen bzw. Makrorissen fortsetzt. Auf diese Weise entsteht bis zum Versagen einer Probe eine höhere Rissdichte im Laminat. Dieses Verhalten wird in Abbildung 3.17 grafisch verdeutlicht für $0/90^\circ$ -UD-Proben.

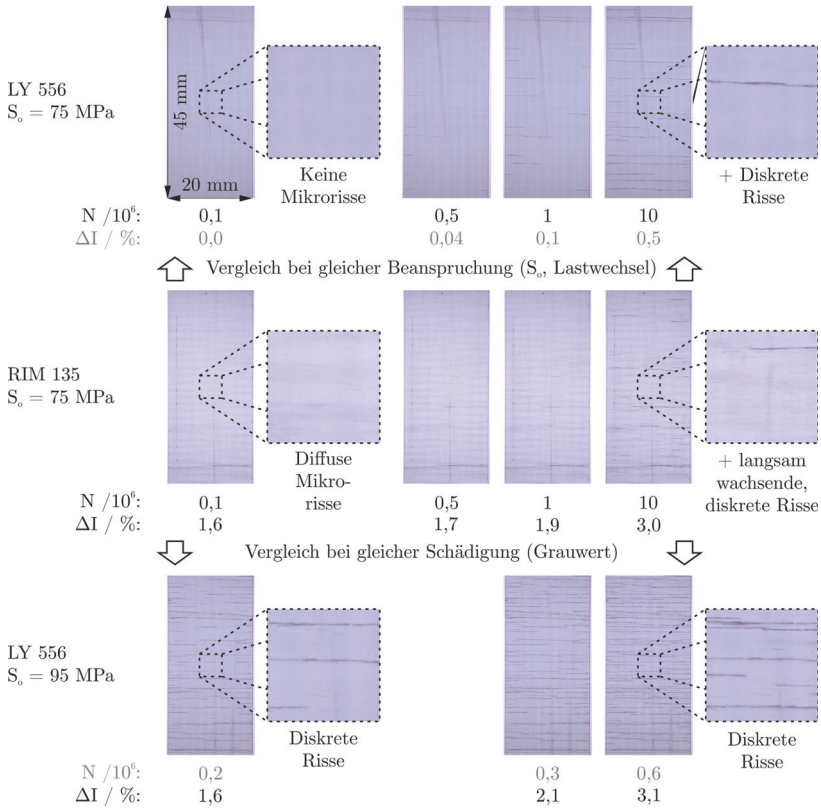


Abbildung 3.17: Bildreihe zum phänomenologischen Vergleich der Schädigungsentwicklung an GFK aus Matrix LY 556 und RIM 135, verstärkt mit UD-Gewebe in $0/90^\circ$ -Richtung

Das gleiche phänomenologische Verhalten wird in Abbildung 3.18 an $\pm 45^\circ$ -UD-Proben aufgezeigt. Dabei tritt bei dem LY 556-Laminat durch beschleunigte Rissentwicklung frühzeitig lokales Versagen ein.

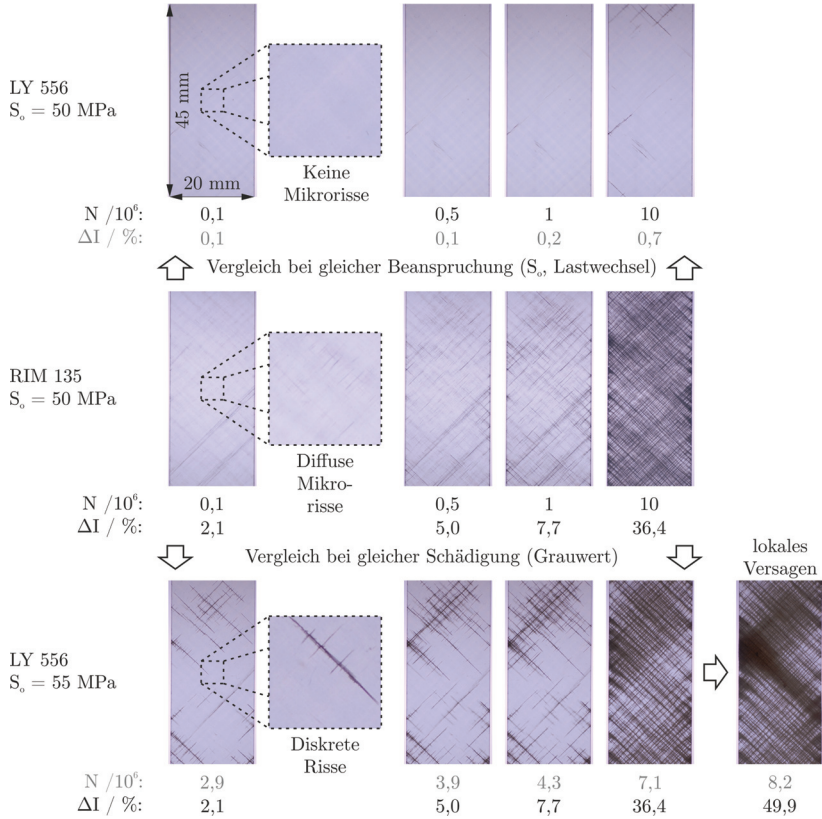


Abbildung 3.18: Bildreihe zum Vergleich der Schädigungsentwicklung an GFRK aus Matrix LY 556 und RIM 135, verstärkt mit UD-Gewebe in $\pm 45^\circ$ -Richtung

Zur Darstellung des Schadensbeginns wurden die Lastwechselzahlen, bei denen erstmalig anhand der Lichtabsorptionsanalyse Schäden zu erkennen sind, auf ihrem jeweiligen Lastniveau in einem S-N-Diagramm dargestellt. Mit Hilfe der experimentell ermittelten Punkte wurden sogenannte Schädigungsgrenzen bzw. Schadenslinien ermittelt. Dazu wurde die Wöhlerliniengleichung nach Basquin genutzt.

$$N_B = N_D \cdot \left(\frac{S_o}{S_D} \right)^{-k} \quad (3.14)$$

- mit N_B – Lastspielzahl bei Bruch
- N_D, S_D – Parameter für Punkt-Richtungsgleichung
- S_o – Oberspannung
- k – Parameter für die Steigung

Die Abbildungen 3.19 und 3.20 zeigen die ermittelten Punkte der Erstschädigung im S-N-Diagramm jeweils für die GFK-Lamine mit der Matrix LY 556 und RIM 135.

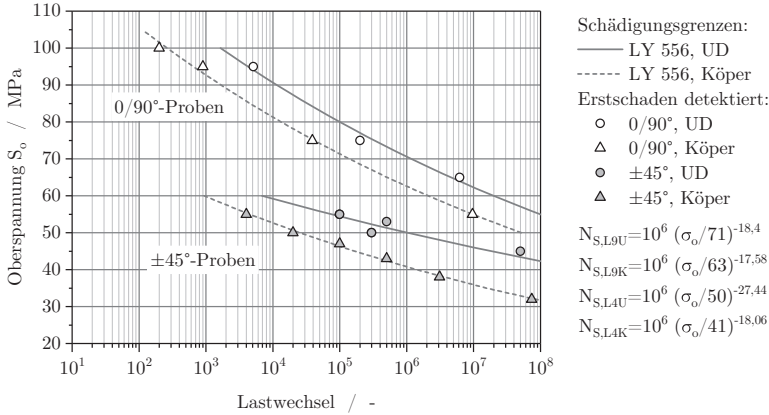


Abbildung 3.19: Ermittelte Messpunkte und resultierende Schädigungslinien im S-N-Diagramm für GFK-Proben aus Matrix LY 556, verstärkt mit UD- und Köpergewebe in 0/90°- und in ±45°-Richtung

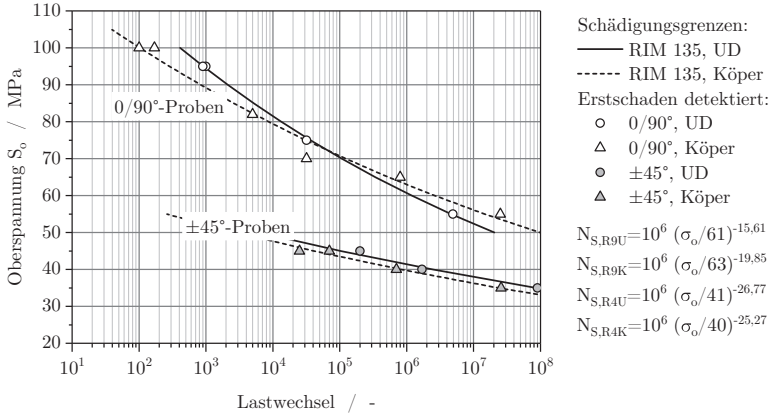


Abbildung 3.20: Ermittelte Messpunkte und resultierende Schädigungslinien im S-N-Diagramm für GFK-Proben aus Matrix RIM 135, verstärkt mit UD- und Köpergewebe in 0/90°- und in ±45°-Richtung

In Abbildung 3.21 sind die ermittelten Schadenslinien sowie die dazugehörigen Wöhlergleichungen für alle geprüften GFK-Laminat abgebildet. Anhand dieser Darstellung kann der relative Vergleich des Schadensbeginns zwischen den Laminaten aus RIM 135 und LY 556 gut vollzogen werden.

In Bezug auf den Schadensbeginn der Laminat aus UD-Gewebe ist sowohl für die 0/90°- als auch für die ±45°-Proben ein späterer Schadensbeginn der risszäheren LY 556-Laminat zu erkennen. Bei den Laminaten aus Köpergewebe kehrt sich dieses Verhalten bei niedrigeren Beanspruchungen für beide Faserausrichtungen um. In diesem Fall tritt die Schadensbildung in LY 556-Laminaten schon vor der Mikrorissbildung in RIM 135-Laminaten auf.

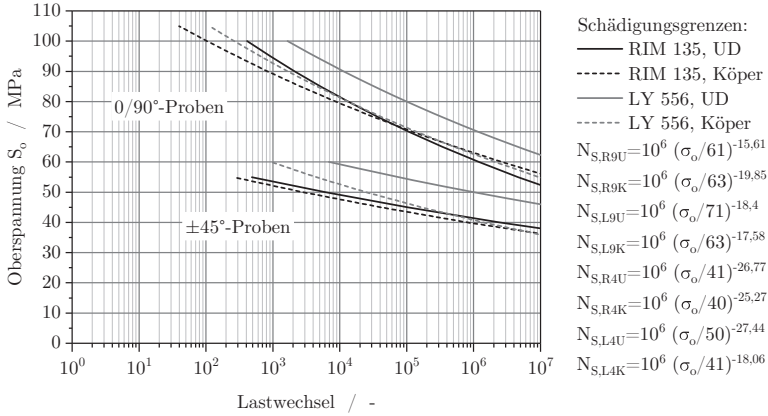


Abbildung 3.21: Visualisierung der Grenzen für Erstschädigung im S-N-Diagramm für GFK-Proben aus Matrix LY 556 und RIM 135, verstärkt mit UD- und Köperge-webe in 0/90°- und in ±45°-Richtung

Werden die gezeigten Schadenslinien auf die statische Festigkeit der jeweiligen Lamine normiert, relativiert sich die scheinbar höhere Ermüdungsfestigkeit der LY 556-Lamine. Vor allem bei den UD-Laminen mit Faserausrichtung in ±45° findet die Schadensinitiiierung der LY 556-Proben bei gleicher relativer Beanspruchung vor dem Schädigungsbeginn der RIM 135-Lamine statt. Der beschriebene Zusammenhang wird in Abbildung 3.22 gezeigt.

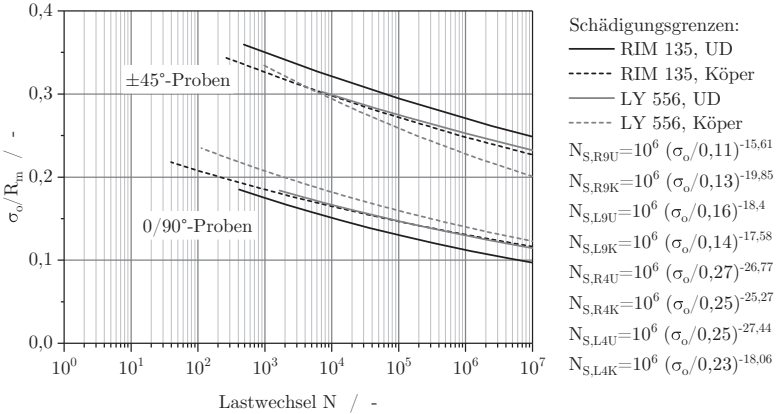


Abbildung 3.22: Visualisierung der normierten Grenzen für Erstschädigung im S-N-Diagramm für GFK-Proben aus Matrix LY 556 und RIM 135, verstärkt mit UD- und Köpergewebe in 0/90°- und in ±45°-Richtung

3.4.4 Fazit - Versuche an GFK

Mit den Versuchen an GFK-Proben in Kombination mit der Lichtabsorptionsanalyse konnten wesentliche Unterschiede zwischen den aus zwei verschiedenen Matrixsystemen gefertigten Laminaten aufgezeigt werden.

In Bezug auf die statischen Kennwerte der Laminat ist festzuhalten, dass bei den 0/90°-UD-Laminaten keine Unterschiede zu nennen sind. Hier beeinflusst in erster Linie die Faserfestigkeit die Festigkeit im Verbund. Bei den 0/90°-Köper-Laminaten kommt es durch die Ondulation an den Faserkreuzungspunkten zu komplexen Spannungszuständen in der Matrix. Der Autor vermutet, dass die höhere Risszähigkeit des Systems RIM 135 eine Ausbreitung dieser Risse in der Querrichtung verzögert und somit eine höhere Laminatfestigkeit erreicht werden kann. Bei den Laminaten mit einer Faserausrichtung in ±45°, bei denen die Matrixbeanspruchung im relativen Vergleich zur Faserbeanspruchung steigt, treten ebenso Unterschiede in den Laminatfestigkeiten auf. Dabei weisen die LY 556-Laminat mit der in Kapitel 4.1 ermittelten größeren in-situ Matrixfestigkeit (siehe Tabelle 4.1) ebenso die höheren Laminatfestigkeiten auf.

Bei den Schwingversuchen konnten eindeutige Unterschiede zwischen den Laminaten aus der Matrix RIM 135 und den Laminaten aus der Matrix LY 556 aufgezeigt werden. Dies gilt für den Schadensbeginn, für die Art der Schadensbildung sowie für die Schädigungsentwicklung. LY 556-Laminat weisen auf gleichem Lastniveau einen späteren Schadensbeginn auf, der von diskreten, schnell wachsenden Rissen geprägt ist. Die Schadensentwicklung ist progressiver, als die Schadensentwicklung

der RIM 135-Laminat. Diese ist von früher auftretenden, aber langsam zu diskreten Rissen zusammenwachsenden Mikrorissen geprägt.

Anhand der ermittelten statischen Beanspruchungen für den ersten ZFB sowie den GFK-Schädigungslinien können anschließend in Kapitel 4 die Berechnungen der Schädigungslinien auf Basis der Matrixspannung erfolgen.

3.5 Schädigungsanalyse an CFK mittels Röntgenrefraktion

Da Verbunde mit Kohlenstofffasern nicht lichtdurchlässig sind, kann im Rahmen der Versuche an CFK nicht auf die Lichtabsorptionsanalyse zurückgegriffen werden. Als zerstörungsfreies Prüfverfahren wurde die im Abschnitt 2.1.1 beschriebene Röntgenrefraktionsanalyse bzw. die Röntgen-Kleinwinkelstreuung (SAXS) eingesetzt.

Im Folgenden werden zunächst die Einstellungen der Röntgenrefraktionsanalyse erläutert und anschließend die durchgeführten Versuche an CFK-Proben aus den Matrixsystemen LY 556 und RIM 135 entsprechend der Tabelle 3.3 dargestellt. Die Versuche können in quasi-statische Versuche und Schwingversuche unterteilt werden. Zu letzteren zählen die Versuche zur Ermittlung der Versagenslinie sowie die Versuche zur Bestimmung der Schadenslinien. Letztere wurden mit SAXS-Messungen begleitet, ebenso wie die quasi-statischen Versuche. Ziel des Einsatzes der Röntgenrefraktionsanalyse ist die Bestimmung des Schädigungsbeginns und der Schädigungsentwicklung im quasistatischen Versuch sowie im Schwingversuch bis 10^8 Lastwechsel an CFK-Proben.

Für die Versuche, die röntgenrefraktionsbegleitet durchgeführt wurden, kamen zwei servohydraulische Prüfmaschinen des unter 3.4 beschriebenen Typs zum Einsatz. Diese wurden speziell zur Integration in den Röntgenrefraktionsaufbau an der BAM entwickelt. Somit war es möglich, die Refraktionsmessungen in-situ und unter Vorspannung durchzuführen. Abbildung A.7 im Anhang zeigt die in den Röntgenrefraktionsaufbau integrierte Prüfmaschine. Um zu lange Versuchszeiten bei Versuchen bis 10^8 Lastwechseln zu vermeiden, wurde darüber hinaus eine weitere servohydraulische Prüfmaschine der Firma *Schenk* des Typs *Hydropuls PSA* und einer Kraftmessdose für ± 40 kN für Schwingversuchsabschnitte oberhalb von 10^6 Lastwechseln genutzt (siehe Abbildung A.8 im Anhang). Die Schwingversuche zur Ermittlung der Versagenslinien wurden nicht durch Röntgenrefraktion begleitet. Sie wurden auf einer servohydraulischen Prüfmaschine des Herstellers *Instron* mit der Baureihenbezeichnung *8801* (siehe Abbildung A.9) durchgeführt. Dabei wurde eine Kraftmessdose für einen maximalen Kraftbereich von ± 50 kN benutzt.

3.5.1 Einstellung der Röntgenrefraktionsmessung

Zur Schadenscharakterisierung mittels der Röntgenrefraktionsanalyse stehen zwei verschiedene Parameter zur Verfügung. Zum einen die unter 2.1 ausführlich beschriebene mittlere Refraktionsintensität C_m als integraler Wert, ermittelt über

die gesamte abgescannte Probenfläche. Zum anderen können die örtlich aufgelösten Refraktionswerte in einem Topogramm farblich kodiert und zweidimensional dargestellt werden. Bei einem Rissverlauf in der Strahlebene (Probenquerrichtung) können anhand dieser Darstellung diskrete Risse dargestellt und gezählt werden. Somit ergibt sich der zweite Schadensparameter für Proben mit einer Faserverstärkung in $0/90^\circ$ in Form der Rissdichte, ausgedrückt in $1/mm$. Für Proben mit einer Faserausrichtung in $\pm 45^\circ$ ist die Anwendung der Rissdichte ohne Rotation der Rissvorzugsrichtung in die Strahlebene nicht zweckmäßig. Im Rahmen dieser Arbeit werden zunächst beide Parameter genutzt. Die Abbildungen 3.31 und 3.32 stellen die selben Schädigungsprozesse anhand der Änderung der Refraktion sowie anhand der Rissdichte dar.

Wie im Abschnitt 2.1 beschrieben, wurde im Rahmen dieser Arbeit ein Röntgenstrahlquerschnitt von 2 bis 3 mm in der Breite und 0,05 mm in der Höhe genutzt. Angepasst an diesen Strahlquerschnitt muss zum flächigen Abscannen einer Probe ein Scanraster definiert werden. Der Scan kann Punkt für Punkt in dem als *Raster*-Messung bezeichneten Verfahren durchgeführt werden. Dazu wurde eine feste Schrittgröße in vertikaler und horizontaler Richtung definiert. Probemessungen an geschädigten $0/90^\circ$ -Proben mit bekannter Rissdichte ergaben bei vertikalen Schrittweiten von $6,25 \mu m$ bis $50 \mu m$ die gleichen Rissdichten. Damit wurde für die Messungen eine vertikale Schrittweite von $50 \mu m$ bzw. 0,05 mm festgelegt. Die Schrittweite in horizontaler Richtung wurde auf 1 mm festgesetzt. Da bereits ein genügend großer Ausschnitt aus der freien Messlänge einer Probe genügt, um repräsentative Werte zu erhalten, wurden die Proben ± 10 mm um die Probenmitte und über die gesamte Breite abgescannt. Mit den festgelegten Schrittweiten ergibt sich damit für die *Raster*-Methode ein Messraster von 400 Schritten \times 0,05 mm in vertikaler Richtung mal 6 bis 7 Schritte \times 1 mm in horizontaler Richtung.

Um Messzeit einzusparen kann der Scan im sogenannten *Fahren und Messen*-Modus durchgeführt werden. Dabei wird die Probe, während die Detektoren das Messsignal aufnehmen, vertikal durch den Röntgenstrahl bewegt. Mit dieser Methode wird ein integraler Messwert für den abgefahrenen Probenbereich ermittelt. Die Strecke, die dabei überfahren wird, wurde mit 0,2 mm festgelegt. Damit reduziert sich die Anzahl an Messpunkten in vertikaler Richtung von 400 auf 100 Punkte und die Messzeit damit um 75 %. In Bezug auf den Schadensparameter der Rissdichte ergibt sich mit der überfahrenen Strecke von 0,2 mm ein minimal auflösbarer Rissabstand. Beträgt der Abstand zweier Risse weniger als 0,2 mm werden diese im Topogramm als ein Riss dargestellt. Damit weicht die Rissdichte bei der Messmethode *Fahren und Messen* bei hohen Schädigungszuständen von der durch die Rastermethode ermittelten Rissdichte leicht ab (siehe Abbildung 3.32). Wird der Schadensparameter der mittleren Refraktionsintensität betrachtet, ergibt sich kein Unterschied zwischen den beiden Methoden (siehe Abbildung 3.31). Risse mit einem Abstand von unter 0,2 mm werden durch den integralen Messwert der Refraktionsintensität gleichermaßen berücksichtigt. Die Abbildungen 3.31, 3.32 und 3.33 stellen die Erfassung der selben Schädigungsabläufe anhand der Methoden *Raster*

und *Fahren und Messen* zusammenfassend dar.

3.5.2 Quasi-statische Versuche an CFK

Im Rahmen quasi-statischer Zugversuche wurden zum einen die E-Moduln in der Probenlängsrichtung und die Festigkeiten der Lamine ohne SAXS-Begleitung ermittelt und damit die allgemeine Charakterisierung der geprüften Verbunde realisiert. Die entsprechenden Kennwerte der gefertigten CFK-Lamine sind in Tabelle 3.14 dargestellt.

Tabelle 3.14: Übersicht über die statischen Kennwerte der verwendeten CFK-Lamine

Faserorientierung:		RIM 135				LY 556			
		0/90°		±45°		0/90°		±45°	
Faserhalbzeug:		UD	Köper	UD	Köper	UD	Köper	UD	Köper
Faservolumen- gehalt	φ / %	45,1	44,4	44,4	43,9	42,5	44,9	40,4	42,0
	SD / rel.%	0,0	0,0	0,1	0,1	0,3	1,4	3,3	0,7
Festigkeit	σ_M / MPa	860	698	137	140	771	604	133	143
	SD / %	2,6	4,4	0,7	2,2	3,3	7,9	2,0	1,6
E-Modul	E / MPa	53100	49600	12000	11900	49600	46300	10700	11400
	SD / %	0,9	27,1	2,0	1,0	3,2	2,2	3,9	0,6

Zum anderen wurden bei SAXS-Messungen Zugversuche in situ durchgeführt und auf diesem Wege die Lastniveaus für den statischen Schadensbeginn der verschiedenen Lamine ermittelt. Die Zugversuche wurden in Form von Stufenzugversuchen ausgeführt. Dabei wurde zunächst entsprechend der Abbildung 3.26a die Kraft stufenweise um 35 bis 50 MPa erhöht. Vor jeder Laststeigerung wurde auf dem Niveau der jeweiligen Laststufe eine SAXS-Messung durchgeführt, während der Weg gehalten wurde. Die Ergebnisse der Refraktionsmessungen für Stufenzugversuche an 0/90°-UD-Proben mit der Matrix RIM 135 und der Matrix LY 556 werden in der Abbildung 3.23 dargestellt. Dabei werden zur Veranschaulichung der Schadensentwicklung beide Schädigungsparameter, Änderung der Refraktionsintensität und Rissdichte, herangezogen und über der jeweiligen Stufenspannung dargestellt.

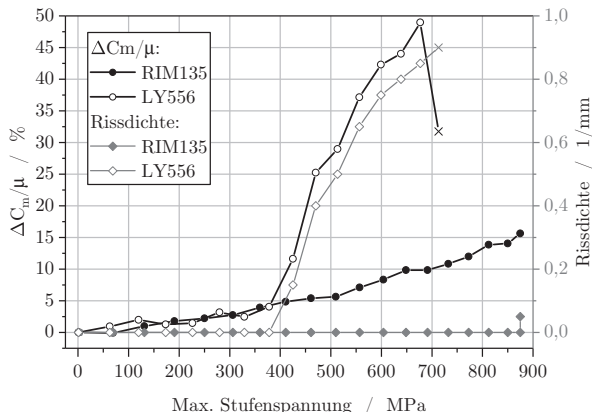


Abbildung 3.23: Schädigungsentwicklung anhand der Änderung der relativen Refraktionsintensität und der Rissdichte im Stufenzugversuch an CFK aus Matrix LY 556 und Matrix RIM 135, verstärkt mit UD-Gewebe in 0/90°-Richtung (Scanmethode: *Raster*)

Für die Proben aus dem Matrixsystem LY 556 ist der erste Zwischenfaserbruch durch einen sprunghaften Anstieg der Refraktionsintensität sowie der Rissdichte zwischen den Laststufen von 377 MPa und 425 MPa zu erkennen. In den jeweiligen Kurven für die Laminare aus RIM 135 ist kein derart deutlicher Gradient im Kurvenverlauf und damit kein Indiz für einen Zwischenfaserbruch auszumachen. Die Refraktionsintensität nimmt über den gesamten Spannungsbereich kontinuierlich zu, wohingegen die Rissdichte keine diskreten Risse anzeigt bis zum abschließenden Versagen der Probe. Der Autor erkennt in diesem Verhalten die Neigung der Laminare mit der Matrix RIM 135 im Anfangsstadium der Schädigung Mikrorisse auszubilden und weniger makroskopische Risse, wie bereits an den RIM-135-GFK-Laminaten beobachtet wurde. Ein ähnliches Verhalten kann auch an den mit Köpergewebe verstärkten 0/90°-Laminaten mit den Matrizen RIM 135 und LY 556 (siehe Abbildung 3.24) beobachtet werden. Die Ondulation der Fasern scheint dabei jedoch in Bezug auf die Matrix RIM 135 ein Verbinden von Mikrorissen zu größeren Makrorissen durch komplexere Spannungszustände zu begünstigen. Für beide Systeme ist der erste Zwischenfaserbruch zwischen den Laststufen 354 MPa und 388 MPa (RIM 135) sowie 353 MPa und 384 MPa anzunehmen.

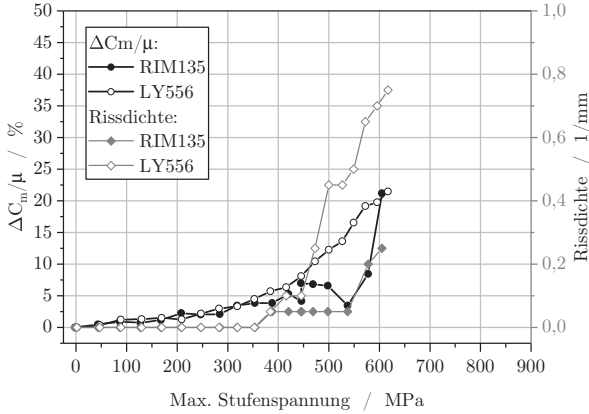


Abbildung 3.24: Schädigungsentwicklung anhand der Änderung der relativen Refraktionsintensität und der Rissdichte im Stufenzugversuch an CFK aus Matrix LY 556 und Matrix RIM 135, verstärkt mit Köpergewebe in $0/90^\circ$ -Richtung (Scanmethode: *Raster*)

In gleicher Weise wurden Stufenzugversuche an den in $\pm 45^\circ$ -Richtung verstärkten Laminaten durchgeführt. Dabei muss die Rotation der Fasern in der Probenebene berücksichtigt und die ermittelte Refraktionsintensität nach Trape [THS08] korrigiert werden. Da die Zugversuche und die in-situ Refraktionsmessungen an den Proben in vertikaler Ausrichtung durchgeführt wurden, werden im SAXS-Topogramm keine diskreten Risse dargestellt und die Rissdichte damit als Schädigungsparameter unbrauchbar. Aus diesem Grund wird zur Darstellung der Schädigungsentwicklung in Abbildung 3.25 ausschließlich die Änderung der Refraktionsintensität herangezogen. Die Laminare mit der Matrix LY 556 weisen dabei jeweils nach einigen Laststufen einen sprunghaften Anstieg der Refraktionsintensität auf, der als das Einsetzen der ersten Zwischenfaserbrüche erkannt werden kann. Dieser Vorgang findet im Fall der Proben verstärkt mit UD-Gewebe zwischen den Laststufen 79 und 88 MPa und im Fall der Proben verstärkt mit Köpergewebe zwischen den Laststufen 107 und 119 MPa statt.

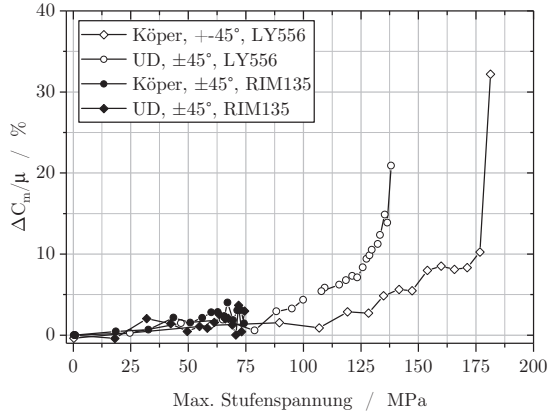


Abbildung 3.25: Stufenzugversuch an CFK aus Matrix LY 556 und Matrix RIM 135, verstärkt mit Köper- und UD-Gewebe in $\pm 45^\circ$ (Scanmethode: *Fahren & Messen*)

Für die Proben mit der Matrix RIM 135 kann kein vergleichbarer Verlauf der Röntgenrefraktionsintensität über der Stufenspannung dargestellt werden. Dies kann mit dem Kriechverhalten der Matrix RIM 135 erklärt werden. Aufgrund der langen Haltezeit der Maschinentraverse von ca. zwei Stunden während eines SAXS-Scans an der Position der jeweils aktuellen maximalen Stufenspannung wird die Spannung durch Kriechvorgänge in der Probe abgebaut. Eine erneute Erhöhung der Last um einen festen Betrag entsprechend des programmierten Prüfablaufs führt somit ab einem bestimmten Lastniveau zu keiner weiteren Laststeigerung. Um die Messung der ersten Zwischenfaserrisse der Proben mit der Matrix RIM 135 zu ermöglichen, wurde der Versuchsablauf entsprechend Abbildung 3.26 modifiziert. Die Refraktionsmessung fand damit nicht wie in den vorhergehenden Versuchen auf dem Niveau der aktuellen Laststufe statt (Abbildung 3.26a), sondern auf einem konstanten Niveau unterhalb der Laststufenmaxima (Abbildung 3.26b) mit Ausnahme des ersten Scans ohne Last. Im Falle der Proben mit Faserverstärkung in $0/90^\circ$ wurde die Beanspruchung auf 100 MPa gesenkt, im Fall der Proben mit Faserverstärkung in $\pm 45^\circ$ auf 10 MPa.

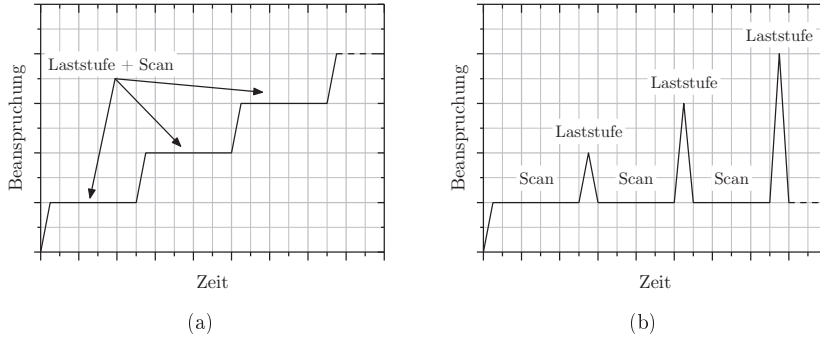


Abbildung 3.26: Schematische Darstellung des Versuchsablaufs beim Stufenzugversuch an CFK mit (a) Scans auf jeweiliger Laststufe und (b) Scans bei verringertem, konstanten Lastniveau

Wird die auf diese Weise im Zugversuch gemessene Refraktionsänderung unter Einberechnung der Faserrotation [THS08] über der maximalen Stufenspannung dargestellt, ergibt sich für Laminate mit der Matrix RIM 135 und UD-Gewebeverstärkung in $0/90^\circ$ oder $\pm 45^\circ$ ein kontinuierlich und progressiv steigender Verlauf (Abbildung 3.27 und 3.28).

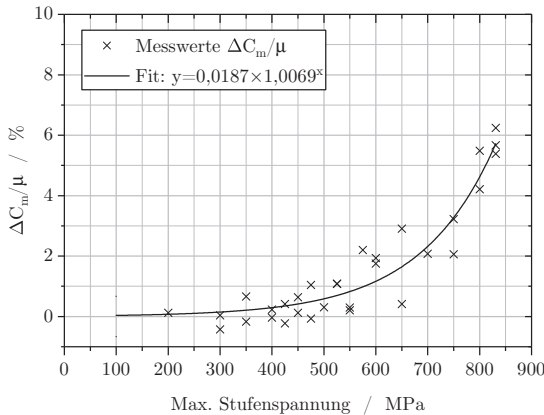


Abbildung 3.27: Stufenzugversuch an CFK aus Matrix RIM 135, verstärkt mit UD-Gewebe in $0/90^\circ$

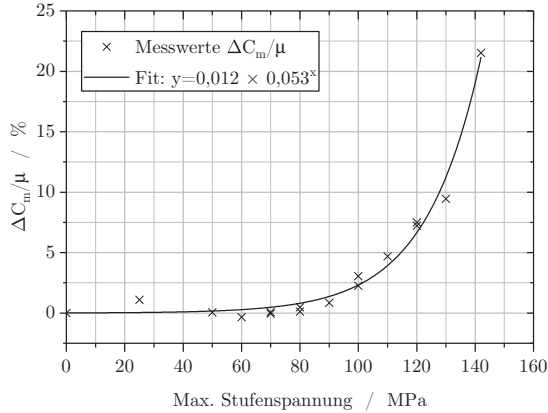


Abbildung 3.28: Stufenversuch an CFK aus Matrix RIM 135, verstärkt mit UD-Gewebe in $\pm 45^\circ$

Da am kontinuierlichen Verlauf der Refraktionsintensität keine Anhaltspunkte für erste Zwischenfaserbrüche zu erkennen sind, wird auf eine andere Darstellung des Versuchsablaufs zurückgegriffen. Dabei wird die Probendehnung in Probenlängsrichtung ε_x bei einer Laminatspannung σ_x von 100 MPa ($0/90^\circ$) bzw. 10 MPa $\pm 45^\circ$ über der jeweiligen maximalen Stufenspannungen abgebildet. Die auf diese Weise dargestellten Punkte für die Proben mit UD-Gewebeverstärkung in $0/90^\circ$ wurden in Abbildung 3.29 mit Geradengleichungen approximiert. Dabei ergeben sich drei Bereiche unterschiedlicher Steigung. Die verschiedenen Bereiche stehen dabei jeweils für eine veränderte Probennachgiebigkeit. Die Änderung der Nachgiebigkeit kann mit dem Auftreten verschiedener Schädigungsphänomene erklärt werden. Es kann angenommen werden, dass bei dem ersten Abschnittswechsel zwischen den Laststufen 420 und 450 MPa erste Risse auftreten und sich bei dem zweiten Abschnittswechsel bei ca. 650 MPa zu ersten größeren globalen Rissen in der Matrix akkumulieren.

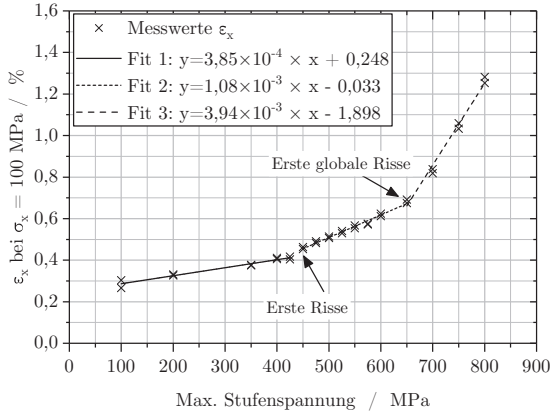


Abbildung 3.29: Dehnung bei 100 MPa Probenvorspannung nach jeweils angefahrterer Laststufe im Stufenzugversuch an CFK aus Matrix RIM 135 verstärkt mit UD-Gewebe in 0/90°

Auf gleiche Weise dargestellte Punkte für die Proben mit UD-Gewebeverstärkung in $\pm 45^\circ$ wurden in Abbildung 3.30 mit Geradengleichungen angenähert.

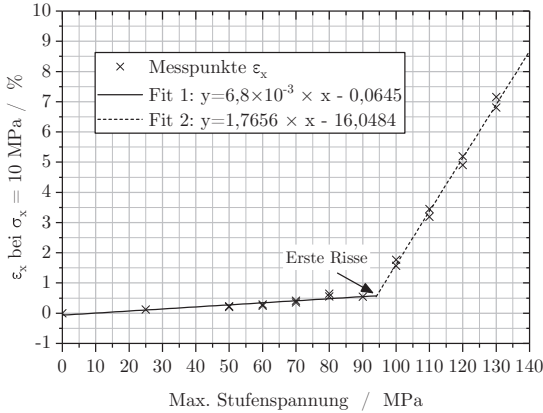


Abbildung 3.30: Dehnung bei 10 MPa Probenvorspannung nach jeweils angefahrterer Laststufe im Stufenzugversuch an CFK aus Matrix RIM 135 verstärkt mit UD-Gewebe in $\pm 45^\circ$

In diesem Fall ergeben sich zwei Bereiche mit unterschiedlicher Steigung. Auch in diesem Fall kann angenommen werden, dass die Änderung der Nachgiebigkeit

mit dem Auftreten von Schädigungen erklärt werden kann und somit bei dem Abschnittswechsel zwischen den Laststufen 90 und 100 MPa erste Mikrorisse auftreten. Eine zweite Anstiegsänderung tritt nicht auf. Der Grund dafür ist darin zu sehen, dass im Falle einer Faserverstärkung in $\pm 45^\circ$ der Wechsels des phänomenologischen Schädigungsprozesses einen geringeren bzw. keinen Einfluss auf die Probensteifigkeit hat. Das Abgleiten der Fasern unter der schubbeanspruchten Matrix läuft kontinuierlich ab ohne abrupte Vereinigung kleinerer Risse zu größeren Rissen wie im Falle von $0/90^\circ$ -Proben. Damit konnte für die mit UD-Gewebe verstärkten Proben aus der Matrix RIM 135 ein Lastniveau für den Zwischenfaserbruchbeginn ermittelt werden. Die ermittelten Laminatspannungen bei ersten Zwischenfaserbrüchen sind in Tabelle 3.15 übersichtlich zusammengetragen. In Kapitel 4 werden sie umgerechnet in die bei ZFB vorliegenden Matrixspannungen.

Tabelle 3.15: Übersicht über die ZFB-Laminatspannungen ermittelt im Stufenzugversuch an CFK-Laminaten

	RIM 135			LY 556		
	σ_x bei ZFB /MPa	ϵ_x bei ZFB /%		σ_x bei ZFB /MPa	ϵ_x bei ZFB /%	
Faserverstärkung (C)	Laststufen	\emptyset	\emptyset	Laststufen	\emptyset	\emptyset
$0/90^\circ$, UD-Gewebe	420 - 450	435	0,84	378 - 425	402	0,84
$0/90^\circ$, Köpergewebe	354 - 388	371	0,70	353 - 384	369	0,82
$\pm 45^\circ$, UD-Gewebe	90 - 100	95	0,91	79 - 88	84	0,82
$\pm 45^\circ$, Köpergewebe	-			107 - 119	113	1,06

3.5.3 Schädigungsanalyse bei Ermüdung

Im folgenden Abschnitt werden die Ergebnisse der an CFK durchgeführten Einstufenschwingversuche vorgestellt. Dazu zählen die Versuche zur Ermittlung der Versagensgrenze sowie die Versuche zur Erfassung der Schadensgrenze. Alle Versuche wurden bei einem Beanspruchungsverhältnis von $R = 0,1$ ausgeführt. Die Frequenz von maximal 100 Hz wurde in Abhängigkeit des Lastniveaus angepasst mit dem Ziel, die maximale Erhöhung der Proben temperatur von 10 Kelvin einzuhalten. Die Versuche zur Ermittlung der Versagensgrenze wurden bis zum vollständigen Versagen der Proben durchgeführt. Die ermittelten Wöhlerlinien werden anhand der Wöhlerliniengleichung nach Basquin zusammen mit den Schadenslinien in den Abbildungen 3.39 bis 3.45 dargestellt. Die Versuche zur Erfassung der Schadensgrenze wurden von in-situ Refraktionsmessungen begleitet mit dem Ziel

die Entwicklung der Schädigung im HCF-Bereich bis 10^6 Lastwechsel abzubilden. Dabei wurden alle Proben bis mindestens 10^6 Lastwechsel geprüft. Die Proben, die auf Lastniveaus geschwungen wurden, die im HCF-Bereich zu keinem Schaden führen, wurden bis 10^8 Lastwechsel geprüft, um einen Zusammenhang zwischen der Schädigung im HCF-Bereich und der Schädigung im VHCF-Bereich aufstellen zu können.

Im Folgenden werden zunächst die Schädigungsabläufe im HCF-Lastwechselbereich aufgezeigt. Im Anschluss werden die Ergebnisse der SAXS-Scans getrennt nach *kein Schaden detektiert* und *Schaden detektiert* in S-N-Diagrammen zusammen mit den Schädigungslinien und Versagenslinien dargestellt. Abschließend werden die Schadens- und Versagenslinien der geprüften Lamine gemeinsam dargestellt.

Für die Versuche an den CFK-Proben mit dem System LY 556 sowie Verstärkung aus UD-Gewebe in $0/90^\circ$ -Richtung werden zunächst die Scanmethoden *Raster* und *Fahren & Messen* genutzt. Zum Vergleich der Schädigungsparameter werden die Ergebnisse beider Messverfahren in Form der Änderung der Refraktionsintensität sowie der Rissdichte über der Zahl der Lastwechsel in Abbildung 3.31 und 3.32 aufgetragen.

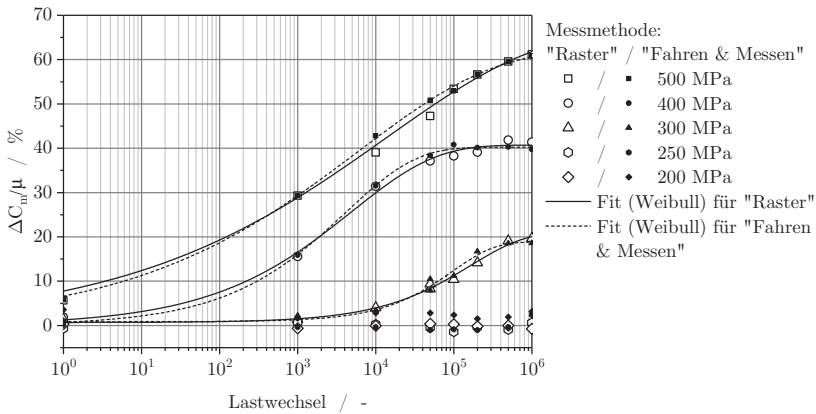


Abbildung 3.31: Vergleich der Messverfahren "Raster" und "Fahren & Messen" zur Charakterisierung der Schädigungsentwicklung anhand der Änderung der relativen Refraktionsintensität im Schwingversuch an CFK aus Matrix LY 556, verstärkt mit UD-Gewebe in $0/90^\circ$ -Richtung

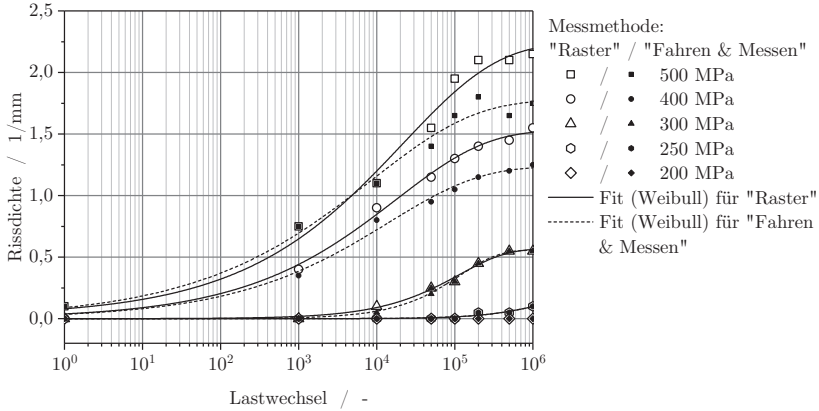


Abbildung 3.32: Vergleich der Messverfahren "Raster" und "Fahren & Messen", zur Charakterisierung der Schädigungsentwicklung anhand der Änderung der Rissdichte im Schwingversuch an CFK aus Matrix LY 556, verstärkt mit UD-Gewebe in 0/90°-Richtung

Die Schädigungsentwicklung in FKV ist nach [THS08] mathematisch gut mit der Weibull-Verteilungsfunktion

$$F(x) = 1 - e^{-(k \cdot x)^d} \tag{3.15}$$

darzustellen. Unter Zuhilfenahme des Anpassungsparameters a kann der Schädigungsverlauf der geprüften Laminate ebenfalls gut mit der Weibull-Verteilungsfunktion entsprechend folgender Gleichung approximiert werden:

$$F(x) = a \cdot (1 - e^{-(k \cdot x)^d}) \tag{3.16}$$

Die nach dieser Funktion angenäherten Kurvenverläufe wurden in entsprechenden Abbildungen eingebracht. Die Parameterbelegung für die jeweiligen Approximationen ist in einer Übersicht im Anhang zusammengefasst.

In der Abbildung 3.31 ist zu erkennen, dass beide Scanmethoden in Bezug auf die Änderung der Refraktionsintensität sowohl qualitativ als auch quantitativ annähernd den gleichen Kurvenverlauf ergeben. Die Abbildung 3.32 zeigt in Bezug auf die Rissdichte, dass beide Scanmethoden den gleichen qualitativen Kurvenverlauf wiedergeben, jedoch mit steigender Rissdichte quantitative Unterschiede auftreten. Hierbei werden anhand der Methode *Fahren & Messen* nicht mehr alle Risse aufgelöst und somit eine geringere Rissdichte ermittelt als im *Raster*-Verfahren. Dieses Phänomen wird anhand der Abbildung 3.33 veranschaulicht. Auf unterschiedlichem Lastniveau über 10^6 Lastwechsel geprüfte und gescannte Proben zeigen mit zunehmender Last eine höhere Rissdichte. Durch die geringere Auflösung der *Fahren & Messen*

Messen-Methode werden dicht beieinander liegende Risse als ein zusammengehöriger Riss dargestellt. Die Rissdichte wird nicht korrekt ermittelt.

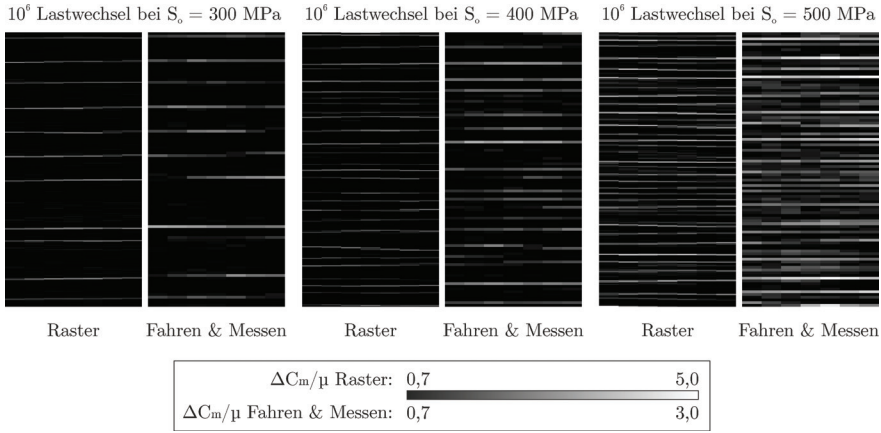


Abbildung 3.33: Vergleich der Topogramme für “Raster“- und “Fahren & Messen“-Messungen an CFK-Proben aus Matrix LY 556, verstärkt mit UD-Gewebe in 0/90°-Richtung nach 10^6 Lastwechseln auf unterschiedlichen Belastungsniveaus

Aus den genannten Gründen wird im weiteren Verlauf der Darstellung auf die Methode *Fahren & Messen* sowie die Änderung der Refraktionsintensität als Schadensparameter zurückgegriffen. Die Abbildungen 3.34 und 3.35 zeigen den Schädigungsverlauf an CFK-Proben mit der Matrix LY 556, verstärkt mit Köpergewebe in 0/90°- und in $\pm 45^\circ$ -Richtung.

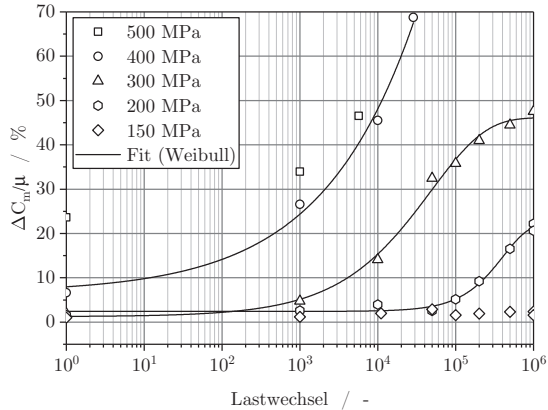


Abbildung 3.34: Schädigungsentwicklung im Schwingversuch an CFK aus Matrix LY 556, verstärkt mit Kögewebe in 0/90°-Richtung

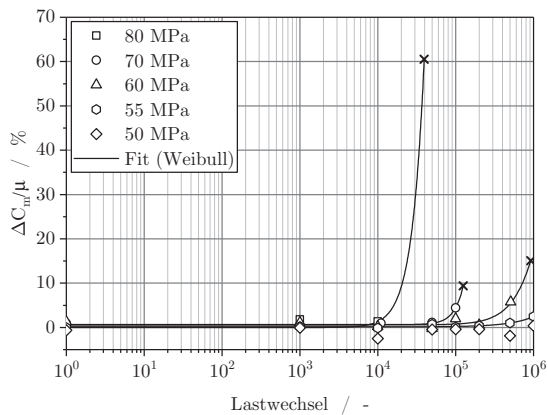


Abbildung 3.35: Schädigungsentwicklung im Schwingversuch an CFK aus Matrix LY 556, verstärkt mit Kögewebe in $\pm 45^\circ$ -Richtung

Die Schädigungsentwicklungen der drei geprüften LY 556-Laminats zeigen unterschiedliche Verläufe. Bei den LY 556-Proben mit UD-Gewebeverstärkung in 0/90° treten ab einem Lastniveau zwischen 400 und 500 MPa bereits mit dem ersten Schwingenspiel erste Zwischenfaserbrüche auf. Bei einem Lastniveau von 200 MPa und weniger treten keine Zwischenfaserbrüche bis 10^6 Lastwechsel auf. Bei den LY 556-Proben mit Kögewebeverstärkung in 0/90° treten Zwischenfaserbrüche im

ersten Schwingspiel bei einem Lastniveau zwischen 300 und 400 MPa auf. Für einen schadensfreien Durchlauf des HCF-Bereichs muss die Beanspruchung bis auf 150 MPa gesenkt werden. Äquivalent zu den Versuchen an GFK Proben mit der Matrix LY 556 und UD-Gewebe in $\pm 45^\circ$ ist bei den CFK Proben mit der Matrix LY 556 und Köper-Gewebe in $\pm 45^\circ$ die Schadensentwicklung nur über einen kurzen Bereich der Lebensdauer zu beobachten, bevor ein Versagen der Proben eintritt. Auf einem Lastniveau von 50 MPa wird im HCF-Lastwechselbereich kein ZFB detektiert.

Zur Beurteilung des Einflusses der Matrix auf das Schädigungsverhalten im Verbund, wurden ebenfalls Einstufenschwingversuche an Proben mit der Matrix RIM 135 durchgeführt. Um darüber hinaus Schadenslinien für unterschiedliche Laminataufbauten zu erhalten, wurden die Faserverstärkungen mit UD-Gewebe und Köpergewebe in $0/90^\circ$ -Richtung sowie UD-Gewebe in $\pm 45^\circ$ -Richtung realisiert.

Diese Schadenslinien sollen im Kapitel 4 zur Überprüfung der ermittelten Schadenslinien auf Basis des Modells der maximalen Matrixbeanspruchung genutzt werden. Die folgenden Abbildungen 3.36 und 3.37 zeigen die Schadensentwicklung an RIM 135-Proben mit Faserverstärkung in $0/90^\circ$ -Richtung. Dabei ist zu erkennen, dass die Schädigungen in Laminatproben mit der Matrix RIM 135 weniger Refraktion der Röntgenstrahlung hervorrufen und damit die Änderung der Refraktionsintensität der RIM 135-Proben auf einem niedrigerem Niveau ausfällt. Die maximale Änderung der Refraktionsintensität der LY 556-Proben beträgt bei gleichem Fasermaterial und $0/90^\circ$ -Faserausrichtung etwa das Zwei- bis Vierfache. Zur Klärung der Ursache dieses Phänomens kann auf die Ergebnisse aus den Ermüdungsversuchen an GFK-Laminaten zurückgegriffen werden. Damit kann dieses Phänomen mit dem unterschiedlichen Schädigungsverhalten der RIM 135- und LY 556-Proben erklärt werden. Die Mikrorisse in den RIM 135-Proben refraktieren die Röntgenstrahlung weniger stark als die Makrorisse der LY 556-Proben.

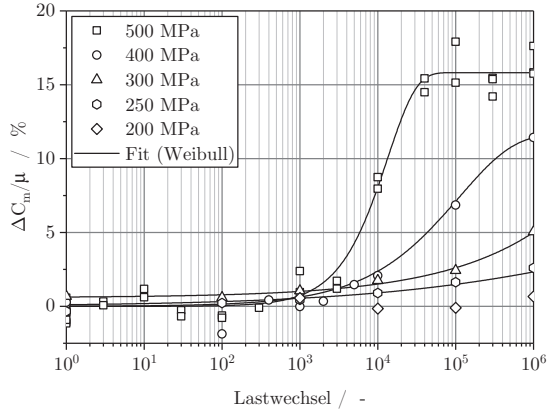


Abbildung 3.36: Schädigungsentwicklung im Schwingversuch an CFK aus Matrix RIM 135, verstärkt mit UD-Gewebe in 0/90°-Richtung

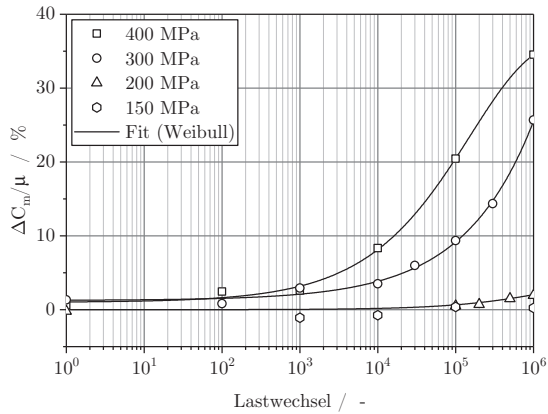


Abbildung 3.37: Schädigungsentwicklung im Schwingversuch an CFK aus Matrix RIM 135, verstärkt mit Köpergewebe in 0/90°-Richtung

Mit Blick auf die Schädigungsverläufe der Proben mit der Matrix RIM 135, verstärkt mit UD-Gewebe in $\pm 45^\circ$ -Richtung (Abbildung 3.38), kann resümiert werden, dass sich im Vergleich mit den LY 556-Proben, verstärkt mit Köpergewebe in $\pm 45^\circ$ -Richtung, ein deutlich früherer Schadensbeginn mit langsamerem Schadensfortschritt zeigt, obwohl es sich um unterschiedliche Halbzeuge handelt. Die Schädigung führte auch bei diesen Proben teilweise noch bis zum Versagen innerhalb einer

relativ kurzen Lastwechselfspanne. Bei und unterhalb eines Lastniveaus von 50 MPa traten innerhalb des HCF-Bereichs keine ZFB auf.

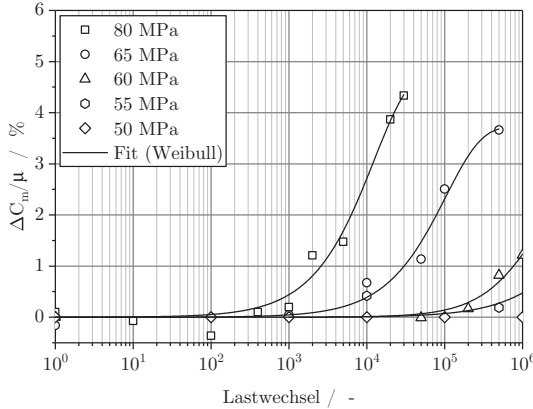


Abbildung 3.38: Schädigungsentwicklung im Schwingversuch an CFK aus Matrix RIM 135, verstärkt mit UD-Gewebe in $\pm 45^\circ$ -Richtung

Anhand der vorgestellten Refraktionsmessungen wurden Schädigungen der geprüften Proben detektiert und der Verlauf der Schädigungen in Form der Rissdichte bzw. Refraktionsintensität über den Lastwechseln dargestellt. Um im nächsten Schritt den Verlauf der Schädigungsgrenzen aufzuzeigen, wurden die einzelnen Refraktionsmessungen in Punktform und zur Unterscheidung zwischen *kein Schaden detektiert* und *Schaden detektiert* farblich kodiert in S-N-Diagrammen dargestellt. Anhand der Eintragungen des letzten Scans ohne und des ersten Scans mit Schädigung auf den jeweiligen Lasthorizonten wurden die Schädigungsgrenzen mittels der Wöhlergleichung nach Basquin angenähert. Die Diagramme 3.39 und 3.40 zeigen die Verläufe der Schädigungslinien für die LY 556- und RIM 135-Proben mit UD-Gewebeverstärkung in $0/90^\circ$ -Richtung. In diesen Diagrammen ist ebenso die ermittelte Versagensgrenze mit den dazugehörigen Versagenspunkten abgebildet.

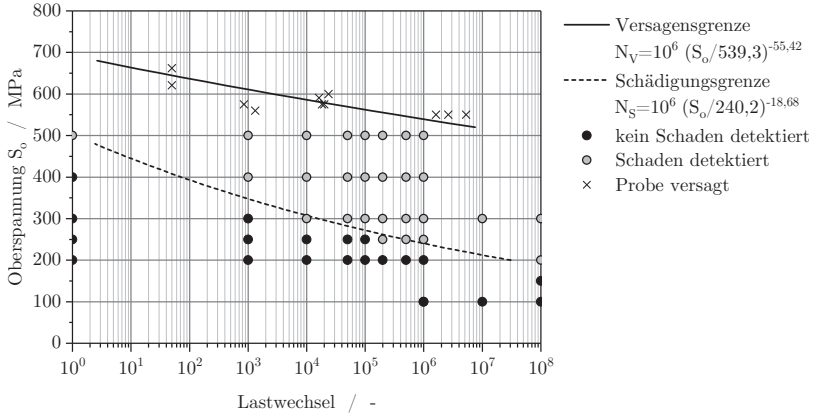


Abbildung 3.39: Visualisierung der Grenzen für Erstschädigung und Versagen im S-N-Diagramm für CFK-Proben aus Matrix LY556, verstärkt mit UD-Gewebe in 0/90°-Richtung

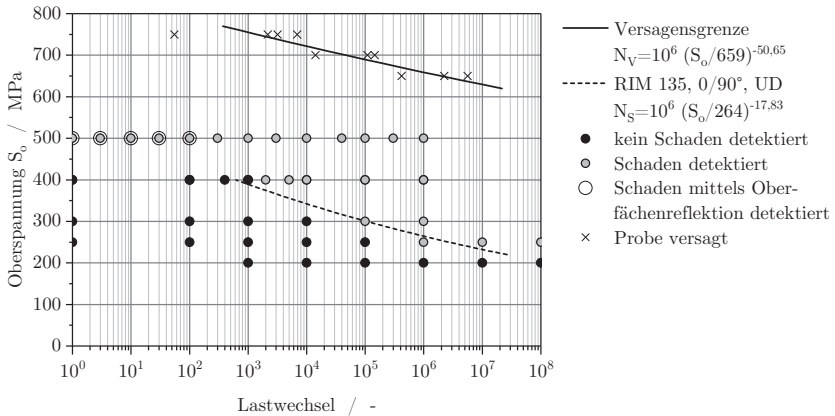


Abbildung 3.40: Visualisierung der Grenzen für Erstschädigung und Versagen im S-N-Diagramm für CFK-Proben aus Matrix RIM 135, verstärkt mit UD-Gewebe in 0/90°-Richtung

In dieser Darstellung ist gut zu erkennen, dass das Lastniveau von 200 MPa, bei dem im HCF-Bereich bei beiden Laminaten kein Schaden auftritt, im VHCF-Bereich bis 10^8 Lastwechsel zeitfest ist und jeweils kein Versagen eintritt. Im Fall der RIM 135-Proben wurden auch im VHCF-Bereich auf diesem Lastniveau keine

Schäden detektiert. Dagegen trat bei den LY 556-Laminaten auf diesem Lastniveau zwischen 10^6 und 10^8 Lastwechseln bei gleichzeitiger Zeitfestigkeit eine Schädigung auf. Die LY 556 Lamine durchlaufen den VHCF-Bereich auf einem Lastniveau von 150 MPa schadenfrei. Die Versagens- und Schädigungslinien der $0/90^\circ$ -Köperlamine beider Matrixsysteme sind in den Abbildungen 3.41 und 3.42 visualisiert. Der HCF-Bereich wird auf einem Lastniveau von 150 MPa (LY 556) bzw. 200 MPa (RIM 135) schadenfrei durchlaufen. Auf diesem Niveau findet auch bei diesen Laminaten kein Versagen bis 10^8 Lastwechsel statt. Wird das Lastniveau jeweils um 50 MPa abgesenkt, wird im VHCF-Bereich kein ZFB detektiert.

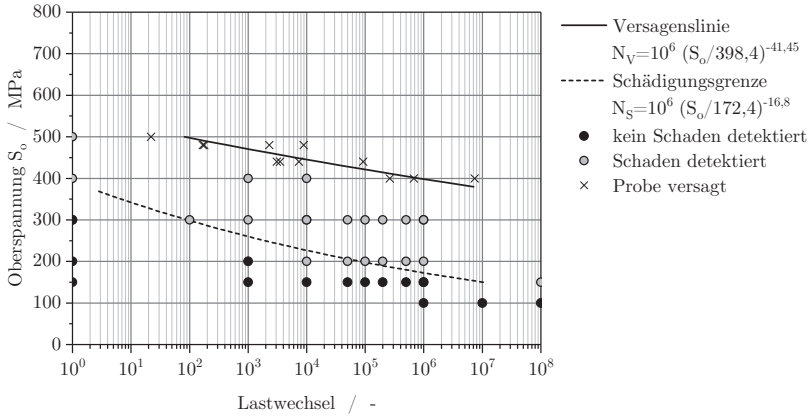


Abbildung 3.41: Visualisierung der Grenzen für Erstschädigung und Versagen im S-N-Diagramm für CFK-Proben aus Matrix LY556, verstärkt mit Köper-Gewebe in $0/90^\circ$ -Richtung

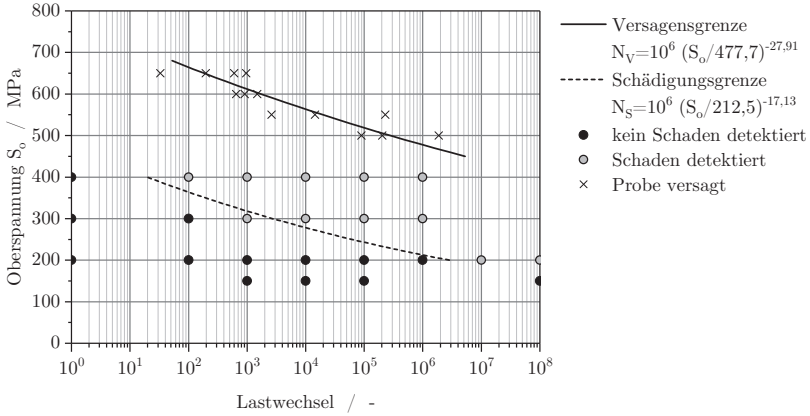


Abbildung 3.42: Visualisierung der Grenzen für Erstschädigung und Versagen im S-N-Diagramm für CFK-Proben aus Matrix RIM 135, verstärkt mit Köper-Gewebe in 0/90°-Richtung

Die Darstellungen der Versagens- und Schädigungsgrenzen für die mit Köper- bzw. UD-Gewebe in $\pm 45^\circ$ verstärkten Proben findet sich im Anhang in den Abbildungen A.1 und A.2. Im Folgenden zeigen Abbildung 3.43 die ermittelten Schädigungs- und Versagenslinien für die in 0/90°-Richtung verstärkten Proben im absoluten Maßstab.

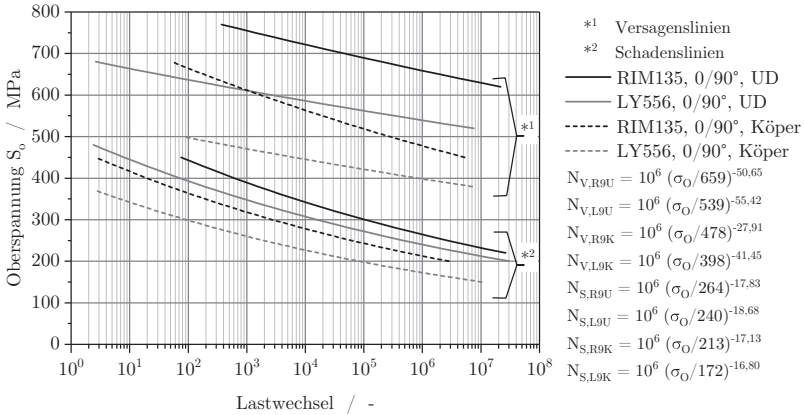


Abbildung 3.43: Visualisierung der Grenzen für Erstschädigung und Versagen im S-N-Diagramm für CFK-Proben aus Matrix RIM 135 und LY 556, verstärkt mit UD- und Köper-Gewebe in 0/90°-Richtung

Sowohl für die mit UD-Gewebe als auch die mit Köpergewebe verstärkten Proben gilt, dass die Erstschädigung und das Versagen der RIM 135-Proben bei gleichem Lastniveau später eintritt als bei den LY 556-Proben. Dies scheint den Ergebnissen an GFK-Laminaten zu widersprechen. Es kann angenommen werden, dass ein chemisch unterschiedliches Faser-Matrix-Interface zu den Ursachen zählt. Darüber hinaus wird in Kapitel 4 untersucht, inwiefern die unterschiedlichen Fasersteifigkeiten die vorliegende Matrixbeanspruchung verändert. Werden die Versagens- und die Schadenslinien auf die laminatspezifische statische Festigkeit normiert, ergibt sich die Darstellung der Schädigungs- und Versagensgrenzen nach Abbildung 3.44.

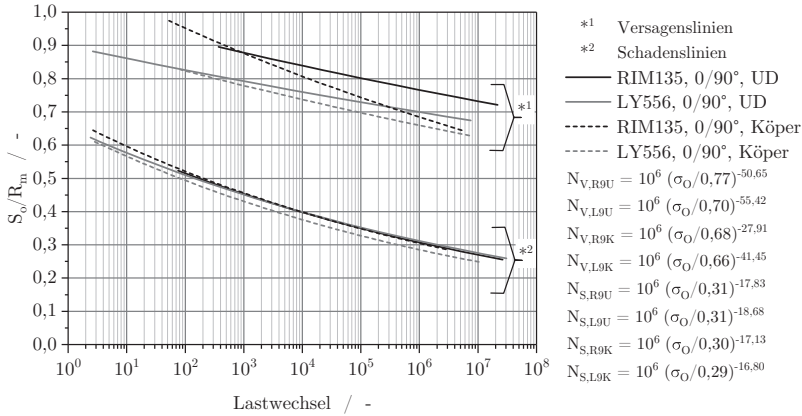


Abbildung 3.44: Visualisierung der normierten Grenzen für Erstschädigung und Versagen im S-N-Diagramm für CFK-Proben aus Matrix RIM 135 und Matrix LY 556 verstärkt mit UD- und Köper-Gewebe in 0/90°-Richtung

Durch die normierte Darstellung fallen die Schädigungslinien für beide Matrixsysteme und beide Faserhalbzeuge zusammen. Daraus kann geschlussfolgert werden, dass im untersuchten Fall das relative Verhältnis des Schädigungsniveaus unter statischer Last und Schädigung unter schwingender Beanspruchung für beide Systeme gleich und somit unabhängig von den bruchmechanischen Eigenschaften der Matrix ist. Die Versagenslinien rücken ebenfalls zusammen, jedoch tritt das Versagen der RIM 135-Laminaten auch im relativen Vergleich später ein. Daher ist im Gegensatz zur Schädigungsgrenze im Fall der Versagensgrenze der 0/90°-Laminaten ein Einfluss der bruchmechanischen Eigenschaften anzunehmen.

Die Abbildung 3.45 zeigt die normierte Darstellung der Schadens- und Versagenslinien für die mit UD- und Köpergewebe in $\pm 45^\circ$ verstärkten Proben. Dabei wurden ebenso die Versagenslinien für LY 556 Proben mit UD-Gewebeverstärkung und RIM 135-Proben mit Köpergewebeverstärkung ermittelt, um den Vergleich der Versagenslinien zu ermöglichen. Die nicht normierte Darstellung findet sich im An-

serbruchfestigkeiten als auch die im HCF-Bereich schadenfrei ertragenen Lastniveaus der RIM 135 Lamine höher. Des Weiteren treten an ZFB-Schädigungen in den Laminaten mit der Matrix LY 556 höhere Refraktionsintensitäten als an den RIM 135-Laminaten auf. Dadurch kann ein Unterschied in der Schädigungsbildung bzw. -entwicklung äquivalent zu der aufgezeigten Schadensbildung in GFK-Laminaten protokolliert werden. Die in den Laminaten mit der Matrix RIM 135 auftretenden Schädigungen rufen im Vergleich zu den Rissen in LY 556-Laminaten weniger Refraktion der Röntgenstrahlung hervor.

4 Berechnungen auf Matrixvergleichsspannungsbasis

Im folgenden Kapitel werden die durchgeführten Berechnungen auf Basis der klassischen Laminattheorie sowie auf Basis der vorgestellten Erweiterten Inversen Laminattheorie und der Mischungsregeln nach Krimmer dokumentiert. Die Berechnungen sind dabei in zwei Teile zu gliedern.

Im ersten Teil wird der in den jeweiligen statischen Versuchen ermittelte Zwischenfaserbruchbeginn behandelt. Zum einen werden auf Basis der EILT die bei ZFB vorliegende Matrixvergleichsspannung ermittelt. Darüber hinaus wird das ZFB-Niveau auf zwei verschiedenen Wegen theoretisch berechnet und die Ergebnisse miteinander verglichen. Die Berechnung erfolgt zum einen mit dem klassischen Berechnungsansatz nach der KLT (Abschnitt 2.3.2) und den Mischungsregeln nach Puck (Abschnitt 2.3.1) sowie dessen Bruchkriterien (Abschnitt 2.3.3) auf Basis der klassisch ermittelten Eigenschaften der Einzelkomponenten. Zum anderen werden anhand der EILT (Abschnitt 2.3.5) ermittelte Komponenteneigenschaften in Kombination mit dem Bruchkriterium auf Matrixvergleichsspannungsbasis (Gleichung 2.58) angewendet. Die jeweiligen Ergebnisse werden einander gegenüber gestellt.

Im zweiten Teil werden die mikromechanischen Modelle nach [Kri14] (Abschnitt 2.3.5) sowie der Matrixvergleichsspannungsansatz (Gleichung 2.60) angewendet, um die in den Schwingversuchen aufgebrachten Laminatbeanspruchungen jeweils in Matrixbeanspruchungen umzurechnen. Ziel ist damit die Wiedergabe der GFK- und CFK-Laminat-Schädigungslinien auf Basis der Matrixbeanspruchung. Anschließend wird geprüft, inwiefern eine einheitliche Matrixbeanspruchung als Dauerfestigkeitsgrenze definiert werden kann.

4.1 Zwischenfaserbruchbeginn im statischen Lastfall

4.1.1 Herangehensweise

Grundsätzlich werden zwei Berechnungsansätze verfolgt. Zum einen werden Laminatberechnungen mit den in Kapitel 2.3.5 vorgestellten physikalisch basierten Mischungsregeln nach Krimmer auf Basis der mit der EILT ermittelten inversen Steifigkeiten durchgeführt.

Die EILT-Basisversuche wurden an RIM 135-Laminaten durchgeführt (siehe Kapitel 3.3). Anhand dieser konnten die inversen Steifigkeitskennwerte für die Fasern (Tabelle A.4) und die Matrix RIM 135 (siehe Tabelle 4.1) nach der EILT berechnet werden. Für die inversen Steifigkeitskennwerte der Matrix LY 556 wird folgender Ansatz gewählt: Diese werden anhand der Proportionalitätsbeziehung zwischen am

Reinharz ermittelten Kennwerten beider Matrixsysteme und der invers ermittelten Eigenschaften der Matrix RIM 135 abgeschätzt.

Die in-situ Matrixfestigkeiten für beide Matrixsysteme wurden aus den durchgeführten statischen Zugversuchen an den 0/90°-Verbundproben mit UD-Gewebe gewonnen. Die Berechnung der inversen Kennwerte für anisotrope Kohlenstofffasern basiert auf der in Kapitel 2.3.5 erwähnten Erweiterung der EILT. Die Tabelle 4.1 zeigt die anhand der EILT invers ermittelten Matrixeigenschaften im Vergleich zu den an Reinharzproben ermittelten Kennwerten.

Tabelle 4.1: Übersicht über die zur Berechnungen verwendeten invers ermittelten sowie an Reinharz ermittelten Matrixkennwerte (invers ermittelte Steifigkeitskennwerte für GFK/RIM 135 aus [KT17])

Kennwert	Einheit	Eigenschaften aus der EILT				Materialkennwerte aus Versuchen an Reinharz	
		RIM 135		LY 556		RIM 135	LY 556
		GFK	CFK	GFK	CFK		
E	GPa	3,300		3,777		3,075	3,519
G	GPa	1,200		1,396		1,103	1,283
ν	-	0,375		0,337		0,400	0,360
$R_M^{(+)}$	MPa	72,2	77,2	98,7	76,9	64,1	47,3

Es ist deutlich zu erkennen, dass sowohl die invers am Verbund ermittelten Steifigkeiten als auch Festigkeiten der Matrix höher ausfallen als die am Reinharz ermittelten. Die erhöhten Festigkeiten können zum einen mit dem festigkeitsmindernden Kerbeffekt der Schulterproben im Reinharzversuch sowie mit dem im Faserverbund auftretenden Größeneffekt erklärt werden. Im Faserverbund liegt die Matrix zwischen den Fasern effektiv nur in sehr kleinen Volumina vor. Dadurch kann die Matrix höhere Festigkeiten erreichen. Hobbiebrunken et al. zeigen in [HFHT07], dass die Festigkeit von Reinharz in Abhängigkeit zum Probenvolumen steht. In Zugversuchen an Reinharzfasern wurde eine im Vergleich zu Versuchen an Schulterproben über dreimal höhere Festigkeit ermittelt. Dabei lag das Werkstoffvolumen der Reinharzfasern vier Größenordnungen unter dem der Schulterproben. Entgegengesetzt der Festigkeiten aus den Versuchen an Reinharz, weist das System LY 556 höhere in-situ Festigkeiten auf als das System RIM 135. Dabei muss die am Reinharz ermittelte Festigkeit des Systems LY 556 mit dem Hintergrund der erhöhten Sprödigkeit relativiert werden. Es kann vermutet werden, dass die verbleibende Oberflächenrauheit der Proben kleinste Kerben darstellt und bei besonders spröden Materialien die im Zugversuch gemessene Festigkeit herabsetzt.

Der Berechnungsablauf auf Basis der EILT wird in der Abbildung 4.1 schematisch dargestellt.

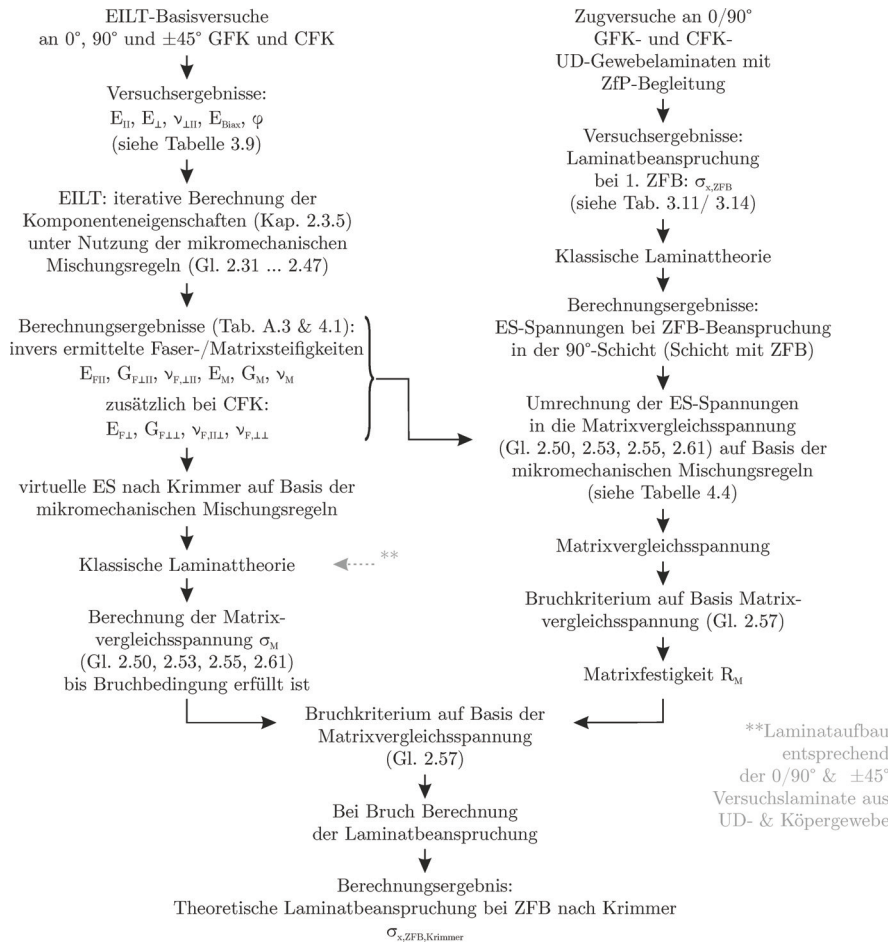


Abbildung 4.1: Berechnungsschema der Zwischenfaserbruchspannungen nach Krimmer

Zur Überprüfung des Berechnungsansatzes auf Basis der EILT wurden in der Tabelle A.3 im Anhang die im Versuch ermittelten sowie die anhand von inversen Kennwerten berechneten Probensteifigkeiten gegenübergestellt. Dabei kann eine hohe Übereinstimmung festgestellt werden. Damit gelingt die Berechnung der

Laminates auf Basis der aus der EILT hervorgegangen inversen Kennwerte.

Zum anderen sieht der zweite Ansatz die Berechnungen der Laminates nach der KLT sowie den Mischungsregeln und dem Bruchkriterium nach Puck vor. Dazu werden die an Reinharzproben ermittelten bzw. die der Literatur und Herstellerangaben entnommenen Werkstoffkennwerte für Matrix (Tab. 3.8) und Faser (Tab. A.4) genutzt. Darüber hinaus werden die benötigten Einzelschichtfestigkeiten (siehe Tabellen A.5 und A.6) aus den durchgeführten statischen Zugversuchen an UD-Gewebelaminates gewonnen. Dabei wird die ES-Querfestigkeit $R_{\perp}^{(+)}$ aus den durchgeführten Querzugversuchen gewonnen. Zur Ermittlung der ES-Schubfestigkeit R_{\parallel} werden die zuvor ermittelte ES-Querfestigkeit $R_{\perp}^{(+)}$ sowie die ZFB-Beanspruchung aus den durchgeführten Zug-Schubversuchen herangezogen. Die beim Zug-Schubversuch auftretende Mischbeanspruchung aus Quer- und Schubspannung wird dabei berücksichtigt.

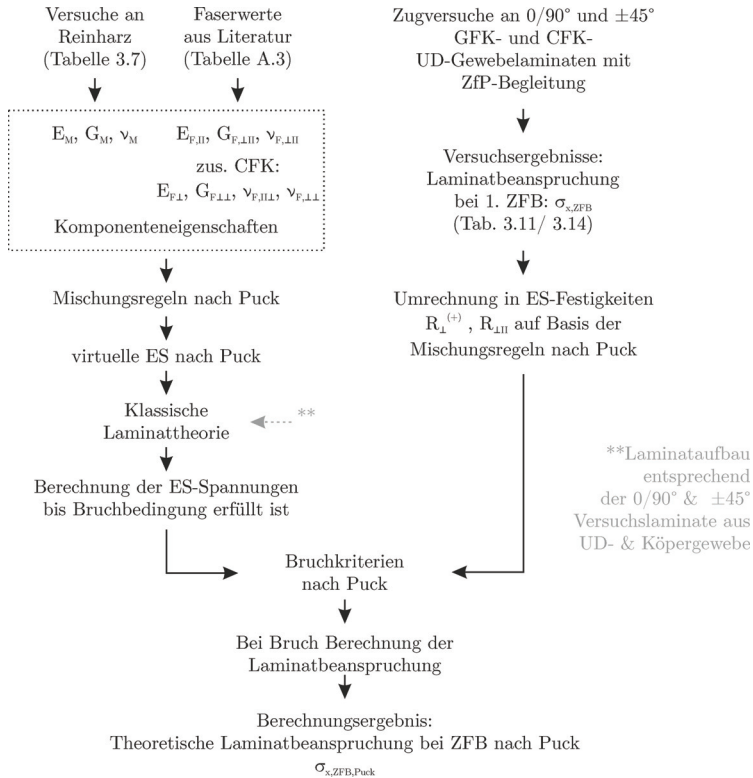


Abbildung 4.2: Berechnungsschema der Zwischenfaserbruchspannungen nach Puck

Der Ablauf der Berechnung nach Puck wird in Abbildung 4.2 visualisiert. Für die Berechnungen werden je Laminat die durchschnittlichen, korrigierten Faservolumenanteile herangezogen, um eine möglichst hohe Übereinstimmung mit den real vorliegenden Laminaten zu erreichen. Zudem werden in beide Berechnungsansätze Ondulationsfaktoren (siehe Gleichung 2.31) einbezogen, die ausgehend von der Steifigkeit der reinen Faser und der im statischen Zugversuch am Laminat ermittelten Fasersteifigkeit berechnet werden. Für die Ondulation der Stütz- bzw. Schussfäden in den verwendeten UD-Geweben wird ein Wert von $f_O = 0,9$ angenommen. Dieser Wert erwies sich bei vorangegangenen Arbeiten an der BAM als gute Abschätzung. Als Packungsart wurde die hexagonale Faserpackung ausgewählt, mit der die Bedingungen in Laminaten mit den vorliegenden Faservolumenanteilen gut angenähert werden können [Kri14]. Die genannten Berechnungsparameter werden im Anhang in den Tabellen A.5 und A.6 zusammenfassend dargestellt.

Abschließend werden die Ergebnisse des inversen Ansatzes der EILT und des Bruchkriteriums nach Krimmer mit den Ergebnissen aus der klassischen Berechnung mit dem Puck'schen Bruchkriterium sowie den im Versuch ermittelten Werten verglichen.

4.1.2 Berechnungen an GFK-Laminaten

Im Rahmen der Berechnung auf Basis der Modelle nach Krimmer wurden zunächst für die im Kapitel 3.4.2 ermittelten ZFB-Lastniveaus (Tabelle 3.12) die in der versagenskritischen Schicht vorliegenden Matrixvergleichsspannungen ermittelt. Die in-situ Matrixfestigkeit wird dabei aus den ZFB-Lastniveaus der Zugversuche an 0/90°-UD-Proben ermittelt. Für das Matrixsystem RIM 135 wurden bei einer Laminatenspannung von 121,1 MPa erste Mikrorisse detektiert. Damit ergibt sich eine in-situ Matrixfestigkeit von 72,2 MPa. Für das System LY 556 wurde eine Matrixfestigkeit von 98,7 MPa ermittelt.

Mit den beiden in-situ Matrixfestigkeiten kann jeweils der ZFB-Beginn auf Basis der Matrixspannung für die weiteren drei Lamine nach dem Modell von Krimmer ermittelt werden. Die Ergebnisse sind in Tabelle 4.2 dargestellt. Eine vollständige Darstellung der Ergebnisse zusammen mit den zur Berechnung genutzten Laminatdaten findet sich in der Tabelle A.5 im Anhang.

Im Vergleich der Matrixspannungen in der versagenskritischen Schicht wird deutlich, dass vor allem bei dem Matrixsystem LY 556 nennenswerte Unterschiede im Niveau der Matrixbeanspruchung bei den gemessenen ZFB-Lastniveaus ermittelt wurden. Während beim System RIM 135 auf den gemessenen ZFB-Lastniveaus Matrixvergleichsspannungen zwischen 68 und 76 MPa auftreten, liegen die Matrixvergleichsspannungen des Systems LY 556 zwischen 89 und 121 MPa und damit deutlich weiter auseinander. Dabei ist ein signifikanter Unterschied zwischen den Faserausrichtungen von $\pm 45^\circ$ und 0/90° festzustellen. Folglich ergeben sich deutliche Unterschiede bei der anhand der Matrixspannung berechneten ZFB-Lastniveaus und den praktisch ermittelten ZFB-Lastniveaus.

Es kann angenommen werden, dass der Grund dafür in der ungenügenden Berücksichtigung der tatsächlichen Schubfestigkeit der Matrix liegt. Wie in Tabelle 3.8 einzusehen, weist das System LY 556 eine höhere Schubfestigkeit auf. Der Unterschied zwischen den Schubfestigkeiten der reinen Matrices zeigt sich äquivalent in den im Versuch ermittelten ZFB-Lastniveaus der $\pm 45^\circ$ -Laminatproben. Daraus kann geschlossen werden, dass anhand des Vergleichsspannungskonzeptes der Matrix die unterschiedlichen Beanspruchungsarten, in diesem Fall die Schubbeanspruchung, nicht ausreichend genau abgebildet werden. Auch der Einfluss des Köpergewebes und der damit verbundenen Faserhinterschneidungen und Harzkonzentrationen an den Kreuzungspunkten auf die Zwischenfaserbruchfestigkeit kann nicht allein mit einer Anpassung des Ondulationsfaktors und damit der Änderung der effektiven Fasersteifigkeit abgebildet werden.

Tabelle 4.2: Übersicht über die im Versuch und in der Berechnung ermittelten Laminatspannungen für den Zwischenfaserbruchbeginn an GFK-Proben

Halbzeug	Faser- vol.- gehalt	Laminat- spannung bei ZFB im Versuch ermittelt	ES-Spannungen der versagenskritischen Schicht*			Matrixvergl.- spannung in der versagens- kritischen Schicht*	ZFB nach Krimmer*		ZFB nach Puck**
			σ_x , ZFB	σ_{II}	σ_{\perp}		$\tau_{II\perp}$	σ_M	
	ϕ /%	σ_x , ZFB /MPa	σ_{II} /MPa	σ_{\perp} /MPa	$\tau_{II\perp}$ /MPa	σ_M /MPa	R_M /MPa	σ_x /MPa	σ_x /MPa
GFK, RIM 135									
UD, 0/90°	48,7	121,1	-8,8	48,5	0,0	72,2	72,2	121,1	121,1
UD, $\pm 45^\circ$	48,6	52,9	40,8	12,2	26,5	67,7		56,4	52,9
Köper, 0/90°	47,7	120,5	-8,6	48,1	0,0	71,8		121,1	119,8
Köper, $\pm 45^\circ$	47,8	59,4	45,7	13,7	29,7	75,9		56,5	52,8
GFK, LY 556									
UD, 0/90°	48,3	158,9	-10,6	66,1	0,0	98,7	98,7	158,9	158,9
UD, $\pm 45^\circ$	48,0	96,0	73,1	23,0	-48,0	121,1		78,3	96,0
Köper, 0/90°	41,5	141,9	-9,7	60,9	0,0	89,4		156,7	163,6
Köper, $\pm 45^\circ$	40,3	86,0	66,5	22,0	44,3	106,8		79,4	96,9

* Berechnet anhand invers ermittelter Komponenteneigenschaften, Mischungsregeln nach Krimmer mit hexagonaler Faserpackung und Matrixvergleichsspannungs-Bruchhypothese nach Krimmer.

** Berechnet anhand von Komponenteneigenschaften aus Versuchen an Reinharz und Literatur (Herstellangaben), Mischungsregeln und ZFB-Hypothese ($p_{II}^{(+)} = 0,35$) nach Puck sowie im Versuch ermittelten ES-Festigkeiten.

fettgedruckte Werte: Eingangsgrößen für Matrixfestigkeit bzw. sich daraus ergebende Größen

Vergleichend wurde die Berechnung des ZFB-Lastniveaus anhand der KLT sowie der Mischungsregeln und der ZFB-Hypothese nach Puck durchgeführt. Die Ergebnisse sind ebenso in Tabelle 4.2 dargestellt. Im Vergleich zur Vergleichsspannungshypothese, die für den ZFB nur die Matrixfestigkeit benötigt, werden für die Bruchhypothese nach Puck für die durchgeführten Versuche zwei Festigkeiten, die Querkzug- und die Schubfestigkeit der Einzelschicht, benötigt. Diese werden aus den Zugversuchen an den UD-Laminaten mit der Faserausrichtung in $0/90^\circ$ und $\pm 45^\circ$ bestimmt. Damit entsprechen die für diese Laminat bestimmten ZFB-Laminatspannungen den im Versuch ermittelten Spannungen. Für die Köpergewebe können die ZFB-Spannungen berechnet werden. Im Vergleich ist zu erkennen, dass auch die klassische Berechnung den tatsächlichen Einfluss des Köpergewebes auf den ZFB-Beginn nicht korrekt wiedergeben kann. Das Köpergewebe ruft im Laminat komplexe Spannungszustände hervor. Es kann angenommen werden, dass diese von der risszähen und nachgiebigeren Matrix RIM 135, relativ gesehen, besser ausgeglichen werden können als von der steiferen und spröderen Matrix LY 556. Damit ist die deutlich verringerte gemessene Zwischenfaserbruchfestigkeit der Körper-Gewebe bei den LY 556-Laminaten im Vergleich zur berechneten Zwischenfaserbruchfestigkeit zu erklären. Im Falle der RIM 135-Laminat mit Faserverstärkung in $0/90^\circ$ zeigt sich eine solche Beeinflussung der Zwischenfaserbruchfestigkeit durch die Webart im Versuch nicht. Folglich kann das ZFB-Niveau in diesem Fall mit beiden Berechnungsansätzen gut angegeben werden. Die Bruchhypothese nach Puck liefert dabei einen leicht konservativeren Wert. Im Falle der RIM 135-Laminat mit Körpergewebe in $\pm 45^\circ$ kann im Versuch eine Erhöhung des ZFB-Niveaus beobachtet werden. Diese wird erwartungsgemäß von keinem der Berechnungsansätze abgebildet.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass Einflüsse, die durch komplexe Spannungszustände auf Grund der Webart sowie bruchmechanischer Unterschiede der Matrix hervorgerufen werden, mit keinem der beiden Ansätze exakt wiedergegeben werden können. Im Vergleich der beiden Berechnungsansätze liegen die auf Basis der EILT berechneten ZFB-Niveaus vor allem für Proben mit einer Faserausrichtungen in $0/90^\circ$ dicht an den nach Puck berechneten Werten. Geringe Unterschiede ergeben sich für Faserausrichtungen in $\pm 45^\circ$. Noch größere Abweichungen treten bei einer Faserausrichtung in $\pm 45^\circ$ in Kombination mit dem spröden Matrixsystem LY 556 auf.

4.1.3 Berechnungen an CFK-Laminaten

Die ZFB-Berechnungen der CFK-Laminat fanden äquivalent zu den Berechnungen an GFK-Laminaten statt.

Die berechneten Matrixspannungen bei den verschiedenen im Versuch ermittelten ZFB-Lastniveaus (Tabelle 3.15) zeigen äquivalent zu den GFK-Berechnungen kein einheitliches Niveau. Auch hier ergeben sich deutliche Unterschiede zwischen den Faserausrichtungen $0/90^\circ$ und $\pm 45^\circ$.

Die in-situ Matrixfestigkeit wurde auch hier aus den ZFB-Lastniveaus der Zug-

versuche an 0/90°-UD-Proben ermittelt. Für das Matrixsystem RIM 135 wurde eine Matrixfestigkeit von 77,2 MPa und für das System LY 556 von 76,9 MPa ermittelt. Damit zeigt sich im Fall der CFK-Laminat eine ähnliche in-situ Matrixfestigkeit für beide Matrixsysteme. Anhand dieser in-situ Matrixfestigkeiten wurde der jeweilige ZFB-Beginn auf Basis der Matrixspannung für die weiteren Laminat nach dem Berechnungsansatz von Krimmer ermittelt. Die Ergebnisse werden in Tabelle 4.3 aufgezeigt. Eine vollständige Darstellung der Ergebnisse findet sich für die CFK-Laminat zusammen mit den zur Berechnung genutzten Laminatdaten in der Tabelle A.6 im Anhang. Die damit berechneten ZFB-Laminatspannungen für die ±45°-Laminat fallen erneut wesentlich konservativer aus als die im Versuch bestimmten Werte. Im Gegensatz dazu wurden für die 0/90°-Köper-Proben ZFB-Spannungen berechnet, die auf ähnlichem Niveau oder über den im Versuch ermittelten Spannungen liegen.

Tabelle 4.3: Übersicht über die im Versuch und in der Berechnung ermittelten Laminatspannungen für den Zwischenfaserbruchbeginn an CFK-Proben

Halbzeug	Faser- vol- gehalt	Laminat- spannung bei ZFB im Versuch ermittelt	ES-Spannungen der versagenskritischen Schicht*			Matrixvergl- spannung in der versagens- kritischen Schicht*	ZFB nach Krimmer*		ZFB nach Puck**
			σ_x	σ_{II}	σ_{\perp}		$\tau_{II\perp}$	σ_M	
	ϕ /%	σ_x , ZFB /MPa	/MPa	/MPa	/MPa	/MPa	/MPa	σ_x	σ_x
CFK, RIM 135									
UD, 0/90°	48,7	435,0	-17,3	58,9	0,0	77,2	77,2	435,0	435,0
UD, ±45°	48,6	95,0	88,8	7,9	47,4	114,6		64,0	95,0
Köper, 0/90°	47,7	370,8	-13,5	49,1	0,0	69,0		415,2	411,3
CFK, LY 556									
UD, 0/90°		401,5	-15,8	59,0	0,0	76,9	76,9	401,5	401,5
UD, ±45°	48,3	83,6	80,9	8,0	43,7	98,2		65,4	83,6
Köper, 0/90°	48,0	368,5	-14,0	59,7	0,0	78,0		363,2	382,4
Köper, ±45°	41,5	113,0	105,0	11,7	58,4	133,7		65,0	83,3

* Berechnet anhand invers ermittelter Komponenteneigenschaften, Mischungsregeln nach Krimmer mit hexagonaler Faserpackung und Matrixvergleichsspannungs-Bruchhypothese nach Krimmer.

** Berechnet anhand von Komponenteneigenschaften aus Versuchen an Reinharz und Literatur (Herstellereangaben), Mischungsregeln und ZFB-Hypothese ($p_{III}^{(+)} = 0,35$) nach Puck sowie im Versuch ermittelten ES-Festigkeiten.

fettgedruckte Werte: Eingangsgrößen für Matrixfestigkeit bzw. sich daraus ergebende Größen

Die nach Puck berechneten ZFB-Werte liegen im Fall der 0/90°-Köper-Proben

auf dem Niveau der Ergebnisse nach Krimmer. Die ZFB-Festigkeiten nach Puck für die $\pm 45^\circ$ -Körper-Proben liegen aufgrund der einfließenden Schubfestigkeit der ES näher an den im Versuch ermittelten Laminatspannungen für ZFB und damit über den nach Krimmer berechneten Werten. Zusammenfassend kann konstatiert werden, dass Webarteinflüsse und Schubbeanspruchung von beiden Berechnungsansätzen nur ungenügend berücksichtigt werden können. Der Ansatz nach Puck liefert dabei Werte, die etwas näher an den praktisch ermittelten Werten liegen. Für $0/90^\circ$ Proben liegen die Ergebnisse nach Krimmer und nach Puck auf ähnlichem Niveau.

4.2 Matrixspannung als Bezugsgröße

Im Folgenden wird der von Krimmer vorgeschlagene Vergleichsspannungsansatz für die Matrix zur Umrechnung der in Abschnitt 3.4.3 vorgestellten Schädigungslinien genutzt. Ziel ist es, die Schädigungslinien der verschiedenen GFK- und CFK-Lamine in Form der Matrixbeanspruchung über der Lastwechselzahl an Stelle der Laminatbeanspruchung über der Lastwechselzahl aufzutragen. Anhand dieser modifizierten Darstellung soll geprüft werden, inwiefern die Schädigungslinien der einzelnen Lamine mit gleicher Matrix äquivalent sind und damit allgemein Schädigungslinien aus Prüfungen an einem Laminat in Schädigungslinien für andere Laminataufbauten umgerechnet werden können. Die Umrechnungen werden zunächst an den GFK-Laminaten und im Anschluss an den CFK-Laminaten aufgezeigt. Eine Übersicht über die für die Approximationen nach der Basquin-Gleichung verwendeten Parameter findet sich im Anhang A.1. Die Umrechnungen werden nach dem Schema in Abbildung 4.3 ausgeführt.

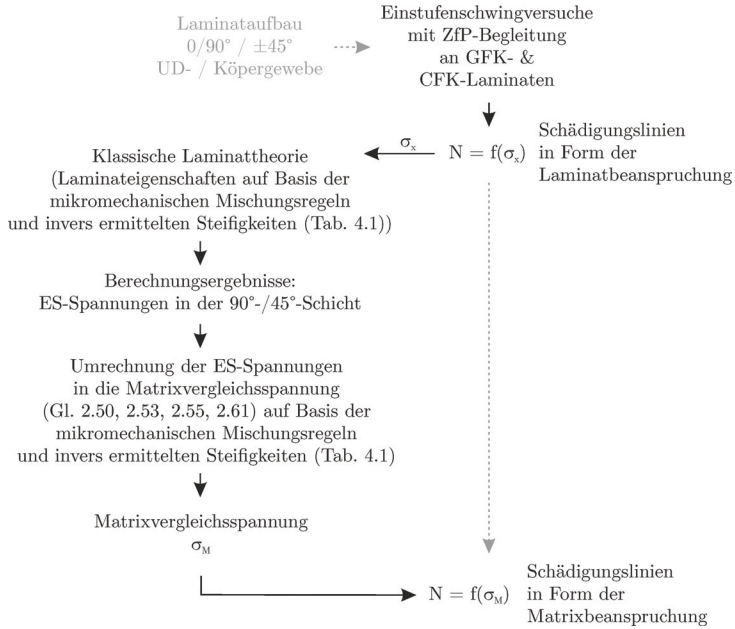


Abbildung 4.3: Berechnungsschema der auf Matrixvergleichsspannung basierenden Schädigungslinien

Die Tabelle 4.4 gibt als Ergänzung zu Abbildung 4.3 beispielhaft die Zwischenergebnisse bei der Umrechnung der Laminatspannungen in die Matrixspannungen der versagenskritischen Schicht für die UD-Laminat beider Matrixsysteme am Beispiel der ZFB-Lastniveaus an.

Tabelle 4.4: Berechnete Einzelschicht- und Matrixspannungen für den Zwischenfaserbruchbeginn an GFK- und CFK-UD-Proben

Halbzeug	Laminat- spannung bei ZFB im Versuch ermittelt	Spannungen in der versagenskritischen Schicht*						Matrix- vergleichs- spannung σ_M /MPa
		ES-Spannungen			Matrixspannungen			
		σ_{II} /MPa	σ_{\perp} /MPa	τ_{III} /MPa	σ_{MII} /MPa	σ_{ML} /MPa	τ_{MIII} /MPa	
GFK, RIM 135 UD, 0/90°	121,1	-8,8	48,5	0,0	-1,4	71,7	0,0	72,2
UD, $\pm 45^\circ$	52,9	40,8	12,2	26,5	4,0	17,7	-39,5	67,7
CFK, RIM 135 UD, 0/90°	435,0	-17,3	58,9	0,0	-1,6	76,6	0,0	77,2
UD, $\pm 45^\circ$	95,0	88,8	7,9	47,4	3,1	10,0	-68,9	114,6

* Berechnet anhand invers ermittelter Komponenteneigenschaften sowie Mischungsregeln mit hexagonaler Faserpackung und Matrixvergleichsspannungs-Bruchhypothese nach Krimmer.

4.2.1 Matrixschädigungslinien an GFK

Um die Auswirkungen der Umrechnung von der Laminatspannung in die Matrixspannung aufzuzeigen, werden zunächst die Schädigungslinien der GFK-Lamine zu einen in Form der maximalen Laminatspannung S_o (wie im Abschnitt 3.4.3 gezeigt) und zum anderen in Form der Matrixvergleichsspannung in der versagenskritischen Schicht σ_M , vereinfacht bezeichnet als maximale Matrixspannung, aufgetragen.

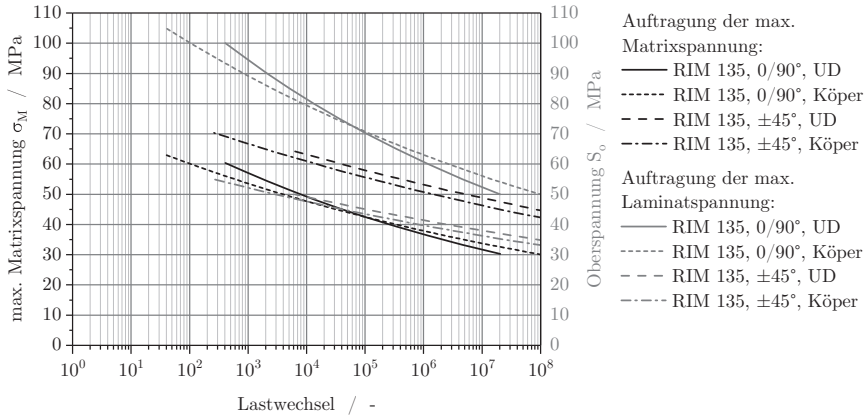


Abbildung 4.4: Visualisierung der Umrechnung der Schädigungsgrenzen als Darstellung der maximalen Matrixspannung bzw. maximalen Laminatspannung im S-N-Diagramm für GFK-Proben aus Matrix RIM 135, verstärkt mit UD- und Köper-Gewebe in $\pm 45^\circ$ und $0/90^\circ$ -Richtung

Abbildung 4.4 zeigt, wie sich die Darstellung der Schädigungslinien ändert. Der Unterschied im Kurvenanstieg zwischen den Laminaten mit Faserverstärkung in $\pm 45^\circ$ und $0/90^\circ$ reduziert sich. Zudem führt die in den $\pm 45^\circ$ -Proben stärker beanspruchte Matrix dazu, dass die auf die Matrixspannung bezogenen Schädigungslinien der $\pm 45^\circ$ -Laminat über denen der $0/90^\circ$ -Laminat liegen.

Ein ähnliches Bild ergibt sich bei der Darstellung der Schädigungslinien für die LY 556-Laminat in Abbildung A.10 im Anhang. Hierbei ist gut zu erkennen, dass die Webart bei der Matrix LY 556 einen größeren Einfluss auf die Lage der Schädigungslinien hat als beim System RIM 135 und die Schädigungslinien insgesamt etwas weiter auseinander liegen.

In der Abbildung A.11 im Anhang werden die Schädigungslinien beider Matrixsysteme in einem Diagramm dargestellt. Bei dieser Darstellung zeigt sich, dass die Linien beider Matrices relativ dicht beieinander jeweils getrennt nach $0/90^\circ$ und $\pm 45^\circ$ liegen. Darüber hinaus ist zu erkennen, dass die Matrixschädigungslinien für das System LY 556 im Schnitt bei höheren Matrixspannungen im Vergleich zu den Linien des Systems RIM 135 liegen, wie nach den Darstellungen im Abschnitt 3.4.3 zu erwarten ist. Mit dieser Erkenntnis wird deutlich, dass eine Bildung einer matrixspezifischen Masterschädigungslinie auf Basis der absoluten Matrixbeanspruchung eine zu starke Vereinfachung der Unterschiede zwischen den verschiedenen Faserwinkeln darstellen würde. Aus diesem Grund muss die Idee der absoluten Masterschädigungslinie verworfen werden.

Die Darstellung der Matrixschädigungslinien kann sowohl absolut als auch nor-

miert erfolgen. Für die Normierung der Schädigungslinien soll die Matrixspannung, bei der Zwischenfaserbrüche im Zugversuch erkannt wurden, genutzt werden. Im Fall der GFK-Laminat mit Matrix RIM 135 wird zwischen Mikro- und Makrozweischenfaserbruchbeginn unterschieden. Im statischen Zugversuch (siehe Abschnitt 3.4.2) konnte dazu zwischen dem Einsetzen der Mikro- bzw. der Makrorisse klar differenziert werden. Diese definierte Trennung ist im Schwingversuch nicht möglich, da das Mikrorisswachstum nicht zu einem definierten Zeitpunkt beginnt, sondern schleichend einsetzt. Folglich wurden die GFK-Schädigungslinien für beide Matrixsysteme auf Basis des Makrorisswachstums ermittelt. Konsequenter Weise muss daher auf die Matrixspannung bei Makro-ZFB-Beginn normiert werden. Die Abbildung 4.5 zeigt die ermittelten GFK-Matrixschädigungslinien normiert auf die Matrixspannung, bei der erste (Makro-)Zweischenfaserbrüche im Zugversuch erkannt wurden. Dabei ist ein Zusammenrücken der Schädigungslinien zu erkennen.

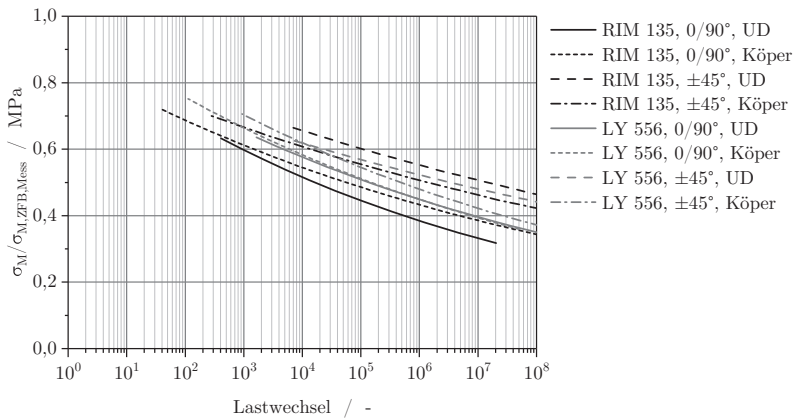


Abbildung 4.5: Grenzen für den Schädigungsbeginn: Darstellung der maximalen Matrixspannung, normiert auf die gemessene Matrixspannung bei Zwischenfaserbruchbeginn für GFK-Proben aus Matrix RIM 135 und Matrix LY 556, verstärkt mit UD- und Köper-Gewebe in $\pm 45^\circ$ und $0/90^\circ$ -Richtung

Durch die Normierung und das daraus resultierende Zusammenrücken der Schädigungslinien kann eine normierte Masterschädigungslinie eingeführt werden. Die Abbildung 4.6 zeigt die resultierenden matrixspezifischen Masterschädigungslinien zusammen mit den umgerechneten Messpunkten für die GFK-Laminat.

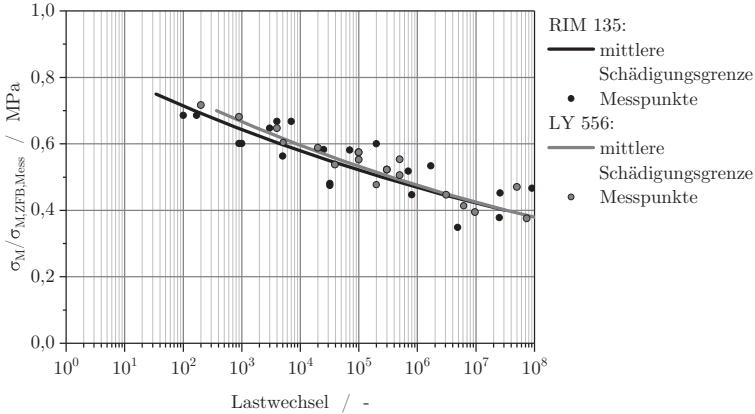


Abbildung 4.6: Gemittelte Grenzen für den Schädigungsbeginn als Masterschädigungslinien: Darstellung der maximalen Matrixspannung, normiert auf die gemessene Matrixspannung bei Zwischenfaserbruchbeginn für GFK-Proben aus Matrix RIM 135 und Matrix LY 556, verstärkt mit UD- und Körper-Gewebe in $\pm 45^\circ$ und $0/90^\circ$ -Richtung

4.2.2 Matrixschädigungslinien an CFK

Äquivalent zur Umrechnung an den GFK-Laminaten wurde die Umrechnung der Laminatspannung in die Matrixspannung an CFK-Laminaten durchgeführt. Da bei diesen Laminaten die Laminatspannungen im Vergleich zu den Matrixspannungen in einer anderen Größenordnung vorliegen, soll auch hier die Auswirkung der Umrechnung auf die Darstellung der Schädigungslinien aufgezeigt werden. Am Beispiel der RIM 135-Laminaten sind in Abbildung 4.7 die Schädigungslinien in Form der maximalen Laminatspannung S_o sowie in Form der maximalen Matrixvergleichsspannung σ_M abgebildet. Dabei wird im Falle der CFK-Laminaten deutlich, dass bereits die Darstellung in Form der Matrixspannung zu einem starken Zusammenrücken der Schädigungslinien führt.

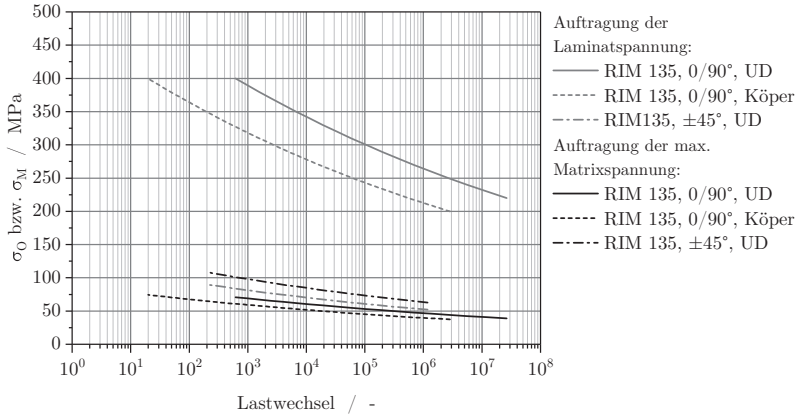


Abbildung 4.7: Vergleichende Darstellung der Schädigungsgrenzen als Auftragung der Laminat- sowie der Matrixvergleichsspannung im S-N-Diagramm für CFK-Proben aus Matrix RIM 135, verstärkt mit UD- und Köper-Gewebe in $\pm 45^\circ$ und $0/90^\circ$ -Richtung

Werden für beide Matrixsysteme die Schädigungslinien auf Basis der Matrixbeanspruchung in einem Diagramm dargestellt, ergibt sich die Darstellung in Abbildung 4.8. Hierbei liegt im Vergleich nach Verstärkungsrichtung die Linie der RIM 135-Laminat über der vergleichbaren Linie der LY 556-Laminat. Ausnahme bildet die Linie des LY 556-Laminats mit Köpergewebe in $\pm 45^\circ$ -Richtung. Diese liegt im Vergleich über der äquivalenten Schädigungslinie der RIM 135-Laminat.

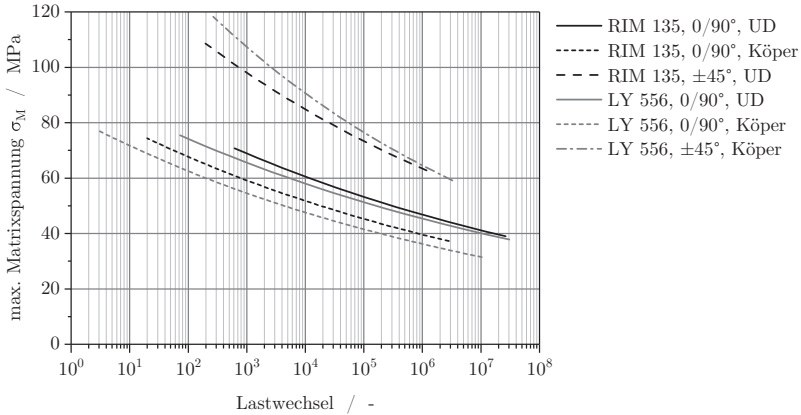


Abbildung 4.8: Darstellung aller berechneten Schädigungsgrenzen anhand der maximalen Matrixspannung über der Lastwechselzahl für CFK-Proben aus Matrix RIM 135 und Matrix LY 556, verstärkt mit UD- und Köper-Gewebe in $\pm 45^\circ$ und $0/90^\circ$ -Richtung

Eine Darstellung der Matrixschädigungsgrenzen in Form einer Masterschädigungslinie ist in Anbetracht der großen Unterschiede der Basquin-Parameter (siehe Tabelle A.9 im Anhang A.1) und der Abstände der Schädigungslinien an sich nicht sinnvoll. Aus diesem Grund wird auf die Möglichkeit der Berechnung einer absoluten Masterschädigungslinie nicht weiter eingegangen. Stattdessen wird die Möglichkeit der Normierung erneut herangezogen. Die Normierung auf die gemessene Matrixspannung bei Zwischenfaserbruchbeginn führt im Vergleich zur absoluten Darstellung zu einer Annäherung der Schädigungslinien. In Abbildung A.12 im Anhang sind am Beispiel der RIM 135-Laminats die absolute und normierte Darstellung vergleichend dargestellt.

Werden Schädigungslinien beider Matrixsysteme normiert und gemeinsam dargestellt, liegen die Schädigungslinien der zwei Matrixsysteme dicht beieinander. Die Schädigungslinien der LY 556-Laminats fallen weniger eng zusammen, wobei die Linien der LY 556-Köpergewebe-Laminats deutlich unter der Linie des LY 556-UD-Gewebe-Laminats liegen. Hier kann der negative Einfluss des Köpergewebes auf die Rissentstehung im Verbund mit der spröden Matrix LY 556 als Ursache vermutet werden. Die Darstellung aller normierten CFK-Matrixschädigungslinien liefert Abbildung 4.9.

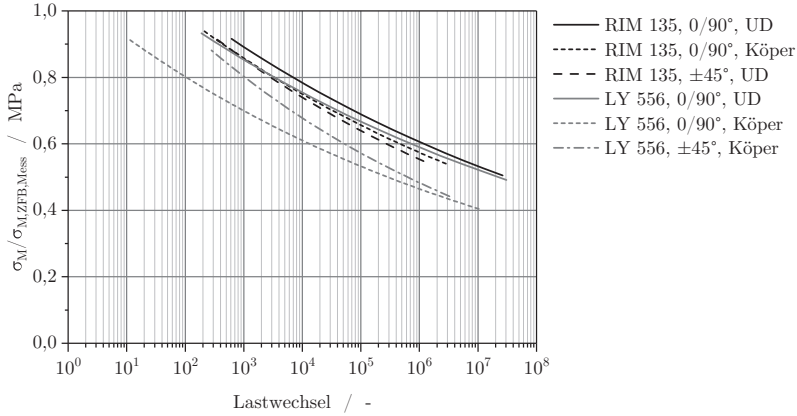


Abbildung 4.9: Darstellung aller berechneten Schädigungsgrenzen anhand der normierten maximalen Matrixspannung über der Lastwechselzahl für CFK-Proben aus Matrix RIM 135 und Matrix LY 556, verstärkt mit UD- und Köper-Gewebe in $\pm 45^\circ$ und $0/90^\circ$ -Richtung

Werden die einzelnen Messpunkte der Laminata getrennt nach den Matrixsystemen aufgetragen, liegt es nahe auch für CFK mittlere matrixspezifische Schädigungslinien als Masterschädigungslinien zu erstellen. Die Darstellung 4.10 gibt diese wieder. Damit konnte abschließend gezeigt werden, dass die Wiedergabe der Schädigungsgrenzen verschiedener CFK-Laminataufbauten bei gleichen Komponenten über eine gemeinsame Masterschädigungslinie auf Basis der normierten Matrixspannung möglich ist.

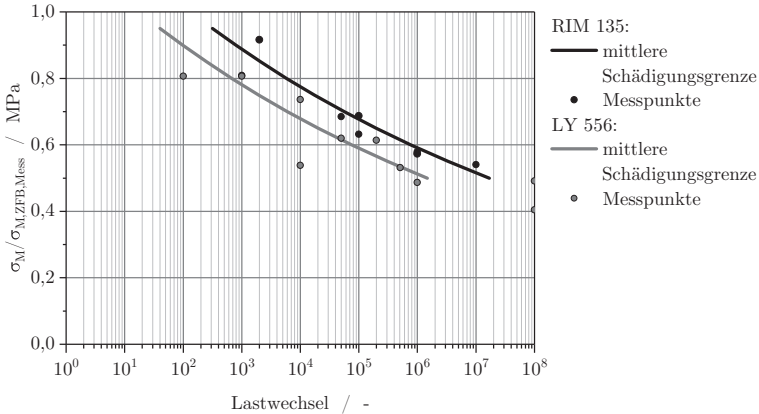


Abbildung 4.10: Darstellung der Masterschädigungslinien anhand der normierten maximalen Matrixspannung über der Lastwechselzahl für CFK-Proben aus Matrix RIM 135 und Matrix LY 556

4.2.3 VHCF-Zeitfestigkeitsgrenzen für CFK

Im Rahmen der Schwingversuche an CFK im Abschnitt 3.5.3 wurden die Lastniveaus ermittelt, bei denen keine Schädigung bis 10^6 Lastwechseln auftrat. In weiterführenden Schwingversuchen bis 10^8 Lastwechsel konnte gezeigt werden, dass die auf diesem Lastniveau geprüften Lamine den VHCF-Lastwechselbereich bis 10^8 ohne Versagen überstehen und damit VHCF-zeitfest sind. Auf der Suche nach einer verallgemeinerungsfähigen Aussage über die Probenbeanspruchung, bei der die Lamine in Bezug auf den VHCF-Lastwechselbereich zeitfest sind, werden die den ermittelten Lastniveaus zugehörigen Matrixvergleichsspannungen in der versagenskritischen Schicht ermittelt. Tabelle 4.5 zeigt die ermittelten Werte für die CFK-Lamine.

Im relativen Vergleich liegen die ermittelten Zeitfestigkeiten für alle geprüften CFK Lamine zwischen 40 und 54% der statischen Zwischenfaserbruchfestigkeit bzw. der bei ZFB vorliegenden Matrixspannung. Die absoluten Matrixbeanspruchungen für Zeitfestigkeit weisen auch bei den CFK-Laminen kein einheitliches Niveau auf. Jedoch liegen sie mit 32 und 38 MPa für die $0/90^\circ$ -Lamine und ca. 60 MPa für $\pm 45^\circ$ -Lamine je Faserausrichtung für beide Matrices auf ähnlichem Niveau. Die Matrixzeitfestigkeit der $\pm 45^\circ$ -Lamine liegt damit deutlich höher. Im Vergleich der normierten Matrixbeanspruchung ergibt sich eine VHCF-Zeitfestigkeit bei 46 bis 54% (RIM 135-Laminen) bzw. 40 bis 49% (LY 556-Lamine) der ZFB-Matrixbeanspruchung.

Zusammenfassend zeigt sich damit, dass unterhalb einer Matrixbeanspruchung von rund 40% der Matrixbeanspruchung bei ZFB eine Zeitfestigkeit im VHCF-

Bereich bei allen getesteten CFK-Laminaten erreicht wird. Es ist naheliegend diese Zeitfestigkeit als Dauerfestigkeit zu interpretieren. Dies muss jedoch anhand von Untersuchungen über den VHCF-Lastwechselbereich hinaus bestätigt werden. Abschließend kann konstatiert werden, dass die Bildung einer matrixspezifischen normierten VHCF-Zeitfestigkeitsgrenze auf Basis der im HCF-Lastwechselbereich durchgeführten Ermüdungsversuche möglich ist.

Tabelle 4.5: Übersicht über die schadenfreien Lastniveaus im Lastwechselbereich bis 10^6 , ermittelt im Einstufenschwingversuch an CFK-Laminaten

Halbzeug	Schadenfreies Lastniveau aus Versuch	Matrixspannung bei schadenfreiem Lastniveau*	bezogen auf Matrixspannung bei ZFB
	$\sigma_{X,\text{kein Schaden}}$ /MPa	$\sigma_{M,\text{kein Schaden}}$ /MPa	$\sigma_{M,\text{kein Schaden}}/\sigma_{M,\text{ZFB}}$ /%
CFK, RIM 135 UD, 0/90°	200	35,4	45,9
Köper, 0/90° UD, ±45°	200 50	37,3 60,4	54,0 52,7
CFK, LY 556 UD, 0/90°	200	37,8	49,1
Köper, 0/90° Köper, ±45°	150 50	31,5 59,2	40,4 44,2

* Berechnet anhand invers ermittelter Komponenteneigenschaften, Mischungsregeln nach Krimmer mit hexagonaler Faserpackung.

5 Diskussion der Ergebnisse

Im Folgenden sollen die Ergebnisse der Arbeit diskutiert werden. Dazu werden die drei Teilziele der Arbeit in Erinnerung gerufen. Diese waren:

- die Charakterisierung der Einflussnahme der bruchmechanischen Eigenschaften der Epoxidharzmatrix auf die Ermüdungseigenschaften im Verbund,
- mögliche Rückschlüsse auf die VHCF-Zeitfestigkeit unter Schwingbeanspruchung, ausgehend von Untersuchungen im HCF-Lastwechselbereich sowie
- die Betrachtung der Matrixbeanspruchung als Ermüdungsreferenz und die Umrechnung der ermittelten Schädigungslinien in matrixspezifische Masterschädigungslinien.

5.1 Diskussion der Versuchsergebnisse

Die Versuche an den reinen Epoxidharzsystemen konnten die zwei Matrices RIM 135 und LY 556 mit deutlichen Unterschieden sowohl in den mechanischen als auch in den bruchmechanischen Kennwerten herausstellen. Die im Versuch ermittelte geringere Zugfestigkeit des Systems LY556 ist mit dem Hintergrund der höheren Sprödigkeit des Systems zu hinterfragen. Oberflächliche Kratzer an Schulterproben können im Zugversuch dazu führen, dass ein hochfestes aber sprödes Material eine vermeintlich geringere Festigkeit aufweist im Vergleich zu einem weniger festen aber risszähen Material. Aus diesem Grund ist eine Verwendung von Mischungsregeln für die Festigkeit im Verbund auf Basis der an Einzelkomponenten ermittelten Kennwerte nicht zu empfehlen. Damit bieten die nach dem Prinzip der EILT am Verbund invers ermittelten Eigenschaften, wie sie im Rahmen dieser Arbeit herangezogen wurden, einen wesentlichen Vorteil.

Die statischen Versuche an GFK (Abschnitt 3.4.2) haben bereits deutliche Unterschiede in der Schadensentwicklung zwischen den Systemen RIM 135 und LY 556 aufgezeigt. Während das System LY 556 ein Schadensniveau aufweist, bei dem Risse im makroskopischen Maßstab entstehen, kann bei dem System RIM 135 im statischen Versuch zwischen dem Beginn der Zwischenfaserbruchschädigung in Form von Mikrorissen und dem Einsetzen von Makrorisswachstum unterschieden werden. Der Mikro-Zwischenfaserbruchbeginn der RIM 135-Laminat liegt deutlich unter dem Zwischenfaserbruchbeginn der LY 556-Laminat (Tabelle 3.12). Noch deutlicher werden die Auswirkungen der bruchmechanischen Unterschiede der Matrices bei Betrachtung der Schädigungsentwicklung im Schwingversuch an GFK (Abschnitt 3.4.3). Die Matrix LY 556 zeigt eine progressiv einsetzende Schädigungsentwicklung bei den Schwingversuchen an $\pm 45^\circ$ -Laminaten (Abbildung 3.16 c) und d)). Im Fall

der $\pm 45^\circ$ -Körperproben ist anschließend eine Verlangsamung der Schädigungszunahme zu erkennen, wohingegen die $\pm 45^\circ$ -UD-Proben bis zum Versagen eine progressive Schädigungszunahme aufweisen. Das Schadenswachstum der RIM 135-Lamine zeigt nach Einsetzen der Schädigung bei geringeren Lastwechselzahlen im Vergleich zu den LY 556-Laminaten einen degressiven Verlauf nach dem ein Zustand der Riss-sättigung vor allem im Fall der $0/90^\circ$ -Lamine erreicht wird (Abbildung 3.16 a) und b)).

Damit können mit Blick auf das erste Teilziel folgende qualitative Erkenntnisse zusammengefasst werden. Die risszähere Matrix RIM 135 ruft im GFK-Laminat einen Schädigungsbeginn bei niedrigeren Lasten hervor. Gleichzeitig bewirkt das risszähe Matrixsystem einen langsameren Schadensfortschritt als die Matrix LY 556. In den LY 556-Laminaten breiten sich die Makrorisse schnell über die gesamte Probe entlang der Faserrichtung aus. Bei Betrachtung der Schädigungslinien im S-N-Diagramm (Abbildung 3.21) liegen die Linien der LY 556-Lamine über denen der RIM 135-Lamine. Jedoch überkreuzen sich die Linien der Körperlamine, wodurch die Linien der LY-556 Lamine bei hohen Lastwechselzahlen und niedrigen Beanspruchungen vor bzw. unter denjenigen der RIM 135-Lamine liegen. Daran lässt sich der negative Einfluss des Körpergewebes bei dem Laminat mit spröder Matrix aufzeigen.

Im statischen Versuch an den CFK-Laminaten weist, im Gegensatz zu den GFK-Laminaten, das System RIM 135 die höheren Zwischenfaserbruchfestigkeiten auf (Tabelle 3.15). Die Begründung dafür kann in der chemischen Anbindung der Matrix an die Fasern vermutet werden. Diese kann aufgrund des unterschiedlichen chemischen Aufbaus der Epoxidharzsysteme mit verschiedenen epoxidharzbasierten Faserschichten mehr oder weniger fest ausfallen. Ebenso kann das unerwünschte Phänomen der Alterung der Faserschichte einen Beitrag leisten. In [ATSB17] wurde untersucht, inwiefern sich Lagerung der Fasern unter Temperatur bzw. unter Feuchte auf die Querszugfestigkeit des Laminats auswirkt. Dabei ist vor allem bei einer Lagerung unter Feuchteinfluss eine signifikante Abnahme der Querszugfestigkeit beobachtet worden.

Die ermittelten Zwischenfaserbruchfestigkeiten wirken sich auf die Ergebnisse der Schwingversuche aus. Im Fall der CFK-Lamine liegen die Schädigungs- und Versagenslinien der LY 556-Lamine im S-N-Diagramm unter den äquivalenten Linien der RIM 135-Lamine (Abbildung 3.43). Die Normierung der Laminatspannung auf die Laminatfestigkeit führt dazu, dass die Versagens- und Schädigungslinien beider Matrixsysteme, getrennt nach den Faserausrichtungen $\pm 45^\circ$ und $0/90^\circ$, zusammenfallen (Abbildung 3.44). Daraus kann geschlossen werden, dass im untersuchten Fall das relative Verhältnis des Schädigungsniveaus unter statischer Last und Schädigung unter schwingender Beanspruchung für beide Systeme gleich und somit unabhängig von den bruchmechanischen Eigenschaften der Matrix ist.

Auf Basis der röntgenrefraktionsbegleiteten Schwingversuche an CFK-Laminaten im VHCF-Lastwechselbereich bis 10^8 konnten Erkenntnisse über die Zeitfestigkeit in diesem Bereich gewonnen werden. Dabei haben alle CFK-Lamine bei einer Bean-

spruchung unterhalb von 40% der jeweiligen statischen Zwischenfaserbruchfestigkeit den VHCF-Bereich ohne Versagen durchlaufen. Bei Laminaten mit der Matrix RIM 135 konnten VHCF-Zeitfestigkeiten bei bis zu 54% der statischen ZFB-Festigkeit ermittelt werden. Anhand der Ergebnisse kann mit Blick auf das zweite Teilziel ein qualitativer Zusammenhang zwischen der Schädigungsentwicklung im HCF- und im VHCF-Bereich herausgestellt werden. Alle bis 10^6 Lastwechsel schadenfrei ertragenen Lasthorizonte führen zu einer Zeitfestigkeit bis mindestens 10^8 Lastwechsel. Damit ist es denkbar, zur allgemeinen Bestimmung von Zeitfestigkeiten im VHCF-Bereich auf das Schädigungsverhalten im HCF-Bereich zurückzugreifen und auf diese Weise langwierige Ermüdungsversuche im VHCF-Bereich zu reduzieren. In Bezug auf die durchgeführten Schwingversuche an GFK und CFK mit Schädigungsanalyse muss mit Blick auf die geringe Probenanzahl je Lasthorizont die Repräsentativität in weiteren Versuchen validiert werden.

5.2 Diskussion der Berechnungsergebnisse

Die Beanspruchungen für den Zwischenfaserbruchbeginn der einzelnen Lamine wurde im Zugversuch ermittelt (Tabellen 3.12 und 3.15). Daneben wurde der Zwischenfaserbruchbeginn theoretisch anhand von zwei verschiedenen Verfahren berechnet. Zum einen nach dem Standardverfahren der klassischen Laminattheorie in Kombination mit den Modellen nach Puck und zum anderen anhand des inversen Berechnungsansatzes nach Krimmer (Tabellen 4.2 und 4.3).

Da die Matrixfestigkeit in der Bruchbedingung nach Krimmer die ausschlaggebende Größe darstellt, muss diese zunächst betrachtet werden. Die in den Tabellen 4.2 (GFK) und 4.3 (CFK) im Abschnitt 4.1 aufgeführten Matrixvergleichsspannungen bei Zwischenfaserbruch zeigen zwei Auffälligkeiten. Zum einen liegen die Matrixvergleichsspannungen über den an Reinharzproben ermittelten Festigkeiten (Tabelle 3.8 bzw. 4.1). Dies wird mit dem erwähnten Größeneffekt nach [HFHT07] erklärt. Die zweite Auffälligkeit der genannten Matrixvergleichsspannungen liegt darin, dass diese sich bei gleichen Konstituenten teilweise stark voneinander unterscheiden (siehe Tabellen 4.2 und 4.3). Damit kann nicht von einer gleichmäßigen Matrixbeanspruchung bei ZFB bzw. einer einheitlichen Matrixfestigkeit bei verschiedenen Laminataufbauten /-beanspruchungen ausgegangen werden.

Die Unterschiede sind dabei folgendermaßen zu differenzieren. Zum einen ist ein Unterschied bei gleichem Matrixsystem aber unterschiedlichen Fasern festzustellen. Vor allem beim System LY 556 liegen die ZFB-Matrixvergleichsspannungen bei GFK-Laminaten im Schnitt weit über denen der CFK-Lamine. Es ist daher davon auszugehen, dass die Chemie des Faser-Matrix-Interface einen Einfluss auf die Matrixfestigkeit ausübt. Dabei tragen sowohl die Unterschiede der als Faserschichten aufgetragenen Epoxidharze als auch jene, hervorgerufen durch die verwendeten chemisch unterschiedlichen Matrices LY 556 (anhydridischer Härter) und RIM 135 (aminischer Härter), bei. Darüber hinaus ist anzumerken, dass sich die Kohlenstoff-

fasern und die Glasfasern in ihren Filamentdurchmessern unterscheiden und damit unterschiedliche Kerben innerhalb der Matrix darstellen.

Zum anderen ist ein Unterschied der ZFB-Matrixvergleichsspannungen zwischen den $\pm 45^\circ$ - und den $0/90^\circ$ -Laminaten auszumachen. Mit Ausnahme der RIM 135-GFK-Laminat liegt die berechnete Matrixvergleichsspannung der $\pm 45^\circ$ -Laminat weit über der der $0/90^\circ$ -Laminat. Damit zeigt auch die Beanspruchungsart einen Einfluss auf die Matrixfestigkeit. Wenn davon ausgegangen wird, dass der genutzte Vergleichsspannungsansatz zulässig ist, kann an dieser Stelle vermutet werden, dass Schädigungen im Verbund weniger als reines Versagen der Matrix, sondern als Faser-Matrix-Interface-Versagen auftreten. Damit könnten die wesentlich höheren Matrixspannungen bei erstem ZFB-Versagen der $\pm 45^\circ$ -Laminat erklärt werden, da sich die Schubbeanspruchung der Faser-Matrix-Grenzschicht im Vergleich zur Normalbeanspruchung weniger kritisch darstellt. Dennoch sollte geprüft werden, inwiefern alternative Vergleichsspannungshypothesen die Umrechnung zwischen Normal- und Schubspannungen auf eine geeignetere Weise realisieren. Der vorgestellte Ansatz nach Carraro und Quaresimin [CQ14] mit der Unterscheidung nach den Schubspannungsanteilen am Spannungszustand (Abschnitt 2.3.3) stellt dabei einen möglichen Ansatz dar.

Mit Blick auf den äußerst hohen Wert der ZFB-Matrixspannung für das $\pm 45^\circ$ -CFK-Körper-Laminat mit der Matrix LY 556 (siehe Tabelle 4.3) besteht die Möglichkeit, dass die ersten ZFB-Schädigungen außerhalb des per SAXS gescannten Bereiches aufgetreten sind. Damit ist es denkbar, dass ein später auftretender Riss als vermeintliche Erstschädigung registriert wurde und so zu der erhöhten ZFB-Spannung geführt hat.

Im Allgemeinen ist neben dem Einfluss der Chemie des Faser-Matrix-Interface und der jeweiligen Beanspruchungsart auch das bereits erwähnte Phänomen der Querkzugfestigkeitsabnahme durch Feuchteinfluss bei der Lagerung und Verarbeitung als mögliche Ursache für die Unterschiede in den ZFB-Matrixspannungen anzuführen.

Anhand der theoretischen Berechnung der ZFB-Laminatspannungen nach Krimmer und nach Puck soll ein Vergleich der Resultate (Tabellen 4.2 und 4.3) erfolgen. Im Fall der $0/90^\circ$ -Laminat konnten anhand der Berechnungen nach Krimmer die nach Puck ermittelten Werte mit geringeren Abweichungen reproduziert werden. Größere Abweichungen treten bei den $\pm 45^\circ$ -Laminaten auf. Da in der Berechnung nach Puck die ES-Festigkeitswerte aus den $0/90^\circ$ - und $\pm 45^\circ$ -UD-Versuchen und nach Krimmer ausschließlich die Matrixfestigkeit aus dem $0/90^\circ$ -UD-Versuch herangezogen werden, liefert die Berechnung nach Puck den Versuchsergebnissen besser entsprechende Werte. Dabei wird nach Krimmer mit Ausnahme der RIM 135-GFK-Laminat stets eine geringere theoretische Zwischenfaserbruchspannung berechnet. Dieses Ergebnis deckt sich mit den auf ZFB-Lastniveau berechneten Matrixspannungen bei Zwischenfaserbruch mit Ausnahme der RIM 135-GFK-Laminat.

Darüber hinaus haben bereits die ZFB-Versuchsergebnisse darauf hingewiesen, dass das Körpergewebe die Zwischenfaserbruchspannung (Tabellen 3.12 und 3.15)

vor allem im Fall des spröderen Matrixsystems LY 556 durch komplexe Spannungszustände reduziert. Dieser Effekt wird erwartungsgemäß von keinem der beiden Berechnungsansätze abgebildet.

Mit dem Ziel eine Masterschädigungslinie auf Basis der Matrixbeanspruchung aufzusetzen, wurden die Laminatbeanspruchungen der ermittelten Schädigungslinien für GFK und CFK umgerechnet (Abbildung 4.3). Damit konnten die Schädigungslinien zusätzlich in der Form der maximalen Matrixbeanspruchung über den Lastwechseln dargestellt werden. Durch die Umrechnung findet eine deutliche Annäherung der Steigungen der $\pm 45^\circ$ -Lamine an die Steigungen der Schädigungslinien der $0/90^\circ$ -Lamine statt (Abbildungen A.10 (GFK, LY 556), 4.4 (GFK, RIM 135), 4.7 (CFK RIM 135) und 4.8 (CFK, RIM 135 und LY 556)).

Im Fall der GFK-Lamine liegen Laminatspannung und Matrixspannung auf ähnlichem Niveau. Dadurch resultiert die Umrechnung in keinem Wechsel der Größenordnung in der Darstellung der Beanspruchung (Abbildungen A.10 und 4.4). Da die Schädigungslinien der $0/90^\circ$ - und $\pm 45^\circ$ -Lamine mit gleicher Matrix (Abbildung A.11) nicht ohne weiteres in einer Masterschädigungslinie zusammengefasst werden können, wurden die Schädigungslinien auf die Matrixspannung bei dem jeweiligen ZFB-Beginn normiert (Abbildung 4.5). Dabei rücken die Schädigungslinien der RIM 135- und der LY 556-Lamine zusammen, sodass die normierten Schädigungslinien durch eine normierte Masterschädigungslinie approximiert werden können (Abbildung 4.6). Dabei überlagern sich die Masterschädigungslinien beider Matrixsysteme und die zugehörigen Messpunkte. Demnach ist das Beanspruchungsverhältnis zwischen den im statischen und den im dynamischen Lastfall eintretenden Schädigungen bei beiden Matrixsystemen gleich. Die Beanspruchungen liegen lediglich im absoluten Maßstab auf unterschiedlichem Niveau.

Im Fall der CFK-Lamine findet neben der Annäherung der Steigungen der Schädigungslinien ebenso ein Wechsel der Größenordnung der Beanspruchungsdarstellung statt (Abbildung 4.7). Damit rücken die Linien in der absoluten Darstellung der Matrixbeanspruchung über den Lastwechseln im Vergleich zur Darstellung der Laminatbeanspruchung sehr eng zusammen. Dennoch ist auch hier eine Approximation der Schädigungslinien in der Form der absoluten Matrixbeanspruchung aufgrund der Unterschiede zwischen den jeweiligen Faserwinkeln nicht möglich (Abbildung 4.8). Durch zusätzliche Normierung nähern sich die Schädigungslinien einander an (Abbildung A.12 und 4.9). In der normierten Darstellung der Schädigungslinien der LY 556-Lamine (Abbildung 4.9) fällt erneut der festigkeitsmindernde Einfluss des Köpergewebes auf das Schädigungsverhalten in Laminen mit der Matrix LY 556 auf. Im Vergleich zum Laminat mit UD-Gewebe ist die Zeitfestigkeit reduziert. Das ist sowohl an den zu kleineren Beanspruchungen verschobenen Schädigungslinien (Abbildung 4.8) als auch an den reduzierten VHCF-Zeitfestigkeitsgrenzen (Tabelle 4.5) zu erkennen. Wird die leichte Ablage der Schädigungslinien der LY 556-Körper-Lamine vernachlässigt, kann sowohl für die RIM 135- als auch für die LY 556-CFK-Lamine eine gemittelte Masterschädigungslinie gebildet werden (Abbildung 4.10). Im Vergleich liegt die Schädigungslinie der RIM 135-Lamine bei niedrigeren

relativen Beanspruchungen.

Auf Grund der Tatsache, dass die relativen Masterschädigungslinien für die GFK-Lamine beider Matrixsysteme im S-N-Diagramm zusammenfallen, wohingegen die relativen Masterschädigungslinien der CFK-Lamine beider Matrixsysteme einen gewissen Abstand aufweisen, kann geschlossen werden, dass der Einfluss des Faser-Matrix-Interfaces (verschiedene Fasertypen) in Bezug auf die Lage der relativen Schädigungsgrenzen größer ist als der Einfluss der bruchmechanischen Eigenschaften der Matrix.

Zusammengefasst konnten mit Blick auf das dritte Teilziel im Rahmen der Arbeit normierte Masterschädigungslinien abgeschätzt werden. Die aufgezeigten Resultate können als Vorlage dienen, um diese Art der Beanspruchungsdarstellung von FKV in weiteren Versuchsreihen zu validieren.

Zum Erreichen dieses Ziels sollten alternative Vergleichsspannungshypothesen geprüft werden, um die aufgezeigte Diskrepanz zwischen der Matrixbeanspruchung bei Zwischenfaserbruchbeginn unter Querkzug- und Schubbelastung zu überbrücken. Der vorgestellte Ansatz nach Carraro und Quaresimin [CQ14] stellt dabei eine mögliche Alternative dar. Zudem könnte eine Unterscheidung der Versagensarten bzw. der Beanspruchungsarten zielführend sein. In diesem Zusammenhang stellt sich ebenso die Frage, inwiefern die Faser-Matrix-Grenzschicht in die Überlegungen einbezogen werden sollte. Einerseits könnten bei Betrachtung der Grenzschicht als Ort des Versagens die Unterschiede in der Matrixfestigkeit bei Querkzug- und Schubbeanspruchung erklärt werden. Andererseits könnten damit die aufgezeigten Unterschiede in der Matrixfestigkeit zwischen GFK- und CFK-Laminaten berücksichtigt werden. Dabei ist zu erwarten, dass die Abhängigkeit von dem chemischen Aufbau der Schlichte bzw. der Matrix und damit von der variierenden Faser-Matrix-Verbindung eine nicht zu vernachlässigende Rolle spielt.

Ebenso stellt sich die Frage, ob die komplexen Spannungszustände, die die Matrix bei der Verwendung von Geweben (Köper, Leinwand) zusätzlich erfährt, im Zusammenspiel mit den bruchmechanischen Eigenschaften der Harzsysteme besser berücksichtigt werden müssen. Die Ergebnisse zeigen, dass ein Einfluss der überlagerten Spannungen auf das Schädigungsverhalten der Lamine vor allem bei einer spröden Matrix zu erkennen ist.

5.3 Ausblick

In der vorliegenden Arbeit konnte gezeigt werden, dass die Darstellung der Schädigungsgrenzen der untersuchten Lamine mit gleicher Matrix und verschiedenen Faserausrichtungen in Form von matrixspezifischen Masterschädigungslinien auf Basis der normierten Matrixbeanspruchung möglich ist.

Langfristiges Ziel sollte es sein, Ingenieuren und Forschern damit ein praktisches Werkzeug zur Verfügung zu stellen, mit dem Ermüdungsnachweise über Schadensakkumulationshypothesen durchgeführt werden können. Grundlage wäre die Umrech-

nung einer bekannten Laminatschädigungsgrenze über die Matrixbeanspruchung in Schädigungsgrenzen abweichender Lamine mit gleichen Konstituenten. Die wenig aufwendige Ermittlung des ZFB-Niveaus würde aufwendige Ermüdungsversuche substituieren.

Darüber hinaus können die dokumentierten Auswirkungen der bruchmechanischen Eigenschaften der Matrix auf die Schädigungsentwicklung im Verbund gezielt genutzt werden. So ist es denkbar, dass über die Auswahl eines geeigneten Matrixsystems Wartungsintervalle, innerhalb derer Schäden nur ein definiertes maximales Ausmaß erreichen dürfen, gezielt beeinflusst werden können.

Des Weiteren kann das aufgezeigte Prinzip des Rückschlusses auf die VHCF-Zeitfestigkeit auf Basis der Schädigung im HCF-Bereich genutzt werden, um langwierige Ermüdungsversuche in Forschungs- und Entwicklungsabteilungen zu verkürzen.

6 Zusammenfassung

Die drei Teilziele der vorliegenden Arbeit waren:

- die Charakterisierung der Einflussnahme der bruchmechanischen Eigenschaften der Epoxidharzmatrix auf die Ermüdungseigenschaften im Verbund,
- mögliche Rückschlüsse auf die VHCF-Zeitfestigkeit unter Schwingbeanspruchung, ausgehend von Untersuchungen im HCF-Lastwechselbereich sowie
- die Betrachtung der Matrixbeanspruchung als Ermüdungsreferenz und die Umrechnung der ermittelten Schädigungslinien in matrixspezifische Masterschädigungslinien.

Zum Erreichen der Teilziele wurden folgende Schritte durchlaufen: Zunächst wurden verschiedene Epoxidharzsysteme charakterisiert. Zwei Systeme mit großen bruchmechanischen Unterschieden wurden zur Fertigung äquivalenter GFK- und CFK-Lamine mit Faserausrichtungen in $0/90^\circ$ und $\pm 45^\circ$ ausgewählt. In quasi-statischen Zugversuchen und Einstufenschwingversuchen mit einem Beanspruchungsverhältnis von $R = 0,1$ wurden diese Lamine hinsichtlich ihres Schädigungsbeginns und ihrer Schädigungsentwicklung untersucht. Die Detektion der Schädigungen sowie die Dokumentation der Schädigungsentwicklung wurde anhand der Lichtabsorptionsanalyse an GFK-Laminen und anhand der Röntgenrefraktionsanalyse an CFK-Laminen umgesetzt. Anhand verschiedenartiger Schädigungsverläufe konnten Einflüsse der bruchmechanisch unterschiedlichen Matrices auf die Schädigungsentwicklung im Verbund aufgezeigt werden. Die sprödere Matrix LY 556 zeigte dabei kein Mikrorisswachstum, eine schnellere Schädigungszunahme sowie einen größeren Einfluss der Webart (Körpergewebe) auf die statische ZFB- sowie die Schwingfestigkeit.

Anhand der detektierten ZFB-Initiierung in den einzelnen Einstufenschwingversuchen wurden für die untersuchten Lamine die Schädigungsgrenzen ermittelt. Mit röntgenrefraktionsbegleiteten Schwingversuchen an CFK-Laminen im VHCF-Lastwechselbereich bis 10^8 konnten Rückschlüsse vom Schädigungsverhalten im HCF-Bereich bis 10^6 auf die Zeitfestigkeit im VHCF-Bereich gezogen werden und damit VHCF-Zeitfestigkeitsgrenzen bestimmt werden.

Mit dem Ziel die Ermüdung der Lamine auf die Beanspruchung der Matrix zurückzuführen, wurden die Erweiterte Inverse Laminattheorie, mikromechanikbasierte Mischungsregeln sowie eine Vergleichsspannungshypothese auf die untersuchten Lamine angewendet. Die ermittelten Schädigungsgrenzen konnten damit in Form der Matrixbeanspruchung wiedergegeben werden. Die Darstellung der Ermüdung verschiedener Lamine anhand matrixspezifischer Masterschädigungslinien in absolutem Maßstab konnte nicht realisiert werden. Eine Approximation der Matrixschädigungslinien der CFK- und GFK-Lamine gelang durch normierte Masterschä-

digungslinien. Mit Blick auf die Ziele der vorliegenden Arbeit kann abschließend folgendes Resümee gezogen werden:

- Die Matrix ist in Bezug auf die Ermüdung von FKV von zentraler Bedeutung. Mit der Umrechnung der Laminatbeanspruchung in die Matrixbeanspruchung konnte auch letztere als ermüdungsrelevant aufgezeigt werden.
- Die qualitative Einflussnahme der bruchmechanischen Eigenschaften der Epoxidharzmatrix auf die Schädigungsentwicklung im Verbund konnte aufgezeigt werden.
- Alle im HCF-Bereich schadenfreien Lastniveaus wurden im VHCF-Bereich zeitfest ertragen. Ein Rückschluss von Untersuchungen im HCF-Lastwechselbereich auf die VHCF-Zeitfestigkeit ist möglich.
- Die Darstellung der Schädigungslinien der GFK- und CFK-Lamine mit gleicher Matrix in Form einer normierten matrixspezifischen Masterschädigungslinie konnte realisiert werden. Nicht realisiert werden konnte eine Masterschädigungslinie im absoluten Maßstab.

Darüber hinaus müssen folgende Erkenntnisse betont werden:

- Die zur theoretischen Vorhersage der ZFB-Beanspruchung genutzten mikromechanischen Modelle nach Krimmer in Kombination mit dem Vergleichsspannungsansatz auf Basis der Formänderungsenergiehypothese führte nur teilweise zu zufriedenstellenden Ergebnissen. Vor allem bei schubbeanspruchter Matrix kommt es zu großen Abweichungen zwischen theoretisch und praktisch ermittelten Werten. Dabei ist zu betonen, dass die bei Zwischenfaserbruchbeginn berechneten Matrixspannungen bei gleicher Matrix und gleichen Fasern teils relativ große Unterschiede aufweisen. Ein Versagen im Interface zwischen Faser und Matrix wird dabei als Ursache angenommen. Absolute Masterschädigungslinien auf Basis der Matrixspannungen sind damit nicht ohne weiteres zu realisieren.
- Die komplexen Spannungen, die den Spannungszustand der Matrix bei der Verwendung des Körper-Gewebes mit starker Faserondulation überlagern, zeigen vor allem bei der spröden Matrix LY 556 Einfluss auf das Schädigungsverhalten und die Festigkeiten der Lamine.
- Der Einfluss des Faser-Matrix-Interfaces in Bezug auf die Lage der relativen Schädigungsgrenzen ist größer als der Einfluss der bruchmechanischen Eigenschaften der Matrix.
- Die Repräsentativität der ermittelten Schädigungslinien sollte in weiteren Versuchen validiert werden.

Literaturverzeichnis

- [AAB13] ABOUDI, Jacob ; ARNOLD, S. M. ; BEDNARCYK, Brett A.: *Micromechanics of composite materials - a generalized multiscale analysis approach*. 1st ed. Amsterdam ; Boston : Elsevier/BH, Butterworth-Heinemann is an imprint of Elsevier, 2013. – ISBN 978–0–12–397035–0. – OCLC: ocn793581625
- [AH06] ADDEN, Stephan ; HORST, Peter: Damage propagation in non-crimp fabrics under bi-axial static and fatigue loading. In: *Composites Science and Technology* 66 (2006), Mai, Nr. 5, 626–633. <http://dx.doi.org/10.1016/j.compscitech.2005.07.034>. – DOI 10.1016/j.compscitech.2005.07.034. – ISSN 0266–3538
- [AH10] ADDEN, Stephan ; HORST, Peter: Stiffness degradation under fatigue in multiaxially loaded non-crimped-fabrics. In: *International Journal of Fatigue* 32 (2010), Januar, Nr. 1, 108–122. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2009.02.002>. – DOI 10.1016/j.ijfatigue.2009.02.002. – ISSN 0142–1123
- [AH17] ADAM, T. J. ; HORST, P.: Fatigue damage and fatigue limits of a GFRP angle-ply laminate tested under very high cycle fatigue loading. In: *International Journal of Fatigue* 99, Part 1 (2017), Juni, 202–214. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2017.01.045>. – DOI 10.1016/j.ijfatigue.2017.01.045. – ISSN 0142–1123
- [Api04] APINIS, R.: Acceleration of Fatigue Tests of Polymer Composite Materials by Using High-Frequency Loadings. In: *Mechanics of Composite Materials* 40 (2004), März, Nr. 2, 107–118. <http://dx.doi.org/10.1023/B:MOCM.0000025485.93979.dd>. – DOI 10.1023/B:MOCM.0000025485.93979.dd. – ISSN 0191–5665, 1573–8922
- [Arb06] ARBEITSKREIS FASERVERBUND-LEICHTBAU DES LUFTFAHRTTECHNISCHEN HANDBUCHS: *Luftfahrttechnisches Handbuch : LTH*. Ottonbrunn : IABG mbH (LTH-Koordinationsstelle), 2006. – Google-Books-ID: AGk4MwAACAAJ
- [Ash93] ASHBEE, K. H. G.: *Fundamental principles of fiber reinforced composites*. 2nd ed. Lancaster, PA : Technomic Pub. Co, 1993. – ISBN 978–0–87762–923–8
- [ATSB17] ALTMANN, K. ; TRAPPE, V. ; SÖKER, H. ; BRAUN, U.: Understanding of the aging mechanism of glass fiber sizing for composite materials. In:

eingereicht bei *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (2017), Dezember

- [Bas10] BASQUIN, Olin H.: The exponential law of endurance tests. In: *proceedings ASTM* Bd. 10, 1910, S. 625
- [Bat06] BATHIAS, Claude: An engineering point of view about fatigue of polymer matrix composite materials. In: *International Journal of Fatigue* 28 (2006), Oktober, Nr. 10, 1094–1099. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2006.02.008>. – DOI 10.1016/j.ijfatigue.2006.02.008. – ISSN 0142–1123
- [BBE16] BACKE, Daniel ; BALLE, Frank ; EIFLER, Dietmar: Three Point Bending Fatigue of Carbon Fiber Fabric Reinforced Polyphenylensulfide in the Very High Cycle Fatigue Regime. In: *Key Engineering Materials* 664 (2016), 47–54. <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.664.47>. – DOI 10.4028/www.scientific.net/KEM.664.47. – ISSN 1662–9795
- [BBM01] BARRON, V. ; BUGGY, M. ; MCKENNA, N. H.: Frequency effects on the fatigue behaviour on carbon fibre reinforced polymer laminates. In: *Journal of Materials Science* 36 (2001), April, Nr. 7, 1755–1761. <http://dx.doi.org/10.1023/A:1017576725885>. – DOI 10.1023/A:1017576725885. – ISSN 0022–2461, 1573–4803
- [BP05] BATHIAS, Claude ; PARIS, P. C.: *Gigacycle fatigue in mechanical practice*. New York : Marcel Dekker, 2005. – ISBN 978–0–8247–2313–2
- [CC93] CHOU, Tsu-Wei (Hrsg.) ; CAHN, Robert W. (Hrsg.): *Structure and properties of composites*. Weinheim : VCH Verlagsgesellschaft, 1993 (Materials Science and Technology a comprehensive treatment / ed. by R. W. Cahn ... ; Vol. 13). – ISBN 978–3–527–26826–9 978–0–89573–800–4 978–3–527–26813–9 978–1–56081–190–9. – OCLC: 30136447
- [Chr98] CHRISTENSEN, R. M.: The Numbers of Elastic Properties and Failure Parameters for Fiber Composites. In: *Journal of Engineering Materials and Technology* 120 (1998), April, Nr. 2, 110–113. <http://dx.doi.org/10.1115/1.2806997>. – DOI 10.1115/1.2806997. – ISSN 0094–4289
- [CQ14] CARRARO, P. A. ; QUARESIMIN, M.: A damage based model for crack initiation in unidirectional composites under multiaxial cyclic loading. In: *Composites Science and Technology* 99 (2014), Juli, Nr. Supplement C, 154–163. <http://dx.doi.org/10.1016/j.compscitech.2014.05.012>. – DOI 10.1016/j.compscitech.2014.05.012. – ISSN 0266–3538

- [DB67] DALLY, J. W. ; BROUTMAN, L. J.: Frequency Effects on the Fatigue of Glass Reinforced Plastics. In: *Journal of Composite Materials* (1967), Oktober. <http://dx.doi.org/10.1177/002199836700100410>. – DOI 10.1177/002199836700100410
- [Dha75] DHARAN, C. K. H.: Fatigue failure in graphite fibre and glass fibre-polymer composites. In: *Journal of Materials Science* 10 (1975), Oktober, Nr. 10, 1665–1670. <http://dx.doi.org/10.1007/BF00554927>. – DOI 10.1007/BF00554927. – ISSN 0022–2461, 1573–4803
- [DIN78] DIN 50100: *Werkstoffprüfung - Dauerschwingversuch - Begriffe Zeichen Durchführung Auswertung*. Februar 1978
- [DIN97] DIN EN ISO 527-4:1997: *Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften - Teil 4: Prüfbedingungen für isotrop und anisotrop faserverstärkte Kunststoffverbundwerkstoffe*. Juli 1997
- [DIN98] DIN EN ISO 14129:1998: *Faserverstärkte Kunststoffe - Zugversuch an 45°-Laminaten zur Bestimmung der Schubspannungs-/Schubverformungskurve und des Schubmoduls in der Lagenebene*. Februar 1998
- [DIN99] DIN 65467:1999: *Luft- und Raumfahrt - Prüfung von Reaktionsharzsystemen mit und ohne Verstärkung - DSC-Verfahren*. März 1999
- [DIN12a] DIN EN ISO 527-1:2012: *Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften - Teil 1: Allgemeine Grundsätze*. Juni 2012
- [DIN12b] DIN EN ISO 527-2:2012: *Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften - Teil 2: Prüfbedingungen für Form- und Extrusionsmassen*. Juni 2012
- [DIN14] DIN SPEC 4885: *Faserverstärkte Kunststoffe - Schubversuch mittels Schubrahmen zur Ermittlung der Schubspannungs-/Schubverformungskurve und des Schubmoduls in der Lagenebene*. Januar 2014
- [FK71] FÖRSTER, R ; KNAPPE, W: Experimentelle und theoretische Untersuchungen zur Rissbildungsgrenze an zweischichtigen Wickelrohren aus Glasfaser/Kunststoff unter Innendruck. In: *Kunststoffe* 61 (1971), Nr. 8, S. 583–588
- [FR03] FLEMMING, Manfred ; ROTH, Siegfried: *Faserverbundbauweisen: Eigenschaften ; mechanische, konstruktive, thermische, elektrische, ökologische, wirtschaftliche Aspekte*. Berlin : Springer, 2003 (Engineering

- online library). – ISBN 978–3–540–00636–7 978–3–540–40825–3 978–3–642–62459–9 978–3–642–55468–1. – OCLC: 64653057
- [GB05] GASCH, Robert (Hrsg.) ; BADE, Peter (Hrsg.): *Windkraftanlagen - Grundlagen, Entwurf, Planung und Betrieb*. 4., vollst. überarb. und erw. Aufl. Wiesbaden : Teubner, 2005 (Lehrbuch Maschinenbau). – ISBN 978–3–519–36334–7. – OCLC: 179928177
- [GHKP06] GUDE, M. ; HUFENBACH, W. ; KOCH, I. ; PROTZ, R.: Fatigue failure criteria and degradation rules for composites under multiaxial loadings. In: *Mechanics of Composite Materials* 42 (2006), September, Nr. 5, 443–450. <http://dx.doi.org/10.1007/s11029-006-0054-z>. – DOI 10.1007/s11029-006-0054-z. – ISSN 0191–5665, 1573–8922
- [GP93] GARBE, J. ; PUCK, A.: Erfahrungen mit Bruchkriterien an schwellend belasteten GFK-Drehfedern. In: *Kunststoffe* 83 (1993), Nr. 5, 406–411. <http://cat.inist.fr/?aModele=afficheN&cpsidt=4781176>. – ISSN 0023–5563
- [Gri21] GRIFFITH, A. A.: The Phenomena of Rupture and Flow in Solids. In: *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences* 221 (1921), Januar, Nr. 582-593, 163–198. <http://dx.doi.org/10.1098/rsta.1921.0006>. – DOI 10.1098/rsta.1921.0006. – ISSN 1364–503X, 1471–2962
- [GS07] GROSS, Dietmar ; SEELIG, Thomas: *Bruchmechanik: mit einer Einführung in die Mikromechanik ; mit 8 Tabellen*. 4., bearb. Aufl. Berlin : Springer, 2007. – ISBN 978–3–540–37113–7. – OCLC: 180099328
- [GS13] GRELLMANN, Wolfgang (Hrsg.) ; SEIDLER, Sabine (Hrsg.): *Polymer testing*. 2nd edition. Munich : Hanser Publishers, 2013. – ISBN 978–1–56990–548–7
- [Hai06] HAIBACH, Erwin: *Betriebsfestigkeit: Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung*. 3., korrigierte und ergänzte Auflage. Berlin : Springer, 2006 (VDI-Buch). – ISBN 978–3–540–29363–7. – OCLC: 179972133
- [HAKK07] HOSOI, Atsushi ; ARAO, Yoshihiko ; KARASAWA, Hirokazu ; KAWADA, Hiroyuki: High-cycle fatigue characteristics of quasi-isotropic CFRP laminates. In: *Advanced Composite Materials* 16 (2007), Januar, Nr. 2, 151–166. <http://dx.doi.org/10.1163/156855107780918964>. – DOI 10.1163/156855107780918964. – ISSN 0924–3046
- [Har03] HARRIS, Bryan: *Fatigue in composites: science and technology of the fatigue response of fibre-reinforced plastics*. Boca Raton, Fla.; Cambridge,

- U.K. : CRC Press ; Woodhead, 2003 <http://www.crcnetbase.com/isbn/9780849317675>. – ISBN 978–1–85573–857–7 978–1–85573–608–5. – OCLC: 53967738
- [Has80] HASHIN, Z.: Failure Criteria for Unidirectional Fiber Composites. In: *Journal of Applied Mechanics* 47 (1980), Juni, Nr. 2, 329–334. <http://dx.doi.org/10.1115/1.3153664>. – DOI 10.1115/1.3153664. – ISSN 0021–8936
- [HFHT07] HOBBIEBRUNKEN, Thomas ; FIEDLER, Bodo ; HOJO, Masaki ; TANAKA, Mototsugu: Experimental determination of the true epoxy resin strength using micro-scaled specimens. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 38 (2007), März, Nr. 3, 814–818. <http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesa.2006.08.006>. – DOI 10.1016/j.compositesa.2006.08.006. – ISSN 1359–835X
- [HH93] HENTSCHEL, M. P. ; HARBICH, K. W.: Einzelfaserhaftung in Kompositen. Neue Anwendung der Röntgenfraktometrie. In: *Materialprüfung* 35 (1993), Nr. 3, 63–67. <http://cat.inist.fr/?aModele=afficheN&cpsidt=4636749>. – ISSN 0025–5300
- [HHB10] HELLERICH, Walter ; HARSCH, Günther ; BAUR, Erwin: *Werkstoff-Führer Kunststoffe: Eigenschaften, Prüfungen, Kennwerte*. 10., [vollst. überarb.] Aufl. München : Hanser, 2010. – ISBN 978–3–446–42436–4. – OCLC: 672408397
- [HHL+87] HENTSCHEL, M. P. ; HOSEMAN, R. ; LANGE, A. ; UTHER, B. ; BRÜCKNER, R.: Röntgenkleinwinkelbrechung an Metalldrähten, Glasfäden und hartelastischem Polypropylen. In: *Acta Crystallographica Section A: Foundations of Crystallography* 43 (1987), Juli, Nr. 4, 506–513. <http://dx.doi.org/10.1107/S0108767387099100>. – DOI 10.1107/S0108767387099100. – ISSN 0108–7673
- [HHL94] HENTSCHEL, M. P. ; HARBICH, K. W. ; LANGE, A.: Nondestructive evaluation of single fibre debonding in composites by X-ray refraction. In: *NDT & E International* 27 (1994), Oktober, Nr. 5, 275–280. [http://dx.doi.org/10.1016/0963-8695\(94\)90133-3](http://dx.doi.org/10.1016/0963-8695(94)90133-3). – DOI 10.1016/0963–8695(94)90133–3. – ISSN 0963–8695
- [HKS02a] HINTON, M. J. ; KADDOUR, A. S. ; SODEN, P. D.: A comparison of the predictive capabilities of current failure theories for composite laminates, judged against experimental evidence. In: *Composites Science and Technology* 62 (2002), September, Nr. 12?13, 1725–1797. [http://dx.doi.org/10.1016/S0266-3538\(02\)00125-2](http://dx.doi.org/10.1016/S0266-3538(02)00125-2). – DOI 10.1016/S0266–3538(02)00125–2. – ISSN 0266–3538

- [HKS02b] HINTON, M. J. ; KADDOUR, A. S. ; SODEN, P. D.: Evaluation of failure prediction in composite laminates: background to ?part B? of the exercise. In: *Composites Science and Technology* 62 (2002), September, Nr. 12?13, 1481–1488. [http://dx.doi.org/10.1016/S0266-3538\(02\)00094-5](http://dx.doi.org/10.1016/S0266-3538(02)00094-5). – DOI 10.1016/S0266-3538(02)00094-5. – ISSN 0266-3538
- [HKS04] HINTON, Mike J. (Hrsg.) ; KADDOUR, A. S. (Hrsg.) ; SODEN, P. D. (Hrsg.): *Failure criteria in fibre reinforced polymer composites: the world-wide failure exercise ; this volume contains 34 previously published papers from the journal Special Issue Composites Science and Technology and four new papers*. Amsterdam : Elsevier, 2004. – ISBN 978-0-08-044475-8. – OCLC: 249149074
- [HR73] HASHIN, Z. ; ROTEM, A.: A Fatigue Failure Criterion for Fiber Reinforced Materials. In: *Journal of Composite Materials* 7 (1973), Oktober, Nr. 4, 448–464. <http://dx.doi.org/10.1177/002199837300700404>. – DOI 10.1177/002199837300700404. – ISSN 0021-9983
- [HSK+10] HOSOI, Atsushi ; SATO, Narumichi ; KUSUMOTO, Yasuyuki ; FUJIWARA, Keita ; KAWADA, Hiroyuki: High-cycle fatigue characteristics of quasi-isotropic CFRP laminates over 108 cycles (Initiation and propagation of delamination considering interaction with transverse cracks). In: *International Journal of Fatigue* 32 (2010), Januar, Nr. 1, 29–36. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2009.02.028>. – DOI 10.1016/j.ijfatigue.2009.02.028. – ISSN 0142-1123
- [HTSK11] HOSOI, Atsushi ; TAKAMURA, Keigo ; SATO, Narumichi ; KAWADA, Hiroyuki: Quantitative evaluation of fatigue damage growth in CFRP laminates that changes due to applied stress level. In: *International Journal of Fatigue* 33 (2011), Juni, Nr. 6, 781–787. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2010.12.017>. – DOI 10.1016/j.ijfatigue.2010.12.017. – ISSN 0142-1123
- [Huf07] HUFENBACH, Werner (Hrsg.): *Textile Verbundbauweisen und Fertigungstechnologien für Leichtbaustrukturen des Maschinen- und Fahrzeugbaus*. Dresden : SDV - Die Medien AG, 2007. – ISBN 978-3-00-022109-5. – OCLC: 199254375
- [ISO00] ISO 13586: *Plastics - Determination of fracture toughness - Linear elastic fracture mechanics (LEFM) approach*. März 2000
- [ISO02] ISO 15850: *Plastics - Determination of tension-tension fatigue crack propagation - Linear elastic fracture mechanics (LEFM) approach*. Juni 2002

- [JEC11] JEC COMPOSITES: JEC Composites Overview of the worldwide composites industry: 2010 - 2015. 2011. – Forschungsbericht
- [JL98a] JEN, M. H. R. ; LEE, C. H.: Strength and life in thermoplastic composite laminates under static and fatigue loads. Part I: Experimental. In: *International Journal of Fatigue* 20 (1998), Oktober, Nr. 9, 605–615. [http://dx.doi.org/10.1016/S0142-1123\(98\)00029-2](http://dx.doi.org/10.1016/S0142-1123(98)00029-2). – DOI 10.1016/S0142-1123(98)00029-2. – ISSN 0142-1123
- [JL98b] JEN, Ming-Hwa R. ; LEE, C. H.: Strength and life in thermoplastic composite laminates under static and fatigue loads. Part II: Formulation. In: *International Journal of Fatigue* 20 (1998), Oktober, Nr. 9, 617–629. [http://dx.doi.org/10.1016/S0142-1123\(98\)00030-9](http://dx.doi.org/10.1016/S0142-1123(98)00030-9). – DOI 10.1016/S0142-1123(98)00030-9. – ISSN 0142-1123
- [JMPC14] JUSTO, J. ; MARIN, J. C. ; PARIS, F. ; CANAS, J.: The effect of frequency on fatigue behavior of graphite-epoxy composites. In: *Proc. of the 16th Eur. conf. on comp. mat., ECCM16, Seville, 2014*
- [KJK⁺16] KOCH, I. ; JUST, G. ; KOSCHICHOW, R. ; HANKE, U. ; GUDE, M.: Guided bending experiment for the characterisation of CFRP in VHCF-loading. In: *Polymer Testing* 54 (2016), September, 12–18. <http://dx.doi.org/10.1016/j.polymertesting.2016.06.019>. – DOI 10.1016/j.polymertesting.2016.06.019. – ISSN 0142-9418
- [Kni00] KNICKREHM, Andre: *Zum Versagen unidirektionaler Glasfaser-Kunststoff-Verbunde bei Biegeschwellbeanspruchung*. Als Ms. gedr. Aachen : Shaker, 2000 (Schriftenreihe konstruktiver Leichtbau mit Faser-Kunststoff-Verbunden). – ISBN 978-3-8265-7025-4. – OCLC: 76111723
- [Kno08] KNOPS, Martin: *Analysis of failure in fiber polymer laminates: the theory of Alfred Puck*. Heidelberg ; New York : Springer, 2008. – ISBN 978-3-540-75764-1
- [Kri14] KRIMMER, Alexander: *Mikromechanische Modellierung von Fasergelege-Kunststoff-Verbunden auf Basis von Normprüfungen unter Berücksichtigung der in-situ-Eigenschaften der Matrix*. Berlin : Universitätsverl. d. TU Berlin, 2014. – ISBN 978-3-7983-2654-5. – OCLC: 931522284
- [KT17] KRAUS, David ; TRAPPE, Volker: Impact of thermal loads on the damage onset of fiber reinforced plastics. In: *Proc. of the 21. International Conference on Composite Materials, 2017*

- [MB90] MICHAELI, Walter (Hrsg.) ; BEGEMANN, Michael (Hrsg.): *Einführung in die Technologie der Faserverbundwerkstoffe*. München : Hanser, 1990. – ISBN 978-3-446-15786-6. – OCLC: 256178385
- [MCJP+94] MANDELL, John F. ; CREED JR., Richard F. ; PAN, Qiong ; COMBS, David ; MODAYUR, Shrinivas: Fatigue of fiberglass generic materials and substructures. In: *Proceedings of the Energy-Sources Technology Conference* Bd. 15, 1994, S. 207–213
- [MHH+01] MUELLER, Bernd R. ; HENTSCHEL, Manfred P. ; HARBICH, Karl-Wolfram ; LANGE, Axel ; SCHORS, Jörg: Charakterisierung von Mikroschäden in polymeren Faserkompositen mittels Röntgen-Refraktions-Topography. In: *ZfP in Anwendung, Entwicklung und Forschung - Jahrestagung 2001* Bd. 75. Berlin : DGZP, 2001
- [MHW95] MICHAELI, Walter ; HUYBRECHTS, Dirk ; WEGENER, Martin: *Dimensionieren mit Faserverbundkunststoffen: Einführung und praktische Hilfen*. München : Hanser, 1995. – ISBN 978-3-446-17659-1. – OCLC: 165157415
- [Moh00] MOHR, Christian O.: Welche Umstände bedingen die Elastizitätsgrenze und den Bruch eines Materials? In: *Zeitschrift des Vereins Deutscher Ingenieure* 24 (1900), Nr. 45, S. 1524–1530
- [MSWW03] MANDELL, John F. ; SAMBORSKY, Daniel D. ; WANG, Lei ; WAHL, Neil K.: New Fatigue Data for Wind Turbine Blade Materials. (2003), Januar, 167–179. <http://dx.doi.org/10.1115/WIND2003-692>. – DOI 10.1115/WIND2003-692
- [ODH91] OYTANA, C. ; DODY, M. ; HUNSINGER, J. J.: Non Destructive Measurement of Damage in Translucent Composites Through Light Absorption Analysis. In: *Nondestructive Testing and Evaluation* 6 (1991), November, Nr. 4, 253–265. <http://dx.doi.org/10.1080/10589759108953143>. – DOI 10.1080/10589759108953143. – ISSN 1058-9759
- [PJ97] PERREUX, D. ; JOSEPH, E.: The effect of frequency on the fatigue performance of filament-wound pipes under biaxial loading: Experimental results and damage model. In: *Composites Science and Technology* 57 (1997), Januar, Nr. 3, 353–364. [http://dx.doi.org/10.1016/S0266-3538\(96\)00155-8](http://dx.doi.org/10.1016/S0266-3538(96)00155-8). – DOI 10.1016/S0266-3538(96)00155-8. – ISSN 0266-3538
- [Puc67] PUCK, Alfred: *Zur Beanspruchung und Verformung von GFK-Mehrschichtenverbund-Bauelementen: T. 1. Grundlagen d. Spannungs-*

- u. Verformungsanalyse. T. 2. Spannungs- u. Verformungsanalyse an GFK-Wickelrohren unter Überdruck. T. 3. Versuche an Mehrschichtenverbunden Gekürzte Fassg.* Hanser, 1967
- [Puc69] PUCK, Alfred: Festigkeitsberechnung an Glasfaser/Kunststofflamina-ten bei zusammengesetzter Beanspruchung. In: *Kunststoffe* 59 (1969), Nr. 11, S. 780–787
- [Puc96] PUCK, Alfred: *Festigkeitsanalyse von Faser-Matrix-Laminaten: Modelle für die Praxis.* München : Hanser, 1996. – ISBN 978–3–446–18194–6. – OCLC: 845107694
- [Rei91] REIFSNIDER, K. L.: Damage and Damage Mechanics. In: REIFSNIDER, K. L. (Hrsg.): *Fatigue of composite materials.* Amsterdam ; New York : Elsevier, 1991. – ISBN 978–0–444–70507–5
- [RG91] REIFSNIDER, K. L. ; GAO, Zhanjun: A micromechanics model for composites under fatigue loading. In: *International Journal of Fatigue* 13 (1991), März, Nr. 2, 149–156. [http://dx.doi.org/10.1016/0142-1123\(91\)90007-L](http://dx.doi.org/10.1016/0142-1123(91)90007-L). – DOI 10.1016/0142-1123(91)90007-L. – ISSN 0142-1123
- [Sch05] SCHÜRMAN, Helmut: *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden.* Berlin : Springer, 2005 (VDI). – ISBN 978–3–540–40283–1. – OCLC: 76607880
- [SHK98] SODEN, P. D. ; HINTON, M. J. ; KADDOUR, A. S.: A comparison of the predictive capabilities of current failure theories for composite laminates. In: *Composites Science and Technology* 58 (1998), Juli, Nr. 7, 1225–1254. [http://dx.doi.org/10.1016/S0266-3538\(98\)00077-3](http://dx.doi.org/10.1016/S0266-3538(98)00077-3). – DOI 10.1016/S0266-3538(98)00077-3. – ISSN 0266-3538
- [SR79] STINCHCOMB, W. W. ; REIFSNIDER, K. L.: Fatigue Damage Mechanisms in Composite Materials: A Review. (1979), Januar. <http://dx.doi.org/10.1520/STP35914S>. – DOI 10.1520/STP35914S
- [ST98] SUN, C. T. ; TAO, Jianxin: Prediction of failure envelopes and stress/s-train behaviour of composite laminates1This article represents the authors' contribution to a world-wide exercise to confirm the state-of-the-art for predicting failure in composites, organised by Hinton and Soden.[20]1. In: *Composites Science and Technology* 58 (1998), Juli, Nr. 7, 1125–1136. [http://dx.doi.org/10.1016/S0266-3538\(97\)00013-4](http://dx.doi.org/10.1016/S0266-3538(97)00013-4). – DOI 10.1016/S0266-3538(97)00013-4. – ISSN 0266-3538

- [Ste96] STELLBRINK, Kuno K. U. (Hrsg.): *Micromechanics of composites: composite properties of fibre and matrix constituents*. Munich : Hanser [u.a.], 1996. – ISBN 978-3-446-18606-4 978-1-56990-206-6
- [Sti86] STINCHCOMB, Wayne W.: Nondestructive evaluation of damage accumulation processes in composite laminates. In: *Composites Science and Technology* 25 (1986), Januar, Nr. 2, 103–118. [http://dx.doi.org/10.1016/0266-3538\(86\)90037-0](http://dx.doi.org/10.1016/0266-3538(86)90037-0). – DOI 10.1016/0266-3538(86)90037-0. – ISSN 0266-3538
- [Tal93] TALREJA, Ramesh: Fatigue of Fiber Composites. In: CHOU, Tsu-Wei (Hrsg.): *Structure and properties of composites*. Weinheim : VCH Verlagsgesellschaft, 1993. – ISBN 978-3-527-26826-9 978-0-89573-800-4 978-3-527-26813-9 978-1-56081-190-9. – OCLC: 30136447
- [TGJ12] TRAPPE, Volker ; GUENZEL, Stephan ; JAUNICH, Matthias: Correlation between crack propagation rate and cure process of epoxy resins. In: *Polymer Testing* 31 (2012), August, Nr. 5, S. 654–659. <http://dx.doi.org/10.1016/j.polymeresting.2012.03.007>. – DOI 10.1016/j.polymeresting.2012.03.007. – ISSN 0142-9418. – WOS:000306028000010
- [TH06] TRAPPE, V. ; HARBICH, K.-W.: Intralaminar fatigue behaviour of carbon fibre reinforced plastics. In: *International Journal of Fatigue* 28 (2006), Oktober, Nr. 10, S. 1187–1196. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2006.02.037>. – DOI 10.1016/j.ijfatigue.2006.02.037. – ISSN 0142-1123. – WOS:000240184700012
- [The79] THEBING, Ulrich: *Beitrag zur Dimensionierung von GF-UP unter wechselnden Beanspruchungen*. Aachen, Technische Hochschule Aachen, Diss., 1979
- [THS08] TRAPPE, Volker ; HICKMANN, Stefan ; STURM, Heinz: Evaluation of inter fibre fracture in textile glass fibre composites by X-ray refraction topography. In: *Materials Testing* 50 (2008), Oktober, Nr. 10, 615–622. <http://dx.doi.org/10.3139/120.100923>. – DOI 10.3139/120.100923. – ISSN 0025-5300
- [TMH16] TRAPPE, Volker ; MÜLLER, Alexander ; HICKMANN, Stefan: Infinite life of CFRP evaluated non-destructively with X-ray-refraction topography in-situ mechanical loading. In: *19th WCNDT 2016: World Conference on Non-Destructive Testing ; 13 - 17 June, Germany*. München : Deutsche Gesellschaft für Zerstörungsfreie Prüfung, Juni 2016

- [TOH13] TRAPPE, Volker ; ORTWEIN, Hans-Peter ; HICKMANN, Stefan: Infinite life of CFRP evaluated non-destructively with X-ray-refraction topography. In: *International Conference on Composite Materials*. Montreal : Canadian Association for Composite Structures and Materials (CACSS-MA), August 2013
- [Tra02] TRAPPE, Volker: *Beschreibung des intralaminaren Ermüdungsverhaltens von CFK mit Hilfe innerer Zustandsvariablen*. Braunschweig : VDI Verlag, 2002
- [Tra03] TRAPPE, Volker: Damage state of CFRP characterized non-destructively by X-ray-refraction-topography and ultrasound. (2003). <https://opus4.kobv.de/opus4-bam/frontdoor/index/index/docId/4102>
- [TS12] TALREJA, R. ; SINGH, Chandra V.: *Damage and failure of composite materials*. Cambridge ; New York : Cambridge University Press, 2012. – ISBN 978-0-521-81942-8
- [TW71] TSAI, Stephen W. ; WU, Edward M.: A General Theory of Strength for Anisotropic Materials. In: *Journal of Composite Materials* 5 (1971), Januar, Nr. 1, S. 58–80
- [VDI06] VDI 2014-3_2006-09: *Entwicklung von Bauteilen aus Faser-Kunststoff-Verbund Berechnungen*. September 2006
- [Woe70] WOHLER, August: *Über die Festigkeitsversuche mit Eisen und Stahl*. Berlin : Königlich technische Bau-Deputation und der Architekten-Verein zu Berlin, 1870 (Zeitschrift für Bauwesen). – Google-Books-ID: uE4OAAAAYAAJ
- [ZBT09] ZEBDI, Oussama ; BOUKHILI, Rachid ; TROCHU, François: An Inverse Approach Based on Laminate Theory to Calculate the Mechanical Properties of Braided Composites. In: *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 28 (2009), Dezember, Nr. 23, 2911–2930. <http://dx.doi.org/10.1177/0731684408094063>. – DOI 10.1177/0731684408094063. – ISSN 0731-6844
- [ZGLT98] ZINOVIEV, Peter A. ; GRIGORIEV, Sergei V. ; LEBEDEVA, Olga V. ; TAIROVA, Ludmilla P.: The strength of multilayered composites under a plane-stress state. In: *Composites Science and Technology* 58 (1998), Juli, Nr. 7, 1209–1223. [http://dx.doi.org/10.1016/S0266-3538\(97\)00191-7](http://dx.doi.org/10.1016/S0266-3538(97)00191-7). – DOI 10.1016/S0266-3538(97)00191-7. – ISSN 0266-3538

Nomenklatur

Abkürzungen

BAM	-	Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung
BIAX	-	biaxial
CDS	-	charakteristische Rissdichte, engl. characteristic damage state
CF	-	Kohlenstofffaser, engl. carbon fibre
CFK	-	Kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff, auch carbonfaserverstärkter Kunststoff
CNT	-	Kohlenstoffnanoröhren, engl. carbon nanotubes
CT	-	Kompakt-Zug, engl. compact tension
DSC	-	Dynamische Differenz Kalorimetrie, engl. Differential Scanning Calorimetry
DSLR	-	Digitale Spiegelreflexkamera, engl. digital single-lens reflex
EILT	-	Erweiterte inverse Laminattheorie
ES	-	Einzelsschicht
EP	-	Epoxid, chemische Stoffgruppe reaktiver, organischer Verbindungen
FB	-	Faserbruch
FKV	-	Faser-Kunststoff-Verbund
GEH	-	Gestaltänderungsenergiehypothese
GFK	-	Glasfaserverstärkter Kunststoff
GF	-	Glasfaser
HCF	-	High cycle fatigue
HM	-	High Modulus
HT	-	High Tenacity
ILT	-	Inverse Laminat Theorie
IM	-	Intermediate Modulus
KLT	-	Klassische Laminattheorie, engl. CLT, classical laminate theory
KOS	-	Koordinatensystem
LEBM	-	Linear-elastische Bruchmechanik
LW	-	Lastwechsel
MB	-	Matrixbruch
MSV	-	Mehrschichten-Verbund
PAN	-	Polyacrylnitril
PPS	-	Polyphenylensulfid
RR	-	Röntgenrefraktion
RTM	-	Resin Transfer Moulding, Harzinjektionsverfahren zur Herstellung von Faser-Kunststoff-Verbunden

SAXS	-	Small-angle X-ray scattering, dt. Röntgen-Kleinwinkelstreuung
SD	-	Standardabweichung, engl. standard deviation
SENT	-	Einseitig gekerbte Zugprobe, engl. single edge notched tension (specimen)
TGA	-	Thermogravimetrische Analyse
UD	-	Unidirektional
UHM	-	Ultra High Modulus
VHCF	-	Very high cycle fatigue
ZFB	-	Zwischenfaserbruch
ZfP	-	Zerstörungsfreie Prüfung

Lateinische Formelzeichen

A	-	Aushärtegrad
$[A]$	-	Steifigkeitsmatrix des Laminats
$[a]$	-	Nachgiebigkeitsmatrix des Laminats
a	-	Risslänge
b	-	Breite
C	-	Refraktion
d	-	Probendicke
E	-	Elastizitätsmodul
F	-	Kraft, engl. force
f	-	Frequenz oder Auslenkung, engl. flexion
f_E	-	Anstrengungsfaktor
G	-	Schubmodul
H	-	Enthalpie oder Konstante für Materialhysterese
ΔH	-	Reaktionsenthalpie
I	-	Intensität
K	-	Spannungsintensitätsfaktor
ΔK	-	Schwingbreite der Spannungsintensität
k	-	Wärmeleitkoeffizient
n	-	Kraftfluss oder Brechungsindex
$[Q]$	-	Steifigkeitsmatrix der Einzelschicht
$[S]$	-	Nachgiebigkeitsmatrix der Einzelschicht
t	-	Dicke
T	-	Temperatur
$Y(a)$	-	Geometriefunktion

Griechische Formelzeichen

α	-	Orientierungswinkel der Einzelschicht oder Eintrittswinkel
β	-	Absorption
Δ	-	Änderung einer physikalischen Größe
ε	-	Dehnung
γ	-	Verzerrung
μ	-	Absorptionskoeffizient
ν	-	Querkontraktionszahl
ω	-	Streuwinkel
φ	-	Faservolumenanteil
ψ	-	Fasermassenanteil
ϱ	-	Dichte
σ	-	Spannung
τ	-	Schubspannung
ϑ	-	Dispersion oder Refraktionswinkel

Tiefgestellte Indices

1, 2, 3	-	Koordinatenrichtungen einer UD-Schicht
0	-	Anfangswert bzw. Schwellwert für Rissfortschritt
0	-	Bezug auf Nullmessung in der Röntgenrefraktionsanalyse
<i>I, II, III</i>	-	Rissöffnungsmodus
<i>A</i>	-	Absorption
<i>C</i>	-	kritischer Wert, engl. critical
<i>DF</i>	-	dauerfest ertragbar
<i>DSC</i>	-	ermittelt über das DSC-Verfahren
<i>E</i>	-	Index des Anstrengungsfaktors, engl. exposure
<i>ESKS</i>	-	Bezug zum lokalen Einzelschicht-Koordinatensystem
<i>F</i>	-	Bezug auf die Fasern
<i>fp</i>	-	Bruchebene, engl. fracture plane
<i>Lam</i>	-	Bezug zum Laminat
<i>LamKS</i>	-	Bezug zum globalen Laminat-Koordinatensystem
<i>k</i>	-	Laufvariable zu Indizierung der Einzelschichten
<i>M</i>	-	Bezug auf die Matrix
<i>n</i>	-	normal zur Bruchebene
<i>O</i>	-	obere Grenze
<i>R</i>	-	Refraktion
<i>t</i>	-	tangential zur Bruchebene
<i>U</i>	-	untere Grenze

Hochgestellte Indices

T	-	Transformiert
'	-	Größe mit Berücksichtigung der Querkontraktionsbehinderung
+	-	auf Zug bezogen
-	-	auf Druck bezogen
#	-	auf Schub bezogen

Symbole

\parallel	-	faserparallel
\perp	-	fasersenkrecht
-	-	in das x,y-Laminatkoordinatensystem transformierte Größe
\wedge	-	Bezug auf den gesamten Mehrschichten-Verbund
\sim	-	Größe mit Berücksichtigung der Ondulation
[]	-	Matrix
{ }	-	Vektor

Koordinatensysteme

$\parallel\perp$	-	Einzelschicht-KOS mit Bezug längs und quer zur Faserrichtung
1,2,3	-	Einzelschicht-KOS
x,y,z	-	Laminat-KOS

Abbildungsverzeichnis

- 1.1 Schematische Darstellung eines Fatigue-Life Diagramms für UD-Lamine in Abhängigkeit des Faserwinkels ϑ [Ta193] 7
- 1.2 Schematische Darstellung der Schadensentwicklung eines 0/90°-FKV bei Ermüdung durch schwingende Beanspruchung sowie der zugehörigen Schadensmechanismen: 1) Mikrorisse in der Matrix/ Faser-Matrix-Grenzfläche; 2) wachsende Mikrorisse verbinden sich zu Querrissen, vereinzelte Faserrisse in den 0°-Lagen infolge der querrissinduzierten Spannungsüberhöhungen; 3) Anstieg der Rissdichte bis zur Sättigung (CDS); 4) und 5) wachsende Delamination der Einzelschichten; 6) finales Versagen durch Faserbruch 8
- 1.3 Schematische Darstellung der Beanspruchungsbereiche von FKV-Werkstoffen unter Zuhilfenahme zerstörungsfreier Prüfmethode in Anlehnung an [TOH13],[TMH16] 15
- 1.4 Schematische Darstellung der Masterschadenslinie auf Basis der Matrixbeanspruchung 16
- 2.1 Schematische Darstellung der Refraktionseffekte an Faser-Kunststoff-Verbunden 19
- 2.2 Schematische Darstellung des Brechungsgesetzes für $n < 1$ mit Medium 1 als optisch dünneres Medium (z.B. Luft) und Medium 2 als optisch dichteres Medium (z.B. Glas) 20
- 2.3 Schematische Darstellung des SAXS-Versuchsaufbaus in Anlehnung an [Tra03] 21
- 2.4 Topografische Darstellung des Absorptions- und des Refraktionssignals 22
- 2.5 Schematische Darstellung des Zusammenhangs zwischen dem Masterbruchkörper bei RSZ in der UD-Einzelschicht und der Bruchkurve bei ESZ nach Puck [Sch05] 36
- 2.6 Darstellung des Berechnungsansatzes der ILT nach [ZBT09] 39
- 2.7 Darstellung der Erweiterung der ILT zur EILT 41
- 3.1 Schematische Darstellung der verwendeten Epoxidharz-Proben für bruchmechanische Versuche (links SENT-Probe, rechts CT-Probe) . 56
- 3.2 Schematische Darstellung des Infusionsprozesses 57
- 3.3 Schematische Darstellung der verwendeten GFK-Proben 58
- 3.4 Schematische Darstellung der verwendeten CFK-Proben 59
- 3.5 DSC-Messkurve an bei 80 °C getemperten Reinharz RIM 135 63
- 3.6 Schematische Darstellung des Rissfortschritts bei schwingender Beanspruchung in Anlehnung an [GS07, Hai06] 68

3.7	Vergleich der kritischen Spannungsintensitäten der untersuchten Epoxidharzsysteme ermittelt im CT-Versuch	70
3.8	Darstellung der Messpunkte aus den Rissfortschrittsversuchen an SENT-Proben verschiedener Epoxidharzsysteme: a) L20(60) / b) L20(130) / c) LY 556 / d) RIM 135 / e) RIM 145	71
3.9	Vergleich der Paris-Geraden der untersuchten Epoxidharzsysteme ermittelt im SENT-Versuch	72
3.10	Vergleich der minimalen Threshold-Werte der Spannungsintensität der untersuchten Epoxidharzsysteme ermittelt im SENT-Versuch . .	72
3.11	Versuchsaufbau für Versuche an GFK-Laminaten mit Fotobegleitung zur Grauwertauswertung	76
3.12	Bildaufnahme im Zugversuch an GFK-Laminaten mit Matrix LY 556 bei dem 1,3-fachen der ZFB-Laminatspannung	79
3.13	Bildaufnahme im Zugversuch an GFK-Laminaten mit Matrix RIM 135 bei dem 1,3-fachen der Laminatspannung bei ersten Mikrorissen	79
3.14	Bildaufnahme im Zugversuch an GFK-Laminaten mit Matrix RIM 135 bei dem 1,3-fachen der Laminatspannung bei ersten Makrorissen	80
3.15	Änderung der aus Dehnmessstreifen berechneten Steifigkeit bei verschiedenen Frequenzen	82
3.16	Schädigungsentwicklung für verschiedene Oberspannungen im Schwingversuch an GFK aus Matrix LY 556 und RIM 135, verstärkt mit a) UD-Gewebe in 0/90°-Richtung, b) Köpergewebe in 0/90°-Richtung c) UD-Gewebe in ±45°-Richtung und d) Köpergewebe in ±45°-Richtung	85
3.17	Bildreihe zum phänomenologischen Vergleich der Schädigungsentwicklung an GFK aus Matrix LY 556 und RIM 135, verstärkt mit UD-Gewebe in 0/90°-Richtung	87
3.18	Bildreihe zum Vergleich der Schädigungsentwicklung an GFK aus Matrix LY 556 und RIM 135, verstärkt mit UD-Gewebe in ±45°-Richtung	88
3.19	Ermittelte Messpunkte und resultierende Schädigungslinien im S-N-Diagramm für GFK-Proben aus Matrix LY 556, verstärkt mit UD- und Köpergewebe in 0/90°- und in ±45°-Richtung	89
3.20	Ermittelte Messpunkte und resultierende Schädigungslinien im S-N-Diagramm für GFK-Proben aus Matrix RIM 135, verstärkt mit UD- und Köpergewebe in 0/90°- und in ±45°-Richtung	90
3.21	Visualisierung der Grenzen für Erstschädigung im S-N-Diagramm für GFK-Proben aus Matrix LY 556 und RIM 135, verstärkt mit UD- und Köpergewebe in 0/90°- und in ±45°-Richtung	91
3.22	Visualisierung der normierten Grenzen für Erstschädigung im S-N-Diagramm für GFK-Proben aus Matrix LY 556 und RIM 135, verstärkt mit UD- und Köpergewebe in 0/90°- und in ±45°-Richtung .	92

3.23	Schädigungsentwicklung anhand der Änderung der relativen Refraktionsintensität und der Rissdichte im Stufenzugversuch an CFK aus Matrix LY 556 und Matrix RIM 135, verstärkt mit UD-Gewebe in 0/90°-Richtung (Scanmethode: <i>Raster</i>)	96
3.24	Schädigungsentwicklung anhand der Änderung der relativen Refraktionsintensität und der Rissdichte im Stufenzugversuch an CFK aus Matrix LY 556 und Matrix RIM 135, verstärkt mit Köpergewebe in 0/90°-Richtung (Scanmethode: <i>Raster</i>)	97
3.25	Stufenzugversuch an CFK aus Matrix LY 556 und Matrix RIM 135, verstärkt mit Köper- und UD-Gewebe in $\pm 45^\circ$ (Scanmethode: <i>Fahren & Messen</i>)	98
3.26	Schematische Darstellung des Versuchsablaufs beim Stufenzugversuch an CFK mit (a) Scans auf jeweiliger Laststufe und (b) Scans bei verringertem, konstanten Lastniveau	99
3.27	Stufenzugversuch an CFK aus Matrix RIM 135, verstärkt mit UD-Gewebe in 0/90°	99
3.28	Sufenzgversuch an CFK aus Matrix RIM 135, verstärkt mit UD-Gewebe in $\pm 45^\circ$	100
3.29	Dehnung bei 100 MPa Probenvorspannung nach jeweils angefahrener Laststufe im Stufenzugversuch an CFK aus Matrix RIM 135 verstärkt mit UD-Gewebe in 0/90°	101
3.30	Dehnung bei 10 MPa Probenvorspannung nach jeweils angefahrener Laststufe im Sufenzugversuch an CFK aus Matrix RIM 135 verstärkt mit UD-Gewebe in $\pm 45^\circ$	101
3.31	Vergleich der Messverfahren "Raster" und "Fahren & Messen" zur Charakterisierung der Schädigungsentwicklung anhand der Änderung der relativen Refraktionsintensität im Schwingversuch an CFK aus Matrix LY 556, verstärkt mit UD-Gewebe in 0/90°-Richtung	103
3.32	Vergleich der Messverfahren "Raster" und "Fahren & Messen", zur Charakterisierung der Schädigungsentwicklung anhand der Änderung der Rissdichte im Schwingversuch an CFK aus Matrix LY 556, verstärkt mit UD-Gewebe in 0/90°-Richtung	104
3.33	Vergleich der Topogramme für "Raster"- und "Fahren & Messen"-Messungen an CFK-Proben aus Matrix LY 556, verstärkt mit UD-Gewebe in 0/90°-Richtung nach 10^6 Lastwechseln auf unterschiedlichen Belastungsniveaus	105
3.34	Schädigungsentwicklung im Schwingversuch an CFK aus Matrix LY 556, verstärkt mit Köpergewebe in 0/90°-Richtung	106
3.35	Schädigungsentwicklung im Schwingversuch an CFK aus Matrix LY 556, verstärkt mit Köpergewebe in $\pm 45^\circ$ -Richtung	106
3.36	Schädigungsentwicklung im Schwingversuch an CFK aus Matrix RIM 135, verstärkt mit UD-Gewebe in 0/90°-Richtung	108

3.37	Schädigungsentwicklung im Schwingversuch an CFK aus Matrix RIM 135, verstärkt mit Körpergewebe in 0/90°-Richtung	108
3.38	Schädigungsentwicklung im Schwingversuch an CFK aus Matrix RIM 135, verstärkt mit UD-Gewebe in ±45°-Richtung	109
3.39	Visualisierung der Grenzen für Erstschädigung und Versagen im S-N-Diagramm für CFK-Proben aus Matrix LY556, verstärkt mit UD-Gewebe in 0/90°-Richtung	110
3.40	Visualisierung der Grenzen für Erstschädigung und Versagen im S-N-Diagramm für CFK-Proben aus Matrix RIM 135, verstärkt mit UD-Gewebe in 0/90°-Richtung	110
3.41	Visualisierung der Grenzen für Erstschädigung und Versagen im S-N-Diagramm für CFK-Proben aus Matrix LY556, verstärkt mit Körpergewebe in 0/90°-Richtung	111
3.42	Visualisierung der Grenzen für Erstschädigung und Versagen im S-N-Diagramm für CFK-Proben aus Matrix RIM 135, verstärkt mit Körper-Gewebe in 0/90°-Richtung	112
3.43	Visualisierung der Grenzen für Erstschädigung und Versagen im S-N-Diagramm für CFK-Proben aus Matrix RIM 135 und LY 556, verstärkt mit UD- und Körper-Gewebe in 0/90°-Richtung	112
3.44	Visualisierung der normierten Grenzen für Erstschädigung und Versagen im S-N-Diagramm für CFK-Proben aus Matrix RIM 135 und Matrix LY 556 verstärkt mit UD- und Körper-Gewebe in 0/90°-Richtung	113
3.45	Visualisierung der normierten Grenzen für Erstschädigung und Versagen im S-N-Diagramm für CFK-Proben aus Matrix RIM 135 und Matrix LY 556 verstärkt mit UD- und Körper-Gewebe in ±45°-Richtung	114
4.1	Berechnungsschema der Zwischenfaserbruchspannungen nach Krimmer	119
4.2	Berechnungsschema der Zwischenfaserbruchspannungen nach Puck .	120
4.3	Berechnungsschema der auf Matrixvergleichsspannung basierenden Schädigungslinien	126
4.4	Visualisierung der Umrechnung der Schädigungsgrenzen als Darstellung der maximalen Matrixspannung bzw. maximalen Laminatoberspannung im S-N-Diagramm für GFK-Proben aus Matrix RIM 135, verstärkt mit UD- und Körper-Gewebe in ±45° und 0/90°-Richtung	128
4.5	Grenzen für den Schädigungsbeginn: Darstellung der maximalen Matrixspannung, normiert auf die gemessene Matrixspannung bei Zwischenfaserbruchbeginn für GFK-Proben aus Matrix RIM 135 und Matrix LY 556, verstärkt mit UD- und Körper-Gewebe in ±45° und 0/90°-Richtung	129

4.6	Gemittelte Grenzen für den Schädigungsbeginn als Masterschädigungslinien: Darstellung der maximalen Matrixspannung, normiert auf die gemessene Matrixspannung bei Zwischenfaserbruchbeginn für GFK-Proben aus Matrix RIM 135 und Matrix LY 556, verstärkt mit UD- und Köper-Gewebe in $\pm 45^\circ$ und $0/90^\circ$ -Richtung	130
4.7	Vergleichende Darstellung der Schädigungsgrenzen als Auftragung der Laminat- sowie der Matrixvergleichsspannung im S-N-Diagramm für CFK-Proben aus Matrix RIM 135, verstärkt mit UD- und Köper-Gewebe in $\pm 45^\circ$ und $0/90^\circ$ -Richtung	131
4.8	Darstellung aller berechneten Schädigungsgrenzen anhand der maximalen Matrixspannung über der Lastwechselzahl für CFK-Proben aus Matrix RIM 135 und Matrix LY 556, verstärkt mit UD- und Köper-Gewebe in $\pm 45^\circ$ und $0/90^\circ$ -Richtung	132
4.9	Darstellung aller berechneten Schädigungsgrenzen anhand der normierten maximalen Matrixspannung über der Lastwechselzahl für CFK-Proben aus Matrix RIM 135 und Matrix LY 556, verstärkt mit UD- und Köper-Gewebe in $\pm 45^\circ$ und $0/90^\circ$ -Richtung	133
4.10	Darstellung der Masterschädigungslinien anhand der normierten maximalen Matrixspannung über der Lastwechselzahl für CFK-Proben aus Matrix RIM 135 und Matrix LY 556	134
A.1	Visualisierung der Grenzen für Erstschädigung und Versagen im S-N-Diagramm für CFK-Proben aus Matrix LY 556 verstärkt mit Köper-Gewebe in $\pm 45^\circ$ -Richtung	180
A.2	Visualisierung der Grenzen für Erstschädigung und Versagen im S-N-Diagramm für CFK-Proben aus Matrix RIM 135 verstärkt mit UD-Gewebe in $\pm 45^\circ$ -Richtung	180
A.3	Visualisierung der Grenzen für Erstschädigung und Versagen im S-N-Diagramm für CFK-Proben aus Matrix LY 556 und RIM 135 verstärkt mit UD- und Köper-Gewebe in $\pm 45^\circ$ -Richtung	181
A.4	SENT- (links) und CT-Probe (rechts)	182
A.5	Proben aus GFK-Laminat	183
A.6	Proben aus CFK-Laminat	184
A.7	Verwendete Kompaktzugprüfmaschine, integriert in den Röntgenrefraktionsaufbau	185
A.8	Verwendete servohydraulische Prüfmaschine <i>Schenk Hydropuls PSA</i>	186
A.9	Verwendete servohydraulische Prüfmaschine <i>Instron 8801</i>	187
A.10	Visualisierung der Umrechnung der Schädigungsgrenzen als Darstellung der maximalen Matrixspannung bzw. maximalen Laminatoberspannung im S-N-Diagramm für GFK-Proben aus Matrix LY 556, verstärkt mit UD- und Köper-Gewebe in $\pm 45^\circ$ und $0/90^\circ$ -Richtung	188

A.11 Grenzen für den Schädigungsbeginn als Darstellung der maximalen Matrixspannung über der Lastwechselzahl für GFK-Proben aus Matrix RIM 135 und Matrix LY 556, verstärkt mit UD- und Köper-Gewebe in $\pm 45^\circ$ und $0/90^\circ$ -Richtung 188

A.12 Vergleichende Darstellung der Schädigungsgrenzen in Form absoluter und normierter Matrixspannung für CFK-Proben aus Matrix RIM 135, verstärkt mit UD- und Köper-Gewebe in $\pm 45^\circ$ und $0/90^\circ$ -Richtung 189

Tabellenverzeichnis

3.1	Übersicht über die verwendeten Epoxidharzsysteme und deren Komponenten	54
3.2	Übersicht über die verwendeten Rovings und deren Eigenschaften (Herstellerangaben)	54
3.3	Übersicht über die verwendeten Faserhalbzeuge und deren Eigenschaften	55
3.4	Übersicht über die hergestellten und geprüften GFK- und CFK-Lamine	57
3.5	Übersicht über die angewendeten Härtungsprozesse der Epoxidharzsysteme	59
3.6	Übersicht über die gemessenen und berechneten Faservolumenanteile an Laminaten aus den verwendeten Halbzeugen	61
3.7	Übersicht über die gemessenen Aushärtgrade der Epoxidharzsysteme nach den angewendeten Härtungsprozessen	64
3.8	Übersicht über die statischen Kennwerte der verwendeten Epoxidharzsysteme	66
3.9	Übersicht über die bruchmechanischen Kennwerte der verwendeten Epoxidharzsysteme	73
3.10	Übersicht über die in den EILT-Basisversuchen ermittelten Kennwerte zur Durchführung der EILT	74
3.11	Übersicht über die statischen Kennwerte der verwendeten GFK-Lamine	77
3.12	Übersicht über die im Zugversuch an GFK-Laminaten ermittelten ZFB-Laminatspannungen	78
3.13	Gemessene Oberflächentemperatur im Gleichgewichtszustand bei unterschiedlichen Frequenzen und Beanspruchungen	83
3.14	Übersicht über die statischen Kennwerte der verwendeten CFK-Lamine	95
3.15	Übersicht über die ZFB-Laminatspannungen ermittelt im Stufenzugversuch an CFK-Laminaten	102
4.1	Übersicht über die zur Berechnungen verwendeten invers ermittelten sowie an Reinharz ermittelten Matrixkennwerte (invers ermittelte Steifigkeitskennwerte für GFK/RIM 135 aus [KT17])	118
4.2	Übersicht über die im Versuch und in der Berechnung ermittelten Laminatspannungen für den Zwischenfaserbruchbeginn an GFK-Proben	122
4.3	Übersicht über die im Versuch und in der Berechnung ermittelten Laminatspannungen für den Zwischenfaserbruchbeginn an CFK-Proben	124
4.4	Berechnete Einzelschicht- und Matrixspannungen für den Zwischenfaserbruchbeginn an GFK- und CFK-UD-Proben	127

4.5	Übersicht über die schadenfreien Lastniveaus im Lastwechselbereich bis 10^6 , ermittelt im Einstufenschwingversuch an CFK-Laminaten .	135
A.1	Übersicht über die gemessenen und berechneten Flächengewichte der verwendeten Faserhalbzeuge	171
A.2	Übersicht über die Weibullparameter a, d und k zur Approximation der Schädigungsentwicklungen an CFK im SAXS-Verfahren	172
A.3	Vergleich der im Versuch ermittelten und der anhand der in-situ Eigenschaften berechneten Probenlängsmoduli	173
A.4	Übersicht über die für die Berechnungen verwendeten invers ermittelten und der Literatur entnommenen Faserkennwerte (invers ermittelte Kennwerte für SE 1500 aus[KT17])	174
A.5	Übersicht über die berechneten ZFB-Spannungen und die verwendeten Laminatkennwerte für die GFK-Laminat	175
A.6	Übersicht über die berechneten ZFB-Spannungen und die verwendeten Laminatkennwerte für die CFK-Laminat	176
A.7	Übersicht über die ermittelten Parameter zur Approximation der Versagensgrenzen der CFK-Laminat anhand der Basquin-Gleichung	177
A.8	Übersicht über die ermittelten Parameter zur Approximation der Schädigungsgrenzen der GFK-Laminat anhand der Basquin-Gleichung	178
A.9	Übersicht über die ermittelten Parameter zur Approximation der Schädigungsgrenzen der CFK-Laminat anhand der Basquin-Gleichung	179

A Anhang

A.1 Tabellen

Tabelle A.1: Übersicht über die gemessenen und berechneten Flächengewichte der verwendeten Faserhalbzeuge

		GFK				CFK			
		UD-Gewebe		Körper-Gewebe		UD-Gewebe		Körper-Gewebe	
		Kette	Schuss	Kette	Schuss	Kette	Schuss	Kette	Schuss
		Glasf.	Glasf.	Glasf.	Glasf.	C-Faser	Glasf.	C-Faser	C-Faser
Fadenfeinheit /g/1000m	Soll	600	34	600	600	400	34	400	400
	gemessen	635,7	33	638,6	646,3	411,4	33,4	409,9	411,5
Fäden /cm		5	3	5	5	5	3	5	5
Flächengewicht / g/m ²	gemessen	325,4		628		216,1		409	
	berechnet	317,9	9,9	319,3	323,2	205,7	10,0	205,0	205,8
Anteil Schlichte /%		0,56		0,56		1,3	0,56	1,3	
Flächengewicht ohne Schlichte / g/m ²	gemessen	323,6		624,5		213,3		403,7	
	berechnet	316,1	9,8	317,5	321,3	203,0	10,0	202,3	205,8
	(Summe)	(325,9)		(638,9)		(213,0)		(408,0)	

Tabelle A.2: Übersicht über die Weibullparameter a, d und k zur Approximation der Schädigungsentwicklungen an CFK im SAXS-Verfahren

Messverfahren: Fahren & Messen									
	Matrix	RIM135				LY556			
Kenngröße: Refraktions- intensität	Halbzeug	UD, 0/90°				UD, 0/90°			
	Last /MPa	250	300	400	500	300	400	500	
	a	6	298	12	16	19	40	62	
	d	0,24	0,34	0,62	1,18	0,80	0,48	0,25	
	k	5,2E-08	4,7E-12	9,1E-06	7,5E-05	1,0E-05	2,5E-04	1,7E-04	
	Halbzeug	Köper, 0/90°				Köper, 0/90°			
	Last /MPa	200	300	400		200	300	400	
	a	4	13352	37		22	46	1000	
	d	0,61	0,49	0,55		1,33	0,62	0,37	
	k	7,3E-07	2,0E-14	6,5E-06		2,4E-06	2,1E-05	2,2E-08	
	Halbzeug	UD, ±45°				Köper, ±45°			
	Last /MPa	55	60	65	80	55	60	70	80
	a	2	2	4	5	15443	50	19271	9120
	d	0,87	1,08	0,94	0,94	1,41	2,01	3,67	2,78
k	2,0E-07	7,6E-07	9,7E-06	8,1E-05	1,9E-09	6,4E-07	9,8E-07	4,2E-06	
Kenngröße: Rissdichte	Halbzeug					UD, 0/90°			
	Last /MPa					300	400	500	
	a					0,56	1,24	1,78	
	d					0,87	0,37	0,33	
	k					8,6E-06	7,0E-05	1,2E-04	
Messverfahren: Raster									
	Matrix	RIM135				LY556			
Kenngröße: Refraktions- intensität	Halbzeug					UD, 0/90°			
	Last /MPa					300	400	500	
	a					21	41	67	
	d					0,62	0,41	0,22	
	k					6,1E-06	2,0E-04	7,5E-05	
Kenngröße: Rissdichte	Halbzeug					UD, 0/90°			
	Last /MPa					300	400	500	
	a					0,57	1,53	2,24	
	d					0,72	0,38	0,36	
	k					8,7E-06	5,7E-05	4,6E-05	

Tabelle A.3: Vergleich der im Versuch ermittelten und der anhand der in-situ Eigenschaften berechneten Probenlängsmoduli

Halbzeug	RIM 135		LY 556	
	im Versuch ermittelt	berechnet anhand von in-situ Kennwerten*	im Versuch ermittelt	berechnet anhand von in-situ Kennwerten*
	E_x /MPa	E_x /MPa	E_x /MPa	E_x /MPa
GFK				
UD, 0/90°	25500	25500	25300	25300
UD, ±45°	10800	11600	12300	12200
Köper, 0/90°	24600	24600	22100	22100
Köper, ±45°	10800	10900	11700	11000
CFK				
UD, 0/90°	53100	53100	49600	49600
UD, ±45°	12000	10500	10700	10500
Köper, 0/90°	49600	49600	46300	46300
Köper, ±45°	11900	10300	11400	10700

* Berechnet anhand invers ermittelter Komponenteneigenschaften, Mischungsregeln nach Krimmer mit hexagonaler Faserpackung

Tabelle A.4: Übersicht über die für die Berechnungen verwendeten invers ermittelten und der Literatur entnommenen Faserkennwerte (invers ermittelte Kennwerte für SE 1500 aus[KT17])

Kennwert	Einheit	Eigenschaften aus der EILT		Eigenschaften aus Literatur	
		E-Glasfaser SE 1500	C-Faser HTA40	E-Glasfaser SE 1500	C-Faser HTA40
E_{II}	GPa	82,8	238,0	82,0*	238,0*
E_{\perp}	GPa	82,8	17,7	82,0*	19,1**
$G_{\perp II}$	GPa	34,0	21,1	30,8**	24,0**
$G_{\perp \perp}$	GPa	34,0	6,6	30,8**	7,2**
ν_{III}	-	0,217	0,019	0,200**	0,023**
$\nu_{\perp II}$	-	0,217	0,257	0,200**	0,280**
$\nu_{\perp \perp}$	-	0,217	0,338	0,200**	0,330**
$R_{F,II}^{(+)}$	MPa	1740	3904	2430*	3950*

*Herstellerangabe, **[Fie09]

Tabelle A.5: Übersicht über die berechneten ZFB-Spannungen und die verwendeten Laminateigenschaften für die GFK-Lamine

Laminatdaten		Berechnung des Zwischenfaserbruchs								
		Ondulationsfaktor		ϕ	Laminat- spannung bei ZFB im Versuch ermittelt	Matrixvergl.- spannung in der versagens- kritischen Schicht*	berechneter ZFB nach Krimmet*	berechneter ZFB nach Puck**		
Halbzeug	Flächengewicht	Kette	Schuss		$\sigma_{x,ZFB}$ /MPa	σ_M /MPa	R_M /MPa	$\sigma_{x,ZFB}$ /MPa	ermittelte ES- Festigkeiten	
	/ g/m ²			%					$R_L^{(+)}$	
GFK - RIM 135										
UD, 0/90°	Kette: 316,07	0,916	0,900	48,69	121,1	72,2		121,1	$R_L^{(+)} = 47,4$	121,1
	Schuss: 9,84				158,2***	95,4				
UD, ±45°	Kette: 316,07	0,916	0,900	48,58	52,9	67,7		56,4	$R_{ILL} = 27,8$	47,5
	Schuss: 9,84				74,9***	96,3		72,2		
Körper, 0/90°	Kette: 312,24	0,907	0,907	47,69	120,5	71,8		121,1		119,8
	Schuss:				146,8***	87,5				
Körper, ±45°	Kette: 312,24	0,907	0,907	47,83	59,4	75,9		56,5		47,4
	Schuss:				78,4***	100,2				
GFK - LY 556										
UD, 0/90°	Kette: 316,07	0,900	0,900	48,30	158,9	98,7		158,9	$R_L^{(+)} = 68,1$	158,9
	Schuss: 9,84	0,900	0,900	48,02	96,0	121,1		98,7	$R_{ILL} = 60,8$	99,8
Körper, 0/90°	Kette: 312,24	0,848	0,848	41,49	141,9	89,4		156,7		163,6
	Schuss:	0,848	0,848	40,35	86,0	106,8		79,4		100,7

* Berechnet anhand invers ermittelter Komponenteneigenschaften, Mischungsregeln mit hexagonaler Faserpackung und Matrixvergleichspannungs-Bruchhypothese nach Krimmer; ** Berechnet anhand von Komponenteneigenschaften aus Versuchen an Reinharz und Literatur, Mischungsregeln und ZFB-Hypothese ($p_{ul}^{(+)} = 0,35$) nach Puck sowie im Versuch ermittelten ES-Festigkeiten; *** Ermittelte Laminatspannung bei erster Detektion von makroskopischen Zwischenfaserbrüchen; fettgedruckte Werte: Eingangsgrößen für Matrixfestigkeit

Tabelle A.6: Übersicht über die berechneten ZFB-Spannungen und die verwendeten Laminatkenwerte für die CFK-Laminat

Laminatdaten		Berechnung des Zwischenfaserbruchs								
		Ondulationsfaktor		ϕ	Laminatspannung bei ZFB im Versuch ermittelt	Matrixvergl.-spannung in der versagenskritischen Schicht*	berechneter ZFB nach Krimmer*	berechneter ZFB nach Puck**		
Halbzeug	Flächengewicht	Kette	Schuss		$\sigma_{x,ZFB}$ /MPa	σ_M /MPa	R_M /MPa	$\sigma_{x,ZFB}$ /MPa	ermittelte ES-Festigkeiten	
	/ g/m ²			%						
CFK - RIM135										
UD, 0/90°	Kette: 203,03	0,918	0,900	44,08	435,0	77,2		435,0	$R_L^{(+)} = 62,1$	435,0
UD, ±45°	Schuss: 9,97	0,918	0,900	44,26	95,0	114,6	77,2	64,0	$R_{III} = 50,8$	95,0
Körper, 0/90°	Kette: 201,84	0,847	0,847	45,08	370,8	69,0		415,2		411,3
	Schuss:									
CFK - LY556										
UD, 0/90°	Kette: 203,03	0,900	0,900	41,01	401,5	76,9		401,5	$R_L^{(+)} = 63,8$	401,5
UD, ±45°	Schuss: 9,97	0,900	0,900	39,25	83,6	98,2	76,9	65,4	$R_{III} = 45,0$	83,6
Körper, 0/90°	Kette: 201,84	0,771	0,771	43,18	368,5	78,0		363,2		382,4
Körper, ±45°	Schuss:	0,771	0,771	41,74	113,0	133,7		65,0		83,3

* Berechnet anhand invers ermittelter Komponenteneigenschaften, Mischungsregeln mit hexagonaler Faserpackung und Matrixvergleichsspannungs-Bruchhypothese nach Krimmer; ** Berechnet anhand von Komponenteneigenschaften aus Versuchen an Reinharz und Literatur, Mischungsregeln und ZFB-Hypothese ($p_{III}^{(+)} = 0,35$) nach Puck sowie im Versuch ermittelten ES-Festigkeiten; fettgedruckte Werte: Eingangsgrößen für Matrixfestigkeit

Tabelle A.7: Übersicht über die ermittelten Parameter zur Approximation der Versagensgrenzen der CFK-Lamine anhand der Basquin-Gleichung

Darstellung in Form der Laminatspannung

Matrix	Verstärkung	absolut		normiert auf R_M	
		S_D	k	$S_{D, \text{norm}}$	k
RIM 135	0/90°, UD	658,8	50,65	0,77	=
	0/90°, Köper	477,7	27,91	0,68	=
	±45°, UD	61,1	11,98	0,45	=
	±45°, Köper	66,8	12,85	0,48	=
LY 556	0/90°, UD	539,3	55,42	0,70	=
	0/90°, Köper	398,4	41,45	0,66	=
	±45°, UD	63,3	13,28	0,47	=
	±45°, Köper	63,9	10,14	0,45	=

Tabelle A.8: Übersicht über die ermittelten Parameter zur Approximation der Schädigungsgrenzen der GFK-Lamine anhand der Basquin-Gleichung

		Darstellung in Form der Laminatspannung				Darstellung in Form der Matrixspannung					
		absolut		normiert auf R_M		absolut		normiert auf $\sigma_{M, \text{Makro-ZFB}}$			
Matrix/ Verstärkung		S_D	k	$S_{D, \text{norm}}$	k	S_D	k	$S_{D, \text{norm}}$	k	$\frac{\sigma}{S_{D, \text{norm}}}$	$\frac{\sigma}{k}$
RIM 135	0/90°, UD	60,7	15,61	0,11	=	36,7	15,66	0,38	=	0,47	21,87
	0/90°, Köper	63,0	19,85	0,13	=	37,9	19,93	0,43	=		
	±45°, UD	41,4	26,77	0,27	=	53,1	26,69	0,55	=		
	±45°, Köper	39,7	25,27	0,25	=	50,7	25,20	0,51	=		
LY 556	0/90°, UD	70,6	18,40	0,16	=	44,3	18,45	0,45	=	0,47	20,36
	0/90°, Köper	62,6	17,58	0,14	=	40,1	17,62	0,45	=		
	±45°, UD	50,0	27,44	0,25	=	63,3	27,36	0,52	=		
	±45°, Köper	40,8	18,06	0,23	=	51,2	18,00	0,48	=		

Tabelle A.9: Übersicht über die ermittelten Parameter zur Approximation der Schädigungsgrenzen der CFK-Laminat anhand der Basquin-Gleichung

		Darstellung in Form der Laminatspannung				Darstellung in Form der Matrixspannung					
		absolut		normiert auf R_M		absolut		normiert auf $\sigma_{M,ZFB}$			
Matrix/ Verstärkung		S_D	k	$S_{D,norm}$	k	S_D	k	$S_{D,norm}$	k	$\frac{\sigma}{S_{D,norm}}$	$\frac{\sigma}{k}$
RIM 135	0/90°, UD	264,3	17,83	0,31	=	46,8	17,88	0,61	=		
	0/90°, Köper	212,5	17,13	0,30	=	39,6	17,17	0,61	=	0,59	16,97
	±45°, UD	52,5	15,86	0,38	=	63,4	15,85	0,55	=		
LY 556	0/90°, UD	240,2	18,68	0,31	=	45,4	18,73	0,59	=		
	0/90°, Köper	172,4	16,80	0,29	=	36,2	16,84	0,46	=	0,51	16,38
	±45°, Köper	54,5	13,58	0,38	=	64,5	13,57	0,48	=		

A.2 Abbildungen

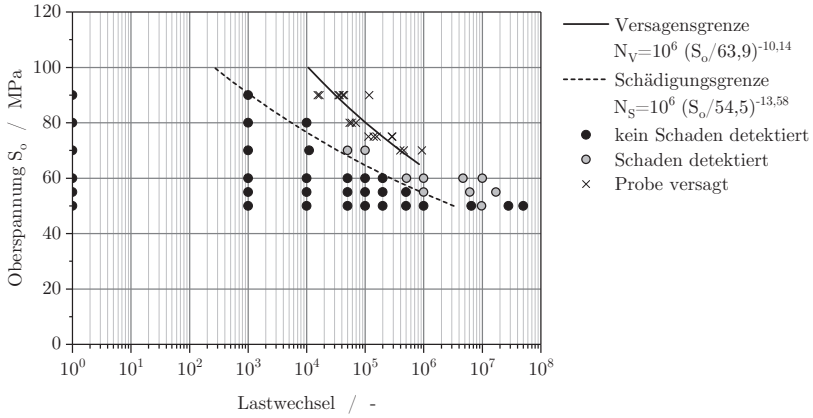


Abbildung A.1: Visualisierung der Grenzen für Erstschädigung und Versagen im S-N-Diagramm für CFK-Proben aus Matrix LY 556 verstärkt mit Körper-Gewebe in $\pm 45^\circ$ -Richtung

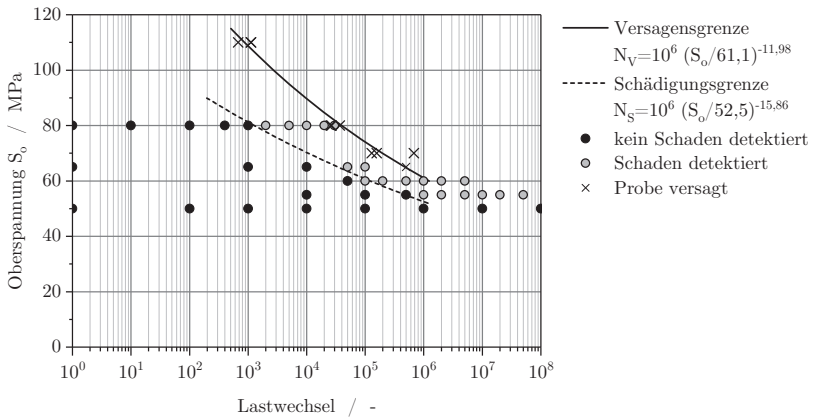


Abbildung A.2: Visualisierung der Grenzen für Erstschädigung und Versagen im S-N-Diagramm für CFK-Proben aus Matrix RIM 135 verstärkt mit UD-Gewebe in $\pm 45^\circ$ -Richtung

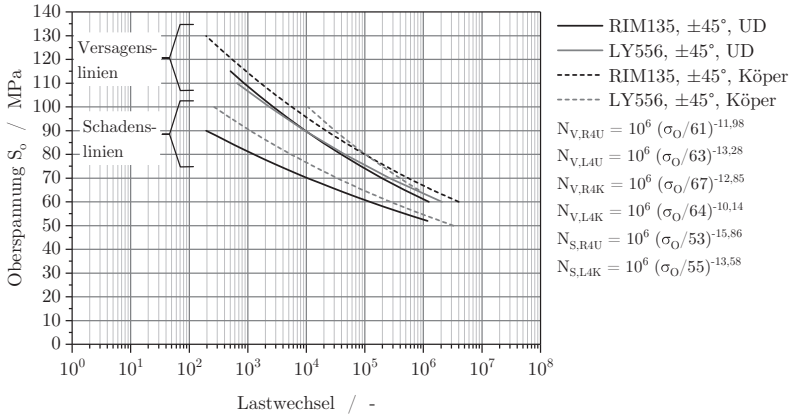


Abbildung A.3: Visualisierung der Grenzen für Erstschädigung und Versagen im S-N-Diagramm für CFK-Proben aus Matrix LY 556 und RIM 135 verstärkt mit UD- und Körper-Gewebe in $\pm 45^\circ$ -Richtung

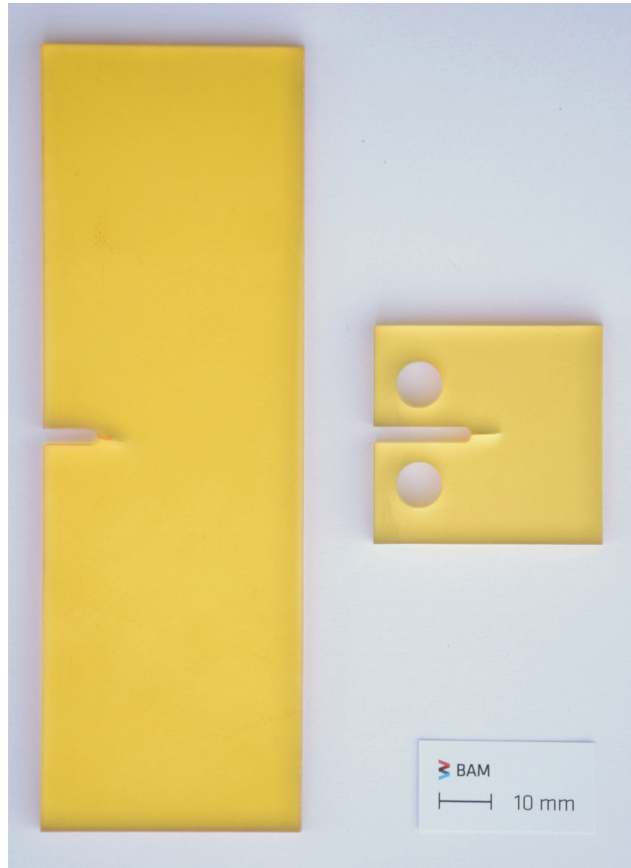


Abbildung A.4: SENT- (links) und CT-Probe (rechts)



Abbildung A.5: Proben aus GFK-Laminat

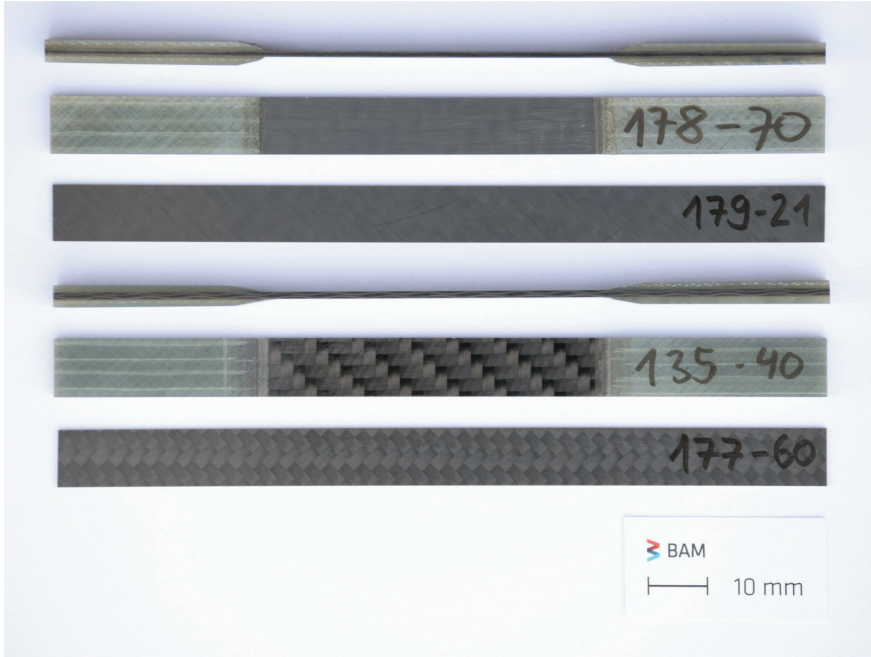


Abbildung A.6: Proben aus CFK-Laminat

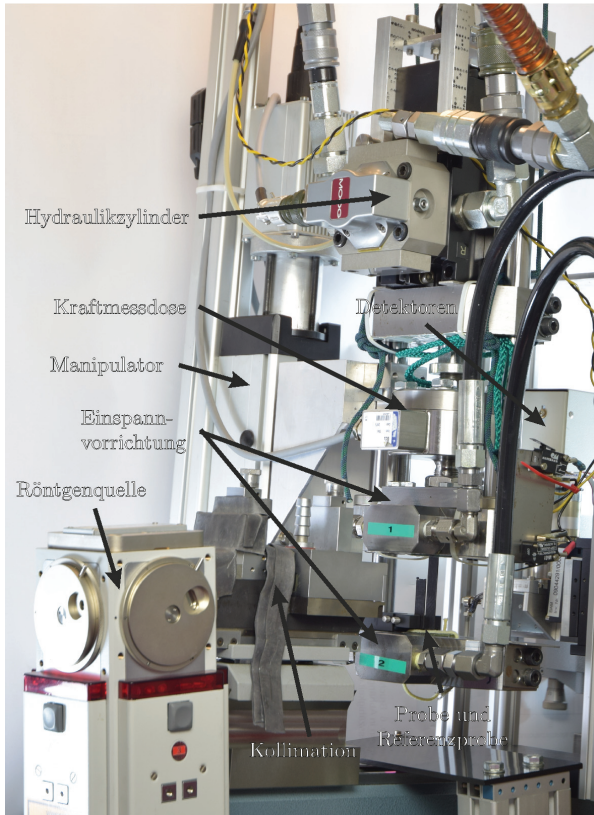


Abbildung A.7: Verwendete Kompaktzugprüfmaschine, integriert in den Röntgenrefraktionsaufbau



Abbildung A.8: Verwendete servohydraulische Prüfmaschine *Schenk Hydropuls PSA*



Abbildung A.9: Verwendete servohydraulische Prüfmaschine *Instron 8801*

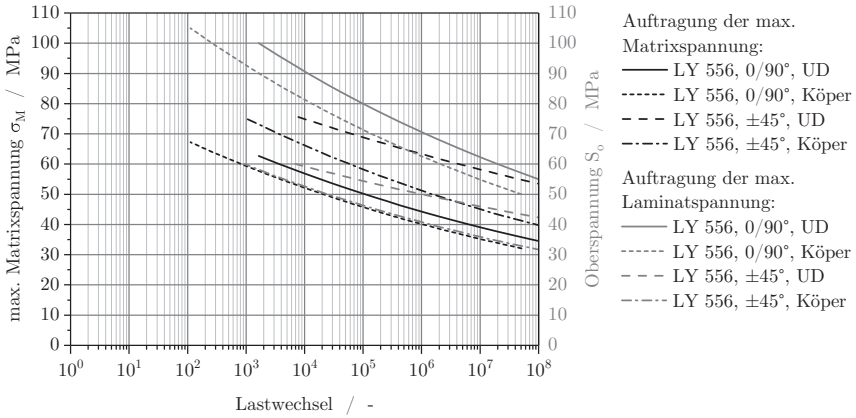


Abbildung A.10: Visualisierung der Umrechnung der Schädigungsgrenzen als Darstellung der maximalen Matrixspannung bzw. maximalen Laminatüberspannung im S-N-Diagramm für GFRK-Proben aus Matrix LY 556, verstärkt mit UD- und Köper-Gewebe in $\pm 45^\circ$ und $0/90^\circ$ -Richtung

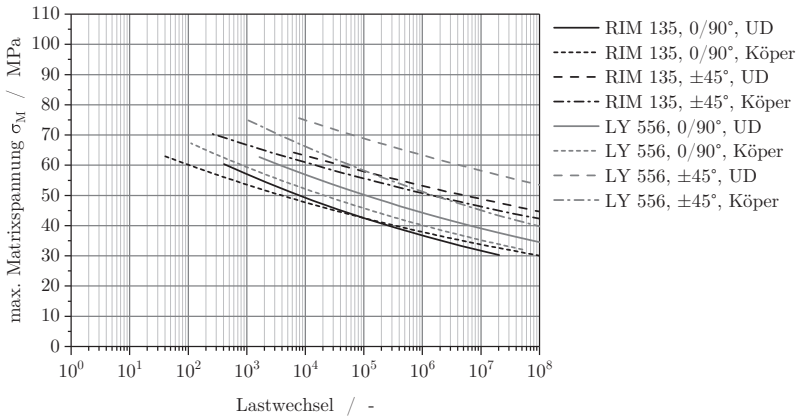


Abbildung A.11: Grenzen für den Schädigungsbeginn als Darstellung der maximalen Matrixspannung über der Lastwechselzahl für GFRK-Proben aus Matrix RIM 135 und Matrix LY 556, verstärkt mit UD- und Köper-Gewebe in $\pm 45^\circ$ und $0/90^\circ$ -Richtung

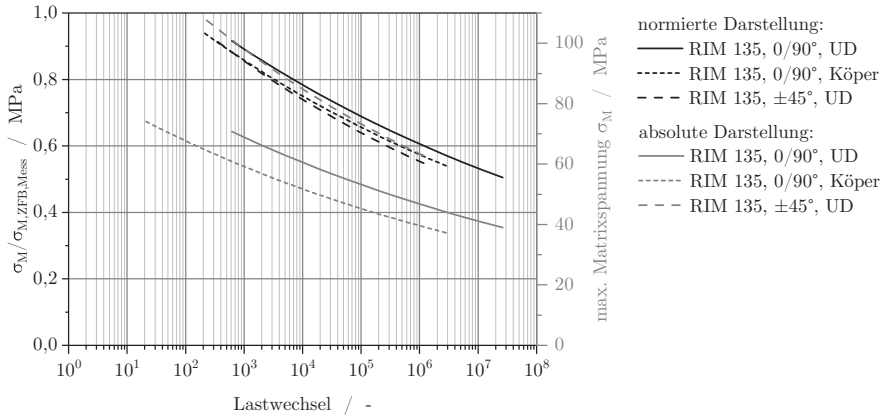


Abbildung A.12: Vergleichende Darstellung der Schädigungsgrenzen in Form absoluter und normierter Matrixspannung für CFK-Proben aus Matrix RIM 135, verstärkt mit UD- und Köper-Gewebe in $\pm 45^\circ$ und $0/90^\circ$ -Richtung

