

# **Charakterisierung der Schadenstoleranz und der monotonen und zyklischen interlaminaren Risszähigkeit von Polymer-Laminaten**

## **Masterarbeit**

von

**Steffen Stelzer, BSc**

erstellt an der

**Polymer Competence Center Leoben GmbH**

eingereicht am

**Institut für Werkstoffkunde und Prüfung der Kunststoffe  
an der Montanuniversität Leoben**



**Betreuung:** Ao.Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Gerald Pinter

**Begutachtung:** Ao.Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Gerald Pinter

Leoben, September 2009



# Masterarbeit

für Herrn Steffen STELZER, BSc

Thema: ***Charakterisierung der Schadenstoleranz und der monotonen und zyklischen interlaminaren Risszähigkeit von Polymer-Laminaten***

## Aufgabenstellung:

Der Hauptgrund für das Vordringen polymerer Hochleistungs-Faserverbundwerkstoffe (Composites) ist ohne Zweifel ihr außergewöhnliches Eigenschaftsprofil, das sich durch hohe Festigkeit und Steifigkeit bei gleichzeitig niedriger Dichte auszeichnet. Aufgrund der extremen, sicherheitstechnisch begründeten Anforderungen an Gebrauchstüchtigkeit und Lebensdauer in der Luftfahrt müssen insbesondere für tragende Konstruktionselemente neue Prüfkonzepte für diese Materialien entwickelt werden. Ein wesentlicher Aspekt dabei ist die Charakterisierung der Schadenstoleranz und hier insbesondere die Auswirkungen von Delaminationen in derartigen Werkstoffen.

Die Arbeit soll in zwei Teilen abgewickelt werden. Im ersten Teil soll eine Prüfmethode entwickelt und implementiert werden, die es ermöglicht das zyklische Risswachstumsverhalten von unidirektional verstärkten Polymer-Laminaten unter Mode I Belastung normativ umzusetzen. Da die Erfassung der Rissinitiierung mit einem hohen zeitlichen Aufwand verknüpft ist und so für eine industrietaugliche normative Prozedur weniger geeignet ist, soll der Schwerpunkt auf der Charakterisierung und Darstellung der stabilen Risswachstumsphase liegen.

Im zweiten Teil der Arbeit soll die Schadenstoleranz von bi- und triaxial verstärkten Geflecht-Laminaten untersucht werden. Geflechte werden zunehmend auch in der Luftfahrt eingesetzt, da sie in Kombination mit Flüssig-Injektions-Verfahren insbesondere durch die Möglichkeit der automatisierten Herstellung von komplexen dreidimensionalen Halbzeugen („Preform“) auch einen Kostenvorteil erwarten lassen. Einerseits soll das Delaminationsverhalten durch monotone und zyklische Versuche zur Risszähigkeit unter Mode I und Mode II Belastung bestimmt werden und andererseits die Auswirkungen von definierten Impact-Schäden auf die Restdruckfestigkeit in genormten „Compression after Impact“ Versuchen untersucht werden.

Die Ergebnisse der Diplomarbeit sind in übersichtlicher Form darzustellen und zu diskutieren.

Leoben, 23. 01. 2009

(Ao.Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. G. Pinter)

## **Institut für Werkstoffkunde und Prüfung der Kunststoffe**

Institutsvorstand: O.Univ.-Prof. Dr. Reinhold W. Lang  
Franz-Josef-Straße 18, A-8700 Leoben,  
Tel.: +43 3842 402-2100, Fax-DW: 2102, e-mail: reinhold.lang@unileoben.ac.at



Eidesstattliche Erklärung:

Ich erkläre an Eides statt, dass ich diese Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt und mich auch sonst keiner unerlaubten Hilfsmittel bedient habe.

Affidavit:

I declare in lieu of oath, that I wrote this thesis and performed the associated research myself, using only literature cited in this volume.

Datum

Unterschrift

## DANKSAGUNG

Die vorliegende Masterarbeit wurde im K<sub>plus</sub>-Projekt „Liquid moulding technology, failure design concept and repair technology in aircraft applications“ (Projekt-Nr.: II-1.7) an der Polymer Competence Center Leoben GmbH (PCCL) im Rahmen des Kompetenzzentren-Programms K<sub>plus</sub> des Bundesministeriums für Verkehr, Innovation und Technologie unter Beteiligung des Institut für Werkstoffkunde und Prüfung der Kunststoffe (IWPK), der Upper Austrian Research GmbH (Linz, A) und der Firmen FACC AG (Ried, A) und Airbus Deutschland GmbH (Bremen, D) erstellt und mit Mitteln des Bundes und der Länder Steiermark und Oberösterreich gefördert.

Allen voraus möchte ich mich bei Herrn Ao.Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Gerald Pinter bedanken, dem ich nicht nur diese Masterarbeit, sondern vieles mehr zu verdanken habe. Ich bin dankbar einen so großartigen Menschen und Wissenschaftler den Betreuer und Begutachter meiner Masterarbeit nennen zu dürfen und freue mich auf die weitere Zusammenarbeit mit ihm.

Als nächstes möchte ich Herrn O.Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont Reinhold W. Lang für die vielen Chancen danken, die er mir sowohl indirekt, als auch direkt eröffnet hat. Es war mir eine besondere Freude ihn als Vortragenden genießen und kennen lernen zu dürfen. Für die tatkräftige Unterstützung meiner Masterarbeit möchte ich mich auch bei Herrn Dipl.-Ing. Dr.mont. Markus Wohlfahrt bedanken. Bei Fragen, die die Firma FACC betrafen, war er meine Ansprechperson. Für die Unterstützung bei der Bedienung der servohydraulischen und der elektrodynamischen Prüfmaschinen danke ich Herrn Dipl.-Ing. Werner Freimann und Herrn Dipl.-Ing. Michael Berer. Herrn Dipl.-Ing. Martin Reiter möchte ich für die Hilfe im Umgang mit dem Fallturm danken.

Im Rahmen meiner Teilnahme an einer Sitzung der European Structural Integrity Society (ESIS) Technical Committee 4 in Les Diablerets konnte ich viele hilfreiche Gespräche mit Fachleuten auf dem Gebiet des Delaminationsverhaltens von faserverstärkten Kunststoffen halten und mir Tipps zu den von mir präsentierten Ergebnissen einholen. Deshalb möchte ich mich bei allen Teilnehmern dieser Gruppe für ihr reges Interesse und ihre hilfreichen Anregungen bedanken. Hervorheben möchte ich hierbei Herrn Dr. Andreas Brunner von der Eidgenössischen Materialprüfungs- und Forschungsanstalt (Empa, Dübendorf, CH).

Zu guter Letzt möchte ich meinen Eltern, Helga und Karl Stelzer, für ihre umfassende Unterstützung, ohne die ein Studium für mich nicht möglich gewesen wäre, danken. Meiner Freundin Claudia danke ich für ihr Verständnis, ihr aufmunterndes Lächeln und ihre ermutigenden Worte.

## KURZFASSUNG

Obwohl Hochleistungsfaserverbundwerkstoffe durch ihre hervorragenden spezifischen Eigenschaften ein unbestrittenes Potential im Leichtbau haben, wurden sie hierfür bisher nur begrenzt eingesetzt. Das liegt vor allem an deren Anfälligkeit für Delaminationen, die bei zyklischer Beanspruchung auch bei Lasten unter der statischen Festigkeit zu einem kritischen Ausmaß heranwachsen und infolgedessen das Versagen eines Bauteils auslösen können. Um ein solches Versagen verhindern zu können, bedarf es sowohl Kennwerte die dieses Risswachstum und dessen Initiierung beschreiben, um bereits bei der Konstruktion geeignete Schritte gegen das Initiieren und Wachsen von Rissen und Delaminationen setzen zu können, als auch Ansätze zur Verbesserung des Materialverhaltens. Dabei sollte, neben der Unterbindung des Delaminationswachstums durch geeignete Schritte in der Herstellung des Werkstoffs, ein Schwerpunkt auf dem Verhalten des Materials unter Impactlasten liegen, da diese neben den zyklischen, die kritischsten Lasten für Faserverbundwerkstoffe mit Schichtaufbau sind. Beide Belastungsformen werden in der Literatur unter der Thematik der Schadenstoleranz zusammengefasst.

In dieser Arbeit wurden diese beiden Punkte an verschiedenen Materialien behandelt. Zyklische, weggesteuerte Untersuchungen des Delaminationsverhaltens, die im Rahmen von Normierungsbestrebungen der European Structural Integrity Society durchgeführt wurden, erwiesen sich dabei als eine sehr geeignete Methode um das Risswachstum an künstlich und definiert in unidirektionalen (UD) Laminaten eingebrachten Fehlstellen zu messen. Das Delaminationsverhalten von UD-Laminaten mit einer Polyetheretherketon- und einer Epoxidharzmatrix konnte gut gegenübergestellt werden und es konnten weder Einflüsse von Maschinen-, noch von Prüfkörperparametern auf die Messungen gefunden werden. Um diese Messung für ein industrielles Umfeld geeignet zu machen wurde die Prüfzeit auf ca. 24 Stunden beschränkt und der Fokus auf den Vergleich der Risswachstumskurven gelegt, ohne auf den Bereich des Rissstillstandes („Threshold“) einzugehen.

Zusätzlich wurde das Delaminationsverhalten auch an Geflechtem mit bi- und triaxialem Aufbau untersucht. Sowohl bei monotonen, als auch bei zyklischen Lasten, konnte hierbei kein signifikanter Unterschied zwischen diesen Aufbauten gefunden werden. Um die Resttragfähigkeit der Geflechte nach einer Schädigung mit einer definierten Impactenergie und das Ausmaß dieser Schädigung beurteilen zu können, wurden „Compression After Impact“-Versuche durchgeführt. Dabei stellte sich heraus, dass der 45/90/-45- und der +/-45-Aufbau, bzw. der 45/0/-45- und der 0/90-Aufbau in etwa die gleichen Restdruckfestigkeiten besaßen.

## ABSTRACT

High performance fibre composites feature outstanding specific properties and therefore have an indisputable potential for applications in lightweight design. Nevertheless their application is limited especially because of their susceptibility to delamination. Delaminations can grow to a critical size under cyclic loading conditions, even at loads below the static strength of the material and can thus trigger the failure of the structure. To be able to avoid such a failure one has both to create key figures to describe the initiation and growth of delaminations for design purposes and to find approaches for the enhancement of the material performance. Besides restricting the growth of the delaminations through adequate steps in processing, one major aspect has to be the behavior of these materials under impact loads, because these are, together with cyclic loads, the most critical loads for fibre reinforced composites with a layer composition. Both loading conditions are part of the damage tolerance concept.

This thesis dealt with both aspects, considering different materials. Cyclic delamination testing carried out under displacement control proved to be an appropriate tool to measure the growth of delaminations from artificial and well-defined defects in unidirectional (UD) laminates. The delamination behavior of UD-laminates with matrices made of either polyetheretherketone or epoxy resin could be well compared and influences of neither machine parameters, nor specimen parameters on the measurements could be found. The duration of the tests was limited to 24 hours to make them applicable to an industrial surrounding. The focus of the measurements was put on the comparison of the crack growth curves, without considering the threshold region.

Furthermore the delamination behavior of braidings with bi- and triaxial layups was investigated. For monotonic as well as for cyclic loading no significant difference between these layups could be found. To assess both the residual strength of the braidings after a damage with a defined impact energy and the degree of damage, compression after impact measurements were carried out. Thereby it was found, that the 45/90/-45 and the +/-45 layup, respectively the 45/0/-45 and the 0/90 layup showed a similar compression strength after impact.

## INHALTSVERZEICHNIS

<b>DANKSAGUNG .....</b>	<b>I</b>
<b>KURZFASSUNG .....</b>	<b>II</b>
<b>ABSTRACT .....</b>	<b>III</b>
<b>INHALTSVERZEICHNIS.....</b>	<b>IV</b>
<b>ABKÜRZUNGSVERZEICHNIS .....</b>	<b>VI</b>
<b>1 EINLEITUNG UND ZIELSETZUNG .....</b>	<b>1</b>
<b>2 GRUNDLAGEN .....</b>	<b>4</b>
2.1 Faserhalbzeuge .....	4
2.2 Delaminationsverhalten von Faserverbundwerkstoffen .....	7
2.3 Bruchmechanische Charakterisierung des Versagensverhaltens .....	12
2.3.1 Linear-elastische Bruchmechanik .....	12
2.3.2 Risskinetik unter zyklischer Belastung .....	14
2.4 Das Schadenstoleranzkonzept.....	20
2.5 Zerstörungsfreie Untersuchung mittels Ultraschallmethoden .....	26
2.5.1 A-Scan.....	27
2.5.2 C-Scan.....	28
<b>3 EXPERIMENTELLES.....</b>	<b>29</b>
3.1 Werkstoffe.....	29
3.2 Prüfkörper .....	30
3.2.1 Double Cantilever Beam (DCB) Prüfkörper .....	30
3.2.2 End Notched Flexure (ENF) Prüfkörper .....	32
3.2.3 Prüfplatten für die Compression After Impact-Versuche .....	33
3.3 Versuchsdurchführung.....	34
3.3.1 Monotone Delaminationsversuche.....	34
3.3.2 Zyklische Delaminationsversuche.....	38
3.3.3 3-Punkt-Biege-Versuche zur Ermittlung des Biegemoduls.....	47
3.3.4 Compression after Impact .....	48

3.4	Auswertemakro für die zyklischen Versuche.....	51
<b>4</b>	<b>ERGEBNISSE UND DISKUSSION .....</b>	<b>52</b>
4.1	Zyklische Delaminationsversuche unter Mode I zur Abschätzung der Umsetzbarkeit in eine Norm .....	52
4.1.1	Ermittlung der Risslänge .....	52
4.1.2	Einfluss verschiedener Versuchsparameter auf die Messung.....	55
4.1.3	Materialvergleiche .....	61
4.1.4	Schlussfolgerung und Ausblick .....	64
4.2	Schadenstoleranz von Geflechten.....	65
4.2.1	Bruchmechanische Untersuchungen .....	65
4.2.2	Rasterelektronenmikroskopie.....	71
4.2.3	Compression after Impact .....	75
4.2.4	Schlussfolgerung und Ausblick .....	81
<b>5</b>	<b>ZUSAMMENFASSUNG .....</b>	<b>83</b>
<b>6</b>	<b>LITERATUR.....</b>	<b>84</b>
<b>7</b>	<b>ANHANG .....</b>	<b>91</b>
7.1	NDT der Geflecht-CAI-Proben.....	91

## ABKÜRZUNGSVERZEICHNIS

2D .....	zweidimensional
2,5D .....	zweidimensional mit Verstärkungen in z-Richtung
3D .....	dreidimensional
a .....	Risslänge
B .....	Probenbreite
C .....	Nachgiebigkeit
CAI .....	Compression after Impact
CBT .....	Corrected Beam Theory
CFK .....	kohlenstoffaserverstärkter Kunststoff
C-Kal .....	Nachgiebigkeitskalibrierung
$\delta$ .....	Kolbenweg
$\Delta$ .....	Schädigungsparameter
D .....	Probendicke
da/dN .....	Risswachstumsgeschwindigkeit
DCB .....	Double Cantilever Beam
E .....	E-Modul
ENF .....	End Notched Flexure
f .....	Durchbiegung beim 3-Punkt-Biegeversuch/Frequenz
F .....	Korrektur für große Kolbenwege
G .....	Dehnungsenergiefreisetzungsrate
Gew. % .....	Gewichtsprozent
Glg. ....	Gleichung
K .....	Spannungsintensitätsfaktor
L .....	Probenlänge
LEBM .....	linear elastische Bruchmechanik
MCC .....	Modified Compliance Calibration
N .....	Korrektur für die Stahlblöcke
NDT .....	nicht zerstörende Prüfung („non destructive testing“)
NL .....	Punkt der Abweichung von der Linearität
opt .....	optisch
P .....	Kraft
PEEK .....	Polyetheretherketon

R-Verhältnis.....	Quotient zwischen maximaler und minimaler Belastung
REM.....	Rasterelektronenmikroskop
$\sigma$ .....	Spannung
U .....	im Prüfkörper gespeicherte elastische Energie
UD-Laminat .....	unidirektionales Laminat
VIS .....	Punkt der visuellen Beobachtung der Rissinitiierung

## 1 EINLEITUNG UND ZIELSETZUNG

Durch die neuesten umwelt- und energiepolitischen Entwicklungen gewinnt der Leichtbau im Transportwesen immer mehr an Bedeutung. Neben besserer Effizienz und den damit verbundenen niedrigeren Betriebskosten spielen auch das, durch den Einsatz von neuen und innovativen Materialien erreichte, niedrigere Gewicht und die dadurch reduzierten Schadstoffemissionen eine immer größer werdende Rolle im Personen-, sowie Güterverkehr und vielen anderen Anwendungsgebieten. Kunststoffe zeigen hierbei ein enormes Potential dank ihrer günstigen spezifischen Eigenschaften (Wiedemann, 2007; Ehrenstein, 2006; Talreja und Manson, 2001; Davies et al., 1998; Flemming et al., 1996; Lang et al., 1986). So beträgt z.B. der Anteil an kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen (CFK) im neuen von Airbus 2006 in Betrieb gestellten Passagierflugzeug, dem A380, bereits 22 Gew.%, gegenüber 5 Gew.% beim A320 aus dem Jahre 1985. Beim neuen Passagierflugzeug von Boeing, dem Boeing 787 Dreamliner, soll der CFK-Anteil gar bei 60 Gew.% liegen (Ehrenstein, 2006).

Ein großer Vorteil, aber auch der Schwachpunkt der CFK liegt in der Belastungsrichtungsabhängigkeit ihrer Eigenschaften. Aus ihrem Aufbau, der sich aus den zwei Komponenten Faser und Matrix zusammensetzt, lässt sich diese Richtungsabhängigkeit sehr anschaulich herleiten. Während die Fasern wegen ihrer ausgezeichneten mechanischen Eigenschaften eingesetzt werden, dient die Matrix, das die Fasern umgebende Material, vor allem als Träger und stützendes Element für die Fasern. Daraus folgt, dass sich der Verbund in Richtung der sehr belastbaren Fasern, Kohlenstofffasern besitzen abhängig von der Faserart in Faserrichtung Zugmodulwerte im Bereich von 150 bis 800 GPa und Zugfestigkeiten im Bereich von 1,5 bis 5 GPa, mit großen Lasten beaufschlagen lässt, da hier die Fasern einen Großteil der Last übernehmen. Belastet man den Verbund jedoch normal zur Faserrichtung, muss die deutlich schwächere Matrix, bei Epoxidharz liegen die Zugmodulwerte bei 3000÷5000 MPa und die Zugfestigkeitswerte bei 25÷150 MPa, die Lasten tragen, was zu einem früheren Versagen führt. Hinzu kommt, dass die Anbindung der Matrix an die Fasern eine Schwachstelle darstellt und dass durch den Verarbeitungsprozess bedingte

Fehlstellen in der Matrix zu einem verfrühten Versagen führen können (Ehrenstein, 2006, Dominghaus, 1997; Flemming et al, 1996; Sierakowski und Newaz, 1995; Ehrenstein, 1992; Lang et al., 1986).

Aus diesen Gründen werden Bauteile in der Praxis so ausgelegt, dass der größte Teil der Belastung in Faserrichtung geschieht. Um das verwirklichen zu können, wurden verschiedenste Arten von mehrdimensionalen Faseraufbauten entwickelt, bei denen die Fasern in zwei, oder mehrere Richtungen ausgerichtet sind. Dazu zählen auch die in dieser Arbeit behandelten Geflechte (Ehrenstein, 2006; Flemming et al., 1996).

Doch auch bei optimaler Auslegung des Bauteils kann es noch zu einem Versagen des Materials kommen. Dies ist bedingt durch die Anfälligkeit von Faserverbundwerkstoffen auf Delamination. Hervorgerufen durch inhärente Fehlstellen, durch eine Schädigung des Materials durch Umwelteinflüsse, wie zum Beispiel Impactschädigungen, oder auch durch Spannungsgradienten können Risse entstehen, die bis zu einem kritischen Ausmaß heranwachsen und so zum Versagen des Bauteils, oder zumindest zu einer groben Beeinträchtigung dessen Eigenschaften führen können (Flemming und Roth, 2003; Sierakowski und Newaz, 1995; Hojo et al, 1994a; O'Brien, 1990; Lang et al., 1986). Da Fehler unvermeidbar sind und Schadensfälle im Anwendungsfall früher oder später garantiert auftreten, ist es eine Notwendigkeit Systeme zu entwerfen, um diese Schäden effektiv aufspüren zu können und Materialien zu entwickeln, die im Schadensfall bis zum Versagen noch genügend Zeit zur Schadenserkenkung erlauben (Flemming und Roth, 2003; Sierakowski und Newaz, 1995; Hojo et al., 1994b; Altstädt, 1993; Martin und Murri, 1990). Laut Altstädt (1993) sind die in dieser Arbeit behandelten Impact- und Ermüdungsbelastungen die kritischsten Belastungsformen für Faserverbundwerkstoffe.

Ein Ziel der Materialentwicklung wird es daher auch in Zukunft sein, ein ausgewogenes Verhältnis zwischen Steifigkeit, Festigkeit und Zähigkeit des Materials herzustellen und Werkstoffe zu finden, bei denen Risse unter einer vorgegebenen Belastung nicht mehr weiterwachsen, beziehungsweise bei denen Risse so langsam wachsen, dass genügend Zeit für die Schadenserkenkung und –reparatur, oder für das Ersetzen des Bauteils verbleibt (Flemming und Roth,

2003; Sierakowski und Newaz, 1995; Cvitkovich, 1995; Altstädt, 1993; O'Brien, 1990).

Die Werkstoffprüfung hat dabei die Aufgabe diese Entwicklungen durch reproduzierbare und allgemein gültige Prüfmethoden zu überprüfen, Werte, wie zum Beispiel die kritische Energiefreisetzungsrate, für Berechnungen und die Bauteilauslegung bereitzustellen und standardisierte Prüfmethoden für die Qualitätssicherung zu entwickeln (Brunner et al, 2008, Davies et al., 1998; Hojo et al., 1995; Lang et al., 1990). Bereits bei der Werkstoffentwicklung sollten auch die das Ermüdungsverhalten beeinflussenden molekularen Aspekte beachtet werden (Altstädt, 1993).

Diese Arbeit beschäftigte sich vor allem mit dem Delaminationsverhalten von Composites bei unterschiedlichen Belastungsformen. Die zwei wesentlichen Aspekte waren:

- Die Optimierung der Methodik zur Charakterisierung des zyklischen Delaminationswachstums in unidirektionalen Laminaten unter Mode I- Belastung, um die Umsetzung dieser Methodik in einer Norm zu ermöglichen.
- Die Untersuchung der Schadenstoleranz von bi- und triaxialen Geflechten. Dazu wurden Delaminationsversuche unter monotonen (kritische Energiefreisetzungsrate unter Mode I und Mode II) und zyklischen (Ermüdungsrisswachstum) Lasten durchgeführt. Weiters wurde die Auswirkung von Delaminationen infolge von Impactlasten auf die Restdruckfestigkeit untersucht.

## 2 GRUNDLAGEN

### 2.1 Faserhalbzeuge

Der große Vorteil der Faserverbunde liegt darin, dass sie hervorragende spezifische Eigenschaften besitzen. Gepaart mit einem multidirektionalen, die Last optimal aufnehmenden Aufbau, schafft es dieser Werkstoff eine Verbesserung sowohl in den mechanischen Eigenschaften, als auch im Gewichtsverbrauch des Bauteils gegenüber gängigen Materialien in gewissen Anwendungen zu sein (Pilato und Michno, 1994; Lang et al., 1986). Um diese Multiaxialität, sprich die gezielte Orientierung der Fasern in die Lastrichtungen erreichen zu können, werden Bauteile aus Faserverbundwerkstoffen meist schichtweise aufgebaut. Solche zweidimensionale (2D) Aufbauten werden allgemein als Lamine bezeichnet. Bei der Herstellung der Faserhalbzeuge gibt es dabei grundsätzlich zwei voneinander zu unterscheidende Prinzipien der Faserverarbeitung. Einerseits ist es möglich durch das Aufeinanderlegen von mehreren unidirektionalen Faserlagen einen multiaxialen Aufbau zu erreichen. Solche Gelege haben den Vorteil, dass durch eine geradlinige, ungekrümmte Anordnung der Fasern das volle Potential der Fasern in der Ebene ausgenutzt werden kann. Andererseits können durch ausgeklügelte textile Verarbeitungstechniken, wie z.B. das Weben oder das Flechten, ebenfalls gezielte Faseranordnungen in zwei Dimensionen erreicht werden. Die wichtigsten flächigen Halbzeuge sind Gelege, Geflechte, Gewebe und Gestricke (Schürmann, 2007; Ehrenstein et al., 2006; Mouritz et al., 1999a; Flemming et al., 1996; Lang et al., 1986).

Um der Delaminationsneigung dieser Schichtwerkstoffe, siehe Abschnitt 2.2, entgegenzuwirken, können Verstärkungen in der dritten Richtung eingebracht werden. Diese Verstärkungen können auf verschiedenste Weise verwirklicht werden. So kann zum Beispiel durch einfaches Einnähen eines Fadens, meist Aramid-, Glas- oder Kohlefasern, normal zur Verstärkungsebene des Laminats ein Aufbau mit sogenannter z-Verstärkung erreicht werden (Flemming und Roth, 2003; Mouritz et al., 1999a und b). Auch die Verwendung von „z-Pins“, früher waren das Nadeln aus Metall, Glas oder Keramik, aber neuerlich finden Kohlenstofffasern immer größeren Zuspruch, fällt darunter. Die z-Pins werden in einem geschäumten Halbzeug mit unterschiedlichen Flächendichten an z-Pins

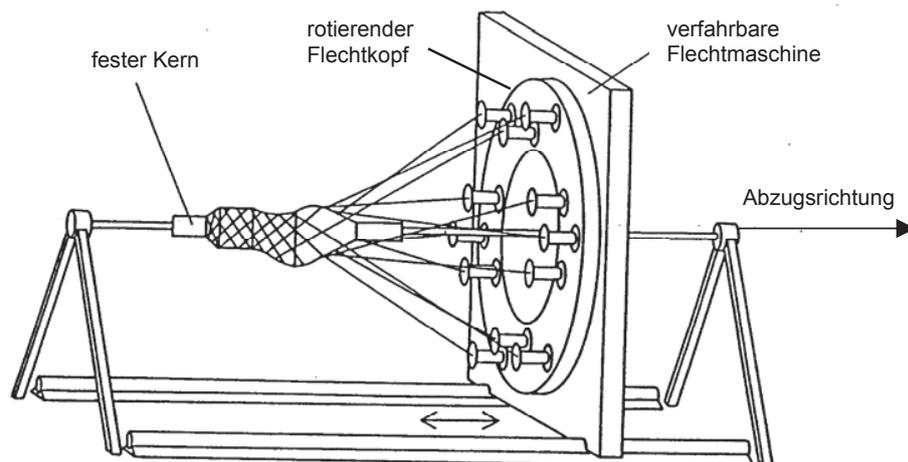
angeliefert und mithilfe einer Ultraschallkanone in das unausgehärtete Laminat eingeschossen (Lafaille, 2007; Zhang et al., 2006; Cartié und Partridge, 2004). Lamine mit diesen Verstärkungen in z-Richtung werden 2,5-dimensionale (2,5D) Aufbauten genannt. Generell werden durch solche Aufbauten die Delaminationseigenschaften und die Schadenstoleranz (Abschnitt 2.4) verbessert. Jedoch kann es bei der Herstellung zu einer Beschädigung der Fasern in den zu vernähenden 2D-Lagen kommen, was zur Reduktion des E-Moduls, der Festigkeit und der Ermüdungseigenschaften führen kann (Mouritz, 2006; Mouritz und Cox, 2000; Mouritz et al., 1997a; Flemming et al., 1996).

Dreidimensionale (3D) Aufbauten bieten eine gegenüber den 2D- und 2,5D-Aufbauten zusätzlich verbesserte Schadenstoleranz und bessere Delaminationseigenschaften. Von den 2,5D-Aufbauten unterscheidet sie dabei eine größere Flächendichte an Verstärkungen in z-Richtung. 3D-Aufbauten können über das Flechten, Weben, Stricken, aber auch durch das Vernähen und das z-Pinning (mit höherem z-Faden-Anteil als bei 2,5D-Aufbauten) realisiert werden. Bei Geweben und Geflechtes wird dabei jedoch durch die zusätzlichen Fasern in z-Richtung der Faseranteil in x- und y-Richtung reduziert, wodurch die Modul- und Festigkeitswerte in der Ebene negativ beeinflusst werden. Dies verstärkt den aufgrund der Faserkrümmungen, „Ondulationen“ genannten, ohnehin gegebenen Eigenschaftsverlust (Schürmann, 2007; Mouritz, 2006; Mouritz et al., 1999a und b; Flemming et al., 1996). Die neueste Entwicklung auf dem Gebiet der 3D-Aufbauten ist das Formweben, bzw. Formflechten, bei dem computergestützt die Verschnitttrate minimiert und die Formbarkeit der Gewebe, bzw. Geflechtes erhöht wird (Flemming et al., 1996).

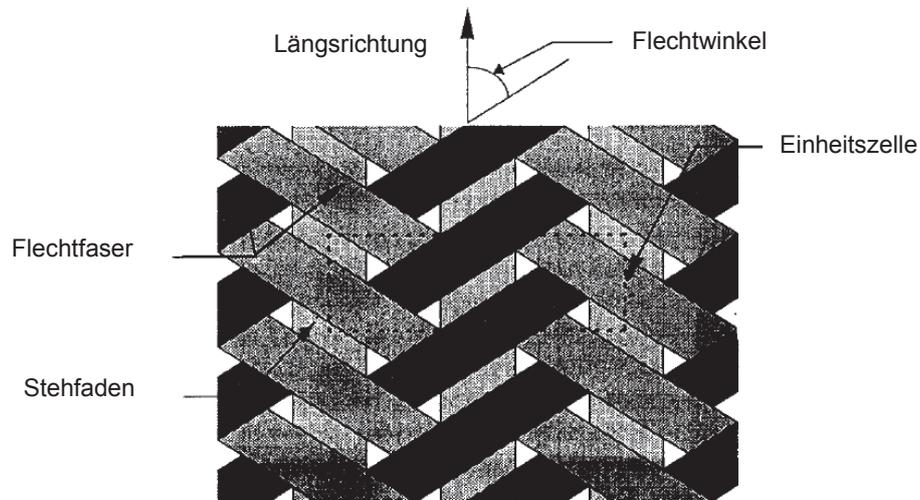
Das für diese Arbeit relevante Flechten ist eine der ältesten Technologien in der Textilindustrie. Dabei werden zwei oder mehrere Fäden miteinander verknüpft indem sie auf einer runden, sich überkreuzenden Bahn in entgegengesetzter Richtung geführt werden. Die Verstärkungsfasern werden dazu von einer verschiebbaren Flechtmaschine mit einem rotierenden Flechkopf auf einem feststehenden Kern abgelegt (Abb. 2.1). Das daraus resultierende röhrenförmige, torsionsstabile Gebilde nennt man Geflecht. Es ist verschnittarm, gewebeartig und stabilisiert sich aufgrund der Zwischenfaserreibung an seinen Kreuzungspunkten selbst. Auch sehr komplexe Strukturen mit veränderlichem Querschnitt lassen sich

dadurch realisieren (Ehrenstein, 2006; Flemming et al., 1996; Ehrenstein, 1992). Im Regelfall liegen die Winkel zwischen zwei Faserrichtungen zwischen  $5^\circ$  und  $85^\circ$ . Bei biaxialen Geflechten liegen zwei Fadenrichtungen vor, während bei triaxialen Geflechten zusätzlich noch ein Stehfaden in  $0^\circ$ -Richtung eingefügt wird (Abb. 2.2). Im Englischen werden die Gelechte als „Braidings“ bezeichnet (Ehrenstein, 2006; Verpoest, 2001; Mouritz et al., 1999a; Flemming et al., 1996).

Geflechte lassen sich jedoch auch als flächige Gebilde herstellen. Beim Flachflechten werden die Faserspulen nicht in einer vollen Kreisbahn, sondern wellenförmig zum Ende des Kreises und danach wieder zurück zum Anfang geführt. Das dabei entstehende Flachgeflecht wird kontinuierlich abgeführt (Ehrenstein, 2006; Flemming et al., 1996). Für die Realisierung von 3D-Geflechten ist es notwendig, dass der Flechtdorn, bzw. der Flechkern zusätzliche dreidimensionale Bewegungen ausführt (Flemming et al., 1996). Ein Nachteil der Braiding-Technologie ist, dass Einzelfasern während dem Flechten beschädigt werden können und dass sich dadurch die Festigkeit der Fasern herabsetzt (Falzon und Herszberg, 1997).



**Abb. 2.1:** Schematische Darstellung einer Flechtmaschine (aus: Ehrenstein, 1992).



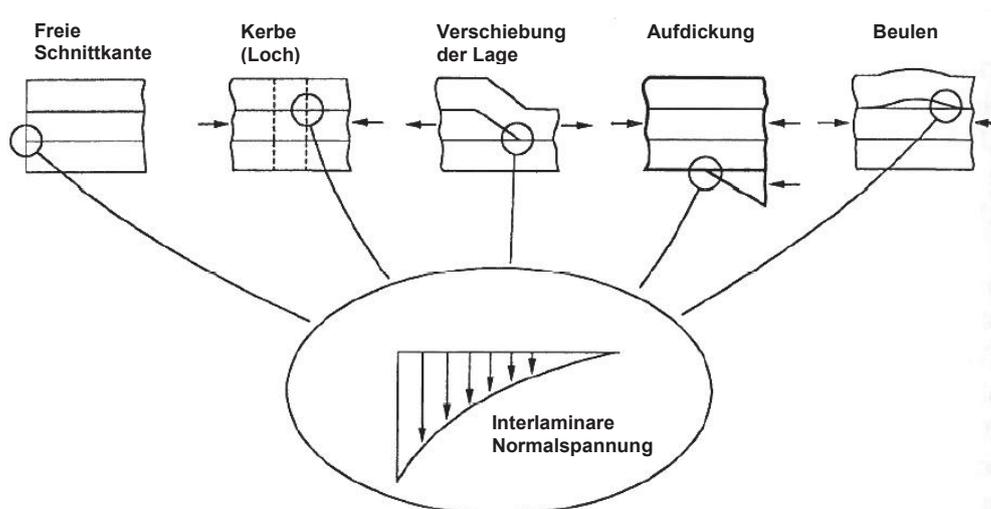
**Abb. 2.2:** Aufbau eines triaxialen Geflechts (nach: Mouritz et al., 1999a)

## 2.2 Delaminationsverhalten von Faserverbundwerkstoffen

Eine Delamination ist ein Riss im Faserverbundwerkstoff, der im matrixreichen Bereich zwischen zwei Lagen wächst (interlaminarer Bruch) und nicht innerhalb einer Lage (intralaminarer Bruch) (Richardson und Wisheart, 1996). Dies ist dadurch bedingt, dass die Bruchenergie für das Risswachstum durch die Matrix niedriger ist, als für das Risswachstum durch die Fasern (Bonhomme et al., 2009). Da Delamination, beziehungsweise interlaminarer Bruch, bei CFK eine der maßgeblichsten Versagensursachen darstellt (Flemming und Roth, 2003; Sjögren und Asp, 2002; Sierakowski und Newaz, 1995; Hojo et al, 1994a und b; O'Brien, 1990; Martin und Murri, 1990; Lang et al., 1986), müssen einerseits geeignete Prüfmethode entwickelt werden, um die verschiedenen Arten der Delamination qualitativ und quantitativ beurteilen zu können und Materialien dadurch vergleichbar zu machen. Andererseits ist es essentiell, geeignete Maßnahmen gegen Delaminationen zu setzen.

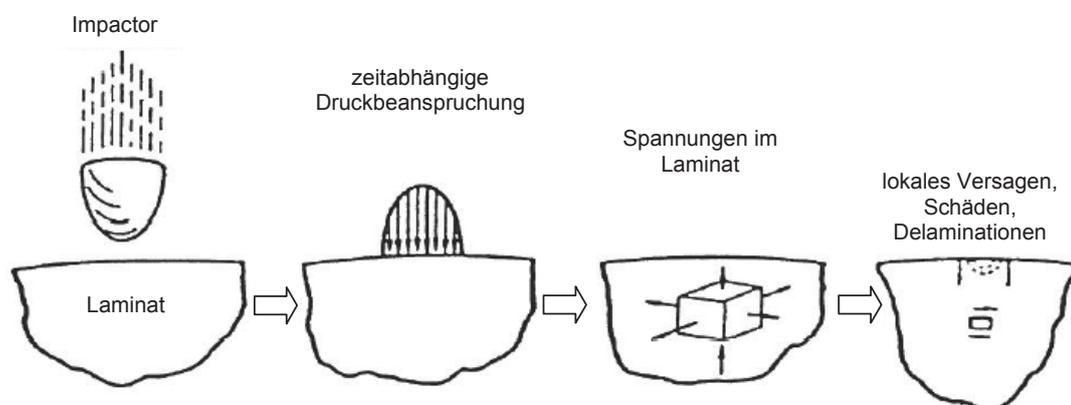
Verursacht werden Delaminationen während der Herstellung bzw. als deren Folge, sind das Ergebnis von Reparaturarbeiten oder ergeben sich aus dem Gebrauch. Mögliche Ursachen für Delaminationen sind inhärente Fehlstellen, wie zum Beispiel eine ungenügende Faser-Matrix-Anbindung, Einschlüsse von Fremdmaterial oder Luft- bzw. Feuchtigkeitseinschlüsse an denen Mikrorisse initiiert werden können, die unter dynamischen Beanspruchungen zu Delaminationen heranwachsen. Hervorzuheben sind an dieser Stelle Impactschädigungen, die zu nicht sichtbaren Delaminationen innerhalb eines

Verbundwerkstoffes führen können (Bonhomme et al., 2009; Ehrenstein, 2006; Flemming und Roth, 2003; Martin, 2000; Cvitkovich, 1995; Hojo et al., 1994a; Liu et al., 1993; O'Brien, 1990; Hojo et al., 1987; Lang et al., 1986). Auch Spannungsgradienten an den freien Seitenflächen von Faserverbunden mit multidirektionalem Aufbau führen aufgrund der unterschiedlichen mechanischen und thermischen Eigenschaften der einzelnen anisotropen Lagen zu Delaminationen. Abb. 2.3 zeigt mögliche Stellen in Faserverbundbauweisen an denen unsymmetrische Belastungen zu interlaminaren Normalspannungen und dadurch zu Delaminationen führen können. Laut Johannesson und Blikstad (1985) treten Delaminationen durch Spannungsgradienten an den freien Seitenflächen am ehesten bei einer Lagenanordnung von  $\pm 15^\circ$  auf. (Flemming und Roth, 2003; Talreja, 2001; Sierakowski und Newaz, 1995; O'Brien, 1990; Johnson, 1985; Johannesson und Blikstad, 1985). Im Belastungsfall können Mikrorisse auch an Faserlagen, die nicht in Belastungsrichtung liegen entstehen, weil diese eine Einschnürung der in Belastungsrichtung liegenden Fasern behindern. Die infolge der inneren Spannungen entstehenden Mikrorisse in der Matrix sammeln sich bei weiterer Belastung lokal an, schließen sich zusammen und ergeben schlussendlich eine Delamination (Flemming und Roth, 2003; Talreja, 2001; Nairn, 2001; Richardson und Wisheart, 1996; Johannesson und Blikstad, 1985).

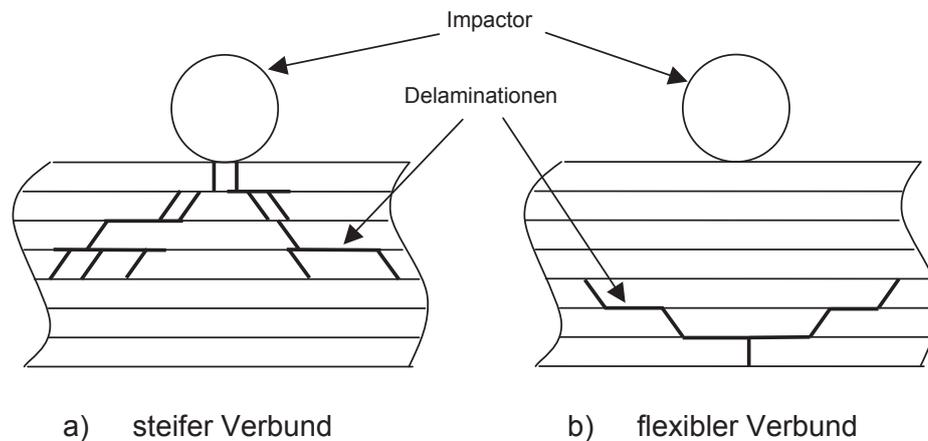


**Abb. 2.3:** Mögliche Ursachen für Delaminationen (nach: Flemming und Roth, 2003).

Faserverbundwerkstoffe sind vor allem gegenüber Impactschädigungen empfindlich, welche bei niedrigen Impactenergien zu visuell nicht erkennbaren Schädigungen führen können. Die Impactenergie ist dabei jene Energie, die der Fremdkörper („Impactor“), der auf die Struktur trifft, beim Aufprall besitzt. Die durch Impactbeanspruchungen hervorgerufenen interlaminaren Spannungen, darunter vor allem Zug- und Schubspannungen, führen infolge der niedrigen interlaminaren Festigkeiten zu einem ersten lokalen Versagen des Materials, siehe Abb. 2.4. Bei einem flexiblen Verbund treten aufgrund der dominierenden Biegebeanspruchung durch einen Impact Zugspannungen auf der Rückseite des Probekörpers auf. Das führt zu Matrixrissen auf der vom Impactereignis abgewandten Seite. Dahingegen entstehen in steifen Verbunden, wie CFK, Delaminationen infolge von interlaminaren Schubbeanspruchungen (Zhang et al., 2006; Richardson und Wisheart, 1996). Dies ist dadurch bedingt, dass die meisten Faserverbundwerkstoffe spröde sind und deshalb die Impactenergie hauptsächlich durch elastische Deformation und durch Schädigungsmechanismen, aber kaum durch plastische Deformation aufnehmen können (Tsotsis, 2009; Ehrenstein, 2006; Flemming und Roth, 2003; Richardson und Wisheart, 1996; Sierakowski und Newaz, 1995; Ashbee, 1993; O'Brien, 1990). Impact kann also sowohl zu Delaminationen im Materialinneren, als auch zu Schädigungen an der vom Impact abgewandten Seite führen (Abb. 2.5). In der Praxis können solche Impactschädigungen z.B. infolge von Vogel-, Hagel- oder Steinschlag, oder durch fallen gelassene Werkzeuge entstehen (Flemming und Roth, 2003; Mouritz et al., 1997a).



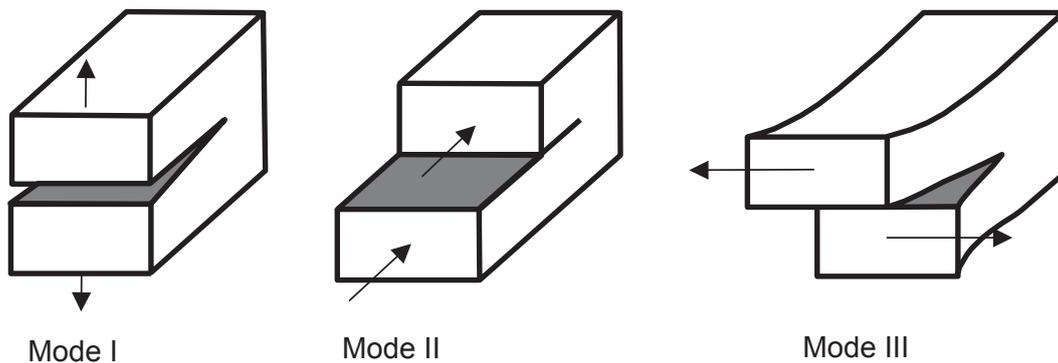
**Abb. 2.4:** Schädigungsentstehung bei einem Impactereignis (nach: Sierakowski und Newaz, 1995).



**Abb. 2.5:** Folgen einer Impactschädigung in Faserverbundmaterialien (nach Sierakowski und Newaz, 1995; Flemming und Roth, 2003).

Nachdem Delaminationen in einem Bauteil z.B. durch eine Impactschädigung initiiert wurden, können sie unter Belastung und insbesondere unter zyklischer Belastung weiterwachsen. Während dieses Wachstums entstehen aufgrund des neuen Spannungszustands im Material möglicherweise auch anderswo Delaminationen. Diese Delaminationen können bei weiterem Wachstum zusammenwachsen und ein Versagen des Bauteils auslösen. Um das Delaminationswachstum berechnen zu können und Werte für die Bauteilauslegung zu generieren, bietet sich die Bruchmechanik, siehe Abschnitt 2.3, an (Grellmann und Seidler, 2007; Martin, 2000; Sierakowski und Newaz, 1995).

Für die Entstehung von Rissen und deren Wachstum zeigen sich prinzipiell drei verschiedene Belastungsarten und vor allem deren Mischzustände verantwortlich. Wie in Abb. 2.6 dargestellt, setzen sich diese Belastungsarten aus der Mode I-Belastung, einer reinen Zugbelastung die den Riss öffnet, der Mode II-Belastung, einer Scherbeanspruchung in der Rissebene und der Mode III-Belastung, einer Scherung aus der Rissebene heraus, zusammen. Mode I wird nach wie vor als die kritischste Belastungsform betrachtet und ist daher auch der am ausführlichsten untersuchte Belastungsfall (Grellmann und Seidler, 2007; Anderson, 2005; Hertzberg, 1996; Williams, 1987a; Kausch, 1987; Broek, 1986). Diese Arbeit wird sich ausschließlich mit der reinen Mode I- und der reinen Mode II-Belastung befassen.



**Abb. 2.6:** Risstreibende Belastungsrichtungen.

Delaminationen können bei unzureichender Inspektion zu einem Totalversagen des Bauteils führen und beschränken daher die Einsatzmöglichkeiten von Faserverbundwerkstoffen für Primärstrukturen (Lafaille, J.-M., 2007). Bauteile müssen daher so ausgelegt werden, dass eine Schädigung, die im normalen Betriebsfall entsteht, rechtzeitig entdeckt werden kann, bevor die Festigkeit oder Steifigkeit des Gesamtbauteils unter ein akzeptierbares Niveau fällt, siehe Abschnitt 2.4 (Sierakowski und Newaz, 1995; Altstädt, 1993).

Durch geeignete Gegenmaßnahmen ist es jedoch möglich, die Delamination der Faserverbundwerkstoffe zu behindern. Neben der Verwendung von den in Abschnitt 2.1 beschriebenen 2,5D-, bzw. 3D-Aufbauten bieten sich des Weiteren noch eine Zähmodifizierung der Matrix, oder das bewusste Verwenden von Fasern mit größeren Dehnungen an (Tsotsis, 2009; Mouritz, 2007; Lafaille, 2007; Talreja, 2001; Partridge und Cartié, 2001; Mouritz et al., 1999a; Davies et al., 1998; Mouritz et al., 1997a und b; Flemming et al., 1996; Sierakowski und Newaz, 1995; Ashbee, 1993; Martin und Murri, 1990; Hutchinson und Jensen, 1990; Martin und Murri, 1988; Bradley und Cohen, 1985). 2D-Geflechte und 2D-Gewebe bieten gegenüber Gelegen ein verbessertes Delaminationsverhalten, da der interlaminare Riss aufgrund deren nicht planaren Aufbaus während seines Wachstums immer wieder mit nicht in Probenlängsrichtung liegenden Fasern wechselwirkt und von ihnen abgelenkt wird. Dadurch wird zusätzliche Bruchenergie für das Risswachstum verbraucht. In der Literatur wird dieser Effekt als „Stick-Slip-Effekt“ bezeichnet (Alif et al., 1998; Martin, 1997). Neben diesen lokalen Verbesserungen des Risswachstumsverhaltens durch eine Veränderung an der Matrix oder an den Fasern bzw. dem Faseraufbau ist global eine Belastungsumverteilung nach einer

lokalen Schädigung durch geeignete Konstruktionsschritte ein möglicher Weg zur Optimierung des Versagensverhaltens (Sierakowski und Newaz, 1995).

### 2.3 Bruchmechanische Charakterisierung des Versagensverhaltens

Die Bruchmechanik charakterisiert das Versagen von Werkstoffen unter dem Einfluss von Defekten (Inhomogenitäten, Einschlüsse, Mikrorisse, usw.), welche in jedem realen Werkstoff vorhanden sind. Bei äußerer Beanspruchung können diese Defekte zur Bildung und zum Wachstum von Rissen und Delaminationen und infolgedessen zum Bauteilversagen führen (Anderson, 2005; Hertzberg, 1996; Kausch, 1987; Broek, 1986).

#### 2.3.1 Linear-elastische Bruchmechanik

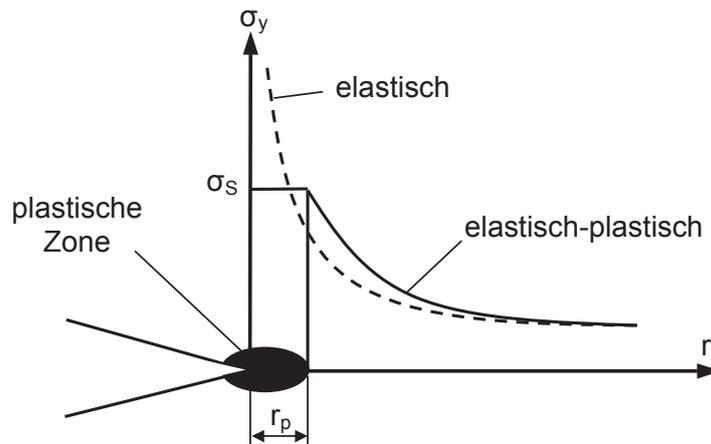
Aufbauend auf der bruchmechanischen Annahme, dass alle realen Bauteile defektbehaftet sind, beschäftigt sich die linear elastische Bruchmechanik (LEBM) mit der durch Risse hervorgerufenen Spannungssituation im Rissspitzennahfeld bei linear-elastischem Materialverhalten. Laut LEBM wird die Spannung in unmittelbarer Nähe der Rissspitze unendlich groß. Kunststoffe zeigen jedoch elastisch-plastisches Verhalten, da bei Überschreiten der Fließspannung das Material plastisch verformt wird. Dadurch kommt es zu einer Ausbildung von plastischen Zonen im Kerbgrund und entgegen der Theorie der LEBM zu einem elastisch-plastischen Spannungsverlauf. Diese Spannungsverläufe im Rissspitzennahfeld werden durch den sogenannten Spannungsintensitätsfaktor  $K$  (Glg. 2.1) beschrieben. Eine schematische Darstellung solcher Verläufe ist in Abb. 2.7 dargestellt. Die LEBM behält ihre Gültigkeit, solange sich die nichtlinear-viskoelastischen Deformationen auf die unmittelbare Umgebung der Rissspitze beschränken und solange die durch die plastische Deformation gebildete plastische Zone klein im Vergleich zur kleinsten Probekörperabmessung bleibt (Anderson, 2005; Lang et al., 2004; Hertzberg, 1996; Kausch, 1987; Broek, 1986; Hertzberg, 1980).

$$K = \sigma \sqrt{\pi \cdot a} f(a/B) \quad (\text{Glg. 2.1})$$

mit:  $\sigma$  .....an den Probekörper angelegte (uniaxiale) Spannung

$a$  .....Risslänge

$B$  .....Probekörperbreite



**Abb. 2.7:** Spannungsverläufe im Risspitzenfeld.

Für die Charakterisierung des Delaminationsverhaltens von Faserverbundwerkstoffen wird gewöhnlicherweise die Dehnungsenergiefreisetzungsrates,  $G$ , herangezogen, da der Spannungsintensitätsfaktor infolge des komplexen Spannungszustands an der Risspitze bei Faserverbundwerkstoffen nur bedingt anwendbar ist (Sjörge und Asp, 2002; Asp et al., 2001).  $G$  bezieht sich dabei auf die Energie pro Fläche, die notwendig ist, um eine Delamination voranzutreiben, bzw. beschreibt die Erniedrigung der im Körper gespeicherten elastischen Energie,  $U$ , bei infinitesimalem Risswachstum (Glg. 2.2) (Bonhomme et al., 2009; Lafaille, 2007; Anderson, 2005; Hertzberg, 1996; Cvitkovich, 1995; Pinter, 1994; Broek, 1986; Lang et al., 1986).

$$G = \left| \frac{dU}{da} \right| \quad (\text{Glg. 2.2})$$

mit:  $U$ .....gespeicherte elastische Energie, bzw. Dehnungsenergie

Über Gleichung 2.3 lässt sich die Dehnungsenergiefreisetzungsrates für alle drei in Abschnitt 2.2 beschriebenen Belastungsmodi aus dem Verlauf der Nachgiebigkeit über der Risslänge errechnen.

$$G = \frac{P^2}{2B} \cdot \frac{\partial C}{\partial a} \quad (\text{Glg. 2.3})$$

mit:  $P$ .....Kraft

$C$ .....Nachgiebigkeit

Da man in der Bruchmechanik davon ausgeht, dass kein Material fehlerfrei ist und jeder Werkstoff inhärente Fehlstellen besitzt, die zu kritischen Rissen

heranwachsen können, bedarf es einer regelmäßigen, nicht zerstörenden Untersuchung von kritischen Bauteilen in einer Konstruktion, siehe Abschnitt 2.5, um deren weitere Funktionsfähigkeit feststellen zu können. Die Bruchmechanik dient dabei als Hilfsmittel zur Abschätzung von Inspektionsintervallen (Anderson, 2005; Sierakowski und Newaz, 1995).

### **2.3.2 Rissskinetik unter zyklischer Belastung**

Neben Impact ist die Ermüdung oder zyklische Beanspruchung die kritischste Belastung für einen Werkstoff, da es durch sie bereits bei Belastungen unterhalb der Zugfestigkeit, bzw. der Fließspannung zum Versagen kommen kann. An Fehlstellen oder anderen Inhomogenitäten, siehe Abschnitt 2.2, werden dabei Mikrorisse initiiert, die durch die anschließende Rissausbreitung unter zyklischer Belastung zu einem Totalausfall des Bauteils führen können (Altstädt, 1993).

Üblicherweise wird bei der Untersuchung der Delaminationseigenschaften zur Auswertung von Ermüdungsversuchen die Energiefreisetzungsrates  $G$  mit dem Risswachstum  $da/dN$  in Beziehung gebracht. Neben diesem bruchmechanischen Ansatz, gibt es auch spannungsbasierende Ansätze zur Beschreibung des Ermüdungsverhaltens, wie zum Beispiel den Wöhlerversuch, bei dem die Spannungsamplitude/das Spannungsmaximum über der Zykluszahl in einer Wöhlerkurve dargestellt wird (Zahnt, 2003; Talreja, 2001; Altstädt, 1993), oder die Hysteresismessung (Felber, 2006; Zahnt, 2003; Altstädt, 1993). Diese spannungsbasierenden Ansätze werden jedoch nicht für die Charakterisierung des Delaminationsverhaltens verwendet, da sie weder auf definierten Schädigungen bzw. Delaminationen aufbauen, noch zwischen der Initiierung und dem Wachstum von Delaminationen unterscheiden (Brunner et al., 2009).

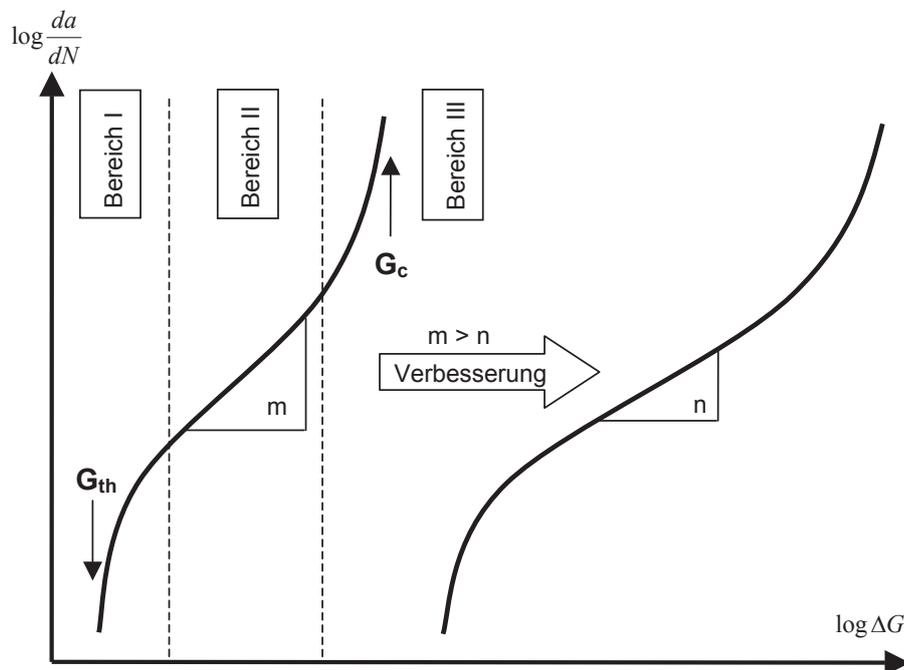
Paris und Erdogan beschäftigten sich in ihren Arbeiten mit der Risswachstumsphase. Sie waren die ersten, die die LEBM für die Charakterisierung des Ermüdungsverhaltens anwandten und erkannten, dass das Risswachstum pro Zyklus,  $da/dN$ , in einem bestimmten Bereich proportional zur Differenz der Spannungsintensität ist (Anderson, 2005; Hertzberg, 1996; Hojo et al., 1994a; Broek, 1986). Da bei Faserverbundwerkstoffen die Dehnungsenergiefreisetzungsrates gegenüber dem Spannungsintensitätsfaktor aus den eingangs

erwähnten Gründen bevorzugt wird, entwickelten Wilkins et al. (1982) einen Ansatz der auf eben dieser Dehnungsenergiefreisetzungsrates aufbaut (Glg. 2.4).

$$\frac{da}{dN} = A \cdot \Delta G^m \quad (\text{Glg. 2.4})$$

mit:  $\Delta G$  ..... Dehnungsenergiefreisetzungsdifferenz ( $G_{\max} - G_{\min}$ )

Bei doppelt logarithmischer Auftragung von  $da/dN$  über  $\Delta G$  ergibt sich im in Abb. 2.8 als Bereich II bezeichneten Bereich ein linearer Zusammenhang, so wie durch das Potenzgesetz von Paris und Erdogan beschrieben. Im Bereich I dieser Kurve kommt es zu einer Verlangsamung des Risswachstums bis der Riss beim sogenannten „Threshold-Wert“,  $G_{\text{th}}$ , zum Stillstand kommt. Im Bereich III beschleunigt sich das Risswachstum, was schlussendlich zu instabilem Wachstum und daraus resultierend zum Versagen des Prüfkörpers innerhalb eines Belastungszyklus führt. Dieser kritische Versagenswert wird durch  $G_c$ , die kritische Energiefreisetzungsrates, beschrieben (Zahnt, 2003; Cvitkovich, 1995; Pinter, 1994; Altstädt, 1993).



**Abb. 2.8:** Schematische Darstellung von Ermüdungsrisswachstumskurven.

Sowohl eine Verschiebung der Werte nach rechts, hin zu höheren Energiefreisetzungsraten, als auch, anwendungsabhängig, eine Verminderung der Steigung im Bereich des stabilen Risswachstums sind Zeichen eines verbesserten Materialverhaltens (Zahnt, 2003; Cvitkovich, 1995; Pinter, 1994; Altstädt, 1993). Während sich also die Lage der Ermüdungsrisswachstumskurve sehr gut dafür eignet, Materialien einander gegenüberzustellen bzw. ein Materialranking zu erstellen, eignen sich die daraus gewonnenen Parameter,  $A$  und  $m$ , nicht, bzw. nur bedingt für die Auslegung von Bauteilen. Das liegt daran, dass der Wert für die Steigung  $m$  der Ermüdungsrisswachstumskurve bei CFK sehr hoch ist. Das führt dazu, dass bei der Berechnung von Bauteilen auf Basis der Ermüdungsrisswachstumskurve eine geringe Abweichung der angenommenen von den tatsächlichen Betriebslasten zu großen Fehlern bei der daraus berechneten Risswachstumsgeschwindigkeit,  $da/dN$ , führt. Deshalb werden Berechnungen im Ermüdungsfall derzeit auf Basis eines „no growth approach“, sprich auf Basis des Threshold-Wertes durchgeführt (Sjörögen und Asp, 2002; Asp, 2001; Martin, 2000; Martin und Murri, 1990). Allerdings bedarf die Messung des Threshold-Wertes eines großen Zeitaufwandes. So berichten Brunner et al. (2009) von fortlaufendem Risswachstum auch noch nach ca. 20 Millionen Zyklen.

Um das Risswachstum in einem Laminat zu messen, existieren grundsätzlich zwei verschiedene Herangehensweisen. Der kraftgesteuerte Versuch (Brunner et al., 2009; Cvitkovich, 1995; Pinter, 1994) und der weggesteuerte Versuch (Brunner et al., 2009; Argüelles et al., 2008; Hojo et al., 1994a; Martin und Murri, 1990; Matrin und Murri, 1988) auf den im Rahmen dieser Masterarbeit der Fokus gelegt wurde. Beim weggesteuerten Versuch liegen zu Beginn hohe Risswachstumsgeschwindigkeiten vor und der Riss wächst im Laufe des Versuchs immer langsamer, bis er schlussendlich im Thresholdbereich zum Stillstand kommt. Dadurch ist es möglich bei ausreichender Versuchszeit einen großen Geschwindigkeitsbereich untersuchen zu können, vorausgesetzt die Messung wird nicht durch Faserbrückenbildung beeinflusst und die plastische Zone ist klein. Durch die bereits anfangs hohen Risswachstumsgeschwindigkeiten, ist es nur zu Beginn notwendig ein kurzes Messintervall zu setzen. Danach sind nur noch sporadische Messungen vonnöten. Dahingegen beschleunigt sich das Risswachstum beim kraftgesteuerten Versuch bis hin zur Instabilität, siehe Abb. 2.9. Zur weiteren Veranschaulichung der beiden Herangehensweisen werden diese in Abb. 2.10 schematisch anhand

zweier Diagramme mit dem Verlauf der Risslängen über der Zykluszeit gegenübergestellt.

Laut Irwin lässt sich die Dehnungsenergiefreisetzungsrates als pro neu geschaffener Rissfläche verbrauchte potentielle Energie beschreiben (Irwin, 1956). Diese Energiedissipation findet einerseits in der Matrix durch Matrixdeformation und/oder Mikrorissbildung statt und andererseits wird Energie durch Faserablösung, Faserauszug, Faserdeformation und/oder Faserbruch verbraucht.

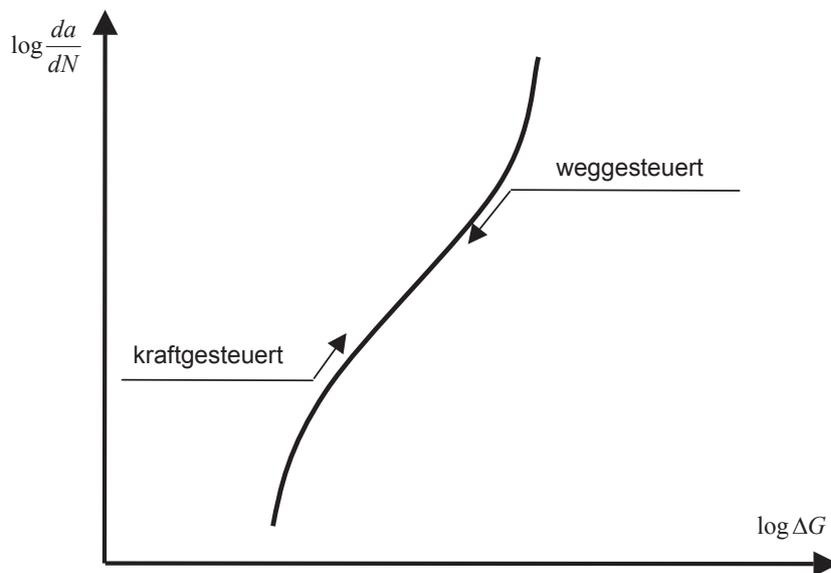


Abb. 2.9: Vergleich von kraftgesteuertem und weggesteuertem Versuch.

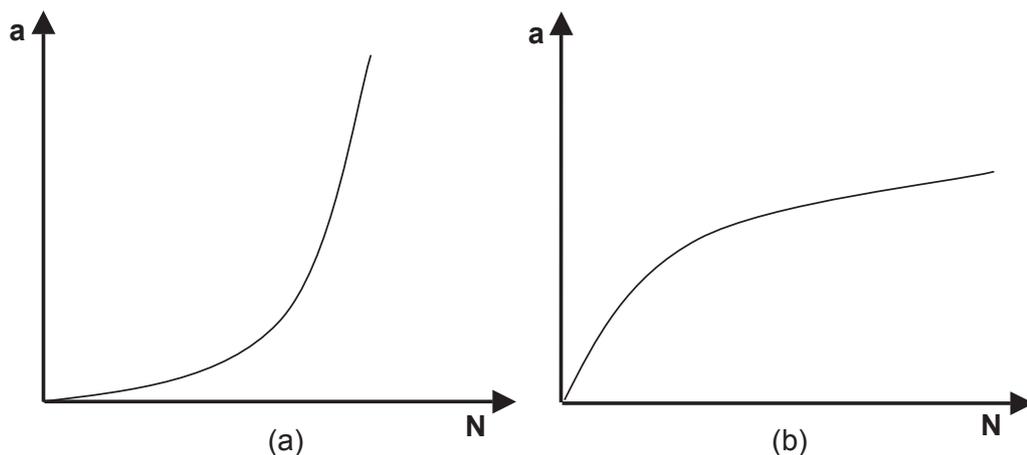


Abb. 2.10: Gegenüberstellung von kraft- und weggesteuertem Versuch anhand der Risslängenentwicklung über der Zykluszahl.

- (a) kraftgesteuerter Versuch
- (b) weggesteuerter Versuch

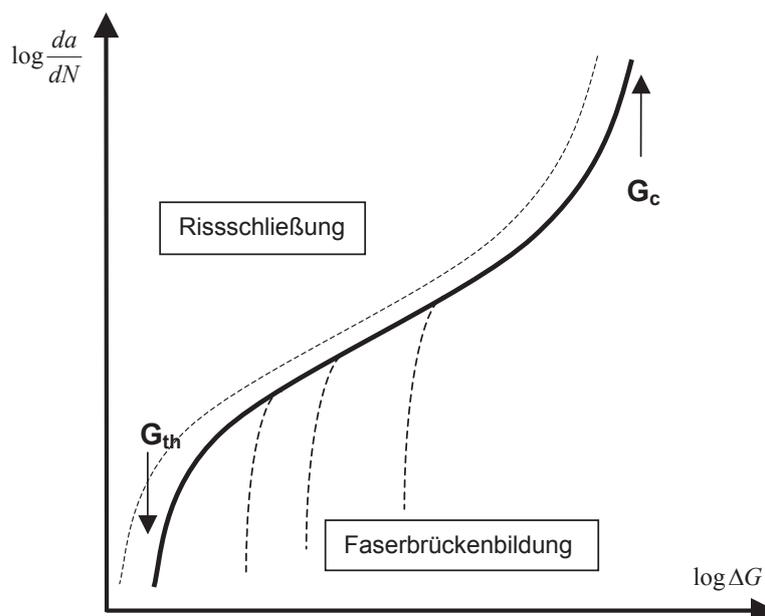
Über die Zähigkeit der Matrix und die Qualität der Faser-Matrix Anbindung lässt sich infolgedessen der Delaminationswiderstand des Verbundwerkstoffes steuern (Talreja, 2001; Hojo et al., 1995; Hutchinson und Jensen, 1990; Martin und Murri, 1988; Lang et al., 1986; Bradley und Cohen, 1985; Mahishi und Adams, 1985).

Vor allem der Einfluss der Fasern erschwert bei Delaminationsversuchen mit Faserverbunden die Messungen. Erstens führen sie dazu, dass durch den oben bereits erwähnten Faserauszug Faserbrücken entstehen, bei denen einzelne Fasern zwei gegenüberliegende Rissufer überspannen. Dieser Effekt wird Faserbrückenbildung („fibre bridging“) genannt, welcher zu einer Veränderung des Risswachstumsverhaltens hin zu verbesserten Werten führt. Es wird dadurch ein nicht-konservativer Threshold-Wert erreicht, der nicht den Delaminations-eigenschaften des Materials entspricht, siehe Abb. 2.11. Das liegt daran, dass die Fasern einerseits einen Teil der Spannung an der Risspitze übernehmen und somit den Spannungsintensitätsfaktor reduzieren und dass andererseits beim Auszug der Fasern aus der Matrix aufgrund von Reibung zusätzliche Energie verbraucht wird (Bonhomme et al., 2009; Mouritz, 2007; Talreja, 2001; Hojo et al., 1994a und b; Martin und Murri, 1990; Martin und Murri, 1988; Lang et al., 1988). Je länger der Anfangsriss ist, desto größer ist die Wahrscheinlichkeit für das Auftreten dieses Faserbrückeneffekts (Hojo et al., 1995; Hojo et al., 1994a; Martin und Murri, 1990). Zweitens führen abstehende Fasern, aber auch plastisch verformte Zonen, Bruchfragmente und Oberflächenrauigkeiten, beim Entlastungsschritt im zyklischen Versuch zu einer scheinbaren Erniedrigung der Zugspannungen, bzw. zu Druckspannungen, wenn sie zwischen die beiden Rissufer geraten. Dieser sogenannte Riss-schließungseffekt („facial interference“) führt zu einer Erniedrigung der  $\Delta G$ -Werte und so zur Linksverschiebung der Ermüdungsrisswachstumskurve im Ermüdungsrisswachstumsdiagramm, siehe Abb. 2.11 (Pinter, 1994; Martin und Murri, 1990; Martin und Murri, 1988; Hojo et al., 1987).

Bei einem Auftreten der Faserbrückenbildung während des Versuchs besteht die Möglichkeit, einen weiteren Versuch mit einem neuen Probekörper bei dem im ersten Versuch erhaltenen Threshold-Wert zu starten. Sollte der Riss im zweiten Durchgang weiterwachsen, wurde im ersten der Threshold-Wert definitiv nicht erreicht, was auf die Faserbrückenbildung zurückzuführen ist. Bei einem erneuten verfrühten Abstoppen des Risses aufgrund der Bildung von Faserbrücken kann

der eben beschriebene Vorgang solange wiederholt werden, bis der tatsächliche Threshold-Wert erreicht wird. Der Threshold-Wert wird also mittels Iteration ermittelt (Hojo et al., 1994a). Demgegenüber lässt sich ein Einfluss des Rissschließungseffekts auf das Ergebnis relativ simpel durch die Verwendung des Maximalwerts der Dehnungsenergiefreisetzungsrates,  $G_{\max}$ , anstelle des Schwellwerts,  $\Delta G$ , als unabhängige Variable im Ermüdungsrisswachstumsdiagramm vermeiden. Das gründet darauf, dass die Rissschließung grundsätzlich nur einen Einfluss auf die Minimalwerte hat, welche jedoch auch im Schwellwert  $\Delta G$  enthalten sind (Pinter, 1994; Martin und Murri, 1990; Martin und Murri, 1988; Hojo et al, 1987).

Ein weiterer wichtiger Aspekt bei Ermüdungsversuchen unter zyklischer Belastung ist das hysteretische Aufheizen des Kunststoffes, das sich infolge der hohen Werkstoffdämpfung und der geringen Wärmeleitfähigkeit ergibt. Aufgrund dessen muss bei der Beurteilung der Ermüdungseigenschaften auf Ermüdungseffekte durch hysteretisches Aufheizen Rücksicht genommen werden und dieses streng von der mechanischen Ermüdung unterschieden werden (Hertzberg, 1996; Altstädt, 1993). Brunner et al. (2009) fanden in ihren Untersuchungen, dass eine Frequenz von 10Hz noch unbedenklich für zyklische Messungen an UD-Laminaten ist. Denn unter der Verwendung einer Infrarotkamera fanden sie bei dieser Frequenz einen Temperaturanstieg von maximal 5°C an der Rissspitze.



**Abb. 2.11:** Mögliche Veränderungen des Verlaufes der Risswachstumskurve durch den Einfluss von Fasern.

Trotz großer Anstrengungen vor allem durch die „European Structural Integrity Society (ESIS), Technical Committee 4 on Polymers and Composites“, ist es bisher noch nicht gelungen ein Messverfahren für die Bestimmung des Ermüdungsrisswachstums in Faserverbundwerkstoffen zu standardisieren (Brunner et al., 2009; Brunner et al., 2008; Tay, 2003; Davies et al., 1998; Hojo et al., 1995; Hojo et al., 1994a und b; Martin und Murri, 1990; Martin und Murri, 1988). Bisher existiert nur eine einzige Norm, ASTM D6115 (1997), die sich mit dem Ermüdungsverhalten von faserverstärkten Verbundwerkstoffen unter dem Einfluss von Rissen beschäftigt. Sie wird verwendet um die Initiierung des Risswachstums in unidirektionalen Faserverbunden festzustellen. Das Risswachstum selbst wird hierin jedoch nicht beachtet (ASTM D6115, 1997).

Für Davies et al. (1998) gibt es drei wesentliche Gründe, die für die Einführung eines Standards für die Messung des interlaminaren Bruchverhaltens sprechen. Der erste Grund ist, dass Laminare schichtartig aufgebaut sind. Dies vereinfacht es zwar die Eigenschaften und die Dicke von Bauteilen maßzuschneidern, kann aber gleichzeitig in einer schwachen interlaminaren Zwischenregion resultieren. Zweitens bedarf es der Generierung von Schadenstoleranzwerten für die Bauteilauslegung und drittens besteht in der Industrie das Verlangen nach Werten für die kritische Energiefreisetzungsrate zur Berechnung von Bauteilen.

Dagegen waren die maßgeblichsten Hindernisse einer Standardisierung eines Messverfahrens für das Ermüdungsrisswachstumsverhalten in Faserverbundwerkstoffen bisher die Faserbrückenbildung, das „Multiple Cracking“, bei dem ein Riss aus der definierten Ebene herauswächst und sich verzweigt, die Abhängigkeit der Ergebnisse von der Probekörpersteifigkeit und der Zeitaufwand für die Messungen (Davies et al., 1998).

## **2.4 Das Schadenstoleranzkonzept**

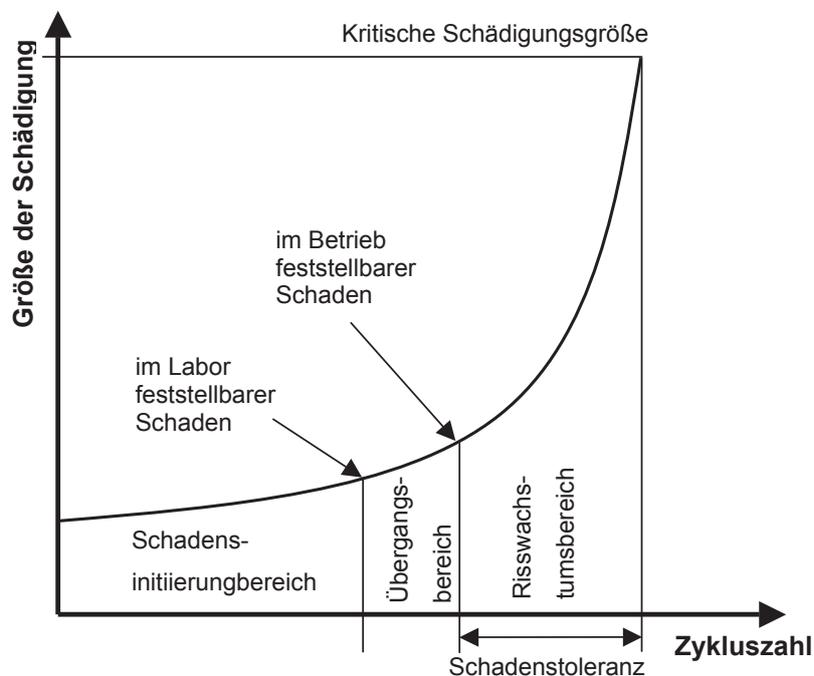
Das Schadenstoleranzkonzept ist eines von drei sich in der Konstruktionslehre gegenüberstehenden Konstruktionsprinzipien. Diese drei Prinzipien sind (Wiedemann, 2007; Flemming und Roth, 2003):

- Schadensfreiheit („Safe-Life-Quality“)
- Ausfallsicherheit („Fail-Safe-Quality“)
- Schadenstoleranz („Damage Tolerance“)

Die Schadensfreiheit erlaubt während der gesamten Betriebszeit keine bedeutsamen Schäden. Einzelne Bauteile werden nach Ablauf deren Lebensdauer ersetzt, unabhängig davon ob Schäden auftreten. Dagegen bedingt das Konzept der Ausfallsicherheit den Einbau von Unterteilungen und Redundanzen im Struktursystem. Beim Ausfall eines lasttragenden Pfades soll dabei ein zweiter Lastpfad die Belastung übernehmen (Wiedemann, 2007; Flemming und Roth, 2003). Das Schadenstoleranzkonzept schlussendlich zielt durch die Vorgabe von Inspektionsintervallen und Reparaturzyklen auf ein Einhalten einer hinreichenden Resttragfähigkeit des Bauteils im Falle eines Schadens. Die Schadenstoleranz ist ein Maß für die Fähigkeit eines geschädigten Materials oder einer beschädigten Struktur Belastungen aufzunehmen und/oder die Funktionalität aufrechtzuerhalten bis Maßnahmen getroffen werden können, um der Schädigung durch Reparatur oder Substitution des Bauteils entgegen zu wirken (Flemming und Roth, 2003; Pagano und Schoeppner, 2001; Sierakowski und Newaz, 1995; Broek, 1988).

Bei der Konstruktion werden Bauteile auf Basis von Sicherheiten auf höhere Lasten ausgelegt, als die im normalen Betrieb vorkommenden. Da unvorhergesehene Überbelastungen sehr selten vorkommen, ist das Versagen bei unbeschädigten Bauteilen eher unwahrscheinlich. Üblicherweise tritt der Bruch bei mit Rissen versehenen Bauteilen auf, in denen der Riss unter normalen Betriebsbedingungen, begünstigt durch wechselnde Lastzustände, weiterwächst, bis sie schlussendlich versagen. Deshalb beschäftigt sich das Schadenstoleranzkonzept einerseits mit dem langsamen Wachstum von Rissen und andererseits mit der durch die Risse reduzierten Festigkeit in Materialien. Die durch Schädigungen und das Wachstum der Schädigungszonen entstehenden Eigenschaftsverluste im Material sollen bei den jeweiligen im Einsatzfall gegebenen Belastungen und Umgebungseinflüssen unter einem kritischen Level gehalten werden, sodass bis zum nächsten Wartungstermin eine versagensfreie Nutzung des Bauteils möglich ist. Deshalb ist es auch ein Teil der Aufgabe des Schadenstoleranzkonzepts, eine Untergrenze für die erlaubte Restfestigkeit und damit eine maximal erlaubte Risslänge festzulegen (Anderson, 2005; Martin, 2000; Sierakowski und Newaz, 1995; Broek, 1988; Broek, 1986).

Für den Anwendungsfall soll infolgedessen ein möglichst großer Zeitraum für das Auffinden eines Schadens bereitgestellt werden, bevor die minimal erlaubte Restfestigkeit unterschritten wird. Die Anwendungsgrenzen des Schadenstoleranzkonzepts liegen somit zwischen der Schädigungsgröße, bei der ein Schaden an einem Bauteil mittels zerstörungsfreier Untersuchungsmethoden (Abschnitt 2.5) im Einsatzfall feststellbar ist und der kritischen Schädigungsgröße, die sich aus der minimal zulässigen Restfestigkeit ergibt, siehe Abb. 2.12 (Sierakowski und Newaz, 1995). Die Dauer, bis der Schaden eine kritische Größe erreicht, wird durch das Risswachstum, sprich das Delaminationsverhalten des CFK bestimmt. Deshalb werden auch die bei bruchmechanischen Untersuchungen erhaltenen Werte (Abschnitt 2.3) zur Bauteilauslegung herangezogen, um sowohl die Lebensdauer des Bauteils als auch die Dauer von Inspektionsintervallen abschätzen zu können (Anderson, 2005; Asp et al., 2001; Davies et al., 1998; Hojo et al., 1987).



**Abb. 2.12:** Ermüdung und Schadenstoleranz (nach: Sierakowski u. Newaz, 1995).

Bei Laminaten ist eine der am häufigsten vorkommenden Ursachen für Delaminationen die Impactschädigung bei niedrigen Geschwindigkeiten (Abschnitt 2.2). Die so entstehenden Risse und Delaminationen im Material wirken sich vor allem auf das Verhalten des Laminats bei Druckbeanspruchung aus, was wiederum bei der Auslegung und Konstruktion von Bauteilen aus Laminatwerkstoffen berücksichtigt werden muss (Ehrenstein, 2006; Flemming und Roth, 2003; Asp et al., 2001; Sierakowski und Newaz, 1995; Lang et al., 1986). Dahingegen führen kleine Massen, die bei hohen Geschwindigkeiten auftreffen am wahrscheinlichsten zu einer Penetration des Materials. Bei Impactbeanspruchungen ist das Materialverhalten durch die Reaktion auf die durch das Material wandernde Spannungswelle dominiert. Bei hohen Impactgeschwindigkeiten treten aufgrund der für das Material zu kurzen Reaktionszeit auf diese Spannungswelle vor allem lokale, örtlich begrenzte Schädigungen, bishin zum Durchschlag des Materials, auf. Bei niedrigen Impactgeschwindigkeiten, beim „Low Velocity Impact“, ist die Kontaktzeit lang genug, sodass das gesamte Material Zeit hat auf die Belastung zu reagieren. Dadurch kommt es im Laminat vorwiegend zu oberflächlich nicht sichtbaren Schäden, wie Mikrorisse und Delaminationen. Diese wachsen so lange weiter, bis die gesamte eingebrachte Energie dissipiert ist (Grellmann und Seidler, 2007; Argüelles et al., 2008; Shyr und Pan, 2003; Abrate, 1998; Sierakowski und Newaz, 1995; Richardson und Wisheart, 1996). Die Entstehung und das Wachstum dieser Schäden wird dabei sowohl von der Struktur des Werkstoffs, als auch durch die Art der Schädigungseinbringung beeinflusst. Hierunter fallen Masse und Form des Impactors, Geschwindigkeit und Energie des Impacts, sowie Materialeigenschaften, Dicke und Lagenaufbau des Laminats (Felber, 2006).

Beim Low Velocity Impact ergeben sich in Folge des heterogenen, anisotropen Aufbaus von Faserverbundwerkstoffen folgende dominierende Versagensmöglichkeiten (Aktas et al., 2009; Richardson und Wisheart, 1996):

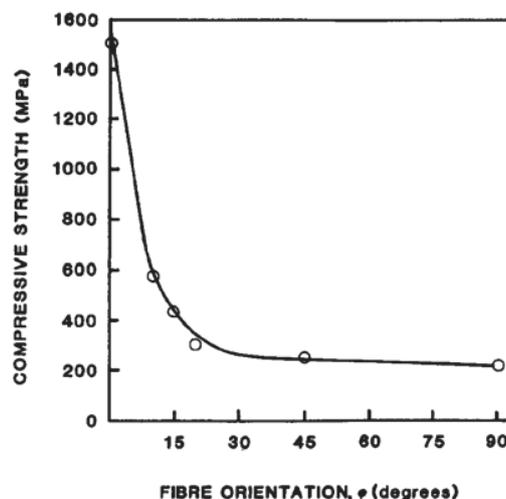
- Matrixversagen (Risse parallel zur Faser aufgrund von Zug-, Druck-, oder Schubbelastungen)
- Delamination (hervorgerufen durch interlaminare Spannungen)
- Faserversagen (Faserbruch bei Zug und Faserknicken bei Druck)
- Penetration (das Fallbeil durchschlägt den Prüfkörper)

Die Druckeigenschaften von Bauteilen werden durch diese Schädigungen am stärksten beeinflusst. Denn während die Zugeigenschaften durch kleine, lokale Delaminationen im Faserverbundwerkstoff nicht wesentlich verändert werden, werden die Druckeigenschaften dadurch erheblich geschwächt (Asp et al., 2001; Ashbee, 1993). Deshalb werden bei der Konstruktion von druckbeanspruchten Bauteilen in der Flugzeugindustrie maximal erlaubte Dehnungen von ca. 0,5% angesetzt (Zhang et al, 2006; Richardson und Wisheart, 1996). Um das Ausmaß des Eigenschaftsverlusts eines Bauteils durch eine Schädigung abschätzen zu können, ist es daher sinnvoll, die Restdruckfestigkeit eines Prüfkörpers nach einer Schädigung mit definierter Energieeinbringung zu bestimmen. Solche Versuche werden als „Compression After Impact“ Versuche (CAI) bezeichnet. CAI ist eine Prüfmethode, die vor allem für Materialien in der Luftfahrt eingesetzt wird. Dabei werden Schädigungen definiert in das Material eingebracht, das Ausmaß der Schädigung untersucht und die Restdruckfestigkeit bestimmt. Das Ziel ist es dabei vor allem die Restfestigkeit eines Materials bei oberflächlich kaum sichtbaren Impactschädigungen festzustellen. Über das Ausmaß der Schädigung kann im Anwendungsfall bei Inspektionen eine Entscheidung darüber getroffen werden, ob es notwendig ist, das Bauteil zu reparieren, bzw. zu ersetzen (Tsotsis, 2009; Aktas et al., 2009; Grellmann und Seidler, 2007; Ehrenstein, 2006; Zhang et al., 2006; AITM1-0010, 2003; Flemming und Roth, 2003; Pagano und Schoepner, 2001; Sierakowski und Newaz, 1995; Lang et al., 1988; Lang et al., 1986). Neben dem Ausmaß der Schädigung wird die Restdruckfestigkeit von CFK auch von der Abhängigkeit dessen Druckfestigkeit von der Faserorientierung bestimmt. So wird z.B. nur bei optimaler Ausrichtung der Fasern einer UD-Probe in Belastungsrichtung die höchste Druckfestigkeit erzielt. Weicht die Ausrichtung der Fasern nur leicht von der 0°-Richtung ab, werden beim Druckversuch nur noch Festigkeiten unter der maximal möglichen erreicht, siehe Abb. 2.13 (Mouritz et al., 1997b).

In der Praxis wird die Schadenstoleranz von Faserverbund-Bauteilen nach wie vor auch an „Full-Scale-Bauteilen“ geprüft. Da die Kosten für diese Tests sehr hoch sind, werden sie allerdings nur in begrenzter Zahl durchgeführt. Dabei wird zuerst mit einem unbeschädigten Bauteil ein Lebenszyklus durchlaufen, den es ohne Versagen überstehen muss. Danach wird das Bauteil definiert geschädigt und ein weiterer simulierter Lebenszyklus durchlaufen. Am Ende sollte die Restfestigkeit des Bauteils noch über der minimal zulässigen Restfestigkeit liegen (Molent et al.,

2008; Pagano und Schoeppner, 2001; Martin, 2000; Lang und Herrmann, 1990; Broek, 1988).

Um die Schadenstoleranz von Faserverbundwerkstoffen zu verbessern, bestehen verschiedene Möglichkeiten. Prinzipiell gibt es Ansätze, die Impactschädigung des Bauteils in Grenzen zu halten. Laut Literatur sind Impactschädigungen weniger wahrscheinlich, wenn die äußersten Schichten des Laminats einen niedrigen Modul besitzen. Dazu bieten sich  $\pm 45^\circ$ -Schichten mit Aramid- oder Glasfasern an (Sierakowski und Newaz, 1995). Felber (2006) hingegen berichtet von keiner Verbesserung des CAI-Verhaltens durch die Verwendung von Impact-Schutzfolien aus Polyurethan. Neben der Verringerung der Auswirkungen des Impacts selbst bietet sich natürlich auch an, die Rissausbreitung und somit das Schadenswachstum im Faserverbundwerkstoff zu begrenzen. Die Schadenstoleranz wird deshalb ebenso durch alle die Delamination behindernden Maßnahmen, siehe Abschnitt 2.2, verbessert. Auch die in dieser Arbeit behandelten Geflechte können die Schadenstoleranz eines Faserverbund-Bauteils verbessern. Dies ist bedingt durch die in den Knotenpunkten der Fasern des Geflechts auftretende hohe Zwischenfaserreibung und damit einhergehende hohe Formtreue des Geflechts (Flemming et al., 1996). Generell bietet sich sowohl beim Aufbau, als auch der Zusammensetzung der Lagen eine Möglichkeit zur Verbesserung der Schadenstoleranz. So kann z.B. durch den Einsatz von Hybridsystemen bei denen auch andere, zähere Fasern als Kohlenstofffasern verwendet werden, die Schadenstoleranz optimiert werden (Flemming und Roth, 2003).



**Abb. 2.13:** Druckfestigkeit in Abhängigkeit von der Faserorientierung (aus: Mouritz et al., 1997b).

## 2.5 Zerstörungsfreie Untersuchung mittels Ultraschallmethoden

Die zerstörungsfreie Untersuchung, „Non Destructive Testing“ (NDT), und darunter vor allem die Ultraschalluntersuchung spielt bei den Faserverbunden eine große Rolle. Da, wie in Abschnitt 2.4 bereits erwähnt, Schäden in Faserverbundwerkstoffen oft an der Oberfläche nicht sichtbar sind, ist es notwendig, den Zustand der aus diesem Material aufgebauten Bauteile mit Untersuchungsmethoden, die auch den nicht sichtbaren Bereich abdecken, zu bestimmen. Während diese Messungen bei Metallen durch ihren homogenen, isotropen Aufbau relativ simpel sind, ergeben sich bei den inhomogenen, anisotropen Faserverbundwerkstoffen einige Schwierigkeiten bei der Messung, die nur durch entsprechendes Know How bewältigt werden können (Grellmann und Seidler, 2007; Sierakowski und Newaz, 1995; Ashbee, 1993; Talreja, 1990).

Die gängigste Methode zur Schadensbestimmung mittels Ultraschall ist das Echo-Impuls-Verfahren, bei dem über einen Schallkopf ein gepulstes Ultraschallsignal in den Probekörper eingebracht und die Echosignale wieder aufgefangen werden. Im Signalverlauf des Ultraschallechos über der Zeit sind dann neben den Peaks für die Reflektionen der Vorder- und Rückwand Peaks für die Reflektionen an Rissen, Delaminationen, Hohlräumen usw. erkennbar. Die Signale der Vorder- und Rückwand liefern dabei bekannte, zeitbezogene Endpunkte, sodass die Lage der Defekte über die Laufzeit des Echosignals bestimmt werden kann. Zu beachten ist hierbei, dass der Gang des Ultraschalls durch das Material vor allem durch die inhärenten physikalischen Eigenschaften des Materials, die Mikrostruktur und die Oberfläche und Dicke des Probekörpers beeinflusst wird. Um einen möglichst glatten Übergang des Signals zwischen Schallkopf und Probekörper generieren zu können, wird bei Ultraschallmessungen ein Kopplungsmittel, wie z.B. Öl oder Gel, aber auch Wasser, verwendet (Grellmann und Seidler, 2007; Sierakowski und Newaz, 1995; Ashbee, 1993).

Die durch NDT-Methoden auffindbaren Schäden umfassen:

- Risse und Delaminationen
- lagenübergreifende Schäden
- Flüssigkeitseinschlüsse
- Porositäten
- Faser-Matrix-Ablösungen

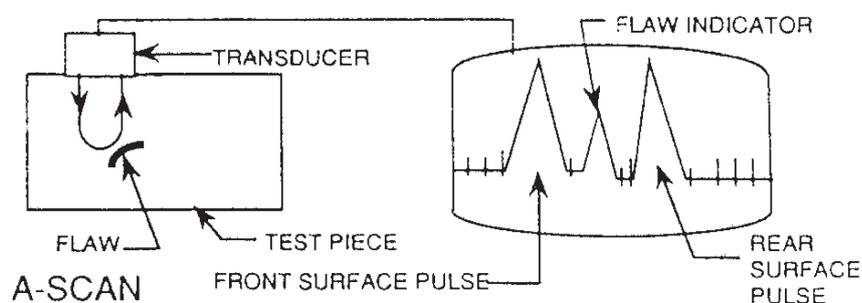
- Impactschädigungen
- Schäden infolge Blitzschlags
- Hitze- oder Feuerschäden
- ungenügende Härtung

Während für die Materialprüfung am häufigsten der A-Scan, siehe 2.5.1, oder der C-Scan, siehe 2.5.2, verwendet wird, wird der B-Scan hauptsächlich in der Medizin angewandt und deshalb an dieser Stelle nicht weiter beachtet (Sierakowski und Newaz, 1995).

### 2.5.1 A-Scan

Beim A-Scan (Abb. 2.14) wird die Signalamplitude des reflektierten Signals über der Zeit aufgetragen. Diese Methode ermöglicht eine punktuelle Darstellung aller Fehler im Material über der Dicke und die Bestimmung der Tiefenlage der Fehler. Hierfür werden Regionen ohne Schädigung mit der geschädigten Region verglichen um die genaue Lage des Fehlers bestimmen zu können. Günstig ist auch eine Kalibrierung des Geräts mit einem mit definierten Fehlern versehenen Probekörper (Grellmann und Seidler, 2007; Sierakowski und Newaz, 1995, Ashbee; 1993).

Diese Methode wird üblicherweise für erste Untersuchungen vor Ort verwendet, da das Gerät tragbar und günstig ist und sich hervorragend für eine erste Untersuchung des Ausmaßes einer Schädigung eignet. Als Kopplungsmittel werden hierbei Öle, Gele oder leichte Schmierfette verwendet (Grellmann und Seidler, 2007; Sierakowski und Newaz, 1995).

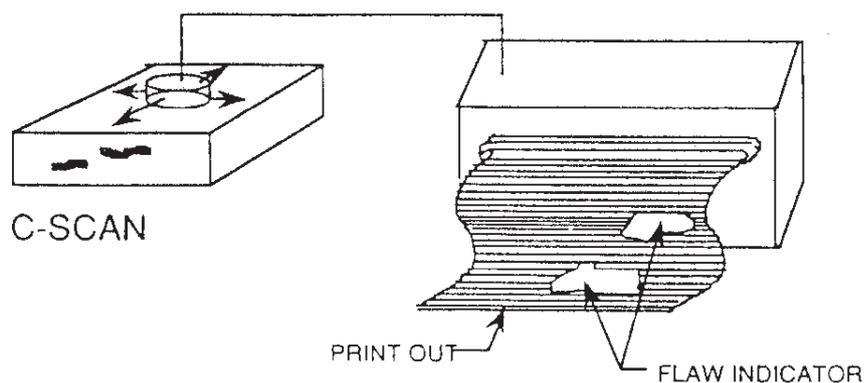


**Abb. 2.14:** Schematische Darstellung der A-Methode (aus: Sierakowski und Newaz, 1995).

### 2.5.2 C-Scan

Der C-Scan (Abb. 2.15) ist eine Methode, bei der der Schallkopf mit einem Wegaufnehmer versehen wird und somit ein zweidimensionales Bild des Zustands des Probekörpers ermöglicht wird. An jeder Position in der Probenebene werden dabei die Amplituden des Echosignals über die Zeit aufintegriert und einer Farbskala zugewiesen. Somit erhält man ein zweidimensionales Bild des Probekörpers mit farblich hervorgehobenen geschädigten Zonen ohne Information über die Tiefenlage der Fehler (Grellmann und Seidler, 2007; Sierakowski und Newaz, 1995; Ashbee, 1993).

In der Vergangenheit war diese Technologie sehr zeitaufwändig, da nur ein einzelnes Messwandlerelement den Ultraschall generieren konnte. Deshalb war diese Messmethode aufgrund der notwendigen präzisen Strahlführung auch nicht in einem tragbaren Gerät umsetzbar. Bei neueren Geräten ist es durch eine parallele Anordnung von 16 bis 256 Messwandlerelementen möglich, breitere Schallköpfe herzustellen, die größere Flächen abmessen können. Dadurch lassen sich portable Messgeräte mit einer akzeptablen Messzeit herstellen. Weiters ist es nicht mehr notwendig die Vermessung im Wasserbad durchzuführen, sondern es lassen sich Kopplungsmittel, wie sie beim A-Scan verwendet werden, anwenden (Olympus, 2009).



**Abb. 2.15:** Schematische Darstellung der C-Scan-Methode (aus: Sierakowski und Newaz, 1995).

### 3 EXPERIMENTELLES

#### 3.1 Werkstoffe

Im Rahmen dieser Masterarbeit wurden zwei verschiedene Materialklassen untersucht:

- Unidirektionale (UD) Lamine
  - Epoxidharzmatrix
  - PEEK-Matrix
- Geflecht-Lamine
  - Epoxidharzmatrix

Bei den UD-Laminen wurde einerseits eine Thermoplastmatrix, PEEK von ICI (Östringen, D), mit 24 Lagen und andererseits eine Duromermatrix, Epoxidharz Rigidite 5276 (R5276) der BASF AG (Ludwigshafen, D) mit 60 Lagen, untersucht, wobei das Epoxidharz, R5276, eine mit Elastomerphasen hochzähmodifizierte Type war. Beides waren im Autoklav gehärtete Prepregmaterialien. Die Fasern der Proben mit Epoxidharzmatrix waren Kohlenstofffasern der Type Celion G30-500 12K von BASF Structural Materials (Charlotte, USA). Bei den Fasern der Proben mit PEEK-Matrix handelte es sich um Kohlenstofffasern der Type AS4 von Hercules Inc. (Magna, USA) mit ähnlichen Eigenschaften wie die der Celion G30-500 12K Faser. Die UD-Lamine wurden ausschließlich für die Charakterisierung des Risswachstumsverhaltens unter zyklischen Lasten (Abschnitt 3.3.2), verwendet.

Die untersuchten Geflechte bestanden aus einer Epoxidharzmatrix, RTM 6 von Hexcel Composites (Dagneux, F), und waren ebenfalls mit Kohlenstofffasern, Typ HTS 5631 der Firma Toho Tenax Europe GmbH (Wuppertal, D), verstärkt. Geflochten wurden die Fasern an der Universität Stuttgart am Institut für Luft- und Raumfahrttechnik (Abb. 3.1). Es wurden biaxiale Aufbauten mit 8 Lagen und zwei Faserrichtungen und triaxiale Aufbauten mit 6 Lagen, welche einen zusätzlichen Stehfaden eingeflochten hatten, untersucht. Das Harz wurde über ein Harzinjektionsverfahren („Vacuum Assisted Process“) eingebracht. Die Geflechte wurden für alle in dieser Arbeit durchgeführten Messungen herangezogen. Auf den genauen Faseraufbau der Geflechte bei den unterschiedlichen Versuchen wird daher im nachfolgenden Abschnitt, 3.2, eingegangen.



**Abb. 3.1:** Flechtmaschine an der Universität Stuttgart.

## 3.2 Prüfkörper

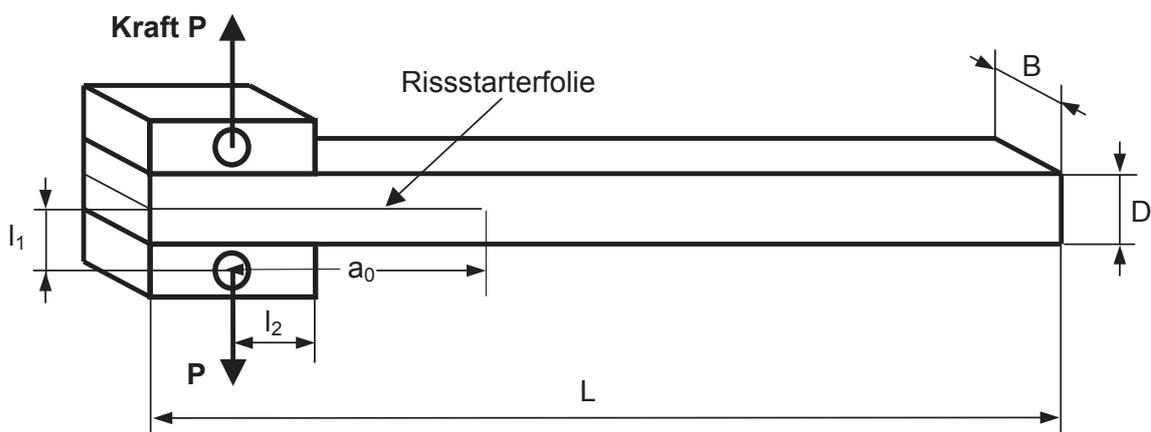
### 3.2.1 Double Cantilever Beam (DCB) Prüfkörper

Der in Abb. 3.2 und Abb. 3.3 dargestellte DCB-Prüfkörper wurde für Delaminationsversuche unter Mode I-Belastungen verwendet. Bei den UD-Laminaten waren die Fasern in Rissausbreitungsrichtung ausgerichtet. Die Breite (B) der DCB-Probekörper betrug 20 mm und die Länge (L) 145 mm. Die Probekörperdicke (D) belief sich auf 4 und 8 mm.

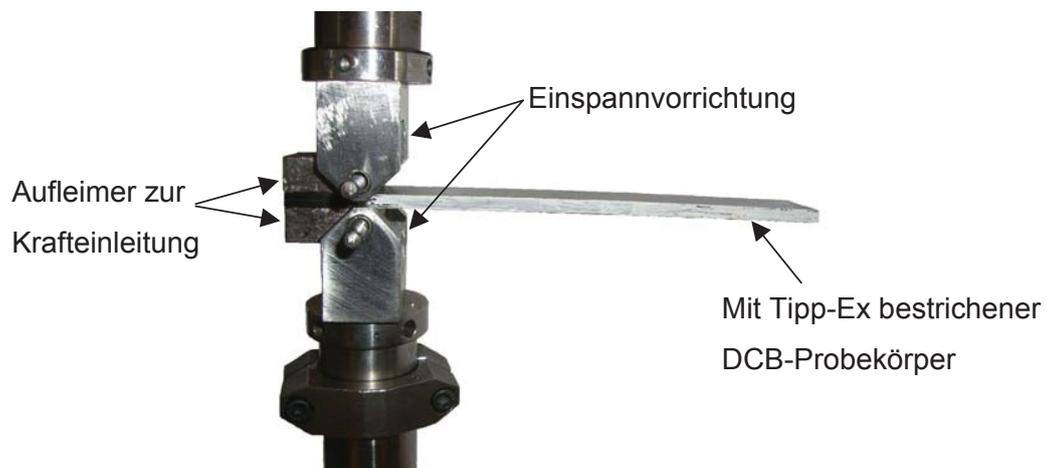
Bei den Geflechtsproben, die nach den Mode I-Versuchen auch für Mode II-Versuche verwendet wurden (Abschnitt 3.2.2), betrug die Breite der Probekörper 25 mm, die Länge 250 mm und die Dicke einheitlich 4 mm. Es wurden für diesen Prüfkörper sowohl biaxiale, als auch triaxiale Geflechte verwendet. Die biaxialen Geflechte hatten Faserorientierungen von  $\pm 45^\circ$ . Um einen Einfluss der Abzugsrichtung (Abb. 2.1) beim Flechtprozess feststellen zu können wurden die Probekörper einmal in  $(\pm 45)$  und einmal quer zur Abzugsrichtung  $(-\/+45)$  aus der Platte herausgeschnitten. Die triaxialen Geflechte hatten einen Faseraufbau von

45°/0°/-45° und wurden ebenfalls einmal in (45/0/-45) und einmal quer zur Abzugsrichtung (45/90/-45) aus der Platte herausgeschnitten.

Sowohl bei den UD-Proben, als auch bei den Geflechtsproben wurde bei der Herstellung ein definierter Starterriss ( $a_0$ ) von 25÷30 mm Länge in Form einer 20÷30 µm dicken Teflon<sup>®</sup>-Folie eingebracht. Um die Kraft in den Probekörper einleiten zu können, wurden Stahlblöcke auf die DCB-Probekörper aufgeklebt. Dazu wurde die Oberfläche der Stahlblöcke und des Probekörpers zunächst mit Schleifpapier aufgeraut und mit Propanol gesäubert. Danach wurden die Stahlblöcke bei den Epoxidharz-Proben mit einem UHU Endfest 300-Kleber und bei den PEEK-Proben mit einem 3M Scotch-Weld 2214-Kleber aufgeklebt. Bei den PEEK-Proben war als Zwischenschritt vor dem Bekleben eine zusätzliche Oberflächenbehandlung nötig. Die Oberfläche wurde dazu mit Hilfe eines Bunsenbrenners aktiviert. Anschließend wurde der UHU Endfest 300-Kleber im Ofen für ca. eine Stunde bei 70°C und der 3M Scotch-Weld 2214-Kleber für 90 min bei 110°C ausgehärtet. Um ein Verrutschen der Stahlblöcke im Ofen zu vermeiden wurden diese mit einer Einspannung fixiert. Nach dem Aushärten des Klebers wurden die Proben wieder auf Raumtemperatur abgekühlt und seitlich mit einem hauchdünnen, weißen Tipp-Ex-Film bestrichen, um das Risswachstum mit dem Mikroskop besser verfolgen zu können.



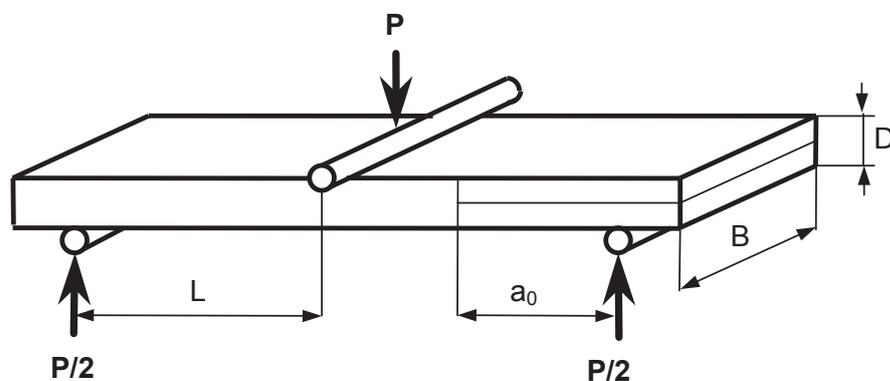
**Abb. 3.2:** Double Cantilever Beam Prüfkörper mit Stahlblöcken.



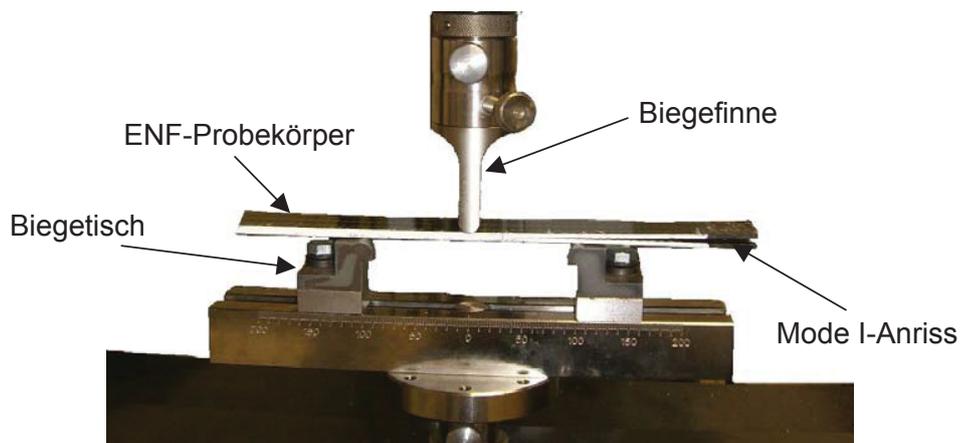
**Abb. 3.3:** Eingespannter DCB-Prüfkörper eines UD-Laminats.

### 3.2.2 End Notched Flexure (ENF) Prüfkörper

Beim ENF-Prüfkörper (Abb. 3.4 und Abb. 3.5) handelt es sich um einen Prüfkörper mit den gleichen Abmessungen wie der DCB-Prüfkörper. Der einzige Unterschied liegt im nicht Vorhandensein der Stahlblöcke. Daher eignet sich der DCB-Prüfkörper nach dem Abnehmen der Stahlblöcke sehr gut für Messungen, bei denen der ENF-Prüfkörper benötigt wird. Ein weiterer Vorteil ist, dass durch eine vorangehende Mode I-Untersuchung die Problematik der Risseinbringung entfällt, da der unter Mode I generierte Riss als Starterriss verwendet werden kann. Der ENF-Prüfkörper wird für Versuche bei Mode II-Belastungen verwendet. Um diese Belastungen realisieren zu können, wird der Prüfkörper einer 3-Punkt-Biegung unterworfen (Davies et al., 1996). Aufgrund der nochmaligen Verwendung der DCB-Prüfkörper als ENF-Prüfkörper wird für den Aufbau der Geflechte in diesem Prüfkörper auf Absatz 3.2.1 verwiesen.



**Abb. 3.4:** ENF-Probekörper unter 3-Punkt-Biegung.

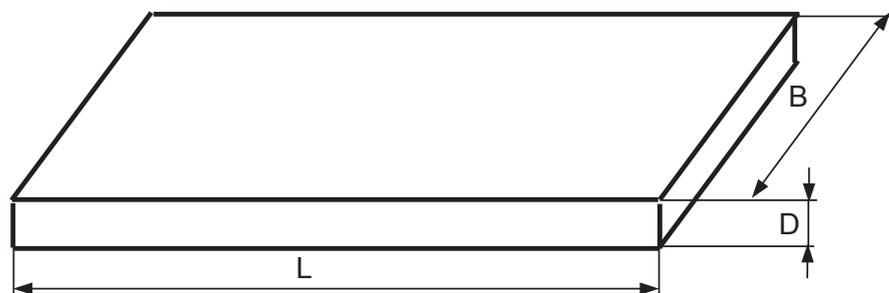


**Abb. 3.5:** ENF-Prüfkörper eines Geflechts.

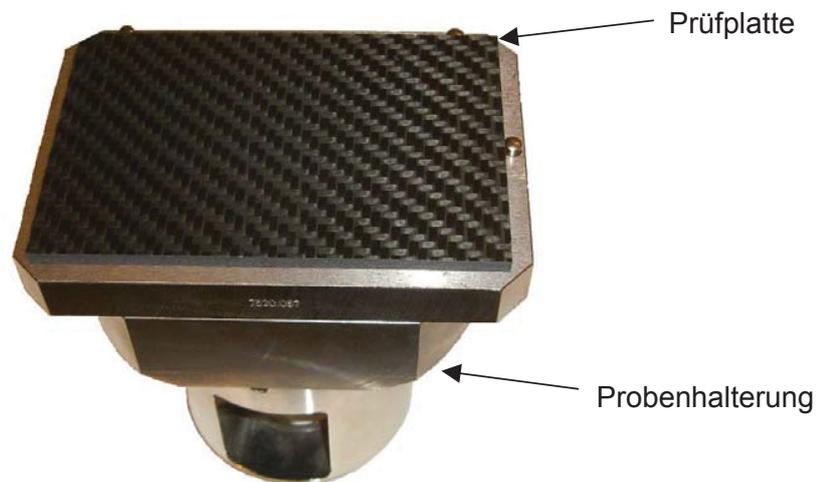
### 3.2.3 Prüfplatten für die Compression After Impact-Versuche

Die für die Compression After Impact (CAI)-Versuche verwendeten Platten wurden in Anlehnung an EN 2565 B hergestellt. Sie hatten eine Dicke ( $D$ ) von 4 mm, eine Breite ( $B$ ) von 100 mm und eine Länge ( $L$ ) von 150 mm (Abb. 2.1 und Abb. 3.7).

Für die CAI-Versuche wurden Geflechte mit biaxialem und triaxialem Aufbau verwendet. Bei den biaxialen Proben waren die Fasern in  $\pm 45^\circ$ -Richtung ausgerichtet ( $\pm 45$ ). Bei einem Teil der biaxialen Proben wurden die Fasern in  $0^\circ/90^\circ$ -Richtung gedreht ( $0/90$ ). Die triaxialen Proben hatten einen  $45/0/-45$  und einen  $45/90/-45$  Aufbau. Zu beachten ist, dass diese Aufbauten von dem für CAI-Versuche geforderten quasiisotropem Aufbau abweichen (Grellmann und Seidler, 2007; AITM 1-0010, 2003).



**Abb. 3.6:** Schematische Darstellung einer CAI-Prüfplatte.



**Abb. 3.7:** Prüfplatte mit Plattenhalterung.

### 3.3 Versuchsdurchführung

Sämtliche hier beschriebenen Versuche wurden unter Laborbedingungen (23°C und 50% relative Luftfeuchtigkeit) durchgeführt.

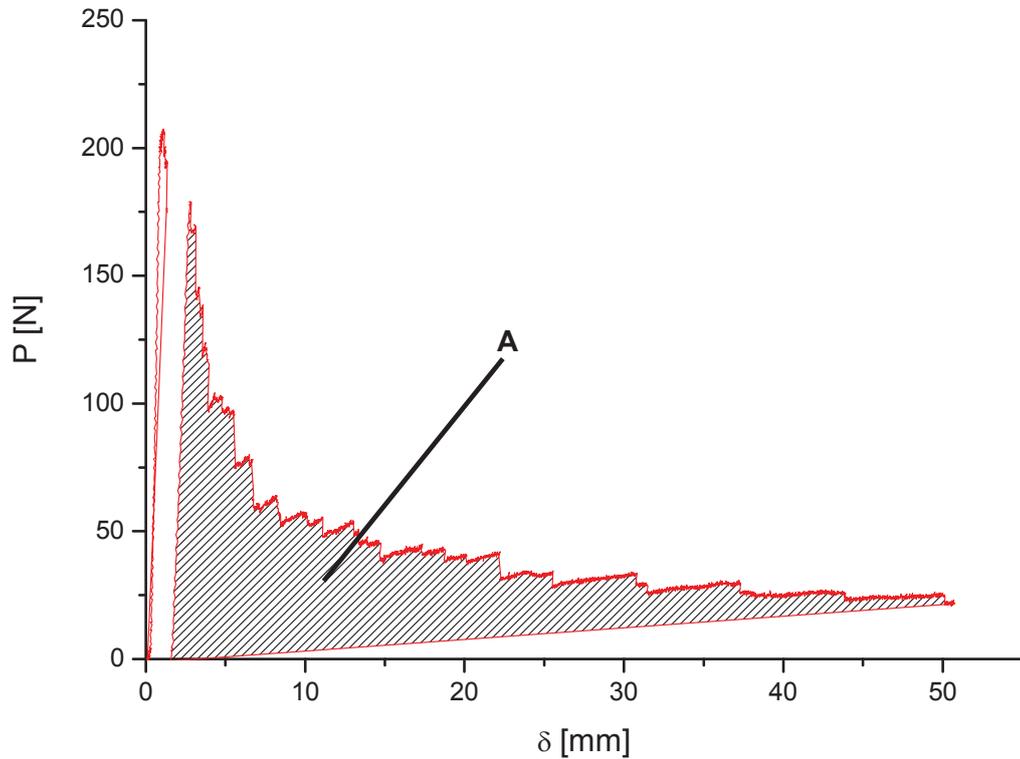
#### 3.3.1 Monotone Delaminationsversuche

Die monotonen Versuche unter Mode I und Mode II wurden, wie in Abschnitt 3.2 bereits erwähnt, nur an Geflechtem durchgeführt.

##### 3.3.1.1 Berechnung der kritischen Dehnungsenergiefreisetzungsraten

Für die Quantifizierung des Delaminationsverhaltens wurde auf die kritische Dehnungsenergiefreisetzungsrates  $G_C$  zurückgegriffen. Für die Mode I-Belastung wurde der Index „I“ verwendet und für Mode II der Index „II“.

Bei den monotonen Mode I-Versuchen wurde die kritische Energiefreisetzungsrates  $G_{IC}$  über eine sogenannte Flächenmethode erhalten (Grellmann und Seidler, 2007; DIN EN 6033, 1995; Ehrenstein, 1992). Dazu wurde der Verlauf der Kraft-Weg-Kurve integriert (Abb. 3.8) und die dadurch erhaltene Energie auf die neu generierte Bruchfläche,  $a \times B$ , bezogen (Glg. 3.1). Um den möglichen Einfluss eines am Ende der Teflon<sup>®</sup>-Folie liegenden Harznestes ausschließen zu können, wurde der Riss mittels einer monotonen Belastung ein wenig in den Probekörper getrieben. Dies ist in Abb. 3.8 anhand eines kurzen Kraftanstiegs und die darauffolgende Entlastung vor dem eigentlichen Versuch, der integriert wurde, zu sehen.



**Abb. 3.8:** Integrierte Kraft-Weg-Kurve des monotonen Versuchs.

$$G_{IC} = \frac{A}{a \cdot B} \quad (\text{Glg. 3.1})$$

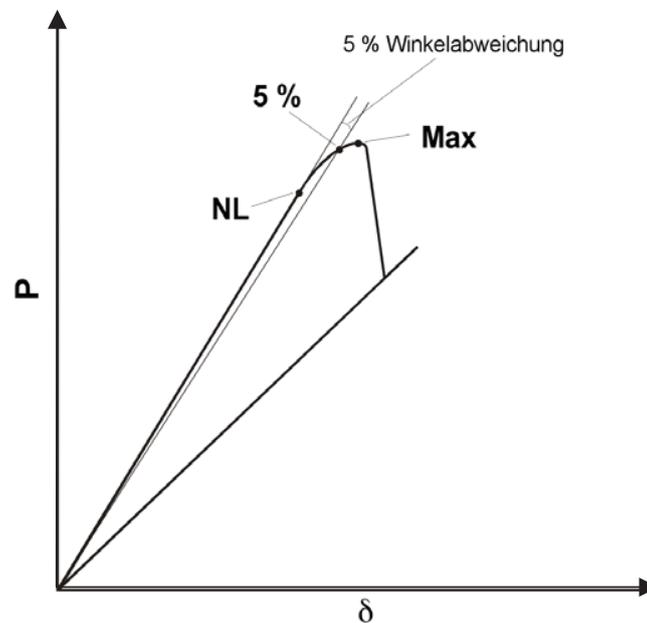
Zur Berechnung der kritischen Energiefreisetzungsrate unter Mode II,  $G_{IIC}$ , wurde in dieser Arbeit die „Direct Beam Theory“ herangezogen (Glg. 3.2).

$$G_{IIC} = \frac{9Pa^2\delta}{2B(2L^3 + 3a^3)} \quad (\text{Glg. 3.2})$$

wobei:  $L$ ..... halber Auflagerabstand, siehe Abb. 3.4

Als Kraft-Wert  $P$  wurde hierbei der maximale Wert in der Kraft-Weg-Kurve für die Auswertung verwendet (Abb. 3.9). Als weitere Möglichkeiten für die Auswertung werden in der Literatur aufgezählt (ISO 15024, 2001; Davies et al., 1998; Davies, 1996):

- Punkt der Abweichung von der Linearität (NL)
- Punkt der visuellen Beobachtung der Rissinitierung (VIS)
- Punkt bei um 5% erhöhter Nachgiebigkeit (5%)
- Punkt der maximalen Belastung (Max)



**Abb. 3.9:** Mögliche Indikatoren für ein Weiterwachsen des Risses und entsprechende Kraftwerte in der Kraft-Weg-Kurve.

### 3.3.1.2 Mode I

Die monotonen Mode I-Versuche wurden an einer servohydraulischen Prüfmaschine, „MTS 858 Table Top System“, der Firma MTS Systems GmbH (Berlin, D), siehe Abb. 3.10, durchgeführt. Angesteuert wurde diese Maschine mit der zugehörigen Herstellersoftware (Teststar 2.0) und die notwendigen Messdaten (Kraft, Kolbenweg) kontinuierlich mit dem ebenfalls von MTS stammenden Programm Testware-SX aufgezeichnet.

Vor Beginn des eigentlichen Versuches wurde der DCB-Probekörper monoton, mit 3 mm/min Kolbengeschwindigkeit, bis zu einem ersten Kraftabfall belastet, um den Anriss aus der in die Probe einlamierten Teflon<sup>®</sup>-Folie herauszutreiben und einen Einfluss der Folie und einer möglichen Harzansammlung davor auf den eigentlichen Versuch zu vermeiden, siehe Abb. 3.8. Danach wurde die aktuelle Rissposition markiert und eine zweite Markierung in 100 mm Entfernung von dieser Position gemacht. Daraufhin wurde der Probekörper in Anlehnung an DIN EN 6033 (1995) bei einer Kolbengeschwindigkeit von 10 mm/min solange belastet, bis der Riss die zweite Markierung erreichte.



**Abb. 3.10:** Servohydraulische Prüfmaschine „MTS 858 Table Top System“.

### 3.3.1.3 Mode II

Die monotonen Mode II-Versuche wurden an einer „Zwick Roell Z010“, 10 kN Zugprüfmaschine (Zwick Roell, Ulm, D), durchgeführt. In einem 3-Punkt-Biege-Aufbau (Abb. 3.11) wurde dazu ein ENF-Prüfkörper (Abschnitt 3.2.2) so lange belastet, bis der Riss weiterwuchs. Dies machte sich durch einen Kraftabfall bemerkbar (Abb. 3.9).

Das Risswachstum unter Mode II-Belastung ist bis  $a/L > 7$  instabil. Daher musste für ein stabiles Risswachstum eine relativ große Anfangsrisslänge eingestellt werden (Davies et al., 1998). In dieser Arbeit wurde nach DIN EN 6034 (1996) die Anfangsrisslänge mit  $35 \pm 1$  mm und der Auflagerabstand  $2L$  mit 100 mm gewählt. Vor dem Testen wurde der Probekörper mit einer geringen Vorkraft beaufschlagt und die Position der Auflager mit einem Stift markiert, um die Anfangsrisslänge einfacher bestimmen zu können (Davies, 1996). Der Anriss wurde über Mode I gebildet, um einen Folieneinfluss ausschließen zu können. Vorhergehende Arbeiten weisen darauf hin, dass diese Methode der Anrisseinbringung die konservativsten Werte liefert (Davies et al., 1998).



**Abb. 3.11:** 3-Punkt-Biegeaufbau mit eingespanntem ENF-Prüfkörper.

### 3.3.2 Zyklische Delaminationsversuche

Die zyklischen Versuche zur Ermittlung der Ermüdungsrisswachstumskurve wurden auf einer servohydraulischen Prüfmaschine der Firma MTS (Berlin, D, Abb. 3.10) und einer adaptierten, elektrodynamischen Prüfmaschine der Firma Bose (Eden Prairie, USA, Abb. 3.12) durchgeführt. Es wurden sowohl UD-Laminat als auch Geflechte untersucht.



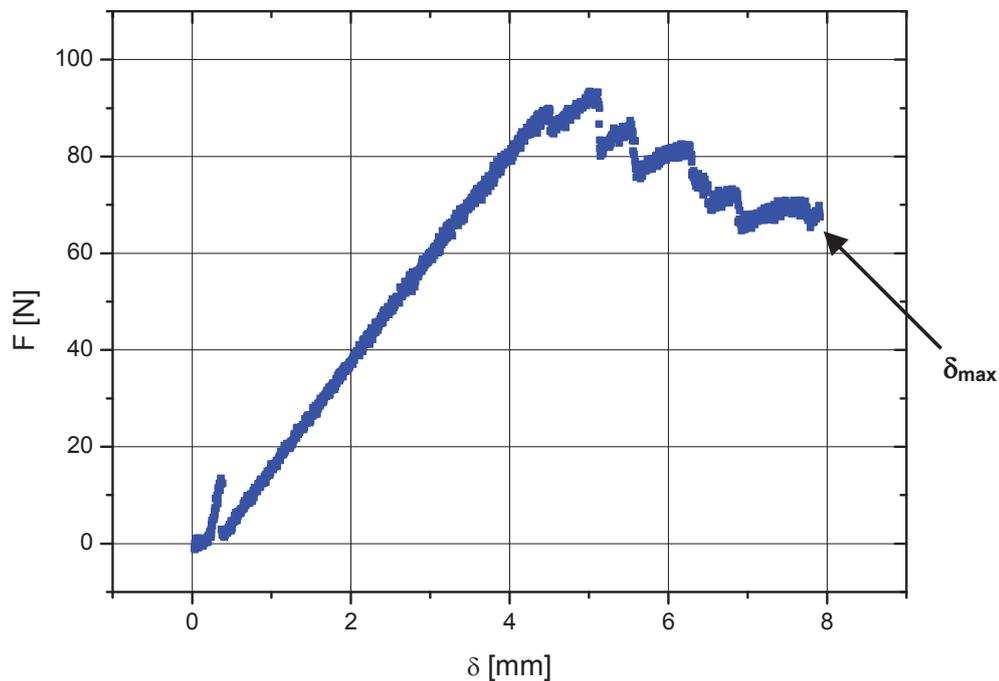
**Abb. 3.12:** Elektrodynamische Prüfmaschine „Bose Elektroforce 3200“.

Um den Einfluss der Rissschließung auf das Messergebnis auszuschließen, wurde für die Berechnung der Energiefreisetzungsrate statt der Differenz der Maximalwert der Kraft herangezogen. Dadurch ergab sich ein Ermüdungsrisswachstumsverlauf von  $da/dN$  über  $G_{max}$ . Da sich das Versagensverhalten bei zyklischen Messungen aus mechanischer Ermüdung und Ermüdungseffekten aufgrund hysteretischen Aufheizens zusammensetzt (Altstädt, 1993), wurde die Messfrequenz nie höher als zehn Hertz angesetzt. Das R-Verhältnis, welches den Quotienten zwischen minimaler und maximaler Belastung angibt, betrug für alle Versuche 0,1 (Zugschwellbereich).

Auch hier wurde bei den Versuchen an der servohydraulischen Prüfmaschine, so wie bei den monotonen Versuchen, die Software von MTS verwendet. Für die Messungen an der elektrodynamischen Prüfmaschine stand die Software Wintest 4.0 der Firma Bose zur Verfügung. Die Messungen wurden an DCB-Prüfkörpern durchgeführt und die Risslänge mittels der in Abschnitt 3.3.2.4 beschriebenen Methoden bestimmt. Zusätzlich zeichneten die Maschinen kontinuierlich Wertepaare von Kraft und Kolbenweg auf.

### 3.3.2.1 Weggesteuerte Ermüdungsversuche

Bei den weggesteuerten Versuchen wurde eine fixe Ober- und Untergrenze für den Kolbenweg an der Maschine eingestellt und der Probekörper sinusförmig belastet. Da das R-Verhältnis mit 0,1 vorgegeben war, wurde der minimale Kolbenweg so eingestellt, dass er ein Zehntel des maximalen Kolbenwegs betrug. Der maximale Kolbenweg wurde aus einem monotonen Versuch (3 mm/min Kolbengeschwindigkeit) bestimmt, der auch nötig war, um den Riss aus der Teflon<sup>®</sup>-Folie zu treiben, um eine mögliche Beeinflussung der Ergebnisse durch Harznester vor der Folie zu vermeiden (Hojo et al., 1995; Hojo et al., 1994b). Um einen  $G_{lmax}$ -Startwert von knapp unter dem  $G_{IC}$ -Wert des Materials zu gewährleisten, wurde aus der Kraft-Weg-Kurve des monotonen Versuchs der zuletzt gemessene Wert für den Kolbenweg herausgelesen und als maximaler Kolbenweg im zyklischen Versuch,  $\delta_{max}$ , verwendet, siehe Abb. 3.13.



**Abb. 3.13:** Kraft-Weg-Kurve des monotonen Versuchs.

### 3.3.2.2 Kraftgesteuerte Ermüdungsversuche

Die kraftgesteuerten Versuche wurden mit einer fixen Ober- und Untergrenze für die Kraft an der Maschine eingestellt und der Probekörper sinusförmig mit diesen Kräften belastet. Auch hier ergab sich entsprechend  $R=0,1$  die minimale Kraft aus der maximalen Kraft. Um einen Einfluss der Teflon<sup>®</sup>-Folie, bzw. einer Harzsammlung vor der Folie zu vermeiden, wurden die Proben vor dem Versuch monoton mit einer Kolbengeschwindigkeit von 3 mm/min belastet und der Riss wenige Millimeter weit in den Probekörper hineingetrieben. Da die kraftgesteuerten Versuche als Referenzversuche gefahren wurden, konnte auf bereits vorhandene  $G_{\max}$ -Verläufe aus den weggesteuerten Versuchen zurückgegriffen werden. Über diese Werte wurde auf die Kräfte zurückgerechnet, mit denen der Versuch durchgeführt wurde.

### 3.3.2.3 Berechnung der Dehnungsenergiefreisetzungsrates $G$

Die Dehnungsenergiefreisetzungsrates unter Mode I-Belastung wurde durch folgende Methoden berechnet:

- “Corrected Beam Theory” nach Williams (Glg. 3.3)
- “Modified Compliance Calibration” nach Kageyama (Glg. 3.6)

Beide Berechnungsmethoden bauen auf der durch Glg. 2.3 beschriebenen Methode zur Berechnung der Dehnungsenergiefreisetzungsrates aus dem Verlauf der Nachgiebigkeit auf. Da zu diesen Methoden ausreichend Grundlagenliteratur vorhanden ist, werden an dieser Stelle nur die für die Berechnung der Dehnungsenergiefreisetzungsrates notwendigen Gleichungen aufgezählt und für eine detailliertere Beschäftigung mit diesen auf die Literatur verwiesen (Bonhomme et al., 2009; Brunner et al., 2008; ISO 1524, 2001; Davies et al., 1998; Hojo et al., 1995; Hojo et al., 1994a; Kageyama und Hojo, 1990; Hashemi et al., 1989; Irwin und Kies, 1954)

Die Corrected Beam Theory (CBT) (Glg. 3.3) berücksichtigt den Einfluss von großen Kolbenwegen,  $F$  (Glg. 3.4), und den Einfluss der Stahlblöcke,  $N$  (Glg. 3.5), auf die Messung. Um die Schädigung durch den Riss noch um die Effekte der Querschering und Deformationen vor der Rissspitze zu erweitern wurde zusätzlich der Schädigungsparameter  $\Delta$  eingeführt. Er kann aus einer linearen Regression des korrigierten Nachgiebigkeitsterms über der Risslänge erhalten werden (Abb. 3.14). Die um  $\Delta$  erweiterte Risslänge wird auch als effektive Risslänge,  $a_{\text{eff}}$ , bezeichnet (Williams, 1987b):

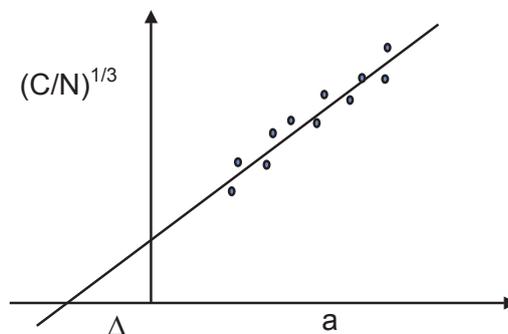
$$G_I = \frac{3P\delta}{2B(a+\Delta)} \cdot \frac{F}{N} \quad (\text{Glg. 3.3})$$

wobei:  $\Delta$  ..... Schädigungsparameter, negativer Achsenabschnitt der Abszisse bei Auftragung von  $C^{1/3}$  über  $a$ , siehe Abb. 3.14

$\delta$  ..... Kolbenweg

$F$  ..... "Large Displacement Correction" (Glg. 3.4)

$N$  ..... "Load Block Correction" (Glg. 3.5)



**Abb. 3.14:** Lineare Regression der dritten Wurzel der Nachgiebigkeit über der Risslänge.

$$F = 1 - \frac{3}{10} \left( \frac{\delta}{a} \right)^2 - \frac{2}{3} \left( \frac{\delta \cdot l_1}{a^2} \right) \quad (\text{Glg. 3.4})$$

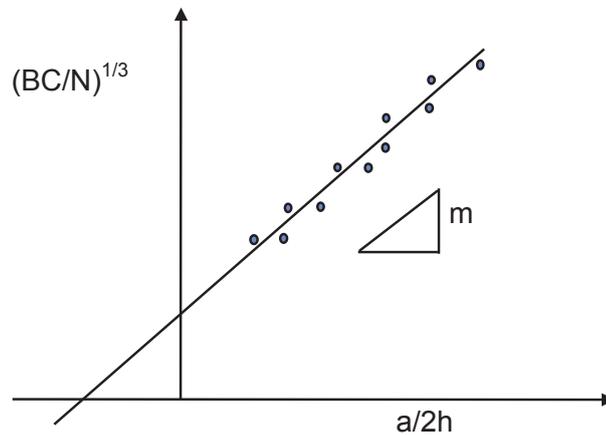
$$N = 1 - \left( \frac{l_2}{a} \right)^3 - \frac{9}{8} \left[ 1 - \left( \frac{l_2}{a} \right)^2 \right] \frac{\delta \cdot l_1}{a^2} - \frac{9}{35} \left( \frac{\delta}{a} \right)^2 \quad (\text{Glg. 3.5})$$

wobei:  $l_1$  und  $l_2$  ..... Abmessungen der Stahlblöcke, siehe Abb. 3.2

Die „Modified Compliance Calibration“ (MCC) wurde von Kageyama und Hojo eingeführt. Sie beachtet auch den Einfluss der Stahlblöcke und der Probekörperbreite auf die Nachgiebigkeit, da diese die Elastizität behindern und die Nachgiebigkeit im Bereich der Verklebung durch die größere Höhe beeinflussen (Davies et al., 1998; Hojo et al., 1994a; Kageyama und Hojo, 1990):

$$G_I = \frac{3m}{2} \left( \frac{P}{B} \right)^2 \left( \frac{BC}{N} \right)^{\frac{2}{3}} \cdot F \quad (\text{Glg. 3.6})$$

wobei:  $m$  ..... Steigung der Regressionsgerade bei Auftragung von  $(BC/N)^{1/3}$  über  $a/2h$ , siehe Abb. 3.15



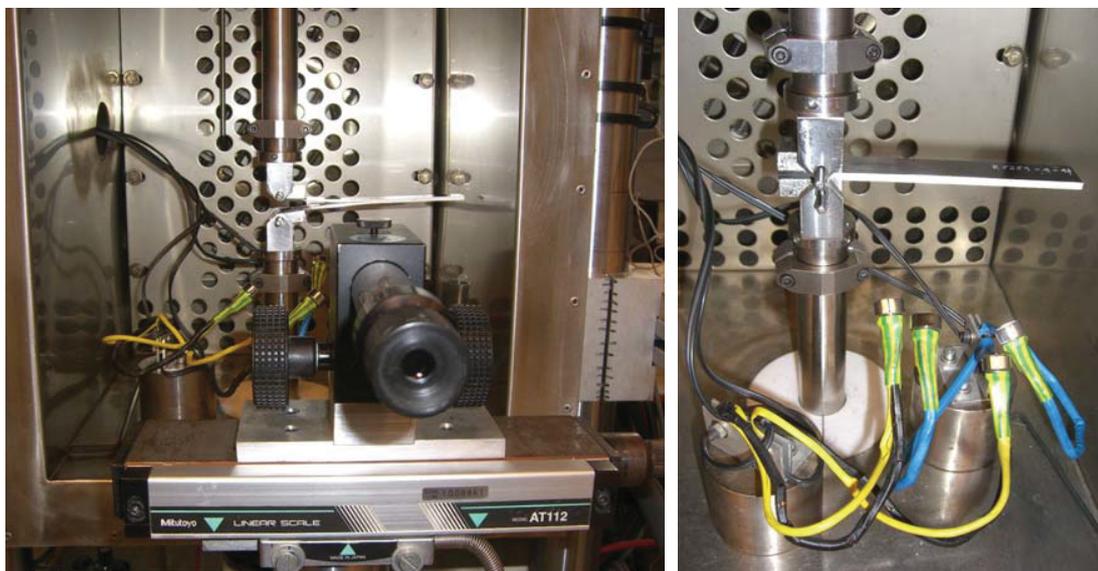
**Abb. 3.15:** Lineare Regression von  $(BC/N)^{1/3}$  über  $a/2h$ .

### 3.3.2.4 Bestimmung der Risslänge $a$

Um die Risslänge im Faserverbundwerkstoff zu bestimmen wurden drei unterschiedliche Ansätze verwendet:

- Optische Bestimmung der Risslänge mittels Mikroskop
- Bestimmung der Risslänge über die Nachgiebigkeitskalibrierung
- Rechnerische Ermittlung der Risslänge über den Biegemodul

Bei der optischen Bestimmung wurde der Riss durch ein Mikroskop mit 40-facher Vergrößerung beobachtet (Abb. 3.16 (a)) und die Risslänge in regelmäßigen Abständen notiert. Dazu wurde der Versuch kurz unterbrochen und die Risslänge bei einer fixierten Rissöffnung bei mittlerer Last abgelesen. Dabei ist zu beachten, dass die Risslänge,  $a$ , als der Abstand zwischen der Risspitze und der Wirkungslinie der Kraft gemessen und die Prüfkörperbiegung nicht berücksichtigt wurde. Die Rissöffnung  $\delta$  wurde über den Kolbenweg ermittelt (Abb. 3.17). Um den Kontrast zwischen Riss und Tipp-Ex noch zu verstärken wurde der Probekörper seitlich mittels Leuchtdioden mit Kaltlicht bestrahlt (Abb. 3.16 (b)). Die Genauigkeit des Verschiebemikroskops lag hierbei bei ca. 0,05 mm.



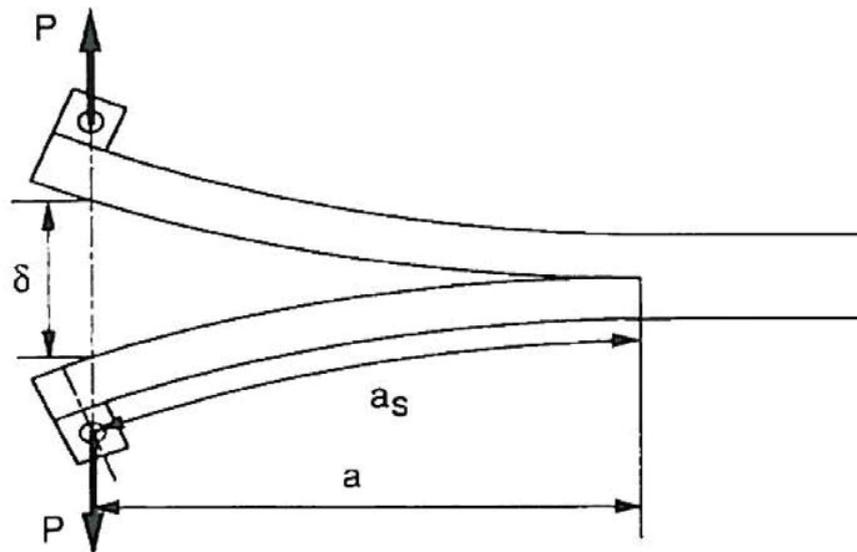
(a)

(b)

**Abb. 3.16:** Optische Bestimmung der Risslänge.

(a) eingespannte Probe und Mikroskop

(b) Detail der Probe und der Beleuchtung



**Abb. 3.17:** Messung der Risslänge und der Rissöffnung (aus: Hojo et al., 1995).

Der zweite Weg zur Bestimmung der Risslänge führte über die Ermittlung der Nachgiebigkeit  $C$ . Diese lässt sich nach (Glg. 3.7) aus dem Quotienten von Weg,  $\delta$ , und Kraft,  $P$ , berechnen.

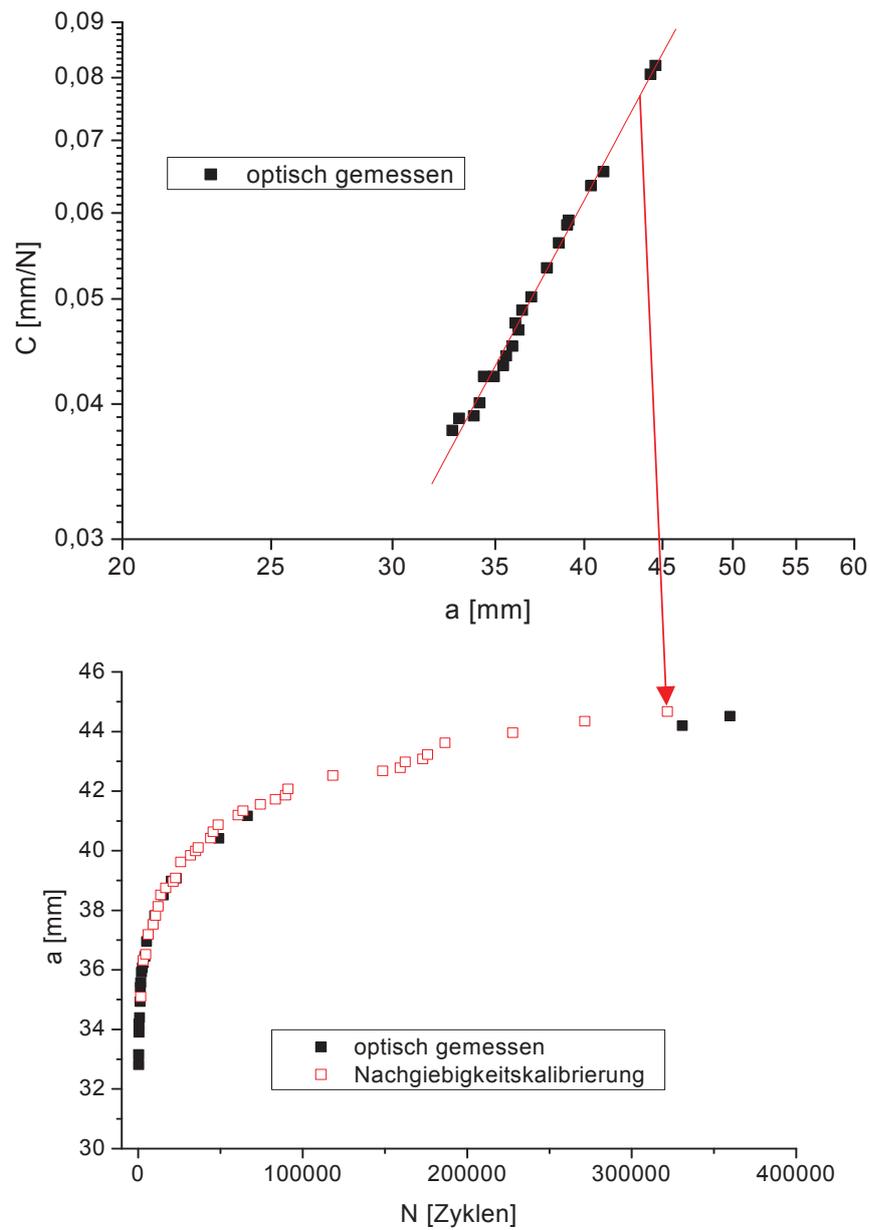
$$C = \frac{\delta}{P} \quad (\text{Glg. 3.7})$$

Trägt man nun die Nachgiebigkeit über der Risslänge in einem doppelt logarithmischen Diagramm auf, so ergibt sich ein linearer Zusammenhang. Mittels eines Potenzgesetzes (Glg. 3.8) lässt sich für jeden Nachgiebigkeitswert ein Risslängenwert bestimmen.

$$C = D \cdot a^m \quad (\text{Glg. 3.8})$$

mit:  $D, m$  ..... Konstanten des Potenzgesetzes

Da die Maschine in der Lage ist, kontinuierlich Wertepaare von Kraft und Weg aufzuzeichnen, ist es möglich einen kontinuierlichen Verlauf des Risswachstums zu ermitteln (Abb. 3.18).



**Abb. 3.18:** Ermittlung des Risswachstumsverlaufs über die Nachgiebigkeit.

Letztlich wurde die Risslänge noch über den Biegemodul bestimmt, wobei der Biegemodul,  $E$ , über einen Drei-Punkt-Biegeversuch, siehe Abschnitt 3.3.3, gemessen wurde (Brunner et al., 2006):

$$a_{eff} = \frac{h}{2} \left( \frac{E \cdot C \cdot B}{N} \right)^{\frac{1}{3}} \quad (\text{Glg. 3.9})$$

Um auf mit der optischen Messung vergleichbare Werte zu kommen, ist es notwendig den Wert des Schädigungsparameters  $\Delta$ , siehe Abb. 3.14, von der effektiven Risslänge abzuziehen (Glg. 3.10).

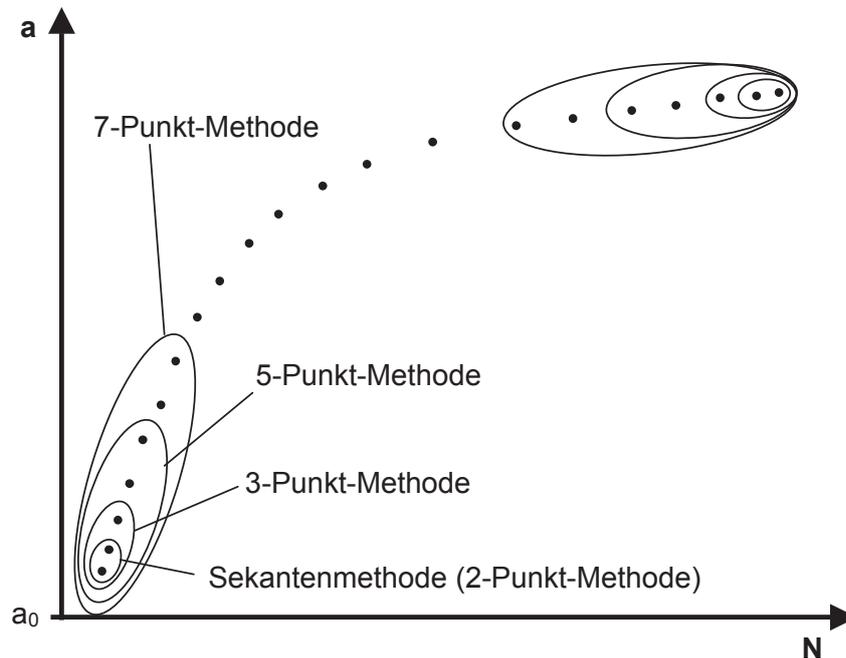
$$a = a_{eff} - \Delta \quad (\text{Glg. 3.10})$$

Weiters ist es möglich durch eine einfache Umformung von Glg. 3.9 und Einsetzen von Glg. 3.10 den Biegemodul aus den kontinuierlich an der Maschine mitgemessenen Werten zu ermitteln (Glg. 3.11). Ein hiermit ermittelter Wert für den Biegemodul kann den aus dem 3-Punkt-Biegeversuch ermittelten Werten (Abschnitt 3.3.3) gegenübergestellt werden.

$$E = \frac{8N(a + \Delta)^3}{CBh^3} \quad (\text{Glg. 3.11})$$

### 3.3.2.5 Berechnung der Risswachstumsrate $da/dN$

Für die Berechnung der Risswachstumsrate wurde, wie in ASTM E 647-00 (2001) beschrieben, ein Polynom zweiten Grades durch jeweils sieben Punkte der Risslängen-Zykluszahl-Kurve mittels Minimierung der Summe der Fehlerquadrate gelegt. Dieses Polynom wurde anschließend im mittleren Punkt differenziert und so  $da/dN$  an diesem Punkt erhalten. An den Rändern musste dieses Berechnungsverfahren mit weniger Bezugspunkten durchgeführt werden, siehe Abb. 3.19. Durch diese polynomiale Regression wurden eventuelle Ausreißer und Unstetigkeiten aus dem Ergebnis herausgeglättet. Um die Glättungseigenschaft des Polynoms nicht zu verschlechtern, musste eine kleinere Messdatendichte verwendet werden. Dazu wurde bei den über die, in Abschnitt 3.3.2.4 erwähnten, Berechnungsmethoden ermittelten Risslängen eine Datenreduktion durchgeführt. Berechnete Risslängen, die eine minimale Risslängenänderung von 0,2 mm nicht erfüllten, wurden für die Ermittlung der Risswachstumsgeschwindigkeit nicht berücksichtigt.



**Abb. 3.19:** Schematische Darstellung der 7-Punkt-Methode bei weggesteuerten Versuchen.

### 3.3.3 3-Punkt-Biege-Versuche zur Ermittlung des Biegemoduls

Die 3-Punkt-Biege-Versuche wurden zur Bestimmung des Biegemoduls für die Berechnung von  $a_{\text{eff}}$  (3.3.2.4) in Anlehnung an DIN EN 2562 (1997) durchgeführt. Der Versuchsaufbau entsprach dem in Abb. 3.11 dargestellten Aufbau für monotone Mode II-Versuche. Als Probekörper wurden die ENF-Prüfkörper verwendet, wobei der Riss außerhalb der Auflager positioniert wurde, sodass kein Einfluss des Risses auf den Versuch gegeben war. Danach wurde die Probe bei 5 mm/min bis zum Bruch belastet und die Kraft-Durchbiegungs-Kurve aufgezeichnet. Der Biegemodul wurde dann aus Glg. 3.12 errechnet.

$$E = \frac{P_R (2L)^3}{10BD^3(f_2 - f_1)} \quad (\text{Glg. 3.12})$$

mit: L, B, D ..... Probekörperabmessungen, siehe Abb. 3.4  
 $f_1$  ..... Durchbiegung bei 10% der Bruchkraft  
 $f_2$  ..... Durchbiegung bei 50% der Bruchkraft  
 $P_R$  ..... Bruchkraft

### 3.3.4 Compression after Impact

#### 3.3.4.1 Impact-Versuche

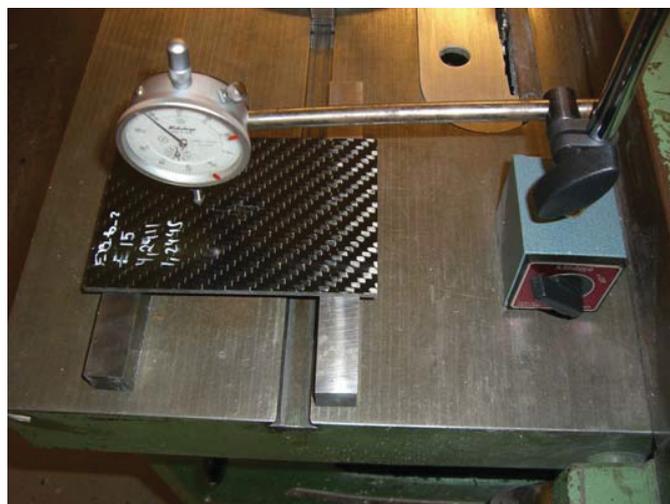
Zur Einbringung der Impact-Schädigung in die Lamine wurde ein Fallturm der Firma CEAST (Mailand, I), siehe Abb. 3.20, verwendet. Um die Impactenergie einzustellen wurde das Fallbeil mit Gewichten beaufschlagt und auf eine definierte Höhe gebracht. Danach wurde der Prüfkörper, der im unteren Teil der Maschine mit einer Einspannkraft von 1000 N eingespannt wurde, geimpactet. Die Finne trug dazu einen halbkugelförmigen Stoßkörper mit 20 mm Durchmesser und wurde über einen speziellen Mechanismus nach dem ersten Impact aufgefangen, um eine mehrfache Impactbelastung des Probekörpers zu vermeiden. Über einen, hinter der Finne des Fallbeils eingebauten, Piezo-Messquarz konnten zudem die während des Impacts am Probekörper entstehenden Kräfte als Funktion der Zeit aufgezeichnet werden.



Abb. 3.20: Fallturm der Firma CEAST.

In Anlehnung an AITM 1-0010 (2003) wurden so Probekörperserien bei Impactenergien von 15, 20, 25, 30, 40, 50 und 60 Joule geprüft und die dadurch entstandenen Einschläge an den Platten mit einer Tiefenmessuhr, siehe Abb. 3.21, ausgemessen. Ausgehend von der tiefsten Eindringstelle wurden dabei vier um jeweils 90° verschobene Punkte im Abstand von 20 mm von dieser Stelle markiert. Ausgehend von diesen vier Stellen wurde die Höhendifferenz zwischen diesen Punkten und der größten Eindringtiefe ausgemessen und danach ein Mittelwert gebildet. Dieser Mittelwert wurde als Wert für die Eindringtiefe herangezogen.

Die Impactenergien wurden daraufhin in einem Diagramm über die Eindringtiefen aufgetragen und die Energie, die für 1 mm Eindringtiefe benötigt wird, über eine lineare Regression der vorhandenen Daten ermittelt. Laut AITM 1-0010 (2003) ist eine Eindringtiefe von 1 mm als kritisch zu betrachten, da sie vom menschlichen Auge kaum mehr erkannt wird, aber trotzdem im Materialinneren zu erheblichen Schäden führen kann.



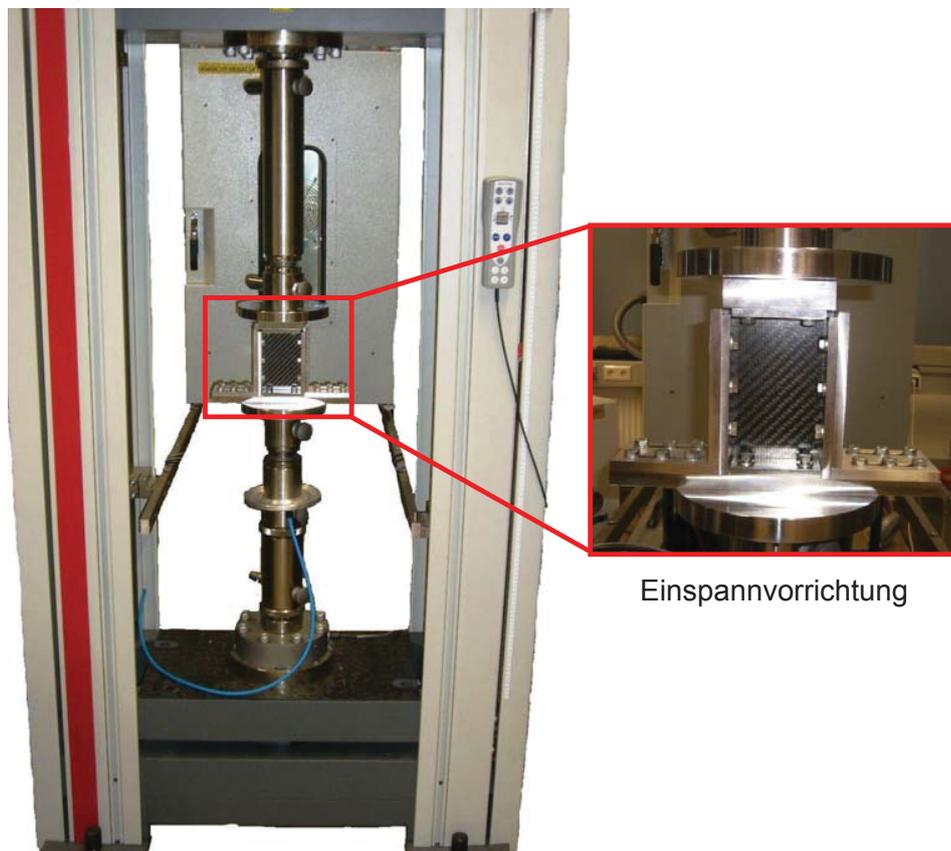
**Abb. 3.21:** Tiefenmessuhr zum Ausmessen der Eindringtiefen.

### 3.3.4.2 NDT

Die nicht zerstörende Prüfung wurde im Anschluss an die Impactmessungen bei der Firma FACC (Ried, A) an einem Ultraschallmessgerät der Firma Olympus Deutschland GmbH (Hamburg, D) durchgeführt. Bei den A-Scans wurden dabei die Schädigungszonen während der Messung händisch markiert. Bei den C-Scans wurde mithilfe eines Wegaufnehmers zweidimensionale Bilder des Zustands der Prüfplatten angefertigt.

### 3.3.4.3 Bestimmung der Restdruckfestigkeit

Die Bestimmung der Restdruckfestigkeit der Prüfplatten wurde an einer „Zwick Roell Z250“, 250 kN Zugprüfmaschine (Zwick Roell, Ulm, D) durchgeführt. Um die Platten unter Druck belasten zu können, wurde eine spezielle Einspannvorrichtung verwendet. Dadurch wurde sichergestellt, dass örtliche Versagensmechanismen, wie das Wachstum von Delaminationen an der Stelle des Impacts und das lokale Knicken von Fasern, und nicht das Beulen des Prüfkörpers zum Versagen führten (Abb. 3.22).



Einspannvorrichtung

Abb. 3.22: Zugprüfmaschine „Zwick Roell Z250“ und Einspannvorrichtung.

Die Proben wurden bei einer Prüfgeschwindigkeit von 0,5 mm/min bis zum Versagen belastet und die Kraft-Zeit-Kurven nach AIMM 1-0010 (2003) aufgezeichnet. Die Restfestigkeit nach einer definierten Impactschädigung mit der Energie  $E$ ,  $\sigma(E)$ , wurde mittels Glg. 3.13 ausgerechnet.

$$\sigma(E) = \frac{P_B}{B \cdot D} \quad (\text{Glg. 3.13})$$

mit: B..... Breite der Platte  
D..... Dicke der Platte  
P<sub>B</sub>..... Bruchlast

### 3.4 Auswertemakro für die zyklischen Versuche

Um die Auswertung zu erleichtern und für geplante Round Robin Tests im Rahmen des ESIS TC4 zu vereinheitlichen wurde ein Auswertemakro in Excel geschrieben, das die Auswertung der Ermüdungsversuche unter Mode I übernimmt. Nach Eingabe der Probekörpergeometrie, der optisch gemessenen Risslänge und der dazugehörigen Kraft-Weg-Wertepaare und der kontinuierlich gemessenen Kraft-Weg-Werte führt dieses Makro folgende Berechnungen automatisch durch:

- Die Berechnung der Risslänge über die Nachgiebigkeitskalibrierung
- Die Reduktion der Daten auf Basis eines beliebig einstellbaren Inkrements für die Risslänge, um die Glättungseigenschaft der 7-Punkt-Methode für die Berechnung von  $da/dN$  beibehalten zu können
- Die Berechnung der Risswachstumsgeschwindigkeit  $da/dN$  über die 7-Punkt-Methode
- Die Berechnung der Dehnungsenergiefreisetzungsrates über die Corrected Beam Theory und die Modified Compliance Calibration
- Die Berechnung von  $a_{\text{eff}}$
- Das Zeichnen der Ermüdungsrisswachstumskurve  $da/dN$  über  $G_{\text{max}}$

## **4 ERGEBNISSE UND DISKUSSION**

Da in dieser Masterarbeit zwei Themengebiete behandelt wurden, die sich überschneiden, aber trotzdem grundsätzlich verschieden sind, wurden die Ergebnisse in zwei Themengruppen unterteilt. In der ersten Themengruppe werden die Standardisierungsbestrebungen für die zyklischen Delaminationsversuche unter Mode I behandelt. Im zweiten Abschnitt werden dann die Resultate der Untersuchung der Schadenstoleranz von verschiedenen Geflechtstypen dargestellt.

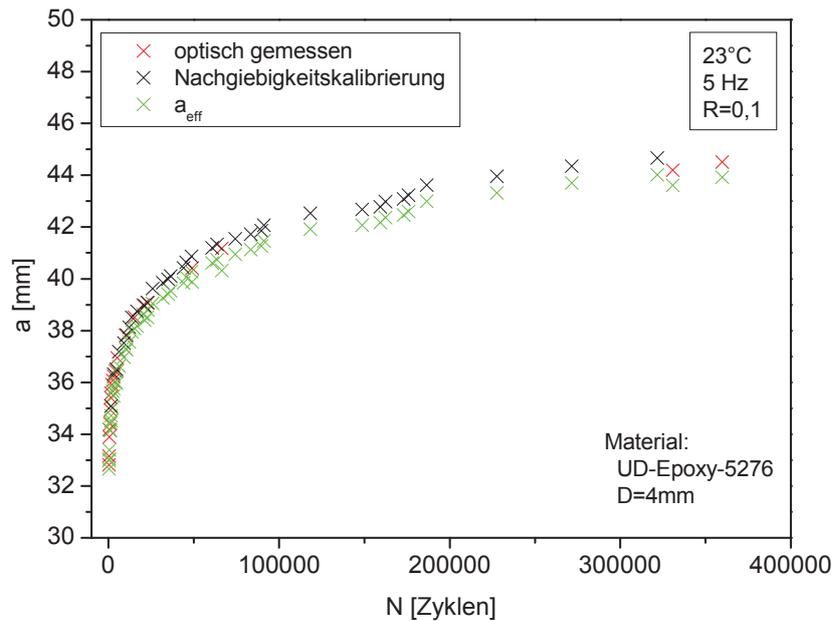
### **4.1 Zyklische Delaminationsversuche unter Mode I zur Abschätzung der Umsetzbarkeit in eine Norm**

Eines der wesentlichen Ziele des ESIS Technical Committee 4 ist es, zyklische Ermüdungsversuche unter Mode I in einen Standard überzuführen. Deswegen ist es notwendig, einerseits die Reproduzierbarkeit der in der Literatur aufgelisteten Möglichkeiten zur Ermittlung der Risslänge zu überprüfen und andererseits die Einflüsse verschiedener Maschinenparameter (Messfrequenz, Messverfahren, Prüfmaschine) und Prüfkörperparameter (Anfangsrisslänge, Probekörperdicke, Material) auf die Messung zu untersuchen. Dies wird in den folgenden Abschnitten behandelt. Dabei wurde der Fokus auf weggesteuerte Versuche gelegt. Es wurden Messungen über einen Bereich von zumindest drei Dekaden der Risswachstumsgeschwindigkeit gemacht, um eine angemessene Vergleichbarkeit der Kurven gewährleisten zu können. Da es das Ziel ist, diese Messungen für industrielle Anwendungen zu standardisieren wurde es aus in Abschnitt 2.3.2 erläuterten Gründen vermieden, sie bis zum Threshold-Wert zu fahren. Vielmehr war es wichtig, Aussagen darüber treffen zu können, ob über die Lage der Kurve eine Materialauswahl getroffen werden kann. Alle in diesem Abschnitt behandelten zyklischen Messungen wurden bei  $R=0,1$  durchgeführt.

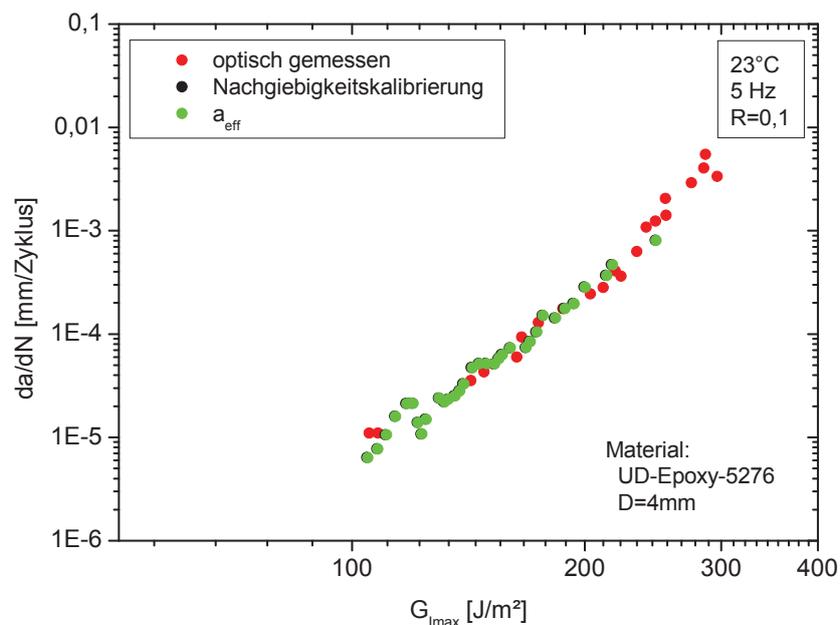
#### **4.1.1 Ermittlung der Risslänge**

Um die Risslänge im zyklischen Versuch zu bestimmen, wurden wie in Abschnitt 3.3.2.4 bereits erwähnt drei verschiedene Ansätze verfolgt. In diesem Abschnitt werden diese drei Methoden einander gegenübergestellt und deren Validität überprüft. Anhand des unidirektional verstärkten Epoxidharzes wird im Folgenden der Einfluss der Probekörperdicke auf die Risslängenbestimmung und der Einfluss

dieser Ergebnisse auf die Ermüdungsrisswachstumskurve gezeigt. Bei den dünnen Proben ( $D=4\text{mm}$ ) konnte eine große Übereinstimmung zwischen den einzelnen Methoden zur Risslängenbestimmung erzielt werden (Abb. 4.1 und Abb. 4.2). Dies spiegelte sich auch in den Biegemodulwerten wider. Der aus dem 3-Punkt-Biege-Versuch ermittelte Wert lag bei 102 GPa und der aus Glg. 3.11 ermittelte bei 105 GPa.

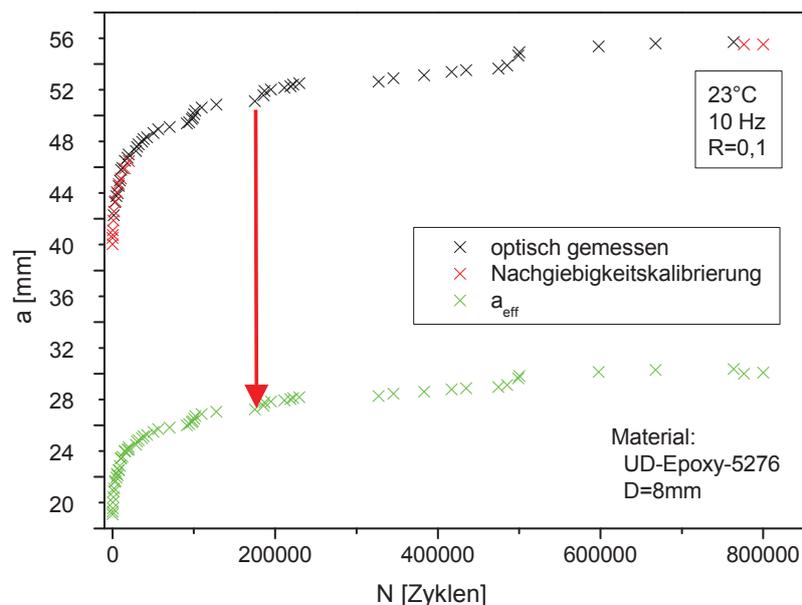


**Abb. 4.1:** Methodenvergleich zur Risslängenbestimmung - gute Übereinstimmung bei 4 mm dicken Proben.

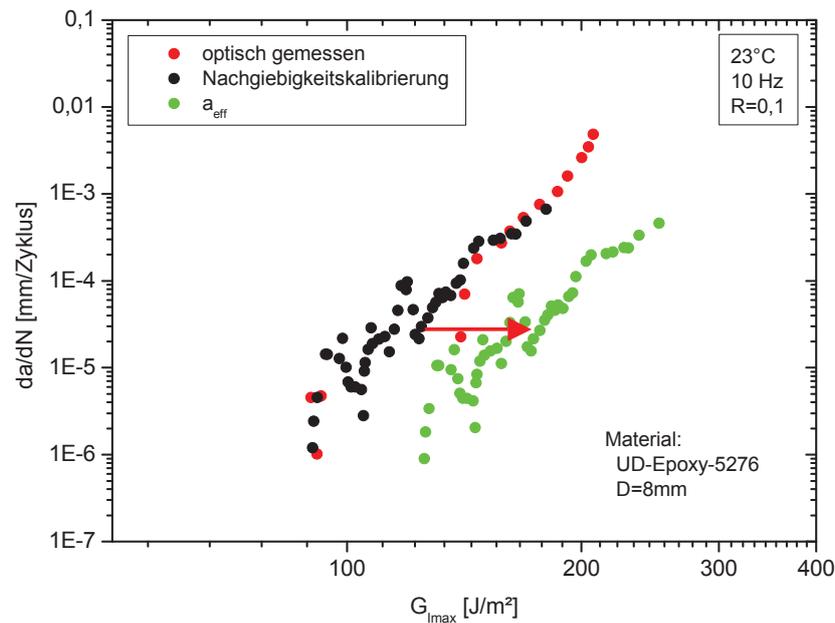


**Abb. 4.2:** Ermüdungsrisswachstumskurven für die unterschiedlichen Risslängenbestimmungsmethoden mit 4 mm dicken Proben.

Im Gegensatz dazu führten die Messungen an Probekörpern mit doppelter Dicke jedoch zu großen Abweichungen zwischen der Methode zur Bestimmung von  $a_{\text{eff}}$  und den beiden anderen Methoden (Abb. 4.3 und Abb. 4.4). Der im 3-Punkt-Biege-Versuch ermittelte Biegemodul lag ähnlich jenem der 4 mm Proben bei 109 GPa und der rechnerisch ermittelte bei 312 GPa. Das ist auf die erhöhten Werte für  $\Delta$  bei den dicken Proben zurückzuführen, welche zwischen 20÷30 mm lagen. Bei den dünnen Proben lag  $\Delta$  bei 0÷8 mm. Da  $\Delta$  zur dritten Potenz in die Berechnung des Biegemoduls eingeht (Glg. 3.11), führen erhöhte  $\Delta$ -Werte auch zu erhöhten Werten für den berechneten Biegemodul. Die daraus resultierende Verschiebung der über  $a_{\text{eff}}$  ermittelten Risslänge hin zu niedrigeren Werten (Abb. 4.3) resultierte in einer Verschiebung der Werte nach rechts in der Ermüdungsrisswachstumskurve (Abb. 4.4). Auch Brunner et al. (2009) sprechen von einer Rechtsverschiebung der Ermüdungsrisswachstumskurve durch die Verwendung von  $a_{\text{eff}}$  in manchen Fällen. Weitere Untersuchungen sollen in der Zukunft diese offenen Fragen behandeln und insbesondere die Rolle des Schädigungsparameters  $\Delta$  bei zyklischen Versuchen näher beleuchten. In den weiteren Darstellungen werden deshalb die optisch gemessenen und die über die Nachgiebigkeitskalibrierung ermittelten Werte für die Risslänge verwendet, da diese die konservativsten Werte lieferten.



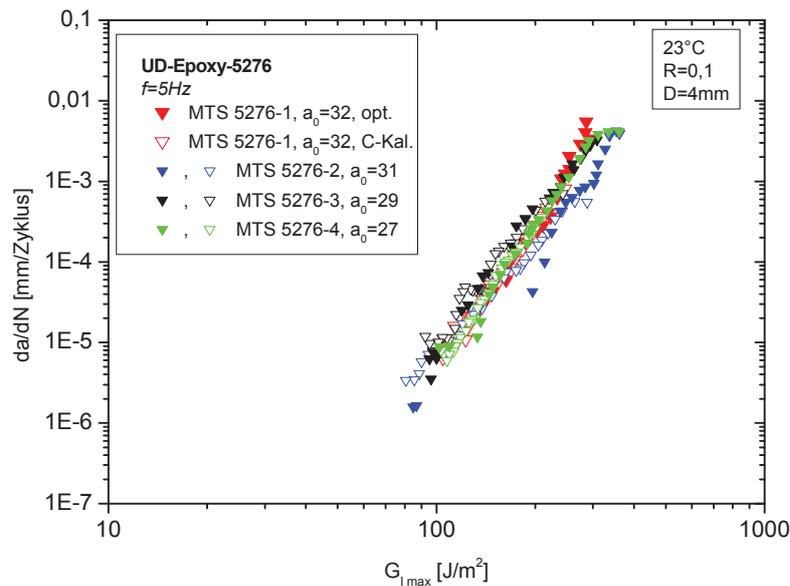
**Abb. 4.3:** Methodenvergleich zur Risslängenbestimmung - schlechte Übereinstimmung bei 8 mm dicken Proben.



**Abb. 4.4:** Ermüdungsrisswachstumskurven für die unterschiedlichen Risslängenbestimmungsmethoden mit 8 mm dicken Proben.

#### 4.1.2 Einfluss verschiedener Versuchsparameter auf die Messung

Wie bereits eingangs erwähnt ist es für die Einführung einer Norm wichtig mögliche Einflüsse von verschiedenen Versuchsparametern zu untersuchen und Schlüsse daraus zu ziehen. Um ein Überladen der folgenden Grafiken zu vermeiden und eine Vergleichbarkeit derselben zu gewährleisten, wurden als Referenz zwei Proben, die mit 5 Hz und einer Anfangsrisslänge von ca. 30 mm gemessen wurden, herangezogen. Weiters wurden die optisch gemessenen Werte in vollen Symbolen und die über die Nachgiebigkeitskalibrierung ermittelten Werte in leeren Symbolen dargestellt. In Abb. 4.5 wird zur Veranschaulichung in der Legende noch zwischen den beiden Methoden, der optischen Risslängenbestimmung (opt.) und der Bestimmung der Risslänge über die Nachgiebigkeitskalibrierung (C-Kal.), unterschieden. Nach Durchsicht der Fachliteratur kann von einer für laborübergreifende Versuche zu erwartenden Streuung von bis zu einer Dekade in der Ermüdungsrisswachstumsgeschwindigkeit ausgegangen werden (Brunner et al., 2009, Argüelles et al., 2007; Cvitkovich, 1995; Martin und Murri, 1990). In Bezug darauf werden in Abb. 4.5 die unter gleichen Bedingungen erhaltenen Ermüdungsrisswachstumskurven gegenübergestellt. Darin ist zu sehen, dass sich diese Streuung bei den in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen bestätigte.



**Abb. 4.5:** Streubreite der Risswachstumskurven bei gleichen Bedingungen

#### 4.1.2.1 Einfluss der Messfrequenz

Wie in Abschnitt 2.3.2 dargelegt kann eine Erhöhung der Frequenz die Messung negativ beeinflussen und die Ergebnisse, infolge der hysteretischen Erwärmung der Proben während der Messung, unbrauchbar machen. Andererseits bedeutet z.B. eine Verdoppelung der Testfrequenz von 5 Hz auf 10 Hz eine Halbierung der für die Messung notwendigen Maschinenzeit und damit auch eine Kostenersparnis. Wie von Brunner et al. (2009) beobachtet sollte dabei eine Prüffrequenz von 10 Hz noch unbedenklich sein und nicht zum hysteretischen Aufheizen des Probekörpers führen. Um einen Einfluss der Anfangsrisslänge auf die Messung ausschließen zu können, wurden die Messungen mit einer sehr ähnlichen Anfangsrisslänge,  $a_0$ , begonnen. Weiters wurden die Probekörperdicken gleichgehalten. Aus Abb. 4.6 wird ersichtlich, dass eine Erhöhung der Messfrequenz von 5 Hz auf 10 Hz keinen signifikanten Einfluss auf die Ergebnisse der Messungen hatte und eine gute Übereinstimmung der Ergebnisse bei diesen Frequenzen gefunden wurde.

#### 4.1.2.2 Einfluss des Messverfahrens

Hier wurde untersucht, ob die Ergebnisse des weggesteuerten Versuchs mit jenen des kraftgesteuerten Versuchs übereinstimmen. Die Messungen wurden dazu bei gleichen Anfangsrisslängen und Probekörperdicken und an der selben Prüfmaschine (MTS) durchgeführt. Beide Messverfahren lieferten ein ähnliches

Ergebnis (Abb. 4.7) und es konnte kein signifikanter Unterschied festgestellt werden. Auf die zeit- und dadurch kostenintensive Bestimmung eines Threshold-Wertes wurde in dieser Arbeit, die auf die Einführung eines schnellen standardisierbaren Tests abzielt, verzichtet.

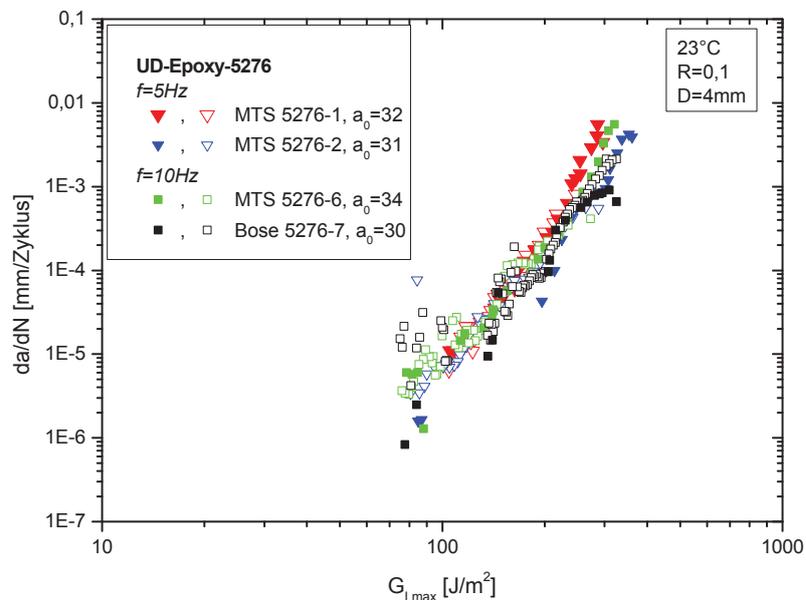


Abb. 4.6: Ermüdungsrisswachstumskurven bei 5 und 10 Hz.

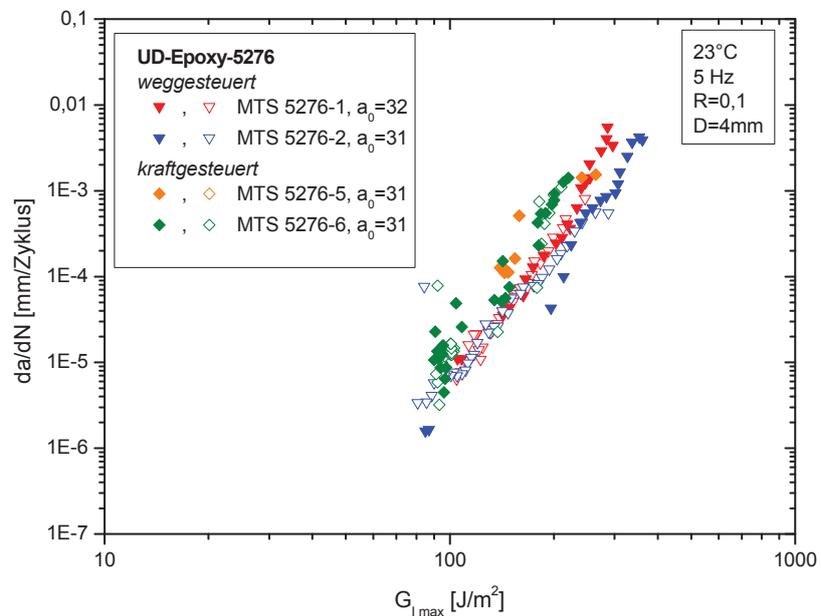


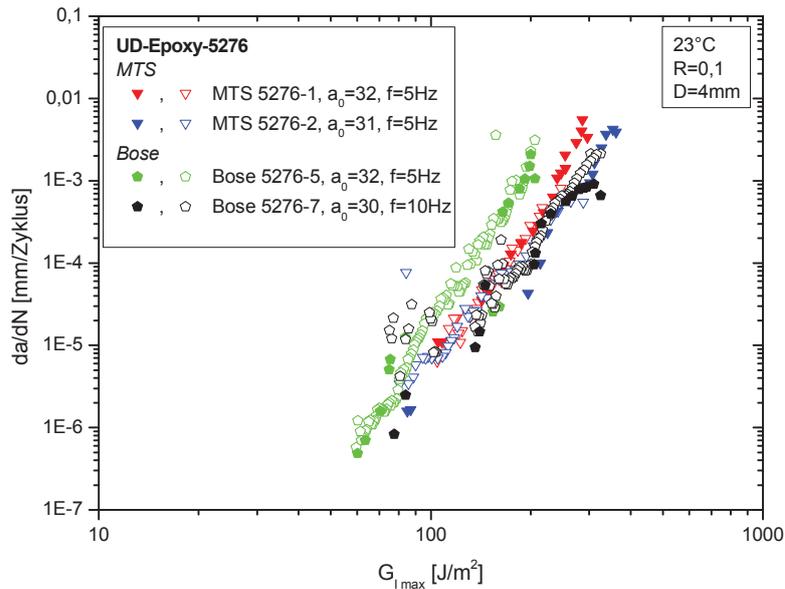
Abb. 4.7: Ermüdungsrisswachstumskurven für den weggesteuerten und den kraftgesteuerten Versuch.

Bei der Durchführung der weggesteuerten Versuche konnten folgende Vorteile gegenüber dem kraftgesteuerten Versuch gefunden werden:

- Der Zeitaufwand für die Durchführung der Messungen hielt sich in Grenzen
- Schnelles Risswachstum fand in der Anfangsphase der Messung statt
- Der Versuch konnte unbeaufsichtigt über Nacht, bzw. mehrere Tage laufen
- Die Regelung des Versuchs über den Kolbenweg war einfach
- Es gab stetiges Risswachstum über einen großen Geschwindigkeitsbereich
- Der Threshold-Wert ist messbar (kleine plastische Zonen und keine Faserbrückenbildung vorausgesetzt)

#### 4.1.2.3 Einfluss der Prüfmaschine

Da eine laborübergreifende Vergleichbarkeit der Ergebnisse bei standardisierten Versuchen von enormer Wichtigkeit ist, wurde untersucht, ob diese Methode bei entsprechender Adaptierung auch an anderen Prüfmaschinen durchführbar ist und vergleichbare Ergebnisse liefert. Dazu wurde eine elektrodynamische Prüfmaschine der Firma Bose (Abb. 3.12) mit einer entsprechenden Einspannvorrichtung versehen und das Prüfprogramm an der Software dieser Maschine implementiert. Auch hier konnten Ergebnisse mit maximal einer Dekade Streuung in der Risswachstumsgeschwindigkeit erzielt werden (Abb. 4.8). Bei diesen Ergebnissen ist zu beachten, dass bei der Prüfmaschine von MTS eine Kraftmessdose mit 15 kN, die auf einen Messbereich von 0 bis 400 N kalibriert wurde, und bei der Prüfmaschine von Bose eine Kraftmessdose mit 450 N zum Einsatz kam. Das hatte zur Folge, dass es aufgrund der geringen Kräfte im Bereich 30÷70 N zu diversen Messungenauigkeiten kam. Weiters wurde das Ergebnis durch die Regelung der Maschine, die vor allem bei der elektrodynamischen Prüfmaschine von Bose eine große Rolle spielte, beeinflusst. Um einen konstant guten Signalverlauf zu bekommen, war es notwendig, die Regelung der Maschine von Bose regelmäßig an die, sich im Verlauf des Versuchs ändernde, Nachgiebigkeit des Prüfkörpers anzupassen. Die Lage der Risswachstumskurve des mit 5 Hz an der Prüfmaschine von Bose durchgeführten Versuches könnte deshalb eine Folge einer nicht exakt an den gewünschten Signalverlauf angepassten Regelkurve sein. Prinzipiell liegen aber alle Kurven innerhalb des in der Literatur erwähnten Streubandes von bis zu einer Dekade der Risswachstumsgeschwindigkeit.



**Abb. 4.8:** Ermüdungsrisswachstumskurven gemessen auf Bose und MTS.

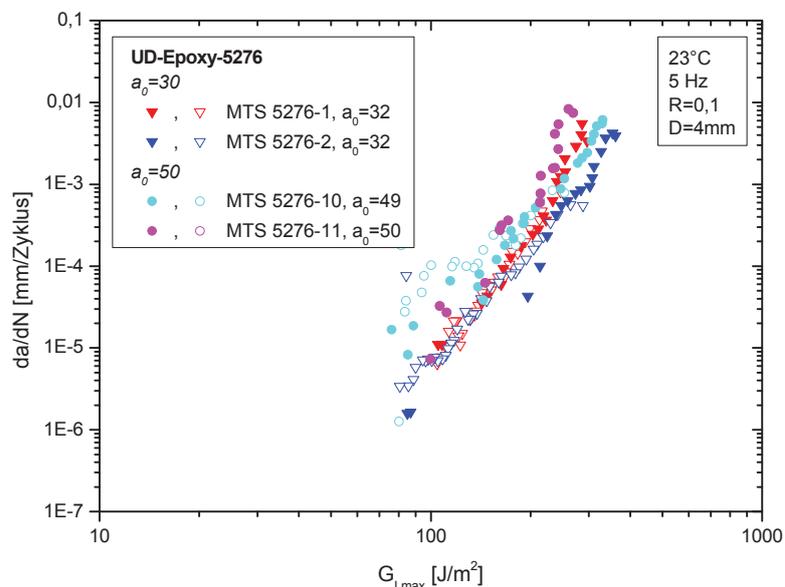
#### 4.1.2.4 Einfluss der Anfangsrisslänge

Da die Anfangsrisslänge sowohl die Rissöffnung, als auch die Nachgiebigkeit des Probekörpers beim Start des Versuchs und das Ausmaß an Faserbrückenbildung beeinflusst, wurden die Messungen auch an Probekörpern mit unterschiedlichen Anfangsrisslängen durchgeführt. Wie in den Grundlagen bereits erläutert, nimmt beim Auftreten von Faserbrücken deren Anzahl mit zunehmender Anfangsrisslänge zu. In Abb. 4.9 werden die entsprechenden Ermüdungsrisswachstumskurven dargestellt. Es sind daraus keine signifikanten Unterschiede zwischen den Messungen erkennbar, was ein Anzeichen dafür ist, dass die Faserbrückenbildung bei den in dieser Arbeit untersuchten Proben keine Rolle spielte. Trotzdem erforderte die höhere Nachgiebigkeit der Proben mit 50 mm Anfangsrisslänge einen höheren Kolbenweg während des Versuchs. Das wiederum beschränkte die Prüffrequenz bei den Messungen, da ein höherer Kolbenweg bei zyklischer Belastung auch einen größeren Regelaufwand der Maschine bedeutet. Deshalb konnten die Messungen an den Proben mit 50 mm Anfangsrisslänge nur mit 5 Hz gefahren werden. Bei niedrigen Risswachstumsgeschwindigkeiten im Bereich von weniger als  $10^{-4}$  mm/Zyklus lagen die Risslängen der Probekörper mit 50 mm Anfangsrisslänge bereits bei über 60 mm und die Kräfte waren unter 30 N abgefallen. Da der kleinste Messbereich der Maschine von MTS jedoch 400 N beträgt, stößt man bei solchen Kräften an die Grenzen der Genauigkeit der

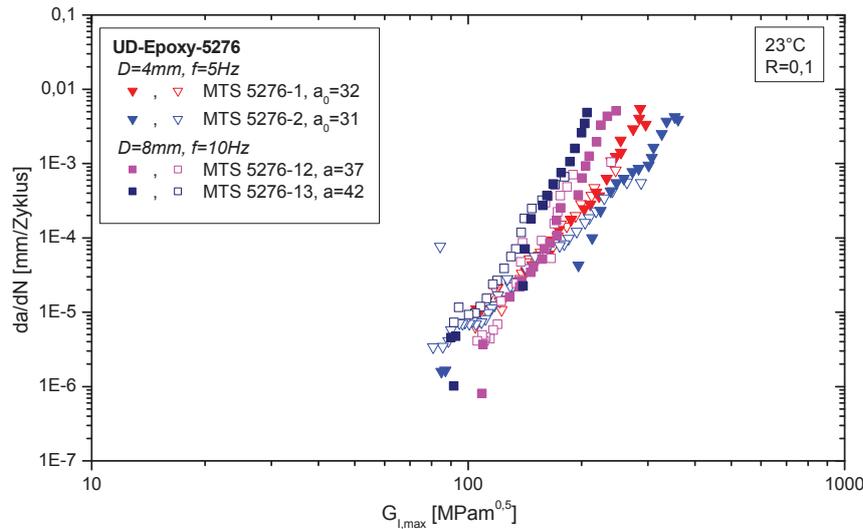
Maschine und es ergeben sich große Streuungen, wie sie in Abb. 4.9 bei Risswachstumsgeschwindigkeiten unter  $10^{-4}$  mm/Zyklus zu sehen sind. Bei Messungen mit großen Anfangsriszlängen muss infolgedessen der Messbereich der Maschine auf die auftretenden Kräfte abgestimmt werden, um die Aussagekraft der Ergebnisse nicht zu gefährden.

#### 4.1.2.5 Einfluss der Probekörperdicke

Ebenso wurde der Einfluss der Probekörperdicke auf die Ergebnisse der zyklischen Versuche unter Mode I untersucht (Abb. 4.10). Durch die Verdoppelung der Probekörperdicke und die dadurch auf das Achtfache erhöhte Biegesteifigkeit der Proben wurde das Ablesen der Riszlänge bei den dickeren Probekörpern aufgrund der geringeren Rissöffnungen erheblich erschwert. Diese Unsicherheiten bei der Rissablesung könnten auch für die etwas größeren Streuungen vor allem bei hohen Risswachstumsgeschwindigkeiten verantwortlich sein. Die kleineren Rissöffnungen bei den dicken Proben (8 mm Dicke) ermöglichen aber Prüfungen bei höheren Frequenzen. Die großen Abweichungen der Ermüdungsrisswachstumskurven der Proben mit 8 mm Dicke bedürfen weiterer Untersuchungen und schließen deren Anwendbarkeit für die Charakterisierung des Delaminationsverhaltens unter zyklischen Belastungen vorerst aus.



**Abb. 4.9:** Einfluss der Anfangsriszlängen auf die Ermüdungsrisswachstumskurven.



**Abb. 4.10:** Einfluss der Probekörperdicke auf die Ermüdungsrisswachstumskurve.

### 4.1.3 Materialvergleiche

#### 4.1.3.1 Messungen an PEEK

Aufgrund der geringen Steifigkeit der PEEK-Proben konnten die Versuche nur bei 5 Hz durchgeführt werden. Die Messungen wurden dabei bei unterschiedlichen Anfangsrisslängen vorgenommen. In Abb. 4.11 ist zu sehen, dass die Kurven der einzelnen PEEK-Probekörper gut übereinstimmen. Weiters kann aus den dargestellten Kurven entnommen werden, dass die Risswachstumskurven von UD-verstärktem PEEK gegenüber den UD-Laminaten mit Epoxidharzmatrix um den Faktor 10 nach rechts verschoben sind.

#### 4.1.3.2 Messungen an biaxialen Geflechtem

Zyklische Mode I-Messungen konnten auch an Geflechtem reproduzierbar durchgeführt werden, siehe Abb. 4.12. Aufgrund des mehraxialen Aufbaus der Geflechtem kam es zu „Stick-Slip-Effekten“, die die Streuung im Vergleich zu den UD-Laminaten noch erhöhen können. Diese Stick-Slip-Effekte lassen sich dadurch erklären, dass der Riss mit den nicht in Probenlängsrichtung liegenden Fasern interferiert und durch sie immer wieder für kurze Zeit am Weiterwachsen gehindert wird. Durch diese ständigen erzwungenen Richtungswechsel des Risses, wird zusätzliche Bruchenergie verbraucht, was mit einer Erhöhung der Dehnungsenergiefreisetzungsrates einhergeht. In Abb. 4.14 ist eine mithilfe des Mikroskops, das für die optische Risslängenmessung verwendet wurde, gemachte Aufnahme dieser

Effekte dargestellt. Es sind darin sowohl ein Richtungswechsel des Risses infolge nicht in Probenlängsrichtung liegender Fasern, als auch Verzweigungen („crack branching“) des Risses zu sehen (Mouritz et al., 1999b). Durch diese Verzweigungen wird der Versuch jedoch genau genommen ungültig, da die Dehnungsenergiefreisetzungsrates sich somit nicht mehr auf die Generierung einer einzelnen Bruchfläche bezieht. Das muss bei der Interpretation der Ergebnisse mitberücksichtigt werden. Trotzdem konnten für biaxiale Geflechte gut reproduzierbare Ergebnisse erzielt werden. Triaxiale Proben (Abb. 4.13) zeigten ein demgegenüber verändertes Risswachstumsverhalten. Bei jenen mit  $90^\circ$ -Stehfäden kam es zu ausgeprägten Stick-Slip-Effekten und bei jenen mit  $0^\circ$ -Stehfäden infolge der erhöhten Biegesteifigkeit zu einem stetigeren Risswachstum, siehe Abschnitt 4.2.1.3.

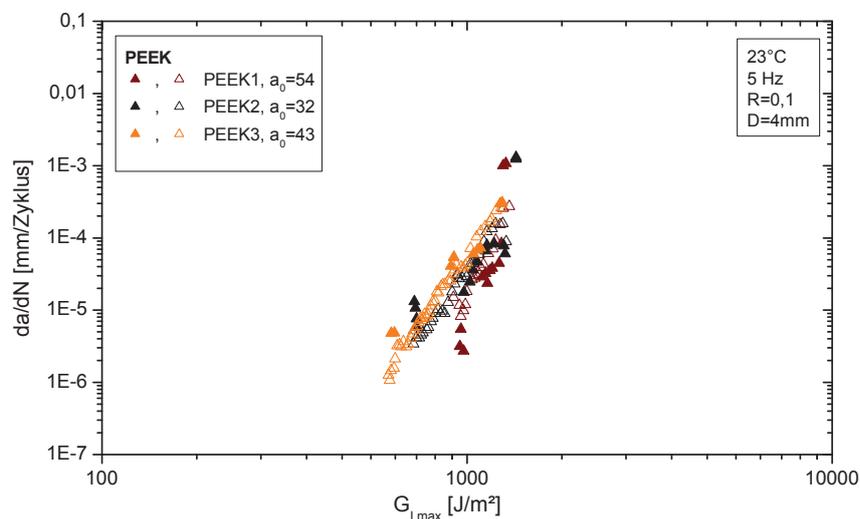


Abb. 4.11: Ermüdungsrisswachstumskurven von PEEK.

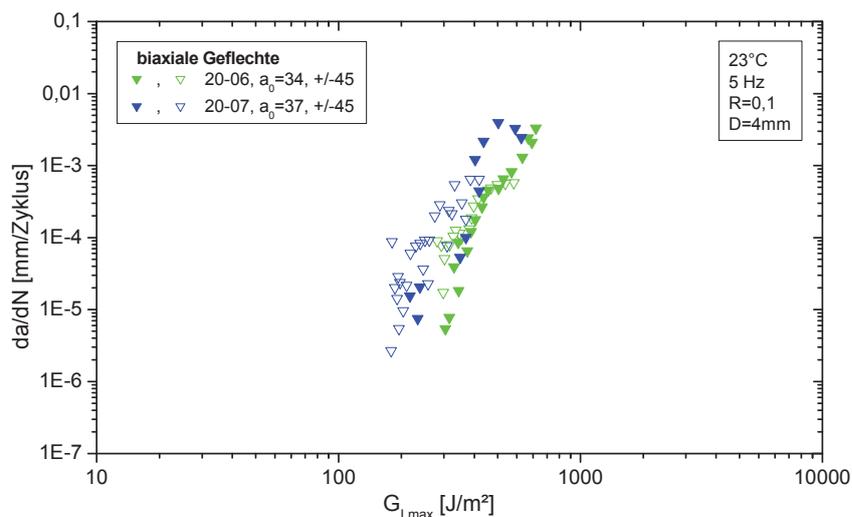
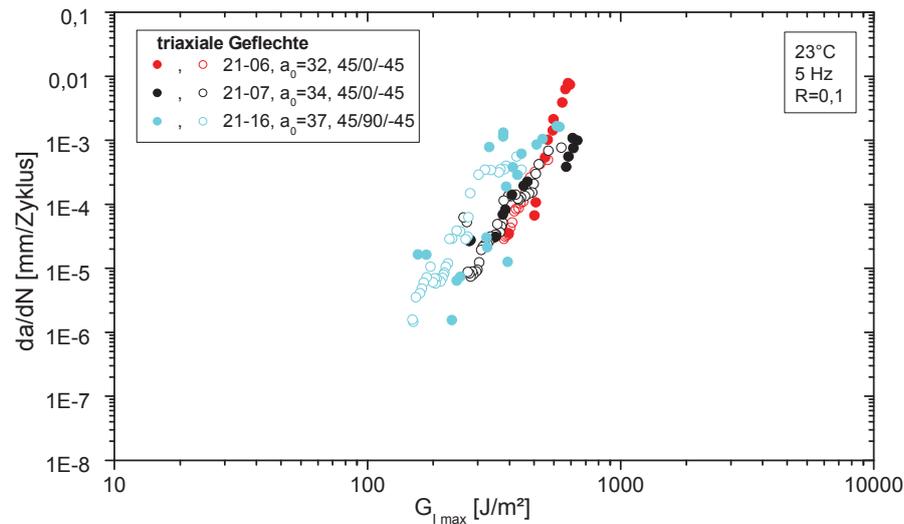
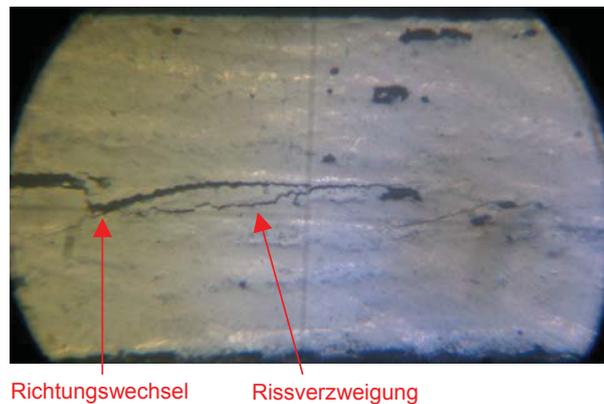


Abb. 4.12: Risswachstumskurve bei biaxialen Geflechtes.



**Abb. 4.13:** Risswachstumskurve bei triaxialen Geflechtes.

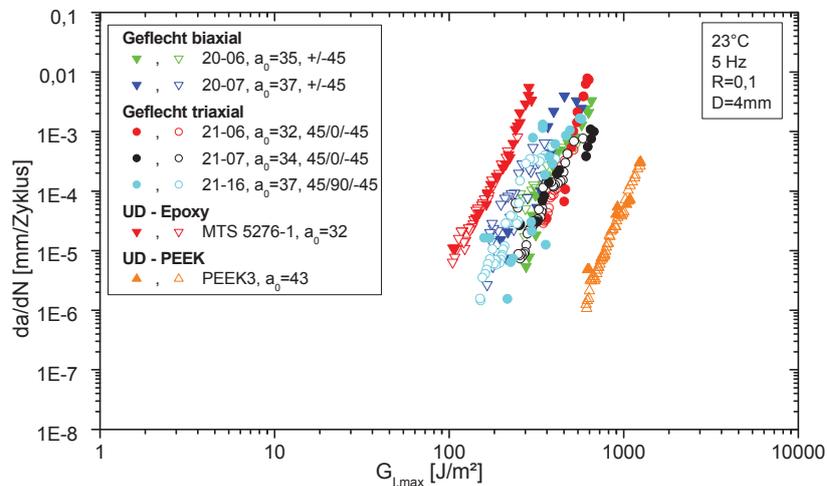


**Abb. 4.14:** Richtungswechsel und Verzweigungen des Risses infolge nicht in Probenlängsrichtung liegender Fasern im biaxialen Geflecht.

#### 4.1.3.3 Vergleich der geprüften Materialien

In Abb. 4.15 ist ein Vergleich der Risswachstumskurven der unterschiedlichen Materialien abgebildet. Die Ermüdungsrisswachstumswerte der Geflechte liegen dabei zwischen jenen der UD-Laminats mit PEEK- und Epoxidharz-Matrix. Da das Delaminationsverhalten von faserverstärkten Kunststoffverbunden matrixdominiert ist, sind die hohen Werte der UD-Laminats mit PEEK-Matrix auf die hohe Duktilität der thermoplastischen PEEK-Matrix zurückzuführen (Cvitkovich, 1995; Pinter, 1994; Bradley und Cohen, 1985). Das gegenüber dem UD-Laminat mit Epoxidharzmatrix verbesserte Ermüdungsrisswachstumsverhalten der Geflechte mit Epoxidharzmatrix basiert auf den in Abschnitt 4.1.3.2 erläuterten Richtungswechseln und Verzweigungen des Risses an nicht in Probenlängsrichtung

liegenden Fasern. Eine direkte Vergleichbarkeit zwischen den UD-Laminaten und den Geflechtes ist jedoch nicht gegeben, da sowohl das Epoxidharz, als auch die Kohlenstofffasern von unterschiedlichen Herstellern stammen (Abschnitt 3.1).



**Abb. 4.15:** Vergleich der Risswachstumskurven unterschiedlicher Materialien.

#### 4.1.4 Schlussfolgerung und Ausblick

Die im Rahmen dieser Masterarbeit durchgeführten Messungen zur Ermittlung des Ermüdungsrisswachstumsverhaltens unter Mode I-Belastungen lieferten gut reproduzierbare Ergebnisse, die eine gute Vergleichbarkeit unterschiedlicher Materialien gewährleisteten. Zu beachten ist jedoch, dass, wie in der Literatur angegeben, eine Streuung von einer Dekade in den Ergebnissen auftreten kann. Die weggesteuerten Versuche stellten sich dabei als das gegenüber den kraftgesteuerten Versuchen geeignetere Messverfahren heraus. Der weggesteuerte Versuch zeichnete sich vor allem durch folgende Punkte aus:

- einfache Regelung des Versuchs, da nur der Kolbenweg eingestellt werden muss
- schnelles Risswachstum in der Anfangsphase
- der Versuch kann unbeaufsichtigt über Nacht, bzw. über mehrere Tage laufen
- wenn die plastischen Zonen klein sind und Faserbrückenbildung nicht auftritt, kann der Versuch bis zum Threshold-Bereich gefahren werden, was aber nicht das Ziel dieser Messungen ist

Der, für die Vermeidung eines Einflusses der Rissstarterfolie notwendige, monotone Versuch stellte sich als zuverlässiger Vorversuch zur Ermittlung eines adäquaten maximalen Kolbenwegs heraus. Weiters konnte bei der Betrachtung möglicher Einflussgrößen auf die Messung festgestellt werden, dass folgende Parameter keinen Einfluss auf die Messung haben:

- Frequenz
- Messverfahren (kraft- und weggesteuert)
- Prüfmaschine
- Anfangsrisslänge (bei ausreichender Genauigkeit der Maschine)

Um den weggesteuerten Versuch zur Ermittlung des Ermüdungsrisswachstumsverhaltens in UD-Laminaten unter Mode I-Belastung in eine Norm überführen zu können, ist es noch notwendig einen „Round-Robin-Versuch“ unter Beteiligung von internationalen Laboratorien durchzuführen, der die in dieser Arbeit erhaltenen Ergebnisse bestätigt. Für eine einheitliche Auswertung der Ergebnisse bietet sich dabei das für diese Arbeit angefertigte Excel-Makro an.

## **4.2 Schadenstoleranz von Geflechtem**

Die Untersuchung der Schadenstoleranz von Geflechtem setzt sich in dieser Arbeit aus der Untersuchung der Delaminationseigenschaften mittels bruchmechanischer Methoden und der Ermittlung des Compression after Impact-Verhaltens zusammen.

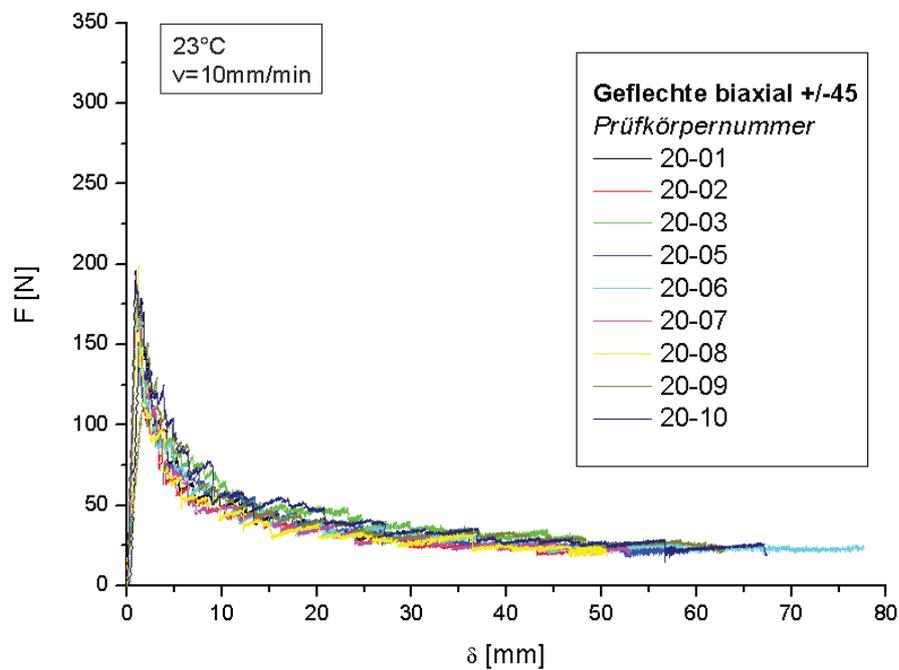
### **4.2.1 Bruchmechanische Untersuchungen**

Um das Delaminationsverhalten der einzelnen in Abschnitt 3.2.3 beschriebenen Aufbauten von Geflechtem beschreiben zu können, wurden bruchmechanische Versuche unter monotoner Mode I- und Mode II- und unter zyklischer Mode I-Belastung durchgeführt. Die dabei gefundenen Ergebnisse werden in den nachfolgenden Unterkapiteln aufgelistet.

#### **4.2.1.1 Monotone Delaminationsversuche unter Mode I**

Die monotonen Mode I-Versuche wurden an biaxialen und triaxialen Geflechtem durchgeführt. In Abb. 4.16 bis Abb. 4.19 sind die Kraft-Weg-Verläufe für die einzelnen Geflechttaufbauten dargestellt. Daraus lässt sich erkennen, dass mit Ausnahme des 45/0/-45-Aufbaus die Kräfte und Kolbenwege der einzelnen

Geflechte zur Erreichung der 100 mm Risslänge sehr ähnlich sind. Beim 45/0/-45-Aufbau waren aufgrund der 0°-Stehfäden und der daraus resultierenden höheren Biegesteifigkeit des Materials geringere Kolbenwege als bei den anderen Aufbauten vonnöten, um den Riss bis zur Markierung zu treiben. Weiters entwickelten sich durch die höhere Steifigkeit auch höhere Kräfte. Diese beiden gegenläufigen Effekte führen dazu, dass sich der  $G_{IC}$ -Wert des 45/0/-45-Aufbaus nicht wesentlich von denen der anderen Geflechtaufbauten unterscheidet, siehe Abb. 4.20. Für alle vier Aufbauten lagen die  $G_{IC}$ -Werte im Bereich zwischen 800 und 900 J/m<sup>2</sup>.



**Abb. 4.16:** Kraft-Weg-Verlauf der biaxialen Probe mit +/-45-Aufbau.

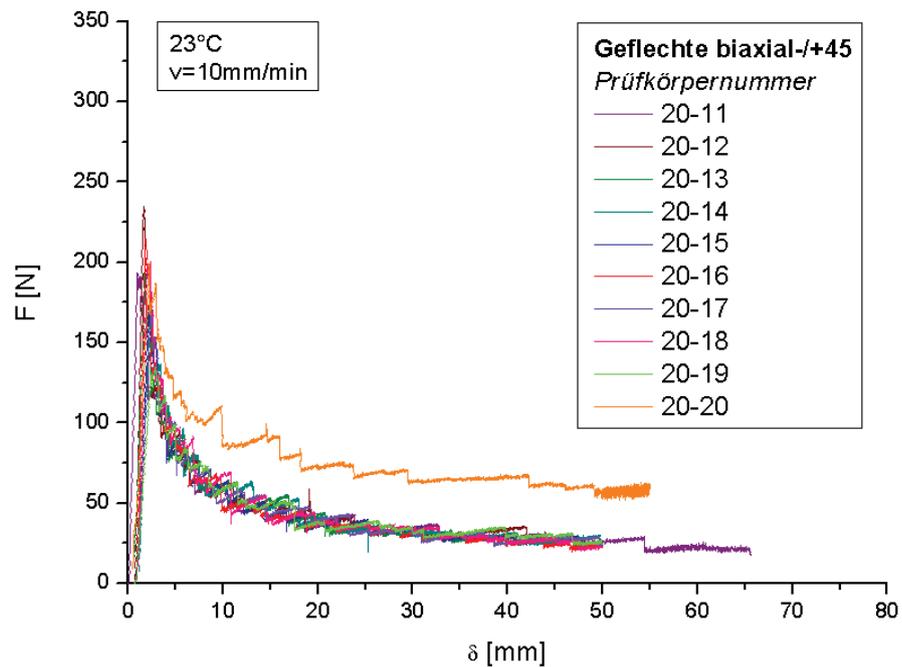


Abb. 4.17: Kraft-Weg-Verlauf der biaxialen Probe mit  $-/+45$ -Aufbau.

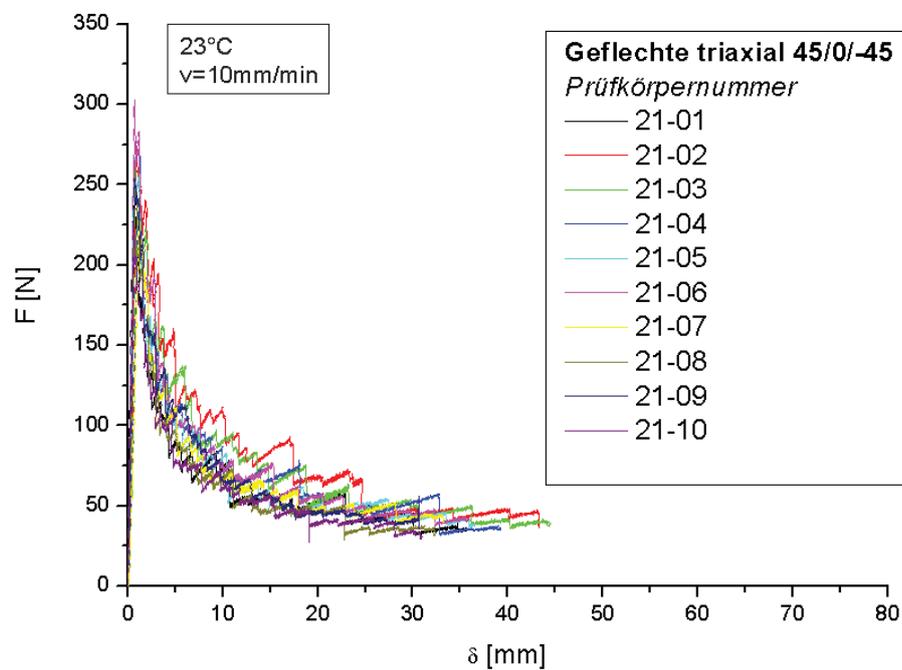
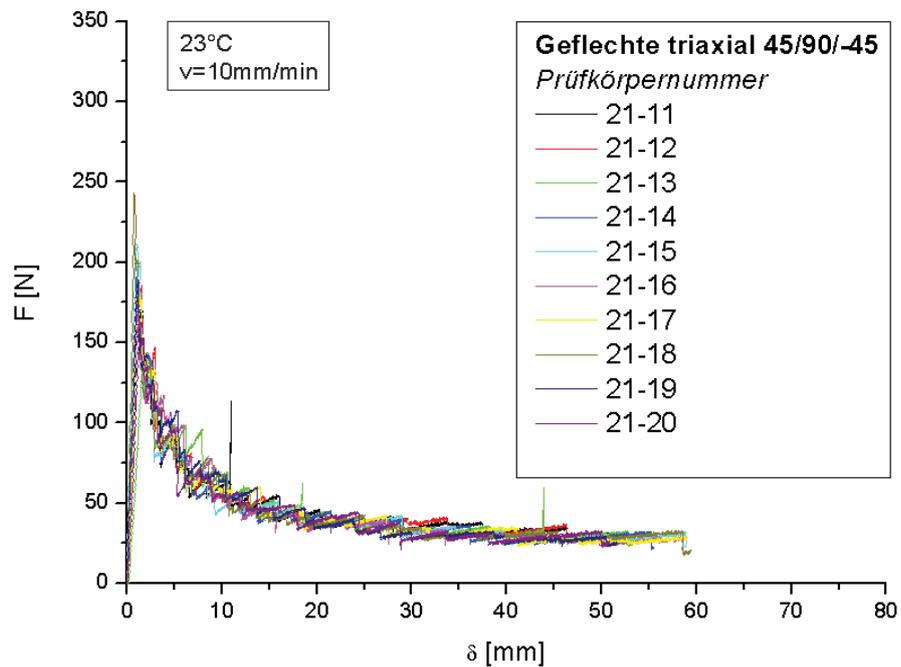
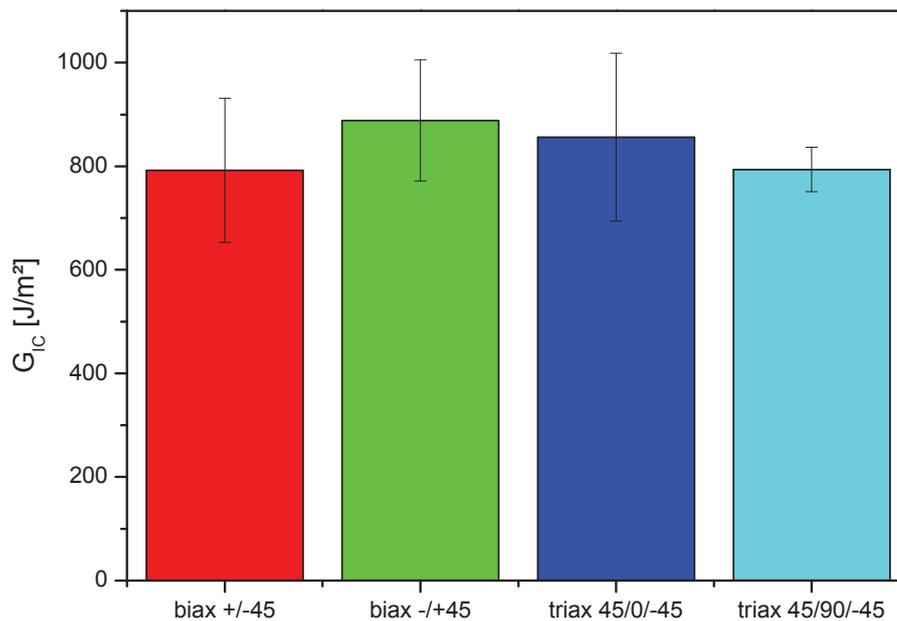


Abb. 4.18: Kraft-Weg-Verlauf der triaxialen Probe mit  $45/0/-45$ -Aufbau.



**Abb. 4.19:** Kraft-Weg-Verlauf der triaxialen Probe mit 45/90/-45-Aufbau.



**Abb. 4.20:**  $G_{IC}$ -Werte der monotonen Versuche mit Standardabweichungen.

#### 4.2.1.2 Monotone Delaminationsversuche unter Mode II

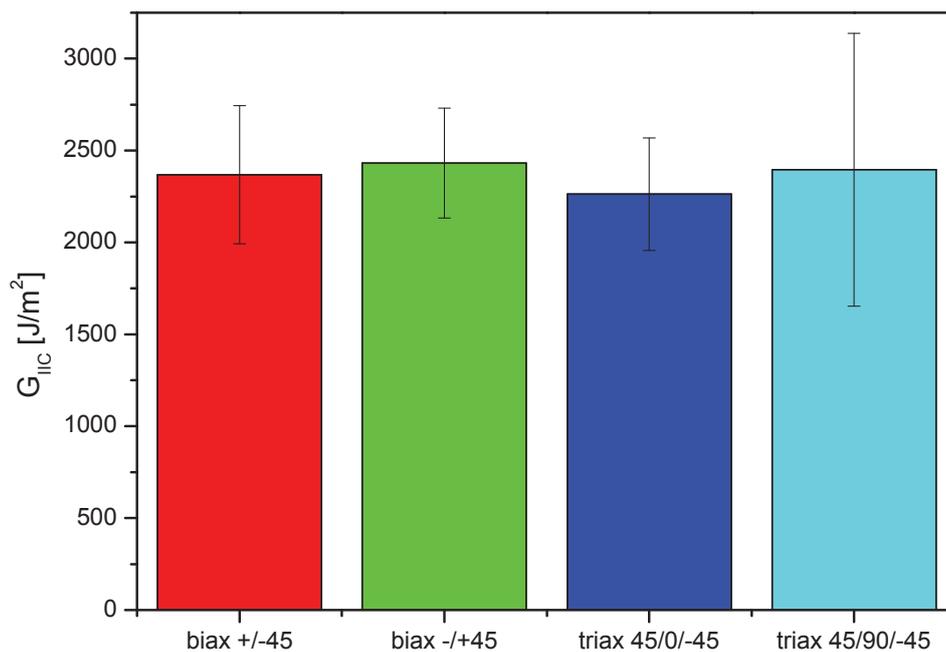
Auch die Ergebnisse der monotonen Mode II-Versuche zeigen keinen signifikanten Unterschied zwischen den unterschiedlichen Geflechtaufbauten

(Abb. 4.21). Auffällig ist jedoch, dass die Standardabweichung beim 45/90/-45-Aufbau sehr groß ist. Bei den Messungen gab es bei diesem Aufbau mehrere Ausreißer hin zu höheren Werten. Das lässt sich darauf zurückführen, dass die  $G_{IIC}$ -Messungen, wie in Abschnitt 3.3.1.3 beschrieben, im Anschluss an die  $G_{IC}$ -Messungen gemacht wurden. Wurde der Riss im Mode I-Versuch direkt vor einem der im 45/90/-45-Aufbau quer zur Rissausbreitungsrichtung liegenden Stehfäden gestoppt, so waren im Mode II-Versuch höhere Kräfte vonnöten, um den Riss weitertreiben zu können. Das führte dazu, dass bei diesen Proben ein erhöhter  $G_{IIC}$ -Wert gemessen wurde. Wurde der Riss unter Mode I-Belastung jedoch nicht knapp vor dem Stehfaden gestoppt, so hatte der Stehfaden keinen unmittelbaren Einfluss auf das Risswachstum und die  $G_{IIC}$ -Werte ähnelten denen der anderen Aufbauten. Deshalb liegen auch hier die Mittelwerte der vier unterschiedlichen Geflechtaufbauten in einem sehr ähnlichen Bereich zwischen 2250 und 2500 J/m<sup>2</sup>. Wie auch in der Literatur beschrieben liegen dabei die  $G_{IIC}$ - über den  $G_{IC}$ -Werten (Martin, 2000).

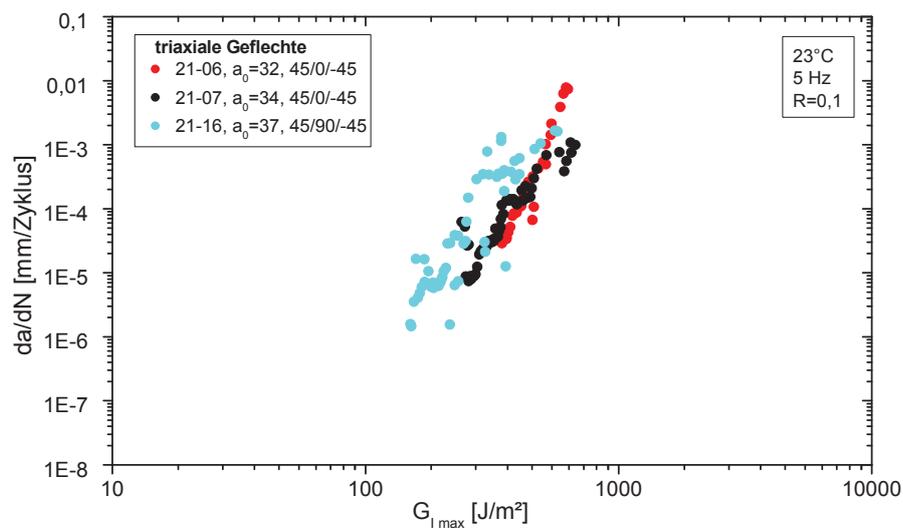
#### 4.2.1.3 Zyklische Delaminationsversuche unter Mode I

Die Problematik, die sich bei der Messung des Ermüdungsrisswachstums an den Geflechtem ergab, wurde in Abschnitt 4.1.3.2 bereits erwähnt. Durch die nicht in Risswachstumsrichtung liegenden Fasern stellte sich ein Stick-Slip-Effekt, der nicht nur ein Ablenken des Risses hervorrief, sondern auch Verzweigungen des Risses verursachte, ein. Dadurch wurde für das Risswachstum zwar mehr Energie verbraucht, es wurden aber auch zusätzliche Bruchflächen generiert. Da sich die Dehnungsenergiefreisetzungsrates jedoch auf die für die Generierung einer Bruchebene verbrauchte Energie bezieht, kann der Versuch nur als bedingt gültig angesehen werden. Bei den Geflechtem mit biaxialem Aufbau kam es infolgedessen zu Streuungen in der Risswachstumskurve, siehe Abb. 4.12. Bei den triaxialen Geflechtem mit Stehfäden in Längsrichtung konnte durch deren zusätzliche Biegesteifigkeit zwar ein stetigeres Risswachstum, aber keine Verbesserung gegenüber den biaxialen Proben erzielt werden (Abb. 4.22). Die triaxialen Proben mit 45/90/-45-Aufbau hingegen zeigten ein ausgeprägtes Stick-Slip-Verhalten. Daraus lässt sich schließen, dass durch den triaxialen Aufbau keine entscheidende Verbesserung des Ermüdungsrisswachstumsverhaltens der Geflechtem unter Mode I-Belastung erzielt werden konnte und ein Ranking der unterschiedlichen Auf-

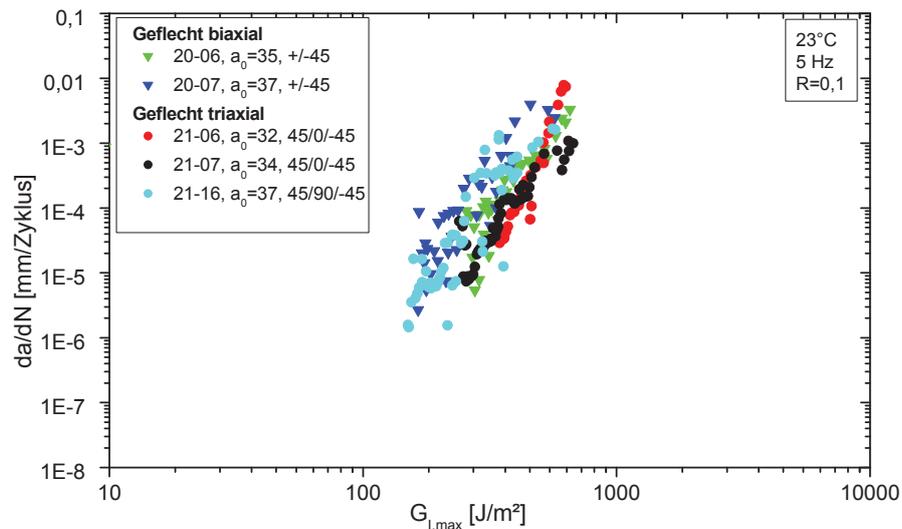
bauten nicht eindeutig erstellt werden kann. In Abb. 4.23 ist eine Gegenüberstellung der biaxialen und triaxialen Geflechte dargestellt. Es ist darin auch zu erkennen, dass es bei zyklischer Belastung zu Risswachstum auch unter den im monotonen Versuch ermittelten kritischen Energiefreisetzungsraten kam. Für einen Vergleich der für die Geflechtsproben erhaltenen Ermüdungsrisswachstumskurven mit den Ermüdungsrisswachstumskurven anderer Materialien wird auf Abb. 4.15 verwiesen.



**Abb. 4.21:**  $G_{IIIC}$ -Werte der monotonen Versuche mit Standardabweichungen.



**Abb. 4.22:** Ermüdungsrisswachstum bei triaxialen Geflechtes.



**Abb. 4.23:** Vergleich der Ermüdungsrisswachstumskurven von Geflechtem.

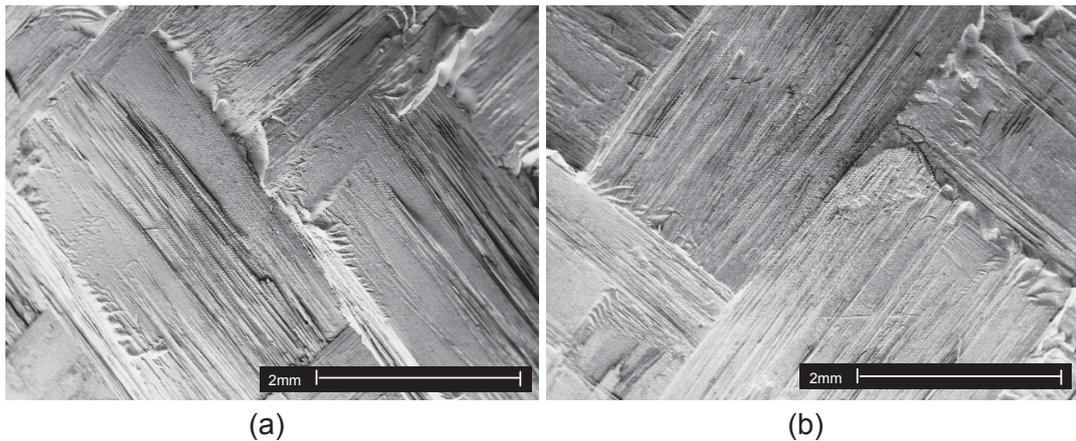
## 4.2.2 Rasterelektronenmikroskopie

Um einen genaueren Aufschluss über die Risswachstumsphänomene in den Geflechtem zu bekommen, wurden Rasterelektronenmikroskop (REM)-Aufnahmen durchgeführt. Die Richtung des Risswachstums ist in diesen Bildern immer von links nach rechts.

### 4.2.2.1 Bruchoberflächen bei monotoner Mode I-Belastung

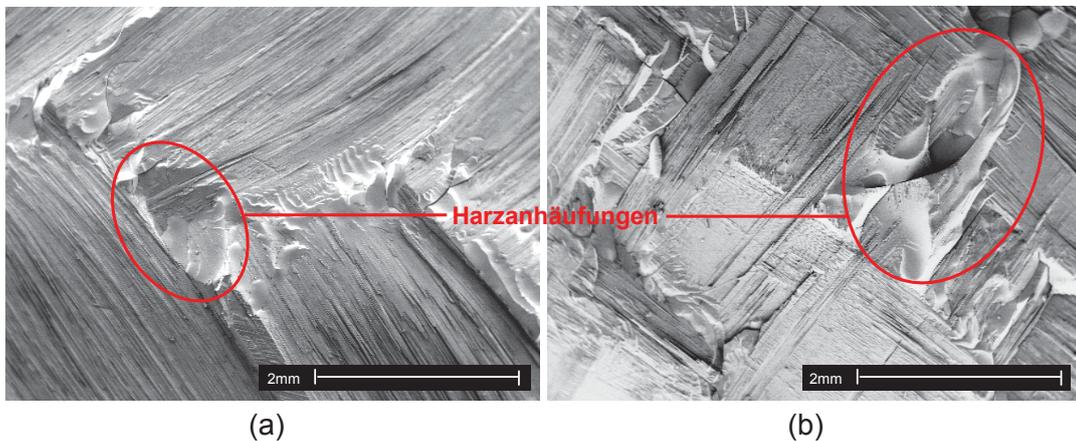
In Abb. 4.24 und Abb. 4.25 sind Aufnahmen der Bruchoberflächen bei 17-facher Vergrößerung abgebildet. Es sind dabei Unterschiede zwischen den biaxialen und den triaxialen Geflechtem in der Grobstruktur erkennbar. Bei den triaxialen Geflechtem (Abb. 4.25) traten größere Harzanhäufungen zwischen den Faserbündeln auf als bei den Geflechtem mit biaxialem Faseraufbau (Abb. 4.24). Des Weiteren kam es bei den triaxialen Proben zu groben Faserausbrüchen. Es ist jedoch kein Unterschied zwischen den beiden Abzugsrichtungen sowohl bei den biaxialen, als auch bei den triaxialen Geflechtem feststellbar.

Laut Liu et al. wachsen Delaminationen in Faserrichtung schneller als quer zur Faserrichtung (Liu et al., 1993). Dadurch ergibt sich bei den Geflechtem unter dem Rasterelektronenmikroskop ein sehr inhomogenes Bild der Bruchoberfläche und man erhält lokal sehr unterschiedliche Versagensbilder. Dies spiegelte sich bei stärkeren Vergrößerungen auch bei den Geflechtem wider. Es konnte kein signifikanter Unterschied in der Feinstruktur der Geflechtem gefunden werden.



**Abb. 4.24:** REM-Aufnahmen der biaxialen Geflechte.

(a) +/-45  
(b) -/+45



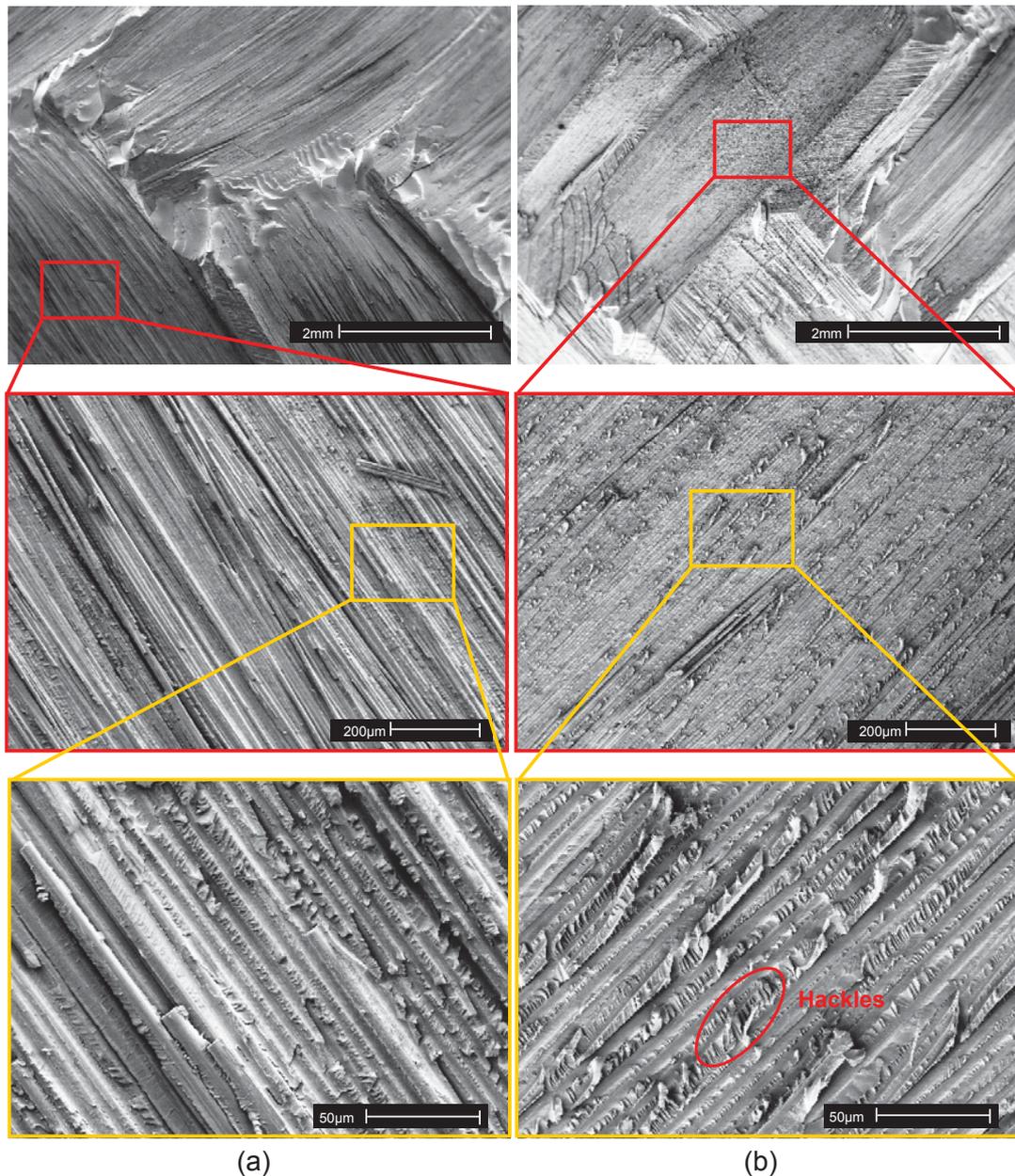
**Abb. 4.25:** REM-Aufnahmen der triaxialen Geflechte.

(a) 45/0/-45  
(b) 45/90/-45

#### 4.2.2.2 Vergleich der Bruchoberflächen bei monotoner Mode I- und Mode II-Belastung

Der Einfluss der Belastungsart auf die Struktur der Bruchoberfläche wird in diesem Abschnitt anhand des triaxialen 45/0/-45-Aufbaus erläutert. In Abb. 4.26 wird die monotone Mode I-Belastung der monotonen Mode II-Belastung gegenübergestellt. Durch die Schubbelastung unter Mode II wird das die Fasern stützende Harz charakteristisch aufgeworfen und wellenförmig verformt. Diese für Mode II typischen Verformungen werden „Hackles“ (Bonhomme et al., 2009; Asp et al., 2001; Pinter, 1994, Scrivner und Chan, 1993; Johannesson und Blikstad, 1985) genannt und sind in der Feinstruktur in Abb. 4.26 (b) deutlich erkennbar. Hackles werden wahrscheinlich durch die bei Mode II dominanten Schubspannungen

hervorgerufen. Diese können abhängig vom Versuchsaufbau auch bei Mode I auftreten und Hackles verursachen. Einer numerischen Analyse von Bonhomme et al. (2009) zufolge entstehen bei Mode II unter  $45^\circ$  zur Rissebene die größten Zugspannungen an der Rissspitze, welche zu Mikrorissen normal zu diesen Spannungen führen. Diese Mikrorissbildung dürfte die treibende Kraft für die Entstehung von Hackles sein (Bonhomme et al., 2009).

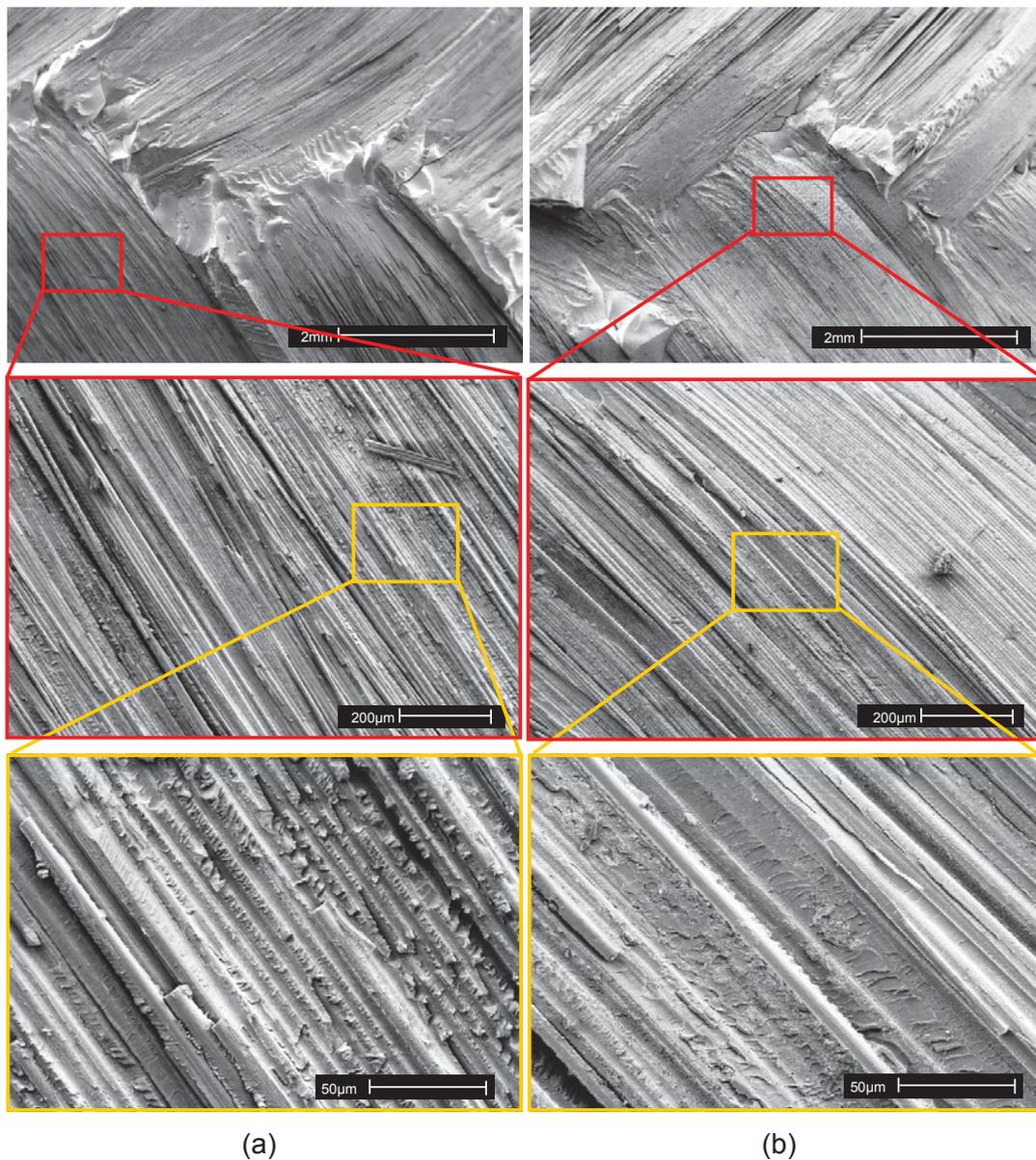


**Abb. 4.26:** Gegenüberstellung von Mode I und Mode II anhand des 45/0/-45-Aufbaus.

- (a) monotone Mode I-Belastung
- (b) monotone Mode II-Belastung

#### 4.2.2.3 Vergleich der Bruchoberflächen bei monotoner Mode I- und zyklischer Mode I-Belastung

Aus der in Abb. 4.27 dargestellten Gegenüberstellung von monotoner und zyklischer Mode I-Belastung lässt sich erkennen, dass es kaum Unterschiede zwischen diesen beiden Belastungen in der Grobstruktur gab. Die Bruchoberflächen der zyklisch belasteten Proben zeigten eine etwas glattere Feinstruktur.



**Abb. 4.27:** Gegenüberstellung von monotoner und zyklischer Mode I-Belastung.

(a) monotone Mode I-Belastung

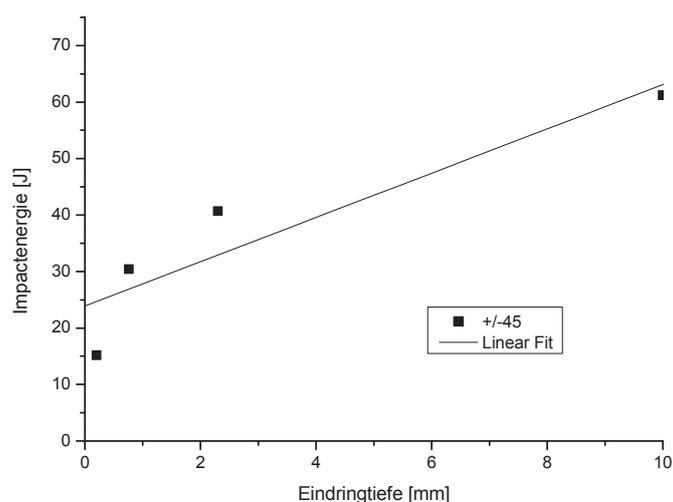
(b) zyklische Mode I-Belastung ( $da/dN=10^{-5}$  mm/Zyklus)

### 4.2.3 Compression after Impact

Die CAI-Versuche dienen einer Beurteilung der Resttragfähigkeit von Materialien nach dessen Schädigung mit einer definierten Impactenergie. In diesem Abschnitt werden die Ergebnisse der Untersuchung des CAI-Verhaltens von Geflechtem mit verschiedenen Aufbauten dargestellt. Dabei muss beachtet werden, dass diese Geflechte nicht den von der Norm (AITM 1-0010, 2003) geforderten quasiisotropen Aufbau besaßen.

#### 4.2.3.1 Einbringen der Impact-Schädigung

In Abb. 4.28 bis Abb. 4.31 sind die im Versuch am Fallturm erzielten Impactenergien als Funktion der Eindringtiefe dargestellt. Über eine lineare Regression nach AITM 1-0010 (2003) wurde daraus die für eine Eindringtiefe von 1 mm nötige Impactenergie ermittelt. Diese Eindringtiefe wird in der Norm als kritisch angesehen, da sie visuell nur mehr kaum zu erkennen ist. In den Abbildungen wird diese Energie separat mit pinken Vierecken dargestellt. Bei den Versuchen für den +/-45-Aufbau standen nicht genügend Prüfplatten zur Verfügung, um die gesamte Prüfserie durchführen zu können. Deshalb konnte auch kein Versuch mit der über die lineare Regression ermittelten Energie zur Erreichung der 1 mm Eindringtiefe durchgeführt werden (Abb. 4.28). Während bei den triaxialen Aufbauten die rechnerisch bestimmte mit der experimentell ermittelten Energie für 1 mm Eindringtiefe relativ gut übereinstimmte (Abb. 4.30 und Abb. 4.31), konnte dieser Zusammenhang beim biaxialen 0/90-Aufbau nicht hergestellt werden (Abb. 4.29).



**Abb. 4.28:** Impactenergie über Eindringtiefe für +/-45.

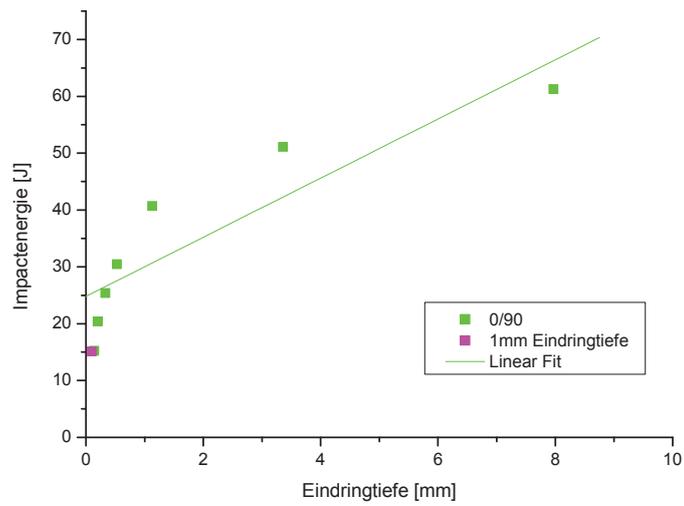


Abb. 4.29: Impactenergie über Eindringtiefe für 0/90.

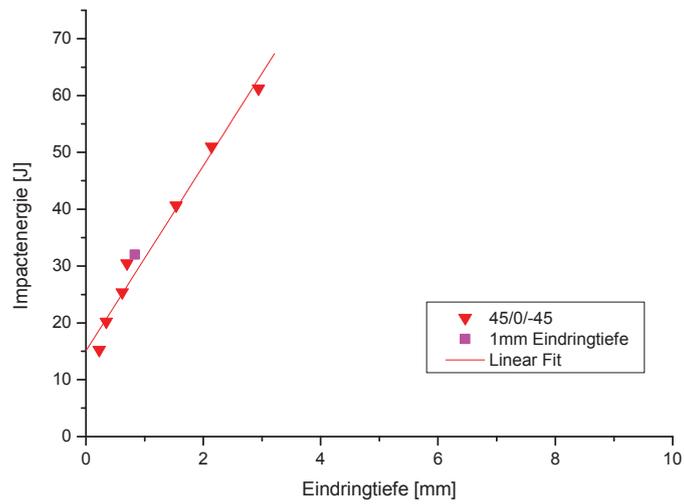


Abb. 4.30: Impactenergie über Eindringtiefe für 45/0/-45.

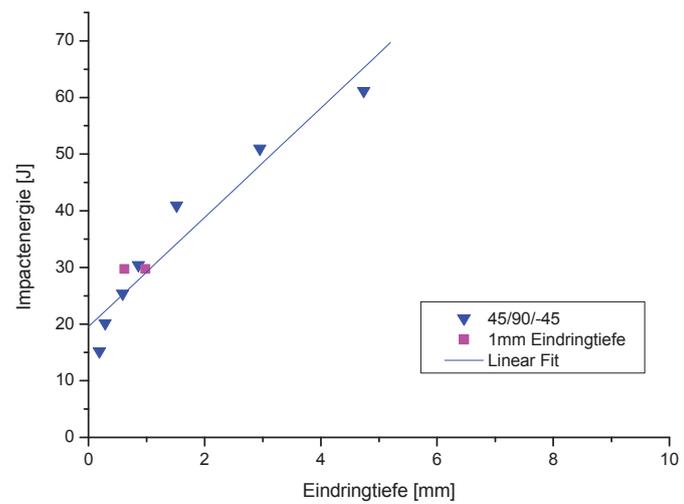
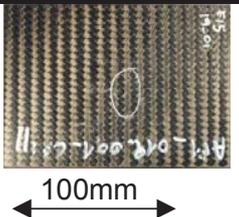
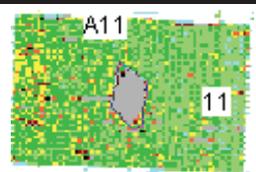
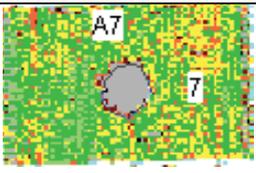
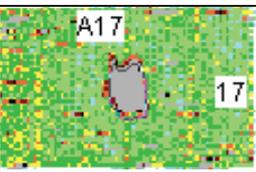


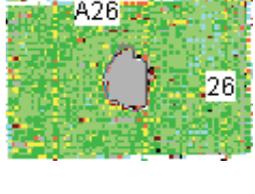
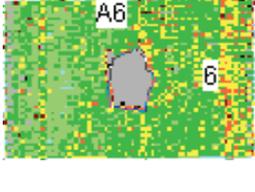
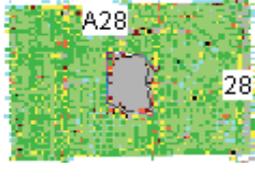
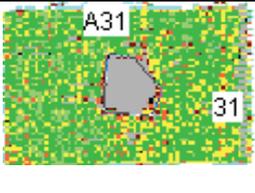
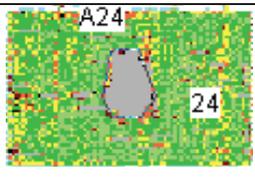
Abb. 4.31: Impactenergie über Eindringtiefe für 45/90/-45.

#### 4.2.3.2 Zerstörungsfreie Prüfung (NDT)

Die Ergebnisse der bei FACC (Ried, A) durchgeführten zerstörungsfreien Prüfung werden in diesem Abschnitt anhand des 45/90/-45-Aufbaus dargestellt. Die Bilder für die restlichen Aufbauten sind im Anhang zu finden. In Tabelle 4.1 ist die Gegenüberstellung der Ultraschalluntersuchungen mittels A-Scan und C-Scan am 45/90/-45-Aufbau mit den jeweiligen Impactenergien und Eindringtiefen ersichtlich. Als zusätzliche Information ist die, durch das Ultraschallmessgerät im C-Scan gemessene, Größe der Schädigungszone in mm<sup>2</sup> aufgetragen. Es ist feststellbar, dass mit zunehmender Impactenergie das Ausmaß der Schädigung des Materials zunimmt. Weiters besteht eine sehr gute Korrelation zwischen den über A-Scan und C-Scan vermessenen Schädigungszonen.

**Tabelle 4.1:** Gegenüberstellung von A-Scan und C-Scan des 45/90/-45-Aufbaus bei den jeweiligen Impactenergien und zugehörigen Eindringtiefen.

A-Scan-Bild	C-Scan-Bild	Ausmaß der Schädigung [mm <sup>2</sup> ]	Impact-energie [J]	Eindringtiefe [mm]
		600	15,2	0,23
		636	20,2	0,35
		544	25,4	0,62
		648	30,5	0,70

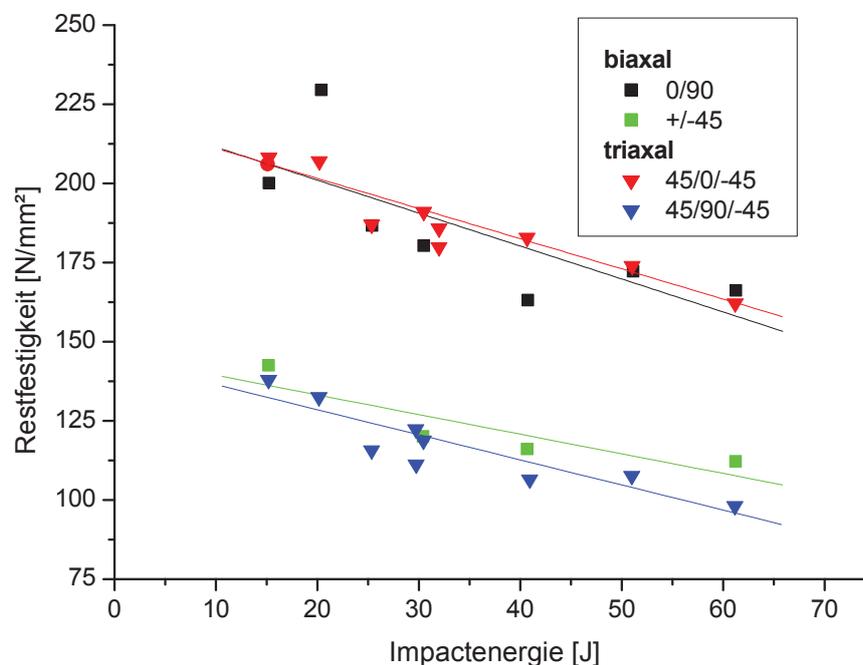
		764	32,0	0,84 (1mm)
		760	32,0	0,83 (1mm)
		884	40,7	1,54
		992	51,0	2,14
		988	61,2	2,94

#### 4.2.3.3 Bestimmung der Restdruckfestigkeit bei monotoner Belastung

Bei Auftragung der Restdruckfestigkeit über der Impactenergie (Abb. 4.32) ergab sich, dass die Aufbauten welche Fasern in 0°-Richtung besaßen höhere Restfestigkeitsniveaus erreichten, als jene ohne Fasern in 0°-Richtung. Dies lässt sich durch die in Abschnitt 2.4 erläuterte Abhängigkeit der Druckfestigkeit von der Faserorientierung erklären. Man sieht also einen Einfluss der Faserorientierung, ein direkter Vergleich kann aber aufgrund des unterschiedlichen Aufbaus nicht gemacht werden.

Bei Betrachtung des Verformungsverhaltens sind klare Unterschiede erkennbar. In Abb. 4.33 und Abb. 4.34 sind nach AITM 1-0010 (2003) die Kraft-Zeit-Kurven der Druckversuche bei 0,5 mm/min Kolbengeschwindigkeit dargestellt. Darin ist ersichtlich, dass die biaxialen Proben mit +/-45-Aufbau ein höheres Energieaufnah-

mevermögen bei Druckbelastung als die anderen Aufbauten besaßen, da sie größere Verformungen bis zum Versagen aufnehmen konnten. Das ist ein Resultat der unter Druck im Winkel von  $+45^\circ$  aneinander abgleitenden  $\pm 45^\circ$ -Faserbündel. Dahingegen lag bei den Prüfkörpern mit 0/90-Aufbau ein Scherversagen in einer Ebene senkrecht zur Belastungsrichtung vor, was sich anhand eines plötzlichen Kraftabfalls nach dem Knicken der  $0^\circ$ -Fasern in der Kraft-Zeit-Kurve zeigte. Diese Unterschiede zwischen den beiden biaxialen Aufbauten sind sowohl in den Kraft-Zeit-Verläufen, siehe Abb. 4.33, als auch in den Versagensbildern, siehe Abb. 4.35, der beiden Aufbauten wiederzufinden. In Abb. 4.35 werden dabei die geschädigten Probekörper und Details der Schädigung an den Seitenrändern dargestellt. Die Prüfkörper mit triaxialem Aufbau zeigten aufgrund der zusätzlichen Stehfäden ein Versagensbild, das zwischen den beiden Extremen der biaxialen Proben lag. Das Abgleiten der Faserbündel unter  $45^\circ$  wurde durch die zusätzlichen Stehfäden behindert. Eine Betrachtung der geprüften Probekörper in Abb. 4.35 verdeutlicht die Unterschiede im Versagensverhalten. Dabei ist zu beachten, dass nicht nur die Stehfäden in Längsrichtung, sondern auch die  $90^\circ$ -Stehfäden die Verformung behinderten.



**Abb. 4.32:** Restfestigkeitsverläufe der vier Aufbauten über der Impactenergie.

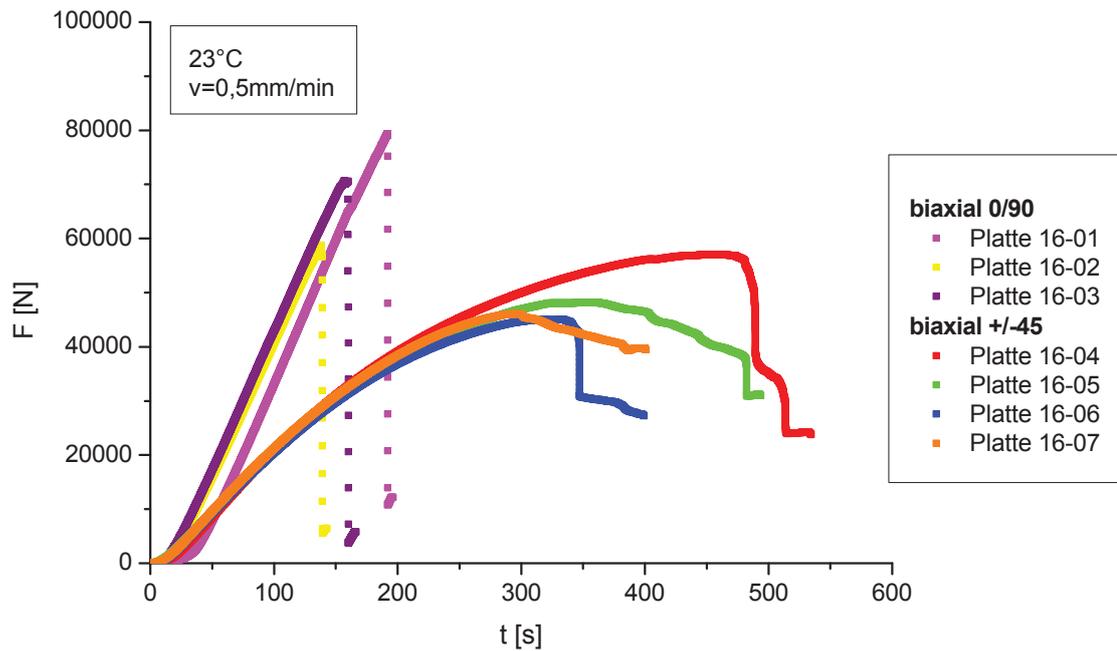


Abb. 4.33: Kraft-Zeit-Kurven der Druckversuche an den biaxialen Geflechtsproben

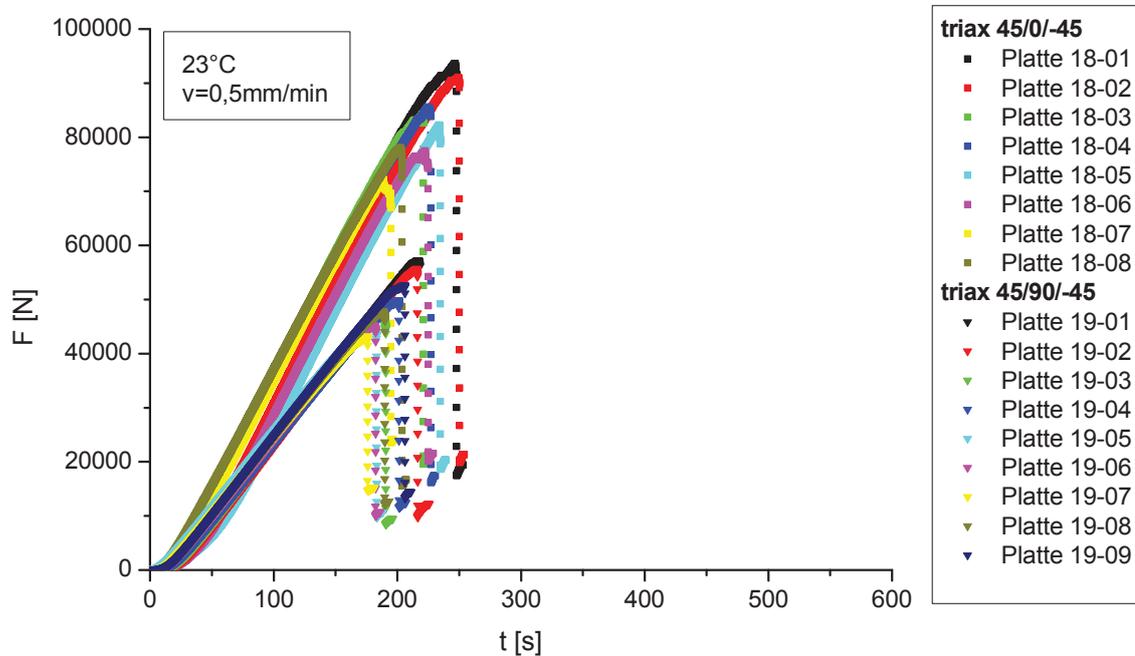
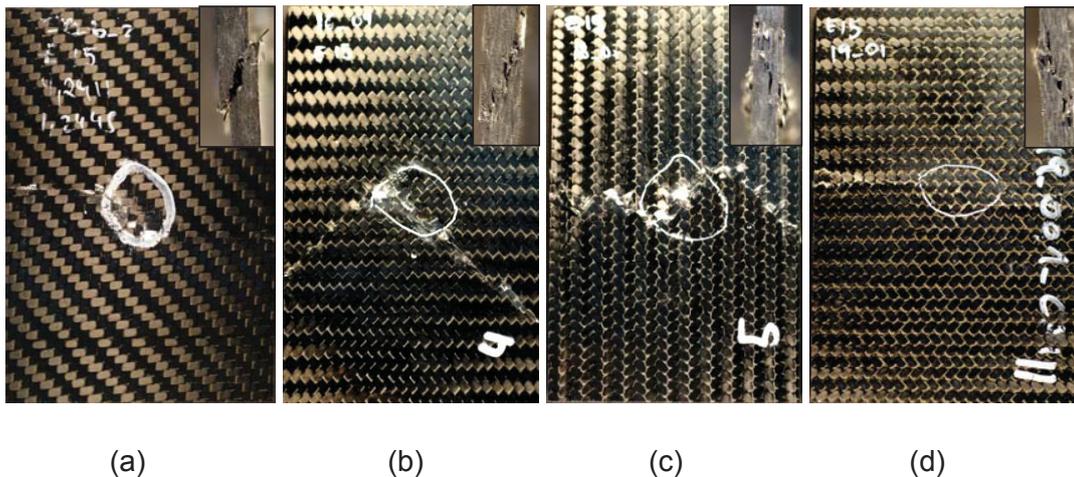


Abb. 4.34: Kraft-Zeit-Kurven der Druckversuche an den triaxialen Geflechtsproben



**Abb. 4.35:** Fotos der Prüfkörper nach dem Druckversuch (Impactenergie 15 J) mit Detailaufnahmen der Seitenränder.

- (a) 0/90
- (b) +/-45
- (c) 45/0/-45
- (d) 45/90/-45

#### 4.2.4 Schlussfolgerung und Ausblick

Die an den Geflechtsproben durchgeführten monotonen bruchmechanischen Messungen zeigten, dass ein triaxialer Faseraufbau keine signifikante Verbesserung im Delaminationsverhalten gegenüber dem biaxialen Faseraufbau bringt. Sowohl unter Mode I- als auch unter Mode II-Belastung ergaben sich ähnliche Werte für die kritische Dehnungsenergiefreisetzungsrates. Auffällig war die beim 45/90/-45-Aufbau unter Mode II-Belastung auftretende große Streuung, die wahrscheinlich auf den Einfluss der quer zur Risswachstumsrichtung liegenden Stehfäden zurückzuführen ist. Die Ermüdungsversuche unter Mode I an Geflechtsproben lieferten gut reproduzierbare Ergebnisse. Während bei den +/-45- und 45/90/-45-Aufbauten Stick-Slip-Effekte beobachtet werden konnten, zeigte der 45/0/-45-Aufbau aufgrund dessen höherer Biegesteifigkeit ein stetigeres Risswachstum. Eine Gültigkeit der Messungen ist jedoch aufgrund der Verzweigungen des Risses und der dadurch zusätzlich generierten Bruchflächen nur bedingt gegeben.

Die REM-Untersuchung der Bruchflächen zeigte, dass bei den triaxialen Geflechtsproben stärkere Harzaustritte und gröbere Faserausbrüche als bei den biaxialen Proben vorhanden waren. Die Mode II-Belastung ließ sich von der Mode I-Belastung anhand von „Hackles“ an der Bruchoberfläche unterscheiden. Zwischen der monotonen und zyklischen Mode I-Belastung konnten nur geringe

Unterschiede entdeckt werden. Die zyklisch belasteten Proben zeigten dabei eine etwas glattere Feinstruktur.

Die CAI-Versuche an den Geflechtes lieferten eine erhöhte Restdruckfestigkeit bei den mit  $0^\circ$ -Fasern versehenen Aufbauten. Der 45/90/-45- und der +/-45-Aufbau, bzw. der 45/0/-45- und der 0/90-Aufbau hatten in etwa die gleichen Restdruckfestigkeiten. Es waren jedoch Unterschiede in der Art des Versagens erkennbar.

Auf Basis der erhaltenen Ergebnisse würden sich folgende Aspekte unmittelbar für weitere Untersuchungen anbieten. Um das gegenüber den UD-Laminaten mit Epoxidharzmatrix verbesserte Ermüdungsrisswachstumsverhalten der Geflechtes unter Mode I bestätigen zu können, würde sich ein Vergleichsversuch an Materialien mit gleichen Grundkomponenten anbieten. Weiters könnte ein direkter Vergleich zwischen dem CAI-Verhalten von Geflechtes und Geweben aus den gleichen Grundmaterialien bei gleichen Faserorientierungen interessant sein.

## 5 ZUSAMMENFASSUNG

In dieser Arbeit wurden zwei Themenschwerpunkte behandelt:

- Zyklische Delaminationsversuche zur Abschätzung der Umsetzbarkeit in eine Norm
- Schadenstoleranzverhalten von Geflechtem

Untersuchungen an UD-Laminaten zeigten, dass weggesteuerte Ermüdungsversuche gut reproduzierbar und geeignet für industrielle Anwendungen sind. Es konnte weder ein Einfluss der Maschinenparameter Messfrequenz, Messverfahren (kraft- oder weggesteuert) und Prüfmaschine, noch des Prüfkörperparameters Anfangsrislänge auf das Messergebnis gefunden werden. Der große Vorteil des weggesteuerten Verfahrens ist, dass die Messung größtenteils unbeaufsichtigt gelassen werden kann und dass der Threshold-Wert bei ausreichend zur Verfügung stehender Maschinenzeit gemessen werden kann, wenn die plastischen Zonen im Material klein sind und keine Faserbrückenbildung auftritt.

Mittels monotoner und zyklischer Delaminations- und Compression after Impact (CAI) Versuchen wurde das Schadenstoleranzverhalten von Geflechtem untersucht. Dabei konnte festgestellt werden, dass zwischen einem biaxialen und einem triaxialen Geflechtaufbau nur minimale Unterschiede sowohl im monotonen Delaminationsverhalten unter Mode I- und Mode II-Lasten, als auch im zyklischen Delaminationverhalten unter Mode I-Lasten bestehen. Verzweigungen des Risses während der zyklischen Delaminationsversuche rücken diese Versuche aber an die Grenze der Gültigkeit der angewandten linear elastischen Bruchmechanik. Die CAI-Versuche zeigten eine Abhängigkeit der Restdruckfestigkeiten vom Geflechtaufbau. Bei den Probekörpern mit Fasern in Belastungsrichtung konnten größere Restdruckfestigkeiten gefunden werden, als bei jenen ohne Fasern in Belastungsrichtung. Das Versagen der Probekörper hing ebenfalls von den Faserorientierungen ab. Der +/-45-Aufbau zeigte ein langsames Scherversagen unter 45° zur Belastungsrichtung und der 0/90-Aufbau versagte plötzlich in einer Ebene senkrecht zur Belastungsrichtung.

## 6 LITERATUR

*Abrate, S.* (1998). "Impact on composite structures", Cambridge University Press, GB

*AITM 1-0010* (2003). "Fibre Reinforced Plastics, Determination of Compression Strength after Impact"

*Aktas, M.; Karakuzu, R.; Arman, Y.* (2009). *Composite Structures* **89**, pp.77-82

*Alif, N.; Carlsson, L.A.; Boogh, L.* (1998). *Composites Part B: Engineering* **29B**, pp.603-611

*Altstädt, V.* (1993). In „Hysteresis-Messverfahren“, (G.W. Ehrenstein; Hrsg.), pp. 2.2.1-2.2.14, Lehrstuhl für Kunststofftechnik, Erlangen, D

*Anderson, T.L.* (2005). "Fracture Mechanics", CRC Press, Boca Raton, USA

*Argüelles, A.; Vina, J.; Canteli, A.F.; Castrillo, M.A.; Bonhomme, J.* (2008). *Composite Science and Technology* **68**, pp.2325-2331

*Ashbee, K.* (1993). "Fundamental Principles of Fiber Reinforced Composites", Technomic Publishing Co. Inc., Lancaster, USA

*Asp, L.E.; Sjögren, A.; Greenhalgh, E.S.* (2001). *Journal of Composites Technology and Research* **23**, pp.55-68

*ASTM D 6115* (1997). "Standard Test Method for Mode I Fatigue Delamination Growth Onset of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites"

*ASTM E 647-00* (2001). "Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates", ASTM Committee E08, Subcommittee E08.06, West Conshohocken, USA

*Bonhomme, J.; Argüelles, A.; Vina, J.; Vina, I.* (2009). *Polymer Testing* **28**, pp.612-617

*Bradley, W.L.; Cohen, R.N.* (1985). In „Delamination and Debonding of Materials“, (Johnson, W.S., ed.), pp. 389-410, ASTM Publications, Philadelphia, USA

*Broek, D.* (1988). "The Practical Use of Fracture Mechanics", Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, Niederlande

*Broek, D.* (1986). „Elementary Engineering Fracture Mechanics“, Martinus Nijhoff Publishers, Dordrecht, Niederlande

*Brunner, A.J.; Murphy, N.; Pinter, G.* (2009). Engineering Fracture Mechanics, Article in Press, doi:10.1016/j.engfracmech.2009.07.014

*Brunner, A.J.; Blackman, B.R.K.; Davies, P.* (2008). Engineering Fracture Mechanics **75**, pp.2779-2794

*Brunner, A.J.; Blackmann, B.R.K.; Williams, J.G.* (2006). Composite Science and Technology **66**, pp.785-795

*Cvitkovich, M.-K.* (1995). „Polymer Matrix Effects on interlaminar crack growth in advanced composites under monotonic and fatigue mixed-mode I/II loading conditions“, Dissertation, Institut für Werkstoffkunde und Prüfung der Kunststoffe, Montanuniversität Leoben, Österreich

*Davies P.; Blackman, B.R.K.; Brunner, A.J.* (1998). Applied Composite Materials **5**, pp.345-364

*Davies, P.* (1996) IFREMER Technical report: DITI-GO-MM 96-11, pp.1-35

*DIN EN 2562* (1997). „Unidirektionale Laminate, Biegeprüfung parallel zur Faserrichtung“

*DIN EN 6033* (1995). „Bestimmung der interlaminaren Energiefreisetzungsrates Mode I,  $G_{IC}$ “

*DIN EN 6034* (1996). „Bestimmung der interlaminaren Energiefreisetzungsrates Mode II,  $G_{IIC}$ “

*Domininghaus, H.* (1997). „Die Kunststoffe und ihre Eigenschaften“, Springer, Berlin, Deutschland

*Ehrenstein, G.W.* (2006). „Faserverbund-Kunststoffe“, Hanser, München, Deutschland

*Falzon, P.J.; Herszberg, I.* (1997). *Composite Science and Technology* **58**, pp.253-265

*Felber, S.* (2006). "Bestimmung der Schadenstoleranz und der Ermüdungseigenschaften von kohlestofffaserverstärkten Epoxidharz-Laminaten", Diplomarbeit, Institut für Werkstoffkunde und Prüfung der Kunststoffe, Montanuniversität Leoben, Österreich

*Flemming, M.; Roth, S.* (2003). „Faserverbundbauweisen, Eigenschaften“, Springer, Berlin, Deutschland

*Flemming, M.; Ziegmann, G.; Roth, S.* (1996). „Faserverbundbauweisen, Halbzeuge und Bauweisen“, Springer, Berlin, Deutschland

*Grellmann, W.; Seidler, S.* (2007). "Polymer Testing", Hanser, München, Deutschland

*Hashemi, S., Kinloch, A.J., Williams, J.G.* (1989). *Journal of Materials Science Letters* **8**, pp.125-129

*Hertzberg, R. W.* (1996). "Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials", John Wiley & Sons, New York

*Hertzberg, R. W.* (1980). "Fatigue of Engineering Plastics", Academic Press, New York, USA

*Hojo, M.; Kageyama, K.; Tanaka, K.* (1995). *Composites* **26**, pp. 243-255

*Hojo, M.; Ochiai, S.; Aoki, T.; Ito, H.* (1994a). 2nd ECCM-Composites, Testing & Standardization, pp. 553-561

*Hojo, M.; Ochiai, S.; Gustafson, C.-G.; Tanaka, K.* (1994b). *Engineering Fracture Mechanics* **49**, pp.35-47

*Hojo, M.; Tanaka, K.; Gustafson, C.G.; Hayashi, R.* (1987). *Composites Science and Technology* **29**, pp.273-292

*Hutchinson, J.W.; Jensen, H.M.* (1990). *Mechanics of Materials* **9**, pp.139-163

*Irwin, G.R.; Kies, J.A.* (1954). *Welding Journal Research Supplement* **33**, 193

- Irwin, G.R.* (1956). Sagamore Research Conference Proceedings Vol. **2**, 289
- ISO 1524* (2001). "Fiber-reinforced plastic composite – Determination of mode I interlaminar fracture toughness,  $G_{IC}$ , for unidirectionally reinforced materials"
- Johnson, W.S.* (1985). „Delamination and Debonding of Materials“, ASTM Publications, Philadelphia, USA
- Johannesson, T.; Blikstad, M.* (1985). In „Delamination and Debonding of Materials“, (Johnson, W.S., ed.), pp. 389-410, ASTM Publications, Philadelphia, USA
- Kageyama, K.; Hojo, M.* (1990). Proc. 5th Japan-US Conference on Composite Materials, Kokon-shoin, pp.227-234
- Kausch, H.H.* (1987). „Polymer Fracture“, Springer Verlag, Berlin, Deutschland
- Lafaille, J.-M.* (2007). „Effect of Z-Pinning on the Delamination Crack Propagation under Fatigue Loading Conditions“, MSc-Thesis, School of Applied Science, Cranfield University, UK
- Lang, R. W.; Balika, W.; Pinter, G.* (2004). In "The Application of Fracture Mechanics to Polymers, Adhesives and Composites", (Moore, D.R., ed.), ESIS Publication 33, pp.83-92, Elsevier Science Ltd. And ESIS, Oxford, England
- Lang, R.W.; Tesch, H.; Robert, A.; Neu, A.; Schneider, K.* (1990). SAMPE European Chapter – Plastics-Metals-Ceramics, pp.111-125
- Lang, R.W.; Herrmann, G.* (1990). 35th International SAMPE Symposium, pp.2245-2259
- Lang, R.W.; Tesch, H.; Herrmann, G.H.* (1988). In "New Generation Materials and Processes", (Saporiti, F.; Merati, W.; Peroni, L.; ed.), Grafiche F.B.M., Mailand, Italien
- Lang, R.W.; Stutz, H.; Heym, M.; Nissen, D.* (1986). Die angewandte makromolekulare Chemie **145/146**, pp. 267-321

*Liu, S.; Kutlu, Z.; Chang, F.-K.* (1993). In „Composite Materials, Fatigue and Fracture“, (Stinchcomb, W.W.; Ashbaugh, N.E., ed.), Vol. 4, pp. 86-101, ASTM Publications, Philadelphia, USA

*Mahishi, J.M.; Adams, F.A.* (1985). In „Delamination and Debonding of Materials“, (Johnson, W.S., ed.), pp. 95-111, ASTM Publications, Philadelphia, USA

*Martin, R.H.* (2000). Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers **214**, pp.91-97

*Martin, R.H.* (1997). Journal of Composites Technology and Research **19**, pp.20-28

*Martin, R.H.; Murri, G.B.* (1990). In “Composite Materials: Testing and Design”, Vol.9 (Garbo, S.P.; ed.), pp.251-270, ASTM Publications, Philadelphia, USA

*Martin, R.H.; Murri, G.B.* (1988). NASA technical Memorandum 100577, pp.1-52

*Molent, L.; Barter, S.A.; White, P.; Dixon, B.* (2009). International Journal of Fatigue **31/6**, pp.1031-1038

*Mouritz, A.P.* (2007). Composites Part A **38**, pp.2383-2397

*Mouritz, A.P.* (2006). Composite Materials **40**, pp.455-469

*Mouritz, A.P.; Cox, B.N.* (2000). Composites Part A **31**, pp.1-27

*Mouritz, A.P.; Bannister, M.K.; Falzon, P.J.; Leong, K.H.* (1999a). Composites: Part A **30**, pp. 1445-1461

*Mouritz, A.P.; Baini, C.; Herszberg, I.* (1999b). Composites: Part A **30**, pp. 859-870

*Mouritz, A.P.; Leong, K.H.; Herszberg, I.* (1997a). Composites Part A **28**, pp.979-991

*Mouritz, A.P.; Gallagher, J.; Goodwin, A.A.* (1997b). Composites Science and Technology **57**, pp.509-522

*Nairn, J.A.* (2001). In „Polymer Matrix Composites“, (Talreja, R.; Manson, J.-A.; Kelly, A.; Zweben, C.; Hrsg.), pp. 529-552, Elsevier Science Ltd., Oxford, GB

*O'Brien, K.T.* (1990). In „Composite Materials Series, Fatigue of Composite Materials“, (Reifsnider, K.L., ed.), Vol. 4, pp.181-198, Elsevier Science Ltd., Oxford, GB

*Olympus* (2009). [www.olympus-ims.com/de/ultrasonics](http://www.olympus-ims.com/de/ultrasonics)

*Pagano, N.J.; Schoeppner, G.A.* (2001). In „Polymer Matrix Composites“, (Talreja, R.; Manson, J.-A.; Kelly, A.; Zweben, C., Hrsg.), pp. 437-528, Elsevier Science Ltd., Oxford, GB

*Paris, P.C.; Erdogan, F.* (1963). *Journal of Basic Engineering* **85**, pp. 528-534

*Partridge, I.K.; Cartié, D.D.R.* (2001). In “The Application of Fracture Mechanics to Polymers, Adhesives and Composites”, (Moore, D.R.; ed.), ESIS Publication 33, pp.265-272, Elsevier Science Ltd., Oxford, GB

*Pilato, L.A.; Michno, M.J.* (1994). “Advanced Composite Materials”, Springer-Verlag, Berlin, Deutschland

*Pinter, G.* (1994). „Charakterisierung der interlaminaren Rissausbreitung unidirektionaler Verbundwerkstoffe unter zyklischer Mode I-Belastung“, Diplomarbeit, Institut für Werkstoffkunde und Prüfung der Kunststoffe, Montanuniversität Leoben, Österreich

*Richardson, M.O.W.; Wisheart, M.J.* (1996). *Composites Part A* **27A**, pp. 1123-1131

*Schürmann, H.* (2007). “Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden”, Vol.2, Springer-Verlag, Berlin, Deutschland

*Scriver, G.C.; Chan, W.S.* (1993). In „Composite Materials, Fatigue and Fracture“, (Stinchcomb, W.W.; Ashbaugh, N.E., ed.), Vol. 4, pp. 538-551, ASTM Publications, Philadelphia, USA

*Shyr, T.-W.; Pan, Y.-H.* (2003). *Composite Structures* **62**, pp.193-203

*Sjörger, A.; Asp, L.E.* (2002). *International Journal of Fatigue* **24**, pp.179-184

*Talreja, R.* (2001). In „Polymer Matrix Composites“, (Talreja, R.; Manson, J.-A.; Kelly, A.; Zweben, C., Hrsg.), pp. 529-552, Elsevier Science Ltd., Oxford, GB

*Talreja, R.* (1990). In „Composite Materials Series, Fatigue of Composite Materials“, (Reifsnider, K.L., ed.), Vol. 4, pp.79-103, Elsevier Science Ltd., Oxford, GB

*Tay, T.E.* (2003). *Applied Mechanics Reviews* **56**, pp.1-31

*Tsotsis, T.S.* (2009). *Polymer Composites* **30**, pp.70-86

*Verpoest, I.* (2001). In „Polymer Matrix Composites“, (Talreja, R.; Manson, J.-A.; Kelly, A.; Zweben, C., Hrsg.), pp. 623-660, Elsevier Science Ltd., Oxford, GB

*Wiedemann, J.* (2007). „Leichtbau - Elemente und Konstruktion“, Springer, Berlin, Deutschland

*Wilkins, D.J.; Eisenmann, J.R.; Camin, R.A.; Margolis, W.S.; Benson, R.A.* (1982). In „Damage in Composite Materials“, (Reifsnider, K.L., ed.), pp.168-183, ASTM Publications, Philadelphia, USA

*Williams, J. G.* (1987a). „Fracture Mechanics of Polymers“, Ellis Horwood Limited, Chichester

*Williams, J. G.* (1987b). *Journal of Composite Materials* **21**, pp.330-347

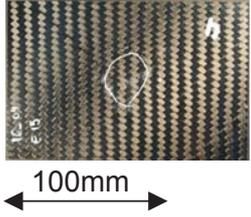
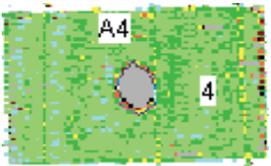
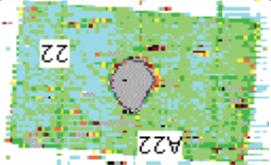
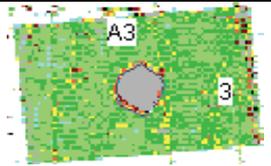
*Zahnt, A.* (2003). „Ermüdungsverhalten von diskontinuierlich glasfaserverstärkten Kunststoffen“, Dissertation, Institut für Werkstoffkunde und Prüfung der Kunststoffe, Montanuniversität Leoben, Österreich

*Zhang, X.; Hounslow, L.; Grassi, M.* (2006). *Composites Science and Technology* **66**, pp.2785-2794

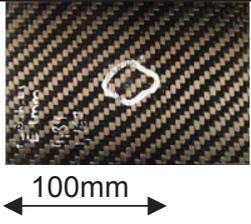
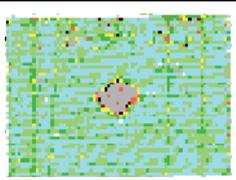
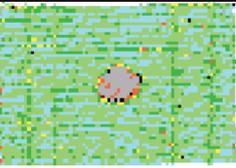
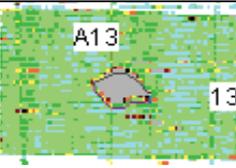
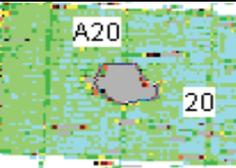
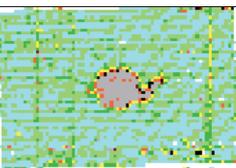
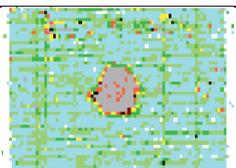
## 7 ANHANG

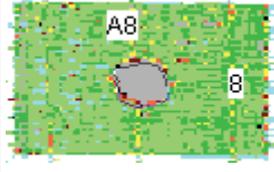
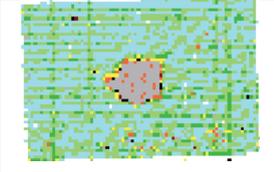
### 7.1 NDT der Geflecht-CAI-Proben

**Tabelle 7.1:** Gegenüberstellung von A-Scan und C-Scan des +/-45-Aufbaus bei den jeweiligen Impactenergien und zugehörigen Eindringtiefen.

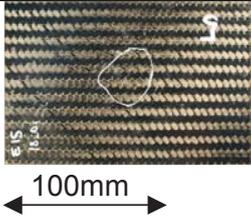
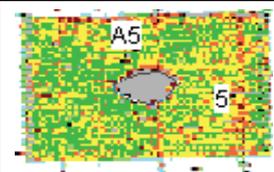
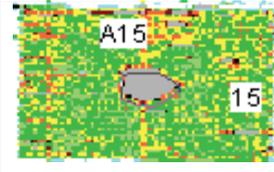
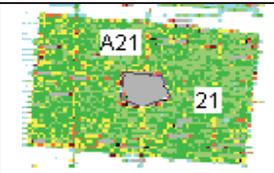
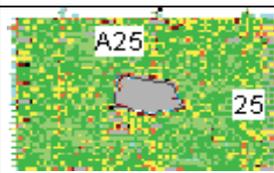
A-Scan-Bild	C-Scan-Bild	Größe der Schädigung [mm <sup>2</sup> ]	Impact-energie [J]	Eindringtiefe [mm]
		464	15,2	0,20
		628	30,4	0,76
		720	40,7	2,30
		804	61,2	Durchschlag

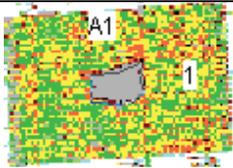
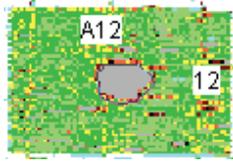
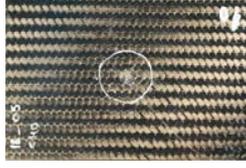
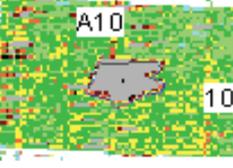
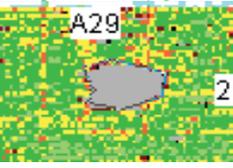
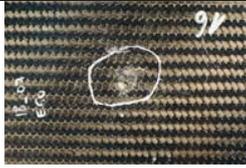
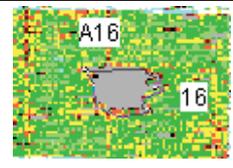
**Tabelle 7.2:** Gegenüberstellung von A-Scan und C-Scan des 0/90-Aufbaus bei den jeweiligen Impactenergien und zugehörigen Eindringtiefen.

A-Scan-Bild	C-Scan-Bild	Größe der Schädigung [mm <sup>2</sup> ]	Impact-energie [J]	Eindringtiefe [mm]
		-	15,1	0,10 (1mm)
		-	15,2	0,14
		520	20,4	0,20
		672	25,4	0,33
		-	30,5	0,52
		-	40,7	1,13

		688	51,1	3,36
		-	61,3	Durchschlag

**Tabelle 7.3:** Gegenüberstellung von A-Scan und C-Scan des 45/0/-45-Aufbaus bei den jeweiligen Impactenergien und zugehörigen Eindringtiefen.

A-Scan-Bild	C-Scan-Bild	Größe der Schädigung [mm <sup>2</sup> ]	Impact-energie [J]	Eindringtiefe [mm]
		556	15,2	0,23
		584	20,2	0,35
		204	25,4	0,62
		688	30,5	0,70

		704	32,0	0,84 (1mm)
		792	32,0	0,83 (1mm)
		892	40,7	1,54
		968	51,0	2,14
		1140	61,2	2,94