



TU Clausthal

Technische Universität Clausthal
Institut für Polymerwerkstoffe und Kunststofftechnik

Bachelorarbeit

Inbetriebnahme einer Mixed-Mode-Bending Prüfvorrichtung zur Messung interlaminarer Risszähigkeiten

Cedric Tschentscher
Matrikelnummer: 478298

Clausthal-Zellerfeld, den 12.04.2022

Erstgutachter: Prof. Dr.-Ing. Gerhard Ziegmann
Zweitgutachter: Prof. Dr.-Ing. Volker Wesling
Betreuer: M. Sc. Grigori Oehl

Eidesstattliche Erklärung

Hiermit versichere ich, dass ich die folgende Arbeit selbstständig verfasst und keine anderen als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel benutzt habe. Alle Stellen der Arbeit, die wörtlich oder sinngemäß aus anderen Quellen übernommen wurden, wurden als solche kenntlich gemacht. Zusätzlich versichere ich, dass die Arbeit von mir in gleicher oder ähnlicher Form noch keiner anderen Prüfungsstelle im Sinne von §11 Absatz 5 lit. b) der Allgemeinen Prüfungsordnung vorgelegt wurde.

Ich erkläre mich ebenfalls damit einverstanden, dass diese Bachelorarbeit in der Instituts- und/oder der Universitätsbibliothek ausgelegt und zur Einsichtnahme aufbewahrt werden darf.

Ort, Datum

Unterschrift

Inhaltsverzeichnis

	Seite
Abkürzungen und Symbole	I
Abbildungsverzeichnis	III
Tabellenverzeichnis	IV
1 Einleitung	1
2 Forschungsstand und theoretische Grundlagen	2
2.1 Faserkunststoffverbunde	2
2.2 Glasfasern	2
2.3 Matrix	3
2.4 Faservolumengehalt	4
2.5 Faser-Matrix-Haftung	4
2.6 Delaminationen in Faserkunststoffverbunden	5
2.7 Bruchmechanik	7
2.7.1 Linear-elastische Bruchmechanik	8
2.7.2 Spannungsintensitätsfaktor	8
2.7.3 Energiefreisetzungsrate	9
2.7.4 Mode I und II	10
2.7.5 Mixed-Mode	12
3 Zielsetzung	15
4 Materialien und Methoden	16
4.1 Probenherstellung	16
4.1.1 Durchführung des VARI-Verfahrens	17
4.2 Aufleimer	18
4.3 Mechanische Prüfungen	19
4.3.1 Mode I	19
4.3.2 Mode II	20
4.3.3 Mixed-Mode	21
5 Auswertung	24
5.1 Aufleimer	24
5.2 Mode I	25

5.3	Mode II	27
5.4	Mixed-Mode	28
5.5	Vergleich	32
6	Fehlerdiskussion	36
7	Zusammenfassung und Ausblick	38

Abkürzungen und Symbole

Abkürzungen

DIN	Deutsches Institut für Normung
DSC	Dynamische Differenzkalorimetrie
FE	Finite Elemente
FVG	Faservolumengehalt
LEBM	Linear-elastische Bruchmechanik
MMB	Mixed-Mode-Bending
RTM	Resin Transfer Moulding
UD	Unidirektional
VARI	Vacuum Assisted Resin Infusion

Symbole

A	Rissfläche
a	Länge der Rissausbreitung
B	Breite des Probekörpers
C	Nachgiebigkeit
C_{sys}	Nachgiebigkeit des Systems
c	Hebellänge
d	Dicke des Laminats
E	Elastizitätsmodul
E_{11}	E-Modul in Längsrichtung
E_{1f}	Biegemodul
E_{22}	Quermodul
F	Kraft
G	Energiefreisetzungsrate
G_c	Bruchzähigkeit

G_I	Energiefreisetzungsratekomponente der Normalbelastung
G_{Ic}	Energiefreisetzungsrate und Normalbelastung
G_{II}	Energiefreisetzungsratekomponente der Schubbeanspruchung
G_{IIc}	Energiefreisetzungsrate unter Schubbeanspruchung
G_{13}	Schubmodul
h	Halbe Probendicke
K	Spannungsintensitätsfaktor
L	Halber Auflagerabstand
LZ	Lagenanzahl
m	Steigung der Verschiebungskurve
M_A	Flächengewicht
P	Rissinitiierungskraft
R	Radius des K-bestimmten Bereichs
r_p	Radius des Bereichs für plastische Deformationen
u	Verschiebung des Kraftangriffspunktes
W	Gesamte Energie
α	Transformationsparameter des Belastungsverhältnisses
β	Risslängenkorrektur
ρ_F	Dichte der Fasern
σ	Spannung
φ	Faservolumengehalt
χ	Risslängenkorrekturparameter
Γ	Quermodulkorrekturparameter
Π	Freigesetzte Energie

Abbildungsverzeichnis

2.1	Schematischer Aufbau eines Faserkunststoffverbundes [7]	2
2.2	Mögliche Ursachen für Delaminationen in einem Faserverbund [3]	6
2.3	Delamination nach einem Aufprall eines Fremdkörpers [3]	6
2.4	Veranschaulichung der Risskomponenten und der Rissöffnungsarten, angepasst nach [12]	7
2.5	Bruchprozesszone und plastische Zone an der Rissspitze [13]	8
2.6	K-Konzept [11]	9
2.7	Änderung des Potentials bei Risswachstum [16]	9
2.8	Beispieldiagramm für eine G_{Ic} Prüfung, angepasst nach [17]	11
2.9	Aufbau der Mixed-Mode-Bending Apparatur, modifiziert nach [20]	12
4.1	Schematischer Aufbau des Vakuuminjektionsverfahrens [25]	17
4.2	VARI-Aufbau während der Infusion	18
4.3	Maße des Aufleimer-Blocks in <i>mm</i> , entworfen von <i>C. P. Dienel (DLR, 2016)</i>	18
4.4	Probe mit geklebtem Aufleimer	19
4.5	G_{Ic} Prüfung	20
4.6	G_{IIc} Probekörper, angepasst nach [17]	21
4.7	G_{IIc} Prüfung	21
4.8	MMB Prüfung	22
5.1	Haftung der Aufleimer	25
5.2	Beispielverlauf für eine G_{Ic} Messung je Gelege	25
5.3	G_{Ic} Messwerte	26
5.4	Bruchebene der G_{Ic} Proben (links: Biax-Gelege, rechts: UD-Gelege)	27
5.5	Beispielverlauf für eine G_{IIc} Messung je Gelege	27
5.6	G_{IIc} Messwerte	28
5.7	Beispielverlauf für eine MMB Messung je Gelege und Belastungsverhältnis	29
5.8	Energiefreisetzungsrate in Abhängigkeit des Belastungsverhältnisses	30
5.9	Zusammensetzung der gesamten Energiefreisetzungsrate	31
5.10	Vergleich der MMB-Werte mit den der reinen Modi	32
5.11	Trendlinie nach Benzeggagh und Kenane	33
5.12	Potenzgesetzkriterium, angepasst nach [32]	34
5.13	G_I in Abhängigkeit der G_{II} -Komponente	34
6.1	Fehlerursachen durch die Materialien	36

Tabellenverzeichnis

4.1	Hebellängen der einzelnen Belastungsverhältnisse	22
5.1	Allgemeine Daten der Prüfkörper	24
5.2	Trendlinien zur Bestimmung der Energiefreisetzungsrate G_{Ic}	30

1 Einleitung

Faserkunststoffverbunde bieten aufgrund ihres geringen Gewichts bei sehr guten mechanischen Eigenschaften ein hohes Leichtbaupotential. Durch die energie- und umweltpolitischen Entwicklungen bekamen Faserkunststoffverbunde aufgrund dieses Potentials in einigen Anwendungsbereichen immer mehr Aufmerksamkeit. Beispielsweise erhöhte sich der Anteil an verarbeiteten Faserkunststoffverbunden in Airbus- und Boeing-Flugzeugen von 1985 bis 2006 deutlich. In der Automobil-, Luft- und Raumfahrtbranche sind diese Materialien hohen mechanischen Belastungen ausgesetzt [1, 2].

Einzelne Textillagen in Kombination mit einer Kunststoffmatrix bilden den Aufbau des Faserverbundes. Während das die Fasern umgebende Material, die Matrix, das Textilmaterial in Form hält und vor äußeren Einflüssen schützt, dienen die Fasern vor allem dazu die Belastungen aufzunehmen. Somit sind die mechanischen Eigenschaften von Faserkunststoffverbunden abhängig von der Faserrichtung der Textillagen. Bei Biegebeanspruchungen wird die Last von der schwächeren Matrix aufgenommen und es kann schneller zu einem Versagen kommen [1].

Dabei ist für die Struktur eines Bauteils unter anderem eine gute Faser-Matrix-Haftung essentiell, sodass sich die Lagen nicht voneinander trennen. Hierbei kann unter anderem ein Versagen in Form von Delaminationen auftreten. Faserverbundwerkstoffe sind beispielsweise durch Impactschädigungen besonders anfällig für diese Art von Versagen. Dabei entstehen Risse innerhalb eines Bauteils, die von außen mit dem bloßen Auge nicht sichtbar sind. Ein Versagen des Bauteils aufgrund einer Rissausweitung kann die Folge sein. Ziel in der Materialentwicklung ist es, das Risswachstum unter einer Belastung zu verhindern oder zu verlangsamen, um vor einem Versagen des Bauteils eine Schadenserkennung zu ermöglichen [1, 3].

Eine mögliche Beschreibung der Haftfestigkeit zwischen zwei Textillagen, die sowohl unter Schub- als auch unter Normalbeanspruchung ermittelt werden kann, ist die Energiefreisetzungsrates. Beide Arten der Beanspruchung liegen in der Realität jedoch selten in Reinform vor, sodass in der Mixed-Mode-Bending Prüfvorrichtung beide Belastungsmodi miteinander kombiniert werden können. Diese Prüfvorrichtung zählt zu der bruchmechanischen Werkstoffprüfung. In der Bruchmechanik wird das Risswachstum sowie die Rissausbreitung eines Bauteils untersucht [4]. *„Durch die Abschätzung der Lebens- bzw. Nutzungsdauer rissbehafteter Bauteile können Inspektions- und Wartungsintervalle gezielt festgelegt werden [5].“* Aus diesem Grund spielen bruchmechanische Untersuchungen in einigen industriellen Branchen eine große Rolle [4].

2 Forschungsstand und theoretische Grundlagen

In diesem Abschnitt werden die Grundlagen von Faserkunststoffverbunden sowie die zugrundeliegenden theoretischen Konzepte der bruchmechanischen Werkstoffprüfung näher erläutert. Dafür wird auf Begrifflichkeiten wie die Delamination sowie für die Rissausbreitung wichtigen Definitionen eingegangen.

2.1 Faserkunststoffverbunde

Um ein optimiertes Eigenschaftsprofil zu schaffen, werden Kunststoffe mit Fasern verstärkt. Die Fasern werden dafür mit der noch unausgehärteten Matrix infundiert und umschlossen (vgl. Abbildung 2.1). Die Matrix hält nach der Aushärtung die Fasern in Form und schützt sie vor äußeren Einflüssen. Die Fasern hingegen sind in der Lage hohe mechanische Belastungen aufzunehmen, die von der Matrix in die Fasern eingeleitet werden [1, 6].

Die Faserrichtung und der Faservolumenanteil sind entscheidende Faktoren für die mechanischen Eigenschaften des Verbundes. In Faserrichtung sind die Kennwerte des Laminats besser, als quer zur Faserrichtung. Vorrangig werden für die Matrix Reaktionsharze verwendet. Der Faserkunststoffverbund wird als homogenes Material mit einheitlichen Eigenschaften betrachtet, in dem die Verstärkungsfasern Verformungen und äußere Belastungen uneingeschränkt auf angrenzende Lagen übertragen und somit einen fließenden Übergang zwischen Faser und Matrix bilden. Die Anordnung der einzelnen Textillagen ist symmetrisch und beeinflusst über die Faserorientierung die mechanischen Eigenschaften des Laminats [1, 6].

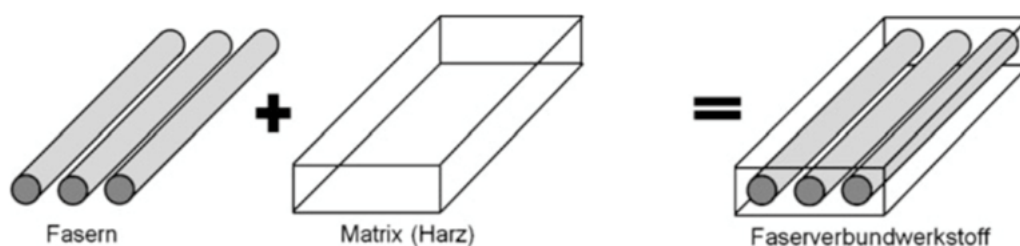


Abbildung 2.1: Schematischer Aufbau eines Faserkunststoffverbundes [7]

2.2 Glasfasern

Durch eine Glasschmelze, in der sich Oxide als Netzwerkandler und Netzbildner befinden, entstehen Glasfasern in einem Zieh-, Blas- oder Schleuder-Prozess. Es bildet sich ein dreidimensionales Netzwerk mit Silizium und Sauerstoff aus. Durch die starken kovalenten Bindungen besitzen anorganische Fasern relativ hohe Festigkeits- und E-Modul-

Werte. Außerdem können unterschiedlich eingesetzte Metalloxide die Netzwerkstruktur und Stärke der einzelnen Bindungen beeinflussen. Der Übergang der Schmelze in den festen Zustand erfolgt über einen breiten Temperaturbereich, wodurch eine Formgebung über die bereits erwähnten Prozesse möglich ist. Das entstehende Material ist ein dreidimensionales Netzwerk, welches ohne Ordnung und amorphe Struktur ausgebildet wird. Dadurch haben die Fasern nahezu isotrope Eigenschaften [1, 8, 9].

Die für diese Arbeit verwendeten E-Glasfasern haben einen erhöhten Bor-Anteil gegenüber anderen Glasfaserarten. Außerdem hat das E-Glas gute elektrische Isolationseigenschaften und wird standardmäßig in Faserkunststoffverbunden eingesetzt [1, 8].

Bei der Herstellung von Glasfasern werden Filamente produziert, die anschließend zu Spinnfäden zusammengefasst werden können. Parallel gelegte Spinnfäden werden zu Rovings zusammengefasst, die wiederum als Fasern unterschiedliche Strukturen annehmen können. Oft wird dabei ein Gelege verwendet, bei dem die Fäden parallel angeordnet werden, ohne, dass diese gewebt oder miteinander verflochten vorliegen. Schussfäden halten diese Anordnung in größeren Abständen zusammen. Multiaxialgelege werden senkrecht zur Laminebene mit Garnfäden vernäht [1, 2].

2.3 Matrix

Im Rahmen dieser Arbeit wird ein Duromer als Matrixmaterial verwendet. Die Kettenmoleküle eines Duromers sind engmaschig durch Hauptvalenzkräfte vernetzt. Dadurch ist die Matrix weder löslich noch schmelzbar. Im chemischen Herstellungsprozess entsteht die Matrix bei dem das verwendete Reaktionsharz mit einem entsprechenden Härter und gegebenenfalls einem Vernetzungsbeschleuniger reagiert. Zu den wichtigsten Reaktionsharzen zählen die ungesättigten Polyester, die Vinylesterharze, die Phenolharze und die Epoxidharze [1, 8]. Für die Herstellung der Proben wurde ein Epoxidharz verwendet.

Meist haben Epoxidharze zwei endständige Epoxidgruppen, die in einer Polyadditionsreaktion mit einem entsprechenden Härter, beispielsweise einem Amin, miteinander vernetzt werden. Der Härter nimmt dabei, anders als bei anderen Reaktionsharzen, aktiv an der Reaktion teil und wird entsprechend des stöchiometrischen Anteils dem Epoxidharz hinzugefügt. Wichtig dafür ist der Epoxid-Wert des Harzes, der die benötigte Masse des Härters für 100 g Epoxidharz angibt [1].

Der entstehende Duromer gilt als hochwertig und ist durch die Vielzahl an verschiedenen Harzen und Härtern flexibel in seinen Eigenschaften. Dazu zählen zum Beispiel elektrische Isolierung, gute mechanische Eigenschaften und chemische Beständigkeit, die wiederum durch den Härter beeinflusst werden kann [1].

Der Ablauf einer solchen Härtungsreaktion weist unterschiedliche Merkmale auf. Im Laufe der exothermen Reaktion steigt die Temperatur des Gemischs stark an, bis ein

großer Teil der Reaktionspartner reagiert hat. Nun liegt bereits ein stark vernetzter Duromer vor. Die wenigen restlichen reaktiven Gruppen reagieren deutlich langsamer miteinander, wodurch die Temperatur abnimmt. Oft wird für eine vollständige Reaktion Wärme zugeführt. Für den Herstellungsprozess ist die Viskosität ein bedeutender Faktor, welche in der anfänglichen Phase durch die steigende Temperatur etwas abnimmt und anschließend, aufgrund des steigenden Vernetzungsgrads, einem exponentiellen Anstieg folgt. Außerdem erhöht sich die Dichte bei der Aushärtung und es kommt zu einer Volumenabnahme [1].

2.4 Faservolumengehalt

Der Faservolumengehalt (FVG) ist das Volumenverhältnis von Verstärkungsfaser zu Matrix eines Faserkunststoffverbundes und ist ein entscheidender Faktor für dessen mechanischen Eigenschaften. Ziel ist es einen möglichst hohen Faservolumenanteil zu erreichen, da die Verstärkungsfasern die größten Lasten aufnehmen können. Ist der Anteil an Fasern allerdings zu hoch, so kann es vorkommen, dass die Fasern nicht ausreichend mit der Matrix getränkt sind. Bei Belastungen können Delaminationen und somit ein Versagen des Bauteils die Folge sein. Ein Faservolumenanteil von 60% gilt im Allgemeinen als optimales Verhältnis für die Eigenschaften des Verbundes [1, 8]. Der Faservolumengehalt kann über Gleichung 2.1 berechnet werden. Dabei wird angenommen, dass der Verbund nur aus zwei Komponenten, Faser und Matrix, besteht und keine Hohlräume oder Verunreinigungen enthält [10].

$$\varphi = \frac{LZ \cdot M_A}{\rho_F \cdot d \cdot 1000} \quad (2.1)$$

φ	Faservolumengehalt in % oder dimensionslos
LZ	Lagenanzahl
M_A	Flächengewicht des Fasergewebes in $\frac{g}{m^2}$
ρ_F	Dichte der Fasern in $\frac{kg}{cm^3}$
d	Dicke der Probe in mm

2.5 Faser-Matrix-Haftung

Bei der Herstellung des Verbundwerkstoffs umschließt eine zunächst flüssige Matrix die Fasern. Voraussetzung für optimale Eigenschaften eines Faserverbunds ist eine gute Haftung zwischen der Matrix und der Faser. Die Matrix leitet dabei die auftretenden Kräfte

in die Fasern ein, welche vor allem Zugbelastungen in Faserrichtung standhalten können. Allerdings weisen die wenigsten Kunststoffe eine chemische Ähnlichkeit mit den Verstärkungsfasern auf. Deswegen werden die Fasern oft mit einem Haftvermittler vorbehandelt, um die Haftung der zwei Komponenten zu erhöhen. Die Oberflächenbehandlung ist sowohl von der Matrix als auch von der Faser abhängig. Es wird bei der Faser-Matrix-Haftung von einer Grenzphase gesprochen, da der auf das Textil aufgebrachte Haftvermittler eine Schicht darstellt [1, 8].

Um die Haftung von Reaktionsharzen mit Textilglasfasern zu verbessern werden Organosilane verwendet, die Bindungen mit der Glasoberfläche und der Matrix eingehen. Die Anbindung des Silans mit dem Glas erfolgt über kleinste Wassermengen auf der Glasoberfläche, die mit dem Silan reagieren (Hydrolyse). Dabei entstehen OH-Gruppen (Silanole), welche über die OH-Gruppen des Glases kovalente oder Wasserstoff-Brückenbindungen bilden. Bei der Anbindung des Silans an die Matrix ist eine hohe Reaktivität entscheidend für eine gute Haftung. Die funktionelle Gruppe wird entsprechend der Matrix ausgewählt und bildet eine konvalente Bindung mit der funktionellen Gruppe des Harzes (Epoxidgruppe) aus. Aufgrund der bereits vorhandenen reaktionsfähigen Molekülgruppen der Reaktionsharze ist die Anbindung an das Silan unproblematisch [1, 8].

2.6 Delaminationen in Faserkunststoffverbunden

Eine Delamination ist eine interlaminarer Riss, der im matrixreichen Bereich zwischen zwei Lagen eines Faserverbundwerkstoffs entstehen kann. Eine Beschädigung innerhalb einer Lage wird als intralaminarer Bruch bezeichnet und ist keine Delamination. Die Bruchenergie für das Wachsen eines interlaminaren Risses zwischen zwei Textillagen ist geringer, als die benötigte Energie für einen Faserbruch. Delaminationen in einem Bauteil sind von außen mit dem bloßen Auge nicht erkennbar [1, 3].

Unterschiedliche Ursachen können zu einer Delamination führen. Zum einen können diese während der Herstellung sowie einer Reparaturarbeit entstehen oder sich andererseits aus dem täglichen Gebrauch ergeben. Beispiele dafür sind eine unzureichende Faser-Matrix-Haftung, Luft- oder Feuchtigkeitseinschlüsse, an denen sich Mikrorisse bilden, welche bei dynamischer Belastung wachsen. Außerdem spielen Impactschäden eine große Rolle bei der Bildung von Delaminationen. In Abbildung 2.2 sind mögliche Ursachen und Stellen für einen Ausgangspunkt der Delaminationsbildung dargestellt. Nicht symmetrische Belastungen erzeugen dabei interlaminare Normalspannungen, die zu einer Delamination führen können [1, 3].

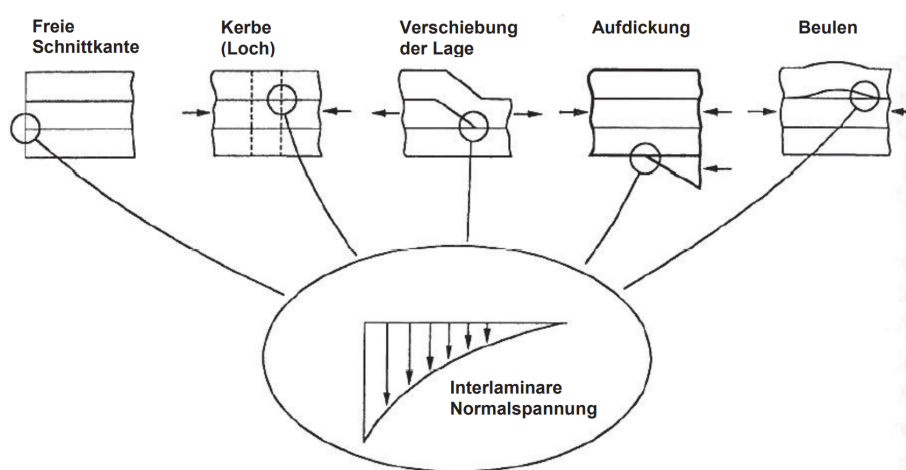


Abbildung 2.2: Mögliche Ursachen für Delaminationen in einem Faserverbund [3]

Fremdkörper, die auf ein Laminat fallen, rufen durch ihre Energie beim Aufprall interlaminare Zug- und Schubspannungen hervor, was zu einem ersten lokalen Versagen des Materials führen kann. Hat der Verbund flexible Biegeeigenschaften, entstehen vermehrt Zugspannungen auf der Rückseite des Laminats. Infolgedessen bilden sich Delaminationen auf der vom Aufprall abgewandten Seite. Steife Verbundmaterialien hingegen können die Energie hauptsächlich durch plastische Deformationen aufnehmen. Interlaminare Schubbeanspruchungen verursachen hier die Matrixrisse auf der Seite des Aufpralls. Beispiele für solche Fremdkörper sind ein Vogel- oder Steinschlag sowie ein fallengelassenes Werkzeug [1,3].

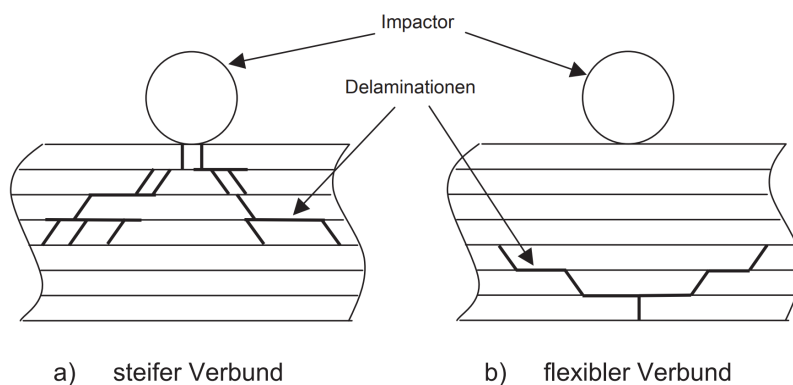


Abbildung 2.3: Delamination nach einem Aufprall eines Fremdkörpers [3]

Im Allgemeinen kann eine Delamination, nachdem sie beispielsweise durch eine Impactschädigung initiiert wurde, insbesondere durch weitere zyklische Belastung weiter wachsen. Mögliche andere Delaminationen können sich unter Umständen zusammenschließen und zu einem Versagen des Bauteils führen [4].

2.7 Bruchmechanik

Für die Rissbildung und deren Wachstum sind hauptsächlich drei verschiedene Belastungsarten, insbesondere deren Kombination, verantwortlich. Zur Beschreibung des Verhaltens von Rissen werden zunächst folgende Begriffe definiert (vgl. Abbildung 2.4) [11]:

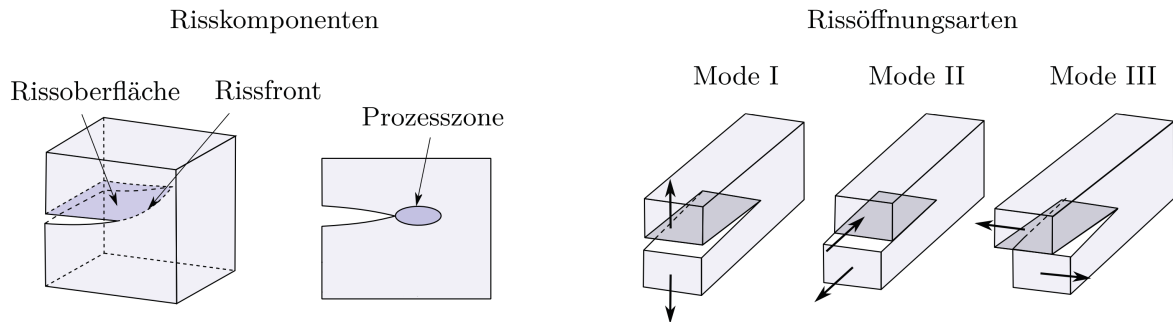


Abbildung 2.4: Veranschaulichung der Risskomponenten und der Rissöffnungsarten, angepasst nach [12]

Rissoberfläche:	Gegenüberliegende Bereichsebenen des Risses
Rissfront:	Rissende an dem sich die Rissoberflächen treffen
Prozesszone:	Umgebung der Rissfront, in der die Materialtrennung stattfindet
Rissöffnungsart:	Beschreibt die Initiierung und Defomation des Risses
Mode I:	Normalbeanspruchung
Mode II:	Transversale Schubbeanspruchung
Mode III:	Longitudinale Schubbeanspruchung

Im Rahmen dieser Arbeit werden nur die beiden Modi der Normalbeanspruchung und der transversalen Schubbeanspruchung sowie deren Kombination betrachtet.

In der Bruchmechanik wird zwischen zwei Konzepten unterschieden, die linear-elastische Bruchmechanik (LEBM) und die Fließbruchmechanik. Die LEBM ist für spröde Werkstoffe geeignet, die sich bis zum verformungslosen Bruch linear-elastisch verhalten, und wird in diesem Kapitel näher erläutert. Weist der Werkstoff jedoch ein duktilen Versagen auf, d. h. an der Risspitze kommt es zu plastischen Verformungen, wird das Konzept der Fließbruchmechanik angewandt. Dazu gehört zum Beispiel die energetische Betrachtung des Bruchvorgangs, die mit Hilfe des J-Integrals beschrieben werden kann und die Möglichkeit bietet eine Risswiderstandskurve zu konstruieren. Für weitere Erläuterungen wird hier lediglich auf die Literatur [4, 11, 13–15] verwiesen.

2.7.1 Linear-elastische Bruchmechanik

Das Konzept der LEBM findet hier Anwendung, da ein glasfaserverstärkter Duromer spröde und linear-elastische Eigenschaften aufweist.

Die LEBM beschreibt die Spannungssituation nahe der Rissspitze durch den Spannungsintensitätsfaktor K . Eine lokale plastische Deformation leitet die Rissentstehung in Kunststoffen ein. Dabei entstehen kleine Haarrisse, die bei weiterem Wachstum zu einer Ausbreitung eines Risses führen. In Abbildung 2.5 ist die geometrische Relation zwischen der Bruchprozesszone und der plastischen Zone an der Rissspitze dargestellt. Für die Anwendbarkeit der LEBM werden im Gegensatz zur Risslänge und den Probenmaßen die plastischen Deformationen an der Rissspitze als klein angenommen und somit vernachlässigt [13, 14].

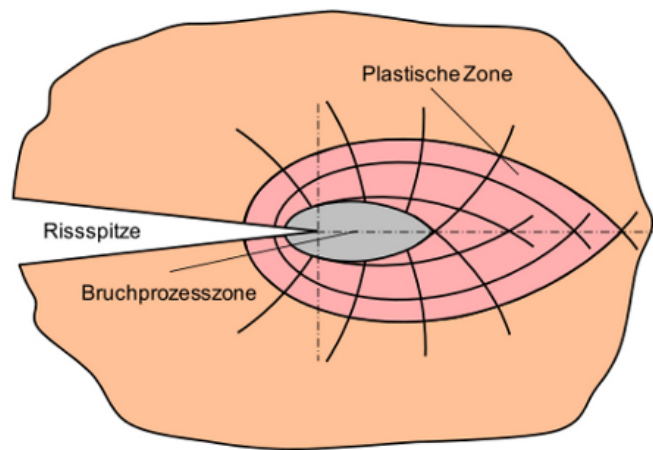


Abbildung 2.5: Bruchprozesszone und plastische Zone an der Rissspitze [13]

Zur Beschreibung des Risswachstums in der Bruchmechanik werden unterschiedliche Konzepte angewandt. Am weitesten verbreitet sind die Spannungsintensitätsfaktoren (K -Konzept) sowie der energetische Ansatz der Energiefreisetzungsrate. Beide Konzepte sind für ein elastisches Materialverhalten geeignet [4, 14].

2.7.2 Spannungsintensitätsfaktor

Der Spannungsintensitätsfaktor beschreibt den Spannungszustand nahe der Rissspitze und erlaubt damit eine Formulierung des Bruchkriteriums. Ein Rissfortschritt tritt ein, wenn der Spannungsintensitätsfaktor K eine materialspezifische kritische Größe K_c , die Bruchzähigkeit, erreicht. In Abbildung 2.6 ist der durch K bestimmte Bereich mit dem Radius R gekennzeichnet. Da ab einem bestimmten Wert für r die lineare Elastizitätstheorie die Vorgänge nicht mehr richtig beschreiben kann, ist die Gültigkeit des K bestimmten Feldes nach innen begrenzt. In der Praxis kommt es nahe der Rissspitze aufgrund der

stark ansteigenden Spannungen zu inelastischen Deformationen, welche in Abbildung 2.6 mit r_p gekennzeichnet ist. Vorausgesetzt wird, dass das durch K bestimmte Gebiet im Vergleich zur plastischen Zone groß ist ($r_p \ll R$) [14, 15].

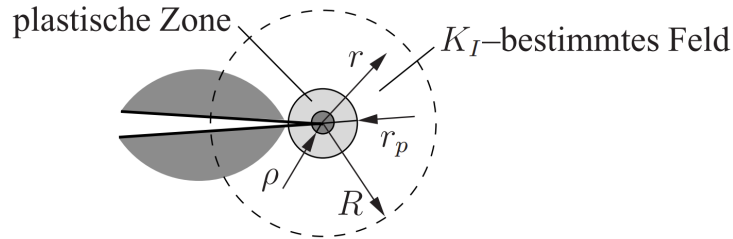


Abbildung 2.6: K-Konzept [11]

Der Spannungsintensitätsfaktor ist für jede Belastungsart spezifisch und kann über folgende Gleichung berechnet werden [4]:

$$K = \sigma \cdot \sqrt{\pi a} \cdot f(g) \quad (2.2)$$

- σ auf den Probekörper aufgebrachte Spannung in MPa
- a Risslänge in mm
- $f(g)$ dimensionslose Funktion abhängig von der Geometrie des Prüfkörpers

2.7.3 Energiefreisetzungsrate

Die freigesetzte Energie bei einem Risswachstum kann über ein Kraft-Deformations-Diagramm experimentell bestimmt werden. In Abbildung 2.7 ist ein Probekörper mit einer anfänglichen Rissgröße A unter mechanischer Belastung dargestellt. Der elastische Körper speichert die aufgebrachte Energie W . Bei einem infinitesimal kleinen Rissfortschritt dA wird sich die Energie um dW verringern [14, 15].

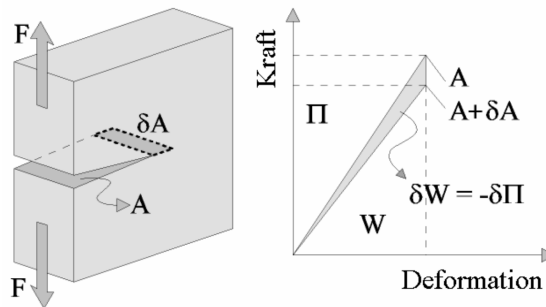


Abbildung 2.7: Änderung des Potentials bei Risswachstum [16]

Die auf den Rissfortschritt dA bezogene freigesetzte Energie $d\Pi$ wird Energiefreisetzungsrate G genannt [4]:

$$G = -\frac{d\Pi}{dA} \quad (2.3)$$

Ist die Energiefreisetzungsrate hoch genug, sodass es zu einem Rissfortschritt kommt, wird von der Bruchzähigkeit G_c eines Materials gesprochen [4].

Für Körper mit linear elastischen Eigenschaften steht die Energiefreisetzungsrate mit der Nachgiebigkeit C , d. h. der reziproken Steifigkeit, im Verhältnis. Beispielhaft kann dies anhand der Mode I Rissöffnungsart beschrieben werden. Für die Kraft F und die Verschiebung u des Kraftangriffspunktes bei der Normalbelastung gilt folgende Gleichung [12]:

$$u = C \cdot F \quad (2.4)$$

Kommt es zu einem Rissfortschritt, so ändern sich u und C . Dadurch folgt für die Energiefreisetzungsrate [11, 12]:

$$G = -\frac{d\Pi}{B \cdot da} = \frac{F^2}{2B} \frac{dC}{da} \quad (2.5)$$

B Breite des Probekörpers in mm

da infinitesimale Rissverlängerung

Außerdem kann mit Gleichung 2.5 der Spannungsintensitätsfaktor experimentell ermittelt werden [1, 4]:

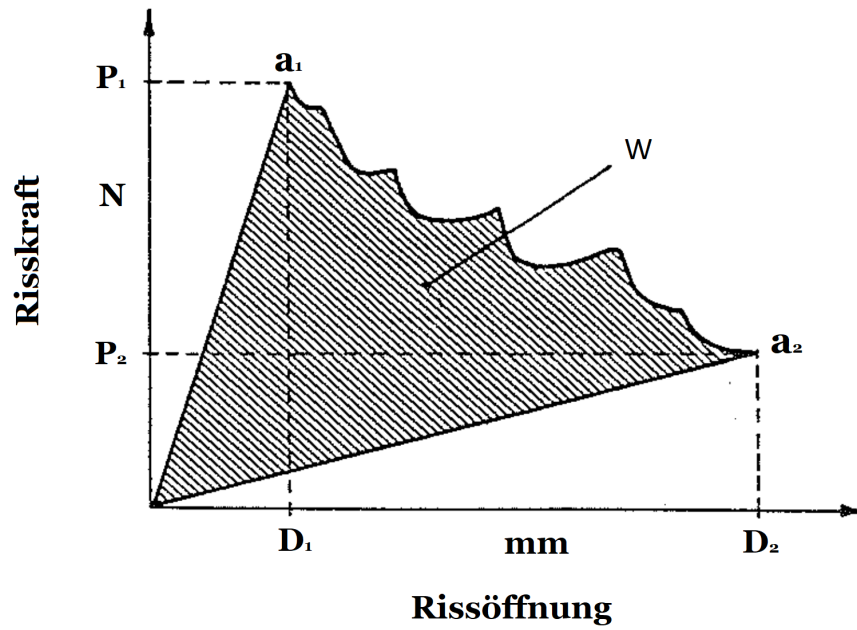
$$K^2 = E \cdot G = \frac{E' \cdot F^2}{2B} \frac{dC}{da} \quad (2.6)$$

$E' = E$ Elastizitätsmodul des Materials im ebenen Spannungszustand

$E' = \frac{E}{1 - \nu^2}$ Elastizitätsmodul im ebenen Verzerrungszustand, Poissonzahl ν

2.7.4 Mode I und II

Für die Bestimmung der interlaminaren Energiefreisetzungsraten G_{Ic} und G_{IIc} der reinen Modi wird die gleiche Auswertemethode angewandt [17]. In Abbildung 2.8 ist beispielhaft eine G_{Ic} Messung dargestellt.



Abbildungung 2.8: Beispieldiagramm für eine G_{Ic} Prüfung, angepasst nach [17]

Die interlaminaire Energiefreisetzungsrate wird über die für die Risserzeugung benötigte Energie W und den entsprechenden Rissfortschritt berechnet (vgl. Abbildung 2.8) [17]:

$$G = \frac{W}{b \cdot (a_2 - a_1)} \cdot 10^3 \quad (2.7)$$

- G Energiefreisetzungsrate für Modus I und II in $\frac{J}{m^2}$
- b Breite des Probekörpers in mm
- a_1 Länge des Anrisses in mm
- a_2 Länge des gesamten Risses in mm

Für die Berechnung von W wird das Integral in drei Segmente unterteilt. Der Verlauf bis zur maximalen Risskraft P_1 wird als linear angenommen und entspricht der Fläche eines Dreiecks. Für den Intervall von D_1 bis D_2 wurde die Trapezregel zur numerischen Annäherung des Integrals verwendet [18]. Dabei wird die Fläche zwischen zwei Messpunkten durch ein Trapez ersetzt (Gleichung 2.8) und für das Integral alle entstehenden Trapeze innerhalb eines entsprechenden Intervalls aufsummiert. Das dritte Segment entspricht dem Dreieck Ursprung, Risskraft P_2 und Rissöffnung D_2 und wird von dem gesamten Integral subtrahiert (Gleichung 2.9).

$$T_n = (x_n - x_{n-1}) \cdot \frac{f(x_{n-1}) + f(x_n)}{2} \quad (2.8)$$

$$W = \frac{P_1 \cdot D_1}{2} + \sum_{i=D_1}^{D_2} T_n - \frac{P_2 \cdot D_2}{2} \quad (2.9)$$

2.7.5 Mixed-Mode

In Abbildung 2.9 ist der schematische Aufbau der Mixed-Mode-Bending (MMB) Prüfvorrichtung dargestellt. Damit kann die Schubbelastung über die drei-Punkt-Biegung und die Normalbeanspruchung über einen Hebel kombiniert werden. Das Verhältnis der beiden Beanspruchungsarten kann über die Hebellänge c variiert werden [19].

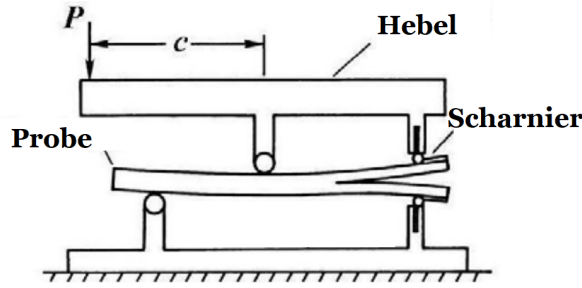


Abbildung 2.9: Aufbau der Mixed-Mode-Bending Apparatur, modifiziert nach [20]

Für die Ermittlung der Hebellänge eines entsprechenden Verhältnisses gilt folgende Gleichung [19]:

$$c = \frac{12\beta^2 + 3\alpha + 8\beta\sqrt{3\alpha}}{36\beta^2 - 3\alpha} \cdot L \quad (2.10)$$

- L halber Auflagerabstand in mm
- α dimensionsloser Transformationsparameter des Belastungsverhältnisses
- β dimensionslose Risslängenkorrektur

Eine reine Schubbelastung gilt für $c \leq \frac{L}{3}$. Für den Transformationsparameter α gilt mit dem Anteil an Schubbeanspruchung G_{II} gegenüber der gesamten Energiefreisetzungsrate G folgende Formel [19]:

$$\alpha = \frac{G}{G_{II}} - 1 \quad (2.11)$$

Die folgenden Korrekturparameter beruhen auf einer Finite-Elemente-Analyse und sollen unter anderem dem Einfluss der Einspanneffekte und der Laminatrotation auf die Rissfront entgegenwirken [19, 21–23].

$$\beta = \frac{a + \chi h}{a + 0,42\chi h} \quad (2.12)$$

- a Delaminationslänge in mm vom Gelenk des Scharniers ausgehend
- χ Risslängenkorrekturparameter
- h halbe Probendicke in mm

$$\chi = \sqrt{\frac{E_{11}}{11 \cdot G_{13}} \left(3 - 2 \cdot \left(\frac{\Gamma}{1 + \Gamma} \right)^2 \right)} \quad (2.13)$$

- E_{11} Elastizitätsmodul in Längsrichtung in MPa
- G_{13} Schubmodul in MPa
- Γ Quermodulkorrekturparameter

$$\Gamma = 1,18 \cdot \frac{\sqrt{E_{11} \cdot E_{22}}}{G_{13}} \quad (2.14)$$

- E_{22} Quermodul in MPa

Der Biegemodul E_{1f} ist abhängig von dem Verhältnis der Beanspruchung und wird gemäß der Nachgiebigkeitsmethode (Gleichung 2.5) für die Berechnung der Energiefreisetzungsrates benötigt [19].

$$E_{1f} = \frac{8 \cdot (a_0 + \chi h)^3 \cdot (3c - L)^2 + [6 \cdot (a_0 + 0,42\chi h)^3 + 4L^3] \cdot (c + L)^2}{16L^2bh^3 \left(\frac{1}{m} - C_{sys} \right)} \quad (2.15)$$

- a_0 anfängliche Risslänge in mm
- m Steigung der Verschiebungskurve der Messung in $\frac{N}{mm}$

Für die Nachgiebigkeit C_{sys} des Systems gilt [19]:

$$C_{sys} = \frac{1}{m_{Probe}} - \frac{2L \cdot (c + L)^2}{E_{11}b(2h)^3} \quad (2.16)$$

Somit ergeben sich folgende Gleichungen für die Energiefreisetzungsraten G_I und G_{II} [19]:

$$G_I = \frac{12P^2(3c - L)^2}{16b^2h^3L^2E_{1f}} \cdot (a + \chi h)^2 \quad (2.17)$$

$$G_{II} = \frac{9P^2(3c + L)^2}{16b^2h^3L^2E_{1f}} \cdot (a + 0,42\chi h)^2 \quad (2.18)$$

P Rissinitiiierungskraft in N

Für die gesamte Energiefreisetzungsrate G werden G_I und G_{II} addiert [19].

3 Zielsetzung

Das Ziel dieser Arbeit ist es, eine Mixed-Mode-Bending Prüfvorrichtung in Betrieb zu nehmen. Dafür werden Faserkunststoffverbundproben bestehend aus Glasfasern und einem Epoxidharz als Matrix hergestellt. Darüber hinaus werden die Ergebnisse zur Bestimmung der interlaminaren Energiefreisetzungsrates der Mixed-Mode-Bending Prüfvorrichtung mit Einzelversuchen unter Normal- und Schubbeanspruchung verglichen. Beide Modi werden miteinander kombiniert und mit Erfahrungswerten aus der Literatur gegenübergestellt. Anhand der gesammelten Erfahrung und der erzielten Ergebnisse soll auf mögliche Verbesserungen des Prüfprozesses und ein Ausblick über weitere Untersuchungen hingewiesen werden.

Dafür werden mit der MMB Prüfvorrichtung fünf verschiedene Belastungsmodi eingestellt und die Energiefreisetzungsrates in Abhängigkeit des Belastungsverhältnisses dargestellt und untersucht.

4 Materialien und Methoden

Die Faserkunststoffverbundproben für diese Arbeit bestehen aus einem Epoxidharzsystem (Harz: RIMR 135, Härter: RIMH 1366) von *Hexion* und einem Glasfasergelege. Für die Glasfasern wurde ein UD-Gelege mit einem Flächengewicht von $660 \frac{g}{m^2}$ von *HP-Textiles* und ein Biax-Gelege mit einem Flächengewicht von $620 \frac{g}{m^2}$ von *R&G* verwendet. Das Biax-Gelege besteht aus zwei Lagen parallel gerichteter Rovings, die im Winkel von $0^\circ/90^\circ$ zueinander ausgerichtet sind. Als Aufleimer wurde ein Klavierscharnier (Breite: 25 mm) in Kombination mit einem Aluminiumblock auf die Proben aufgebracht. Dafür wurde der Kleber *Araldite AW 4859-HW* verwendet.

4.1 Probenherstellung

Für die Herstellung der Faserverbundproben wird ein Harzinfusionsverfahren angewandt. Dafür werden trockene Fasern in ein Werkzeug gelegt und mit einem Harzsystem infundiert. Es entsteht durch die exotherme Vernetzungsreaktion von Harz und Härter ein festes Bauteil. Dabei ist zu gewährleisten, dass die Fasern vollständig imprägniert werden, um trockene Stellen in dem Laminat zu vermeiden [8].

Unterschiedliche Varianten der Harzinjektions- und Harzinfusionsverfahren sind möglich. Dazu zählen das Resin Transfer Moulding Verfahren (RTM) und das Vacuum Assisted Resin Infusion Verfahren (VARI). In dem RTM Verfahren werden die Fasern mit zwei Werkzeugseiten auf eine gewünschte Kavität gebracht und mit dem Harzsystem durch Überdruck imprägniert. Das für diese Arbeit verwendete VARI Verfahren hingegen kompaktiert und imprägniert die Fasern durch Unterdruck (vgl. Abbildung 4.1). Für eine vollständige Imprägnierung der Fasern ist mindestens ein Vakuumanschluss am Fließwegende vorhanden. Für den Anguss gibt es verschiedene Varianten wie zum Beispiel Punkt- oder Linienanguss. Je größer der Angussbereich, desto schneller ist das Bauteil imprägniert. Der Aufbau des VARI Verfahrens ist jedoch mit einem hohen manuellen Aufwand verbunden und eignet sich nur für Produktserien geringer Stückzahl [8, 24, 25].

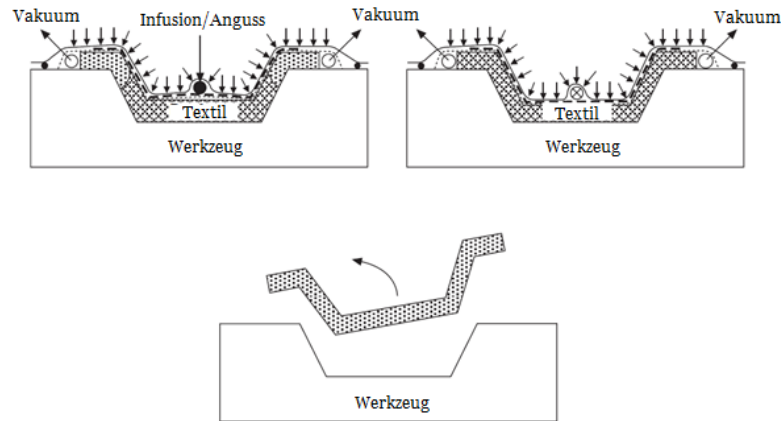


Abbildung 4.1: Schematischer Aufbau des Vakuuminjektionsverfahrens [25]

4.1.1 Durchführung des VARI-Verfahrens

Um die laut Norm erforderliche Dicke von ca. 3 mm der Proben zu erreichen, werden jeweils sechs Lagen pro Gelege für ein Laminat benötigt. Dabei wird zwischen Lage drei und vier eine Polytetrafluorethylen-Folie (PTFE) am Rand miteinlaminieren, um einen Anriss in der Probe für die Messung zu ermöglichen. Die PTFE-Folie für die MMB-Proben nimmt ca. 50 mm und für die G_{Ic} - bzw. G_{IIc} -Proben ca. 25 mm der Länge ein. Nachdem die Werkzeugplatte mit Aceton gereinigt und mit einem Trennmittel vorbehandelt wurde, kann das Vakuumdichtband sowie An- und Abguss aufgebracht werden. Die Zuschnitte entsprechender Größe und die PTFE-Folie werden in das entstandene Rechteck aus Dichtband platziert, bevor der Aufbau durch die Vakuumfolie luftdicht verschlossen wird. Harz und Härter werden im Verhältnis 10 : 3 durchgemischt und entgast. Die Menge des Harzes kann anhand des Gewichts, der für das Laminat verwendeten Fasern, abgeschätzt werden. Die Harzmenge entspricht dem doppeltem Gewicht des Textilmaterials. Abschließend kann durch Anlegen des Vakuums die Infusion gestartet werden (vgl. Abbildung 4.2). Auf eine Fließhilfe mit höherer Permeabilität, um den Infusionsprozess zu beschleunigen, wurde hier verzichtet, da diese die Dicke der Proben beeinflussen kann. Nach vollständiger Infusion wurden die Platten zum Aushärten für ca. 16 Stunden in einem Ofen bei 80° C gelagert.

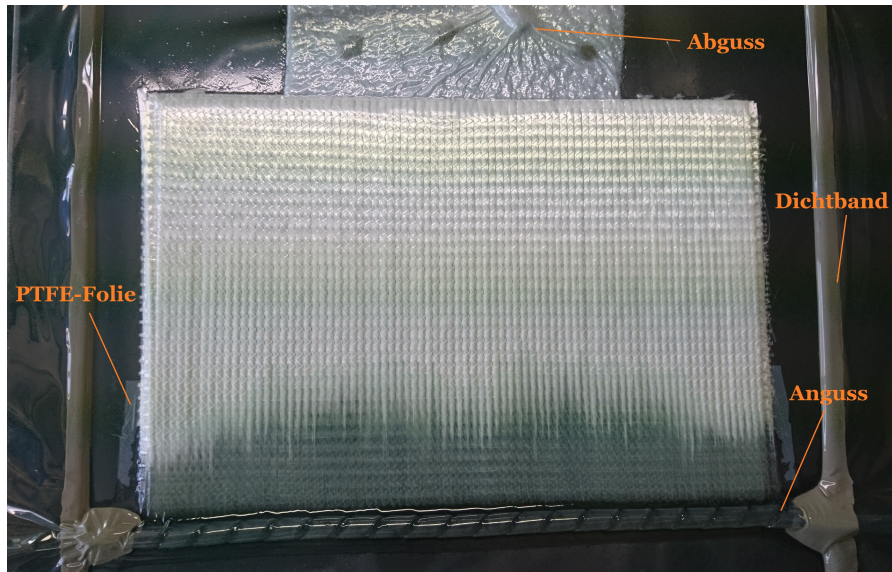


Abbildung 4.2: VARI-Aufbau während der Infusion

Die entformten Verbunde werden anschließend in $25\text{ mm} \times 150\text{ mm}$ (MMB) und $25\text{ mm} \times 250\text{ mm}$ (G_{Ic} bzw. G_{IIc}) große Proben zugesägt. Die Maßen wurden entsprechend der Normen gewählt.

4.2 Aufleimer

Dadurch, dass die Scharniere sich von den Proben bei zu hoher Last abgetrennt haben, wurden diese auf einen Aluminiumblock mit M3 Schrauben befestigt und anschließend auf die Proben aufgebracht, um eine bessere Lastverteilung zu ermöglichen. Weitere Erläuterungen des Haftungsproblems werden in Abschnitt 5.1 behandelt. Die Maße des Aluminiumblocks sind in Abbildung 4.3 dargestellt.

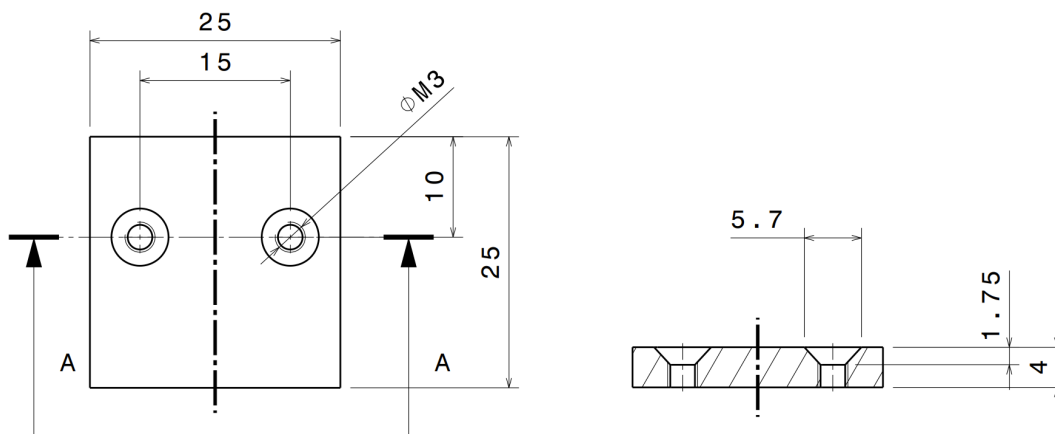


Abbildung 4.3: Maße des Aufleimer-Blocks in mm , entworfen von *C. P. Dienel (DLR, 2016)*

Die Seite, auf der die Schraubköpfe zu sehen sind, wird mit Sandpapier angeschliffen und anschließend mit Aceton gereinigt. Auf diese Fläche wird der Kleber aufgetragen und so auf die Probe aufgebracht, dass die Kanten des Aluminiumblocks und der Probe miteinander abschließen. Dabei zeigt das Gelenk des Scharniers zur Innenseite der Probe (vgl. Abbildung 4.4). Die Klebefläche des Probekörpers wurde ebenso mit Sandpapier geschliffen und anschließend mit Ethanol gereinigt. Bis zur Aushärtung des Klebers nach 16 Stunden bei Raumtemperatur werden die Aufleimer mit Klammern an dem Probekörper befestigt.

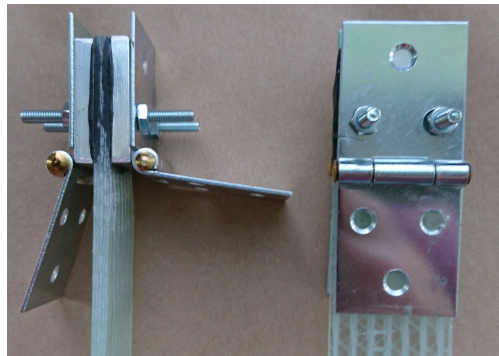


Abbildung 4.4: Probe mit geklebtem Aufleimer

4.3 Mechanische Prüfungen

Für die mechanischen Prüfungen wurden die Proben an beiden Seiten mit weißer Farbe besprüht, um den Rissfortschritt besser erkennen und entsprechend markieren zu können. In Abbildung 4.4 ist die Probe bereits mit der Farbe präpariert und der Anriss mit einem Strich gekennzeichnet worden. Der Anriss wurde per Hand mit einem Cuttermesser durch die Sollbruchstelle der PTFE-Folie durchgeführt. Dabei ist wichtig, dass der Anriss über den Kraftangriffspunkt (Gelenk des Scharniers) hinaus geht.

Die mechanischen Prüfungen wurden an der Prüfmaschine *144503* von *ZwickRoell* durchgeführt. Die Ermittlung der Daten für die Energiefreisetzungsraten basiert auf den Normen *DIN 65563* (Mode I und II) und *ASTM D6671M* (MMB-Prüfvorrichtung). Dafür wird die Kraft über den Traversenweg mit dem Programm *testXpert II* aufgezeichnet. In das Programm werden zudem die geometrischen Größen wie Breite und Dicke einer Probe händisch eingetragen. Die Messung wird bei Raumtemperatur ($23^{\circ} \text{C} \pm 2^{\circ} \text{C}$) und einer relativen Luftfeuchte von $50 \% \pm 10 \%$ durchgeführt.

4.3.1 Mode I

Nach der Probenpräparation mit markiertem Anriss wurden diese solange unter Normalbeanspruchung mit einer Prüfgeschwindigkeit von $10 \frac{\text{mm}}{\text{min}}$ belastet, bis ein Rissfortschritt

von ca. 100 mm erreicht ist. Der Rissfortschritt sowie der Anriss werden auf beiden Seiten der Probe markiert und der Mittelwert beider gemessener Längen für die folgenden Berechnungen verwendet (vgl. Abbildung 4.5). Die schwarzen Markierungen dienen lediglich der Orientierung und stellen den Rissfortschritt von genau 100 mm dar. Die roten Markierungen repräsentieren den Ist-Wert der Risslänge.

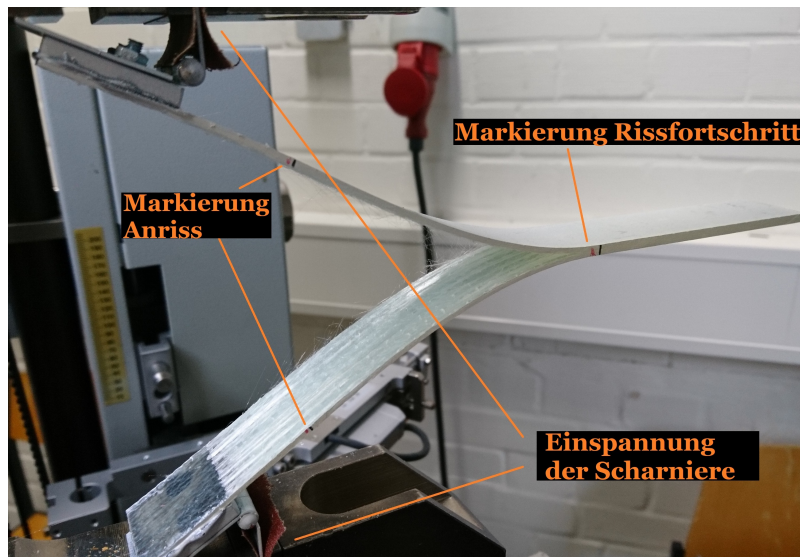


Abbildung 4.5: G_{Ic} Prüfung

Die Scharniere des Probekörpers werden so in die Prüfmaschine eingespannt, dass die Belastung auf den Prüfkörper senkrecht zu Delaminationsebene erfolgt. Über den Kraftverlauf und die aufgenommene Rissöffnung (Traversenweg) kann mit der Länge des Rissfortschritts die Energiefreisetzungsrate G_{Ic} bestimmt werden (Gleichung 2.7). Pro Gelege werden sieben Prüflinge getestet.

4.3.2 Mode II

Für die Messung unter Schubbeanspruchung wird eine Probe, die bereits für die G_{Ic} Messung genutzt wurde, verwendet, um dessen Anriss zu nutzen (vgl. Abbildung 4.6). Die G_{IIc} Probe wird so zugesägt, dass der Anriss ca. 25 mm beträgt und die Probe insgesamt 110 mm lang ist.

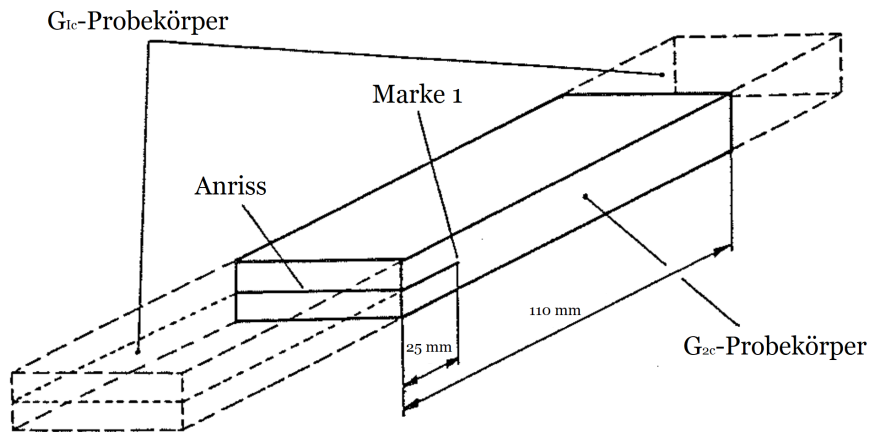


Abbildung 4.6: G_{IIc} Probekörper, angepasst nach [17]

Die Schubbeanspruchung erfolgt über eine Drei-Punkt-Biegevorrichtung mit einer Prüfungsgeschwindigkeit von $2 \frac{\text{mm}}{\text{min}}$ (vgl. Abbildung 4.7). Der Probekörper wird dabei solange belastet, bis ein Rissfortschritt zu verzeichnen ist. Dieser wird auf beiden Seiten der Probe markiert und die Probe kann anschließend entlastet werden. Auch hier wird wie bei der G_{Ic} Messung der Mittelwert des Rissfortschrittes beider Seiten der Proben und der Kraftverlauf gegenüber der Rissöffnung für die Berechnung des G_{IIc} -Wertes verwendet (Gleichung 2.7). Auch hier werden sieben Proben pro Gelege getestet.

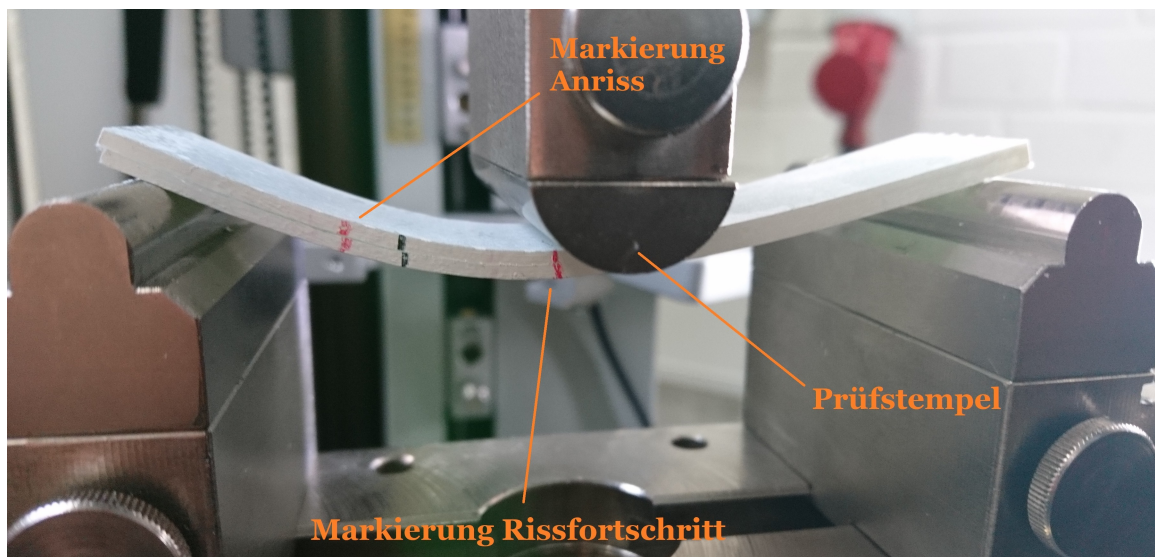


Abbildung 4.7: G_{IIc} Prüfung

4.3.3 Mixed-Mode

Die Energiefreisetzungsrate wird bei fünf verschiedenen Belastungsverhältnissen, die von 20 % bis 100 % Schubbelastung reichen, gemessen. Eine reine Normalbelastung mit der MMB-Prüfvorrichtung zu erzielen ist nicht möglich, da nur eine Annäherung an die Nor-

malbelastung mit sehr hoher Hebellänge realisierbar ist, um den Anteil an Schubbelastung möglichst gering zu halten. In Tabelle 4.1 sind die Hebellängen der einzelnen Belastungsverhältnisse zusammengefasst, welche mit den Gleichungen 2.10 bis 2.14 bestimmt wurden. Die Materialkennwerte für ein Laminat mit UD-Gelege ($E_{11} = 40000 \text{ MPa}$, $E_{22} = 13000 \text{ MPa}$ und $G_{12} = 5100 \text{ MPa}$) wurden der Literatur entnommen [1, 26, 27]. Da diese Werte einen sehr geringen Einfluss auf die Hebellänge haben, wurden die Hebellängen aus Tabelle 4.1 auch für die Messungen der Biax-Gelge verwendet. Außerdem gelten für die geometrischen Maße der Proben: $a = 25 \text{ mm}$, $h = 1,65 \text{ mm}$ und $L = 50 \text{ mm}$. Für die Bestimmung der Nachgiebigkeit des Systems wurde, anders als in der Norm vorgesehen, jeweils eine Probe aus glasfaserverstärktem Kunststoff verwendet.

Tabelle 4.1: Hebellängen der einzelnen Belastungsverhältnisse

$\frac{G_{II}}{G}$ in %	20	40	60	80	100
c in mm	99,94	51,03	36,21	27,42	16,67

Durch die hohe Biegefähigkeit des glasfaserverstärkten Kunststoffs musste die Prüfvorrichtung modifiziert werden. Um zu verhindern, dass der Hebelarm auf das Werkzeug auftrifft, bevor ein Rissfortschritt aufgenommen werden konnte, wurde der Auflagepunkt durch Unterlegscheiben erhöht und die Höhe der Einspannung der Scharniere durch angepasste Winkel verringert (vgl. Abbildung 4.8). Dadurch wurde der Weg des Hebelarms bis zum Auftreffen auf das Werkzeug erhöht.

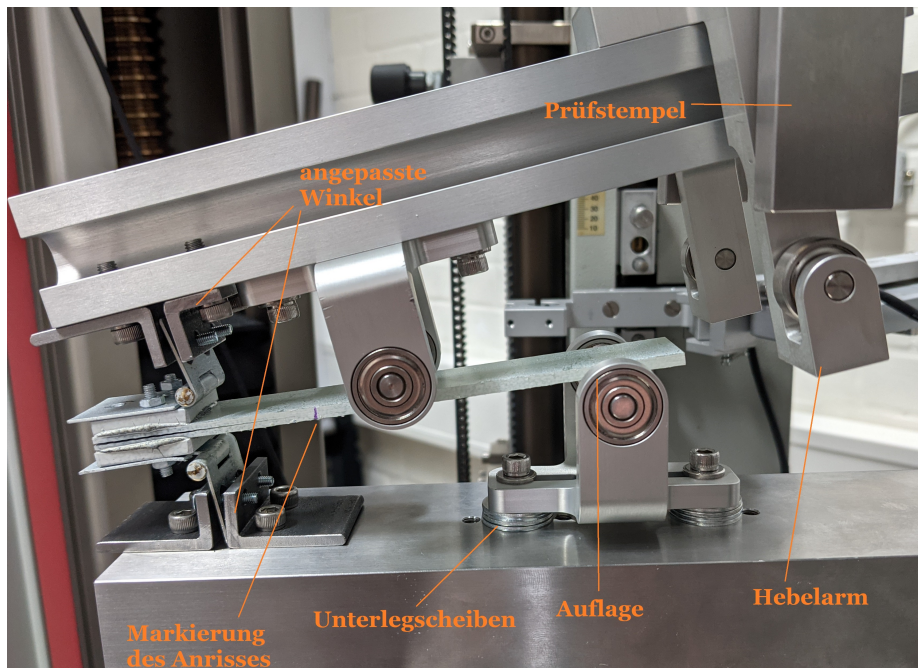


Abbildung 4.8: MMB Prüfung

Die Proben werden auf die gleiche Weise wie für die Messungen der reinen Belastungen präpariert. Zunächst werden diese mit Farbe besprüht, um den per Hand vollzogenen Anriss zu markieren. Für jedes Belastungsverhältnis und jedes Gelege werden fünf Proben gemessen. Mit einem Messschieber wird die entsprechende Hebellänge ausgemessen und eingestellt. Beim Einspannen der Probe ist darauf zu achten, den Probekörper senkrecht zur Auflage anzubringen. Die Probe wird bis zu einem Rissfortschritt belastet, daraufhin wird dieser auf beiden Seiten der Probe markiert und über das Programm kann anschließend mit der Taste F9 ein weiterer Rissfortschritt aufgenommen werden. Ist der Riss bis zur Mitte der Probe fortgeschritten, wird die Messung beendet. Die Rissfortschritte werden jeweils in das Programm eingetragen.

5 Auswertung

In diesem Abschnitt werden die Ergebnisse der interlaminaren Energiefreisetzungsraten bei den unterschiedlichen Belastungen dargestellt und erläutert. Zunächst wird auf das Haftungsproblem der Aufleimer eingegangen. Danach werden die Ergebnisse der reinen Belastungen sowie die Kombination beider Belastungsarten vorgestellt und abschließend miteinander verglichen.

Allgemeine Daten der Probekörper sind in Tabelle 5.1 zusammengefasst. Die Dichte der Fasern sowie das Flächengewicht sind Angaben des Herstellers.

Tabelle 5.1: Allgemeine Daten der Prüfkörper

Gelege	Flächengewicht in $\frac{g}{m^2}$	Dichte der Fasern in $\frac{kg}{cm^3}$	Dicke des Laminats in mm	FVG in %
UD	660	2,4	$3,30 \pm 0,09$	50,0
Biax	620	2,4	$3,25 \pm 0,08$	47,7

5.1 Aufleimer

Anfangs wurden die Klavierscharniere direkt auf die Proben aufgebracht, was bei zu hoher Last zu einem Abschälen der Scharniere aller Proben führte. Das Abreißen erfolgte unabhängig von der Belastungsart. Um diesem Effekt entgegenzuwirken, wurden die in Abschnitt 4.2 beschriebenen Aluminiumblöcke zwischen Probe und Scharnier angebracht, um die Last auf eine größere Fläche zu verteilen und den Schälereffekt zu verringern. Trotz des Aufleimerblocks rissen ca. 50 % der Scharniere der ersten 10 Messungen ab.

Nach der 16-stündigen Härtung bei Raumtemperatur war an den Rändern des überstehenden Klebers ein leichter Tack feststellbar, was auf eine unvollständige Aushärtung hindeutet. Drei Proben wurden für eine Nachhärtung des Klebers für ca. 16 Stunden bei 80° C in den Ofen gelegt. Die Scharniere und Aluminiumblöcke dieser Proben wurden anschließend per Hand abgerissen, um die Bruchbilder vor und nach dem Tempern vergleichen zu können. In Abbildung 5.1 sind die Bruchbilder vor und nach dem Tempern dargestellt. Durch die Nachhärtung scheint sich die Matrix-Kleber-Haftung verbessert zu haben, da in Bild 5.1a ein Adhäsionsbruch ohne Rückstände des Klebers auf der Probe zu sehen ist. Nach dem Härten (vgl. Abbildung 5.1b) ist kein reiner Adhäsionsbruch an der Grenzfläche Probe-Kleber zu erkennen. Um diese These zu bestätigen, sollten jedoch weitere Untersuchungen durchgeführt werden. Eine DSC-Analyse, um den Aushärtegrad des Klebers bei unterschiedlichen Heizzyklen zu ermitteln, und Abschältests, um die mechanischen Eigenschaften zu überprüfen, erscheinen dafür sinnvoll.



(a) ohne Tempern



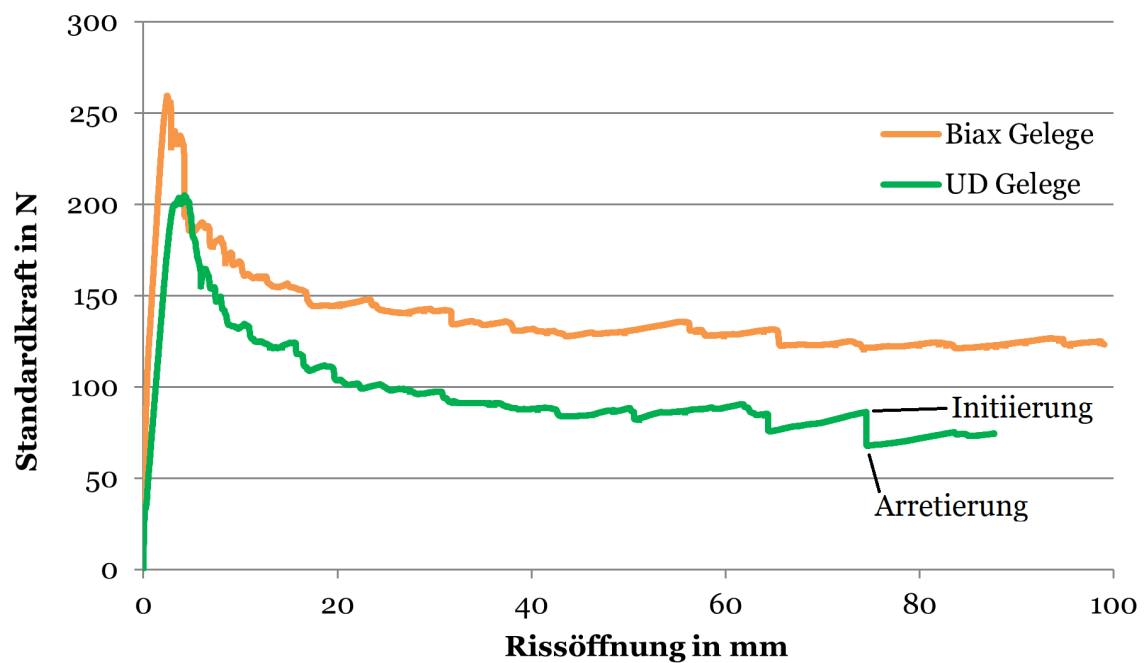
(b) mit Tempern

Abbildung 5.1: Haftung der Aufleimer

Nach dem Tempern der restlichen Proben konnte eine Verbesserung der Haftung der Scharniere an den Proben festgestellt werden und nur vereinzelte Aufleimer hielten der Last nicht stand.

5.2 Mode I

In Abbildung 5.2 ist jeweils ein Beispielverlauf beider Gelegetypen (UD, Biax) der G_{Ic} -Messung dargestellt.

Abbildung 5.2: Beispielverlauf für eine G_{Ic} Messung je Gelege

Nach der Maximalkraft ist eine instabile Rissausbreitung in Form eines starken Abfalls der

Kraft zu beobachten. Der anschließende Verlauf der Kurve ähnelt dem Stick-Slip-Effekt (Stoppen und Gleiten). Das Stick-Slip-Verhalten beschreibt eine Rissausbreitung bei der die Kraft für eine Rissöffnung ein lokales Maximum erreicht. Nach der Initiierung der Rissausbreitung kommt es zur Arretierung und die Kraft steigt wieder an, bis genügend Energie für eine weitere Rissausbreitung vorhanden ist [28]. Dieses Verhalten ist auch auf die Struktur der Gelege zurückzuführen. Bei dem UD-Gelege wird das Risswachstum durch die in regelmäßigen Abständen vorhandenen Schussfäden behindert. Selbiger Effekt gilt für das Biax-Gelege bei dem die nicht in Längsrichtung liegenden Fasern für die Behinderung verantwortlich sind. Außerdem ist es durch diese Fasern möglich, dass der Riss sich teilweise auch quer zur Längsrichtung entlang der Schussfäden ausbreitet [29].

Die Werte der Energiefreisetzungsrate G_{Ic} für das Biax- und UD-Gelege sind aufgrund der hohen Standardabweichung auf einem ähnlichen Niveau (vgl. Abbildung 5.3). Das Stick-Slip-Verhalten erschwert die Bestimmung der interlaminaren Risszähigkeiten, sodass große Streuungen in den Messdaten entstehen [30].

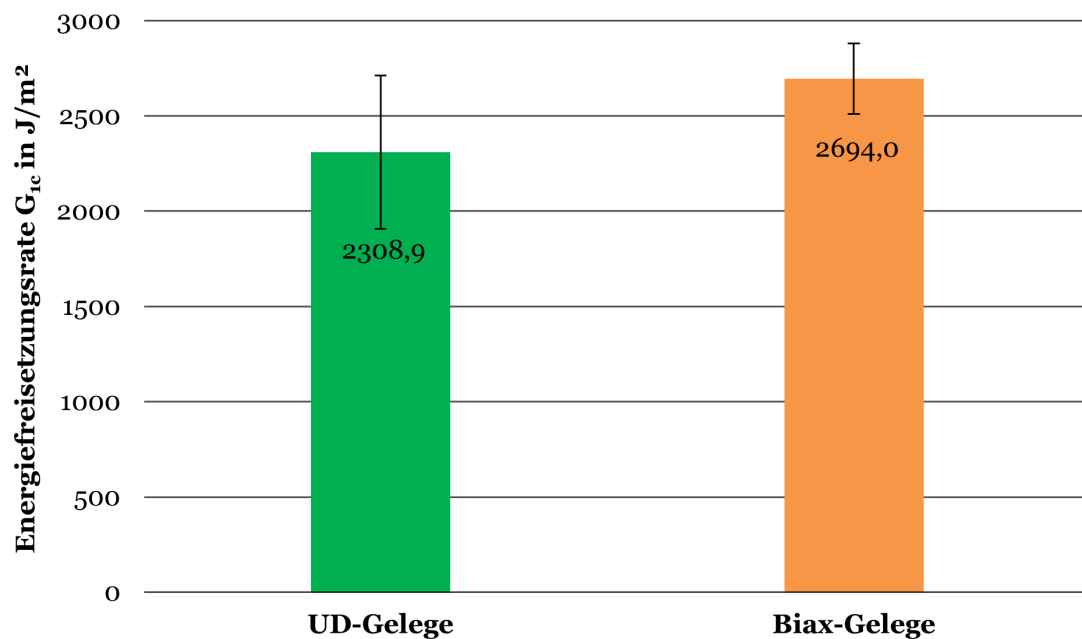


Abbildung 5.3: G_{Ic} Messwerte

Anhand der Bruchbilder der Proben lässt sich sagen, dass die Risse innerhalb der dafür vorgesehenen Lage verlaufen sind. Diese Beobachtung gilt für alle getesteten Proben (G_{Ic} , G_{IIc} und MMB-Prüflinge). Beispielhaft sind in Abbildung 5.4 die Bruchebenen jeweils einer G_{Ic} Probe mit UD- sowie Biax-Glasfasergelege dargestellt. Außerdem konnte bei einigen Messungen eine schiefe Rissfront festgestellt werden. Um diesen Fehler zu minimieren, wurde der Rissfortschritt auf beiden Seiten der Probe aufgenommen und der

Mittelwert beider Längen für die Auswertung genutzt.

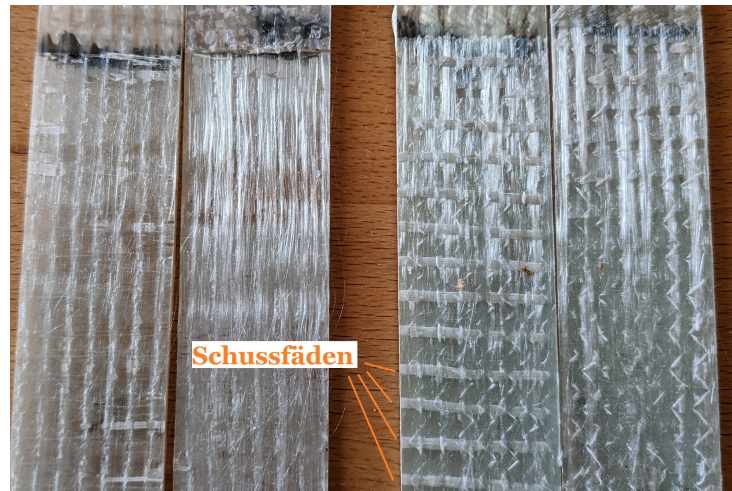


Abbildung 5.4: Bruchebene der G_{Ic} Proben (links: Biax-Gelege, rechts: UD-Gelege)

Für eine Untersuchung der Faser-Matrix-Haftung und des Stick-Slip-Verhaltens mit Rissausbreitung quer zur Längsrichtung können die Bruchflächen der Proben zudem über Rasterelektronenmikroskopieaufnahmen ausgewertet werden.

5.3 Mode II

In Abbildung 5.5 ist der Kurvenverlauf für die Schubbeanspruchung je Gelegetyp dargestellt.

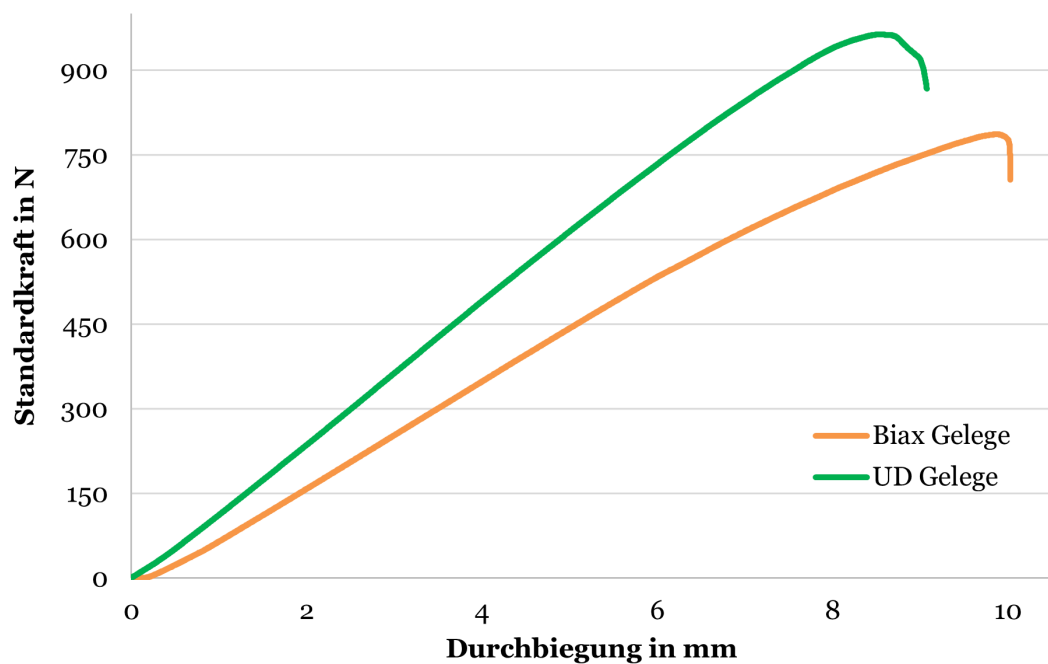
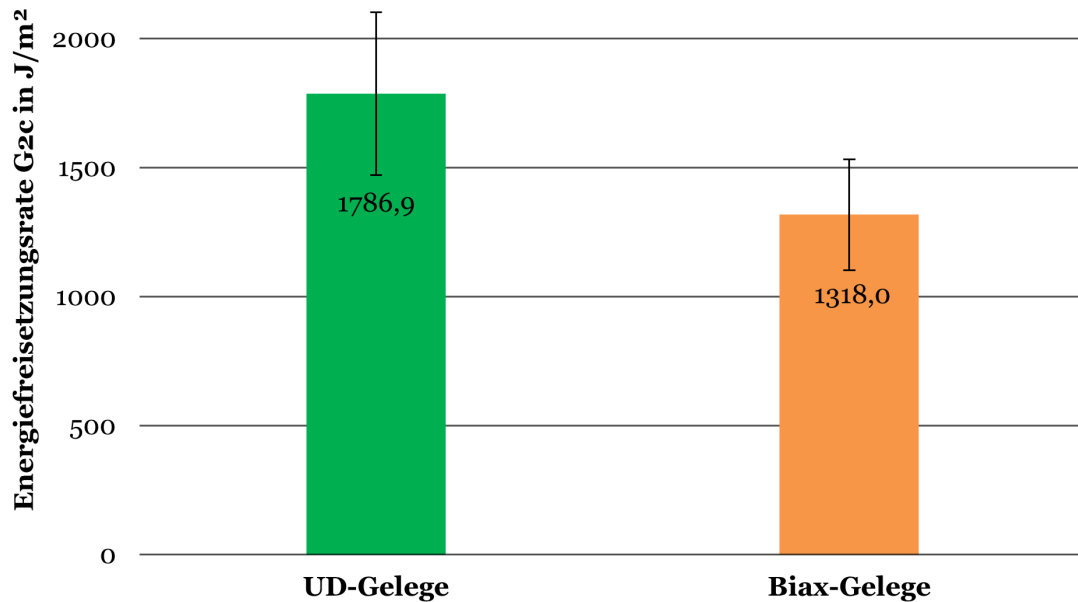


Abbildung 5.5: Beispielverlauf für eine G_{IIc} Messung je Gelegetyp

Bei der Messung der G_{IIc} -Werte tritt ebenso eine instabile Rissausbreitung auf. Dies kann anhand des starken Kraftabfalls nach der Maximallast festgestellt werden. Hier wurde ebenso ein Kurvenverlauf nach dem Stick-Slip-Verhalten erwartet. Allerdings ist der Riss bei der ersten Arretierung bereits bis zur Mitte der Probe fortgeschritten und die Messung musste beendet werden. Durch die längsausgerichteten Fasern des UD-Geleges weist dieses Laminat eine erhöhte Biegesteifigkeit auf. Dies resultiert in eine höhere Maximalkraft und einer erhöhten Energiefreisetzungsrate G_{IIc} gegenüber den Laminaten mit dem Biax-Gelege (vgl. Abbildung 5.6). Auch hier ist die hohe Standardabweichung primär auf den Stick-Slip-Effekt zurückzuführen.

Abbildung 5.6: G_{IIc} Messwerte

5.4 Mixed-Mode

Für die Auswertung der Energiefreisetzungsraten der MMB Apparatur wurde für die Rissinitiierungskraft der Wert genommen, an dem sich die Nachgiebigkeit um 5 % erhöht hat oder die Maximalkraft erreicht wurde. Dies ist davon abhängig, welcher Fall zuerst eintritt.

In Abbildung 5.7 ist beispielhaft der Kurvenverlauf je Belastungsverhältnis dargestellt. Die grünen Kurvenverläufe repräsentieren das UD-Gelege und die Orangen das Biax-Gelege. Dabei gilt: je höher die maximale Bruchkraft und steiler der anfängliche Kurvenverlauf, desto höher ist das Belastungsverhältnis $\frac{G_{II}}{G}$.

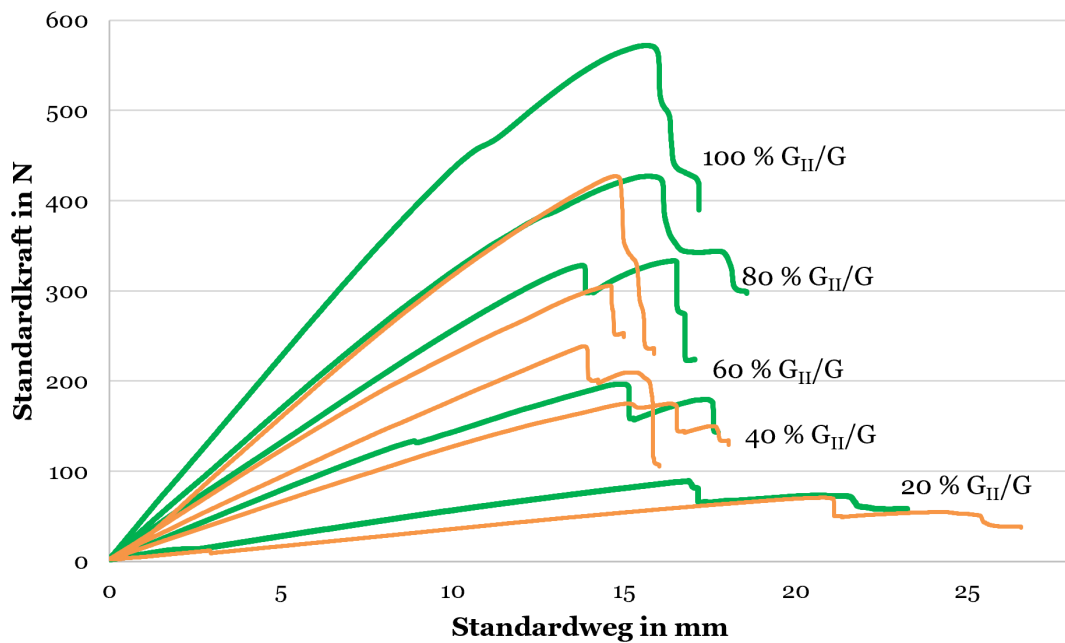


Abbildung 5.7: Beispielverlauf für eine MMB Messung je Gelege und Belastungsverhältnis

Auch hier kann ein Stick-Slip-Verhalten in den Kraftverläufen festgestellt werden. Durch die hohen Lasten mit erhöhtem Belastungsverhältnis kam es zu Verformungen des Scharniers. In dem Diagramm spiegelt sich dies beispielsweise in dem Kurvenverlauf des UD-Geleges ($\frac{G_{II}}{G} = 100\%$) bei ca. 460 N durch eine Änderung der Steigung wider. Bei dem niedrigen Belastungsverhältnis ($\frac{G_{II}}{G} = 20\%$) musste aufgrund der erhöhten Hebelarmlänge ein längerer Traversenweg zurückgelegt werden, um eine Rissausbreitung feststellen zu können.

In Abbildung 5.8 sind die Energiefreisetzungsraten bei den unterschiedlichen Belastungsverhältnissen dargestellt.

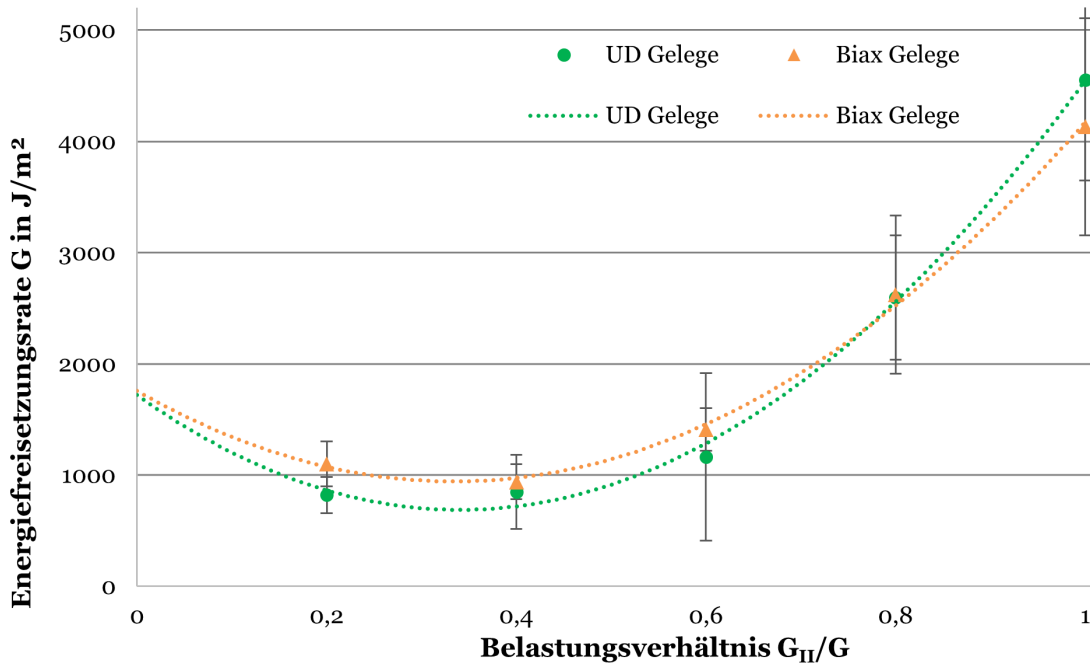


Abbildung 5.8: Energiefreisetzungsrates in Abhängigkeit des Belastungsverhältnisses

Auffällig dabei ist die eine erhöhte Standardabweichung mit steigendem Belastungsverhältnis. Je höher die Schubbeanspruchung, desto mehr kommt der Stick-Slip-Effekt zum tragen. Die zu überwindenden Schussfäden stellen für eine Schubbeanspruchung ein höheres Hindernis dar, als dies für eine Normalbeanspruchung der Fall ist. Die quer zur Längsrichtung ausgerichteten Fasern wirken der Schubbeanspruchung entgegen und fördern den Stick-Slip-Effekt, was in höheren Streuungen der Daten resultiert.

In Tabelle 5.2 sind die Trendlinien für die beiden Textilgelege zusammengefasst, mit denen die Werte für die reine Normalbelastung ($\frac{G_{II}}{G} = 0$) extrapoliert werden können.

 Tabelle 5.2: Trendlinien zur Bestimmung der Energiefreisetzungsrates G_{Ic}

Gelege	Trendlinie für G	Bestimmtheitsmaß R^2
UD	$8881,8 \cdot \left(\frac{G_{II}}{G}\right)^2 \frac{J}{m^2} - 6051,9 \cdot \frac{G_{II}}{G} \frac{J}{m^2} + 1719,0 \frac{J}{m^2}$	0,9966
Biax	$7288,6 \cdot \left(\frac{G_{II}}{G}\right)^2 \frac{J}{m^2} - 4873,5 \cdot \frac{G_{II}}{G} \frac{J}{m^2} + 1757,8 \frac{J}{m^2}$	0,9978

Demnach gilt für die Energiefreisetzungsrates $G_{Ic} = 1719,0 \frac{J}{m^2}$ für die Proben mit UD-

Gelege und $G_{Ic} = 1757,8 \frac{J}{m^2}$ mit Biax-Gelege. Außerdem kann über die erste Ableitung der Trendlinie ($G' = 0$) das Belastungsverhältnis mit der geringsten Energiefreisetzungsrate bestimmt werden. Je niedriger die Energiefreisetzungsrate eines Materials, desto eher kann sich ein Riss ausbreiten. Somit ist das Material bei einem Belastungsverhältnis von 0,34 (UD) und 0,33 (Biax) für einen Rissfortschritt am empfindlichsten.

In Abbildung 5.9 ist die Zusammensetzung der gesamten Energiefreisetzungsrate des jeweiligen Belastungsverhältnisses dargestellt.

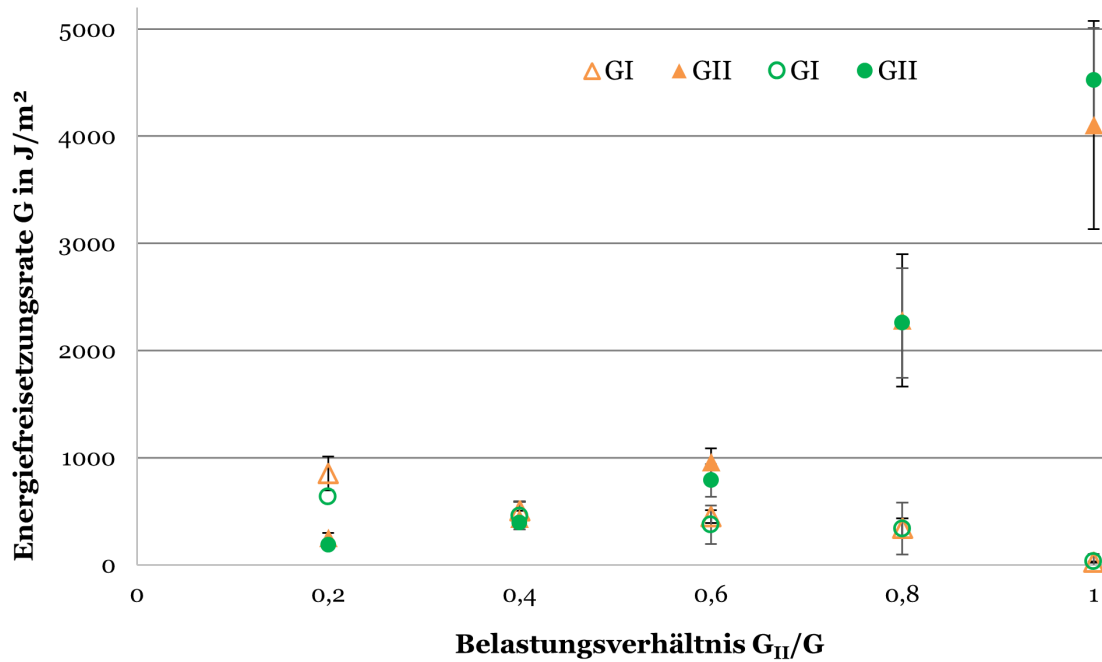


Abbildung 5.9: Zusammensetzung der gesamten Energiefreisetzungsrate

Während der Anteil von G_I bei steigendem Belastungsverhältnis $\frac{G_{II}}{G}$ kontinuierlich abnimmt, steigt der Anteil von G_{II} ab $0,6 \frac{G_{II}}{G}$ stark an. Anfangs ist die Schubbelastungskomponente der Energiefreisetzungsrate niedriger als die der Normalbelastungskomponente. Ab einem Belastungsverhältnis von ca. $0,4 \frac{G_{II}}{G}$ erreicht der Anteil von G_{II} ein höheres Niveau als der von G_I .

5.5 Vergleich

Für den Vergleich der Werte der MMB Prüfvorrichtung und über die Bestimmung nach der Norm *DIN 65563* (blau) sind diese in Abbildung 5.10 dargestellt.

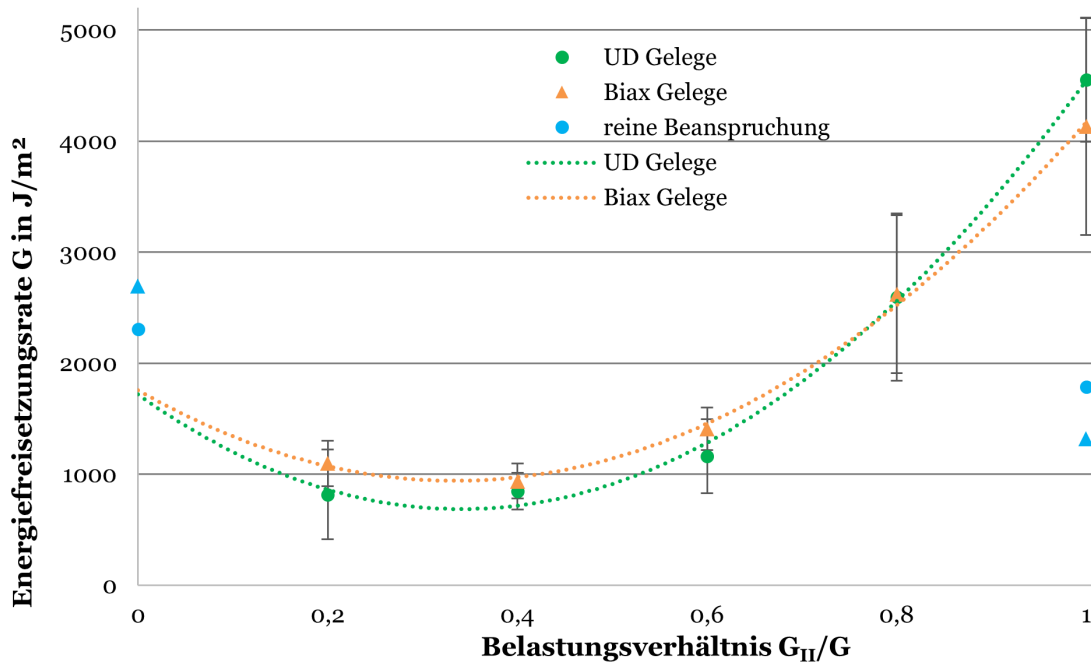


Abbildung 5.10: Vergleich der MMB-Werte mit den der reinen Modi

Mit der Trendlinie kann die richtige Tendenz für die G_{Ic} -Werte vorhergesagt werden. Die Prognose der Trendlinie bewertet die Energiefreisetzungsrate jedoch konservativ und unterschätzt diese im Vergleich zu den mit der Norm *DIN 65563* bestimmten Werten. Bemerkbar ist zudem der große Unterschied zwischen den G_{Ic} -Werten. Diese Differenz kann auf die unterschiedliche Auswertemethode zurückgeführt werden. Nach der Norm *DIN 65563* wird die Energiefreisetzungsrate über den energetischen Ansatz ermittelt. Hingegen die Werte der MMB Prüfvorrichtung werden über die Nachgiebigkeitsmethode bestimmt. Die Nachgiebigkeit spielt vor allem in der Schubbeanspruchung eine große Rolle in der Auswertung. Durch die Drei-Punkt-Biegung ist der Biegemodul ein entscheidender Faktor für die Energiefreisetzungsrate. Werden die Kraftverläufe, die über die MMB Apparatur ermittelt wurden, über den energetischen Ansatz ausgewertet, so ändern sich die Werte für die Energiefreisetzungsrate kaum. Weitere Untersuchungen hinsichtlich der Nachgiebigkeit im Zusammenhang mit dem energetischen Auswerteansatz der Norm *DIN 65563* sind nötig, um den Unterschied zwischen den G_{Ic} -Werten der beiden Methoden erklären zu können.

Benzeggagh und *Kenane* haben folgende Beziehung für die Energiefreisetzungsrate bei unterschiedlichen Belastungsmodi vorgeschlagen [31]:

$$G_c = G_{Ic} + (G_{IIc} - G_{Ic}) \cdot \left(\frac{G_{IIc}}{G} \right)^\eta \quad (5.1)$$

Für glasfaserverstärkte Kunststoffe gilt $\eta = 2,6$ [31]. In Abbildung 5.11 ist diese Beziehung den Messwerten der MMB Apparatur gegenübergestellt.

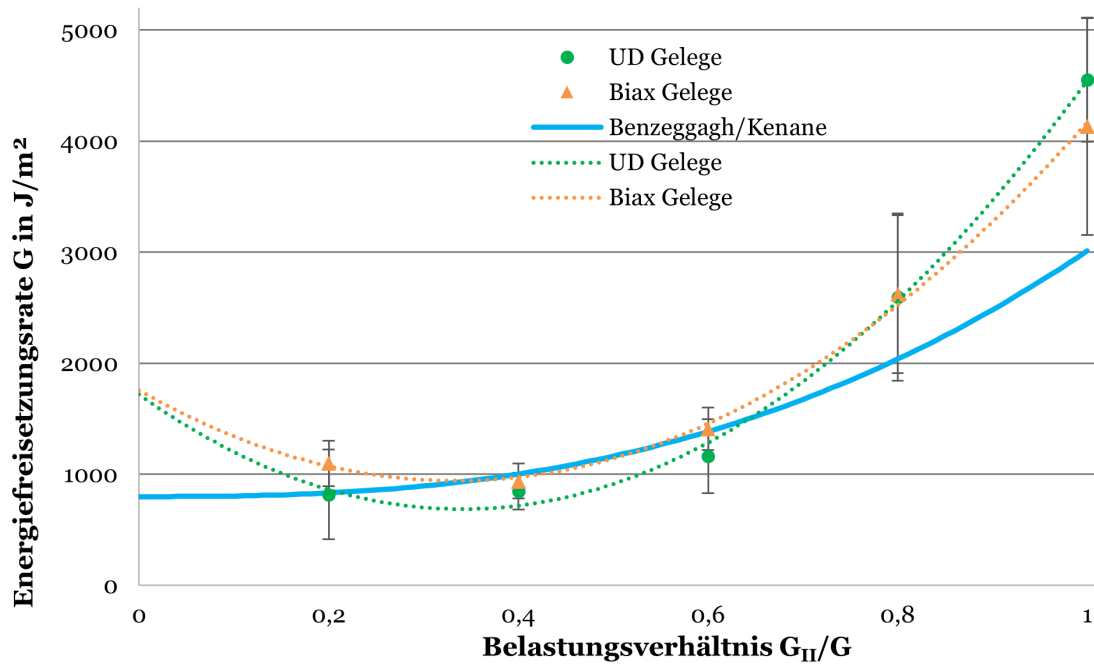


Abbildung 5.11: Trendlinie nach Benzeggagh und Kenane

Dabei wurde der Wert $G_{Ic} = 800 \frac{J}{m^2}$ angenommen, da dieser Wert laut dem Potenzgesetzkriterium (Gleichung 5.2) mit steigendem Belastungsverhältnis nicht mehr kleiner werden kann und sich an dem Wert des niedrigsten Belastungsverhältnisses, der gemessen werden konnte, orientiert. Für das Potenzgesetzkriterium wird die G_I -Komponente in Abhängigkeit der G_{II} -Komponente aufgetragen (vgl. Abbildung 5.12).

$$\left(\frac{G_I}{G_{Ic}} \right)^i + \left(\frac{G_{II}}{G_{IIc}} \right)^j = 1 \quad (5.2)$$

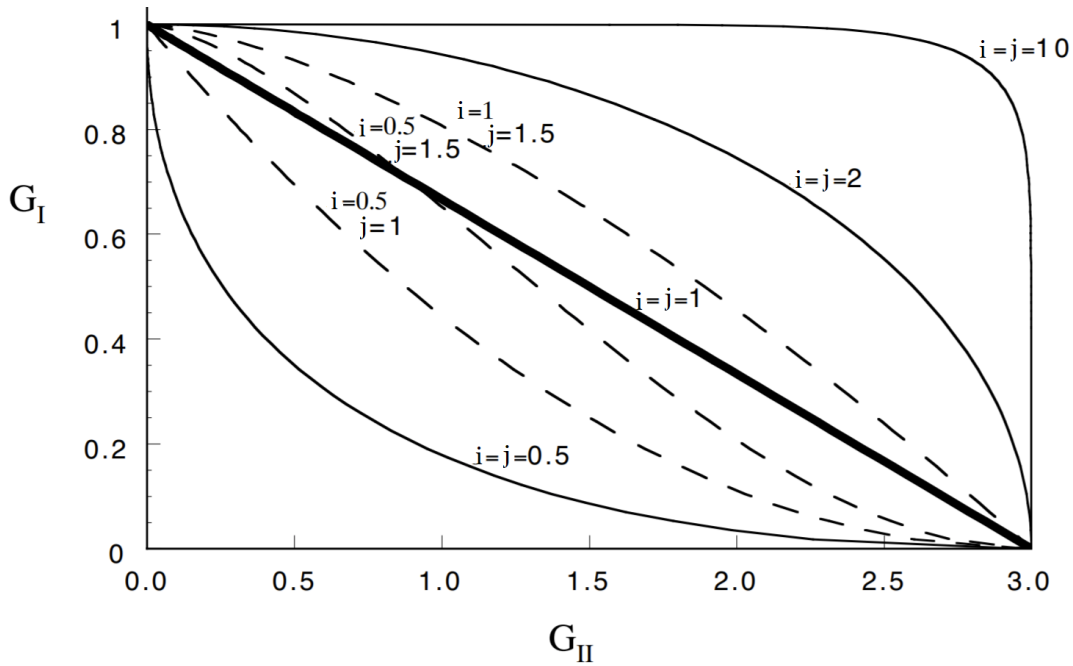
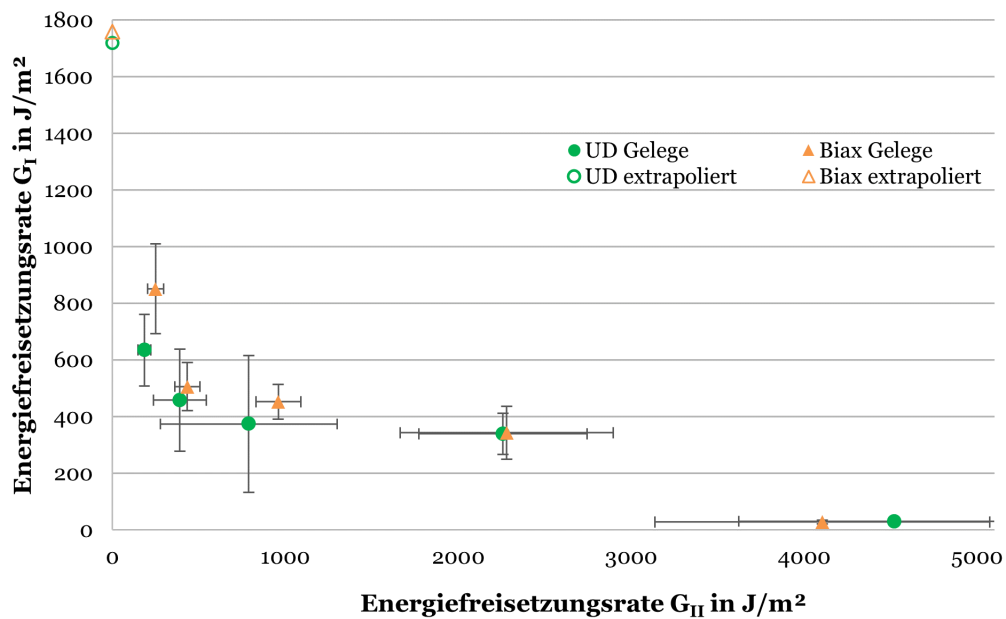


Abbildung 5.12: Potenzgesetzkriterium, angepasst nach [32]

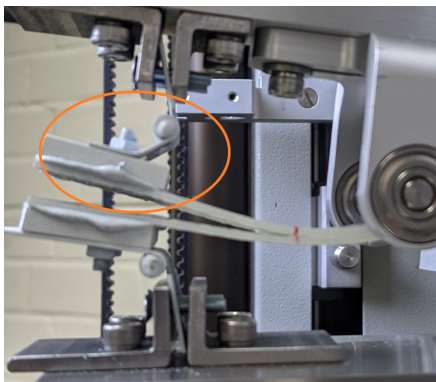
Unterschiedliche, materialabhängige Werte für i und j können verschiedene Materialverhaltensmuster darstellen. Für die Beziehung von Benzeggagh und Kenane gilt dabei die Form mit $i = j = 2$ [31]. Hingegen nehmen die Messwerte der MMB Prüfvorrichtung dieser Arbeit dabei eine Form mit $i = j = 0,5$ ein (vgl. Abbildung 5.13). Somit kann hier die vorgeschlagene Beziehung (Gleichung 5.1) nicht angewandt werden. Außerdem ist in Abbildung 5.11 erkennbar, dass die Messpunkte diesem Kurvenverlauf nicht entsprechen.


Abbildung 5.13: G_I in Abhängigkeit der G_{II} -Komponente

Zunächst fällt die G_I -Komponente bis zu einem Niveau von $450 \frac{J}{m^2}$ stark ab. Anschließend folgt ein linearer Abstieg zur reinen G_{II} -Komponente. Im Falle von *Benzeggagh* und *Kenane* hingegen ist der Anteil von G_I zunächst konstant bis dieser mit erhöhtem Belastungsverhältnis linear abfällt.

6 Fehlerdiskussion

Zunächst treten Fehler bei der Durchführung und aufgrund der verwendeten Materialien auf. Zum einen liegen die Fasern durch das Zusägen der Proben nicht genau parallel zur Schnittkante, um die für das Gelege gewünschte Krafteinleitung zu gewährleisten. Ein ähnlicher Fehler kann bei einer ungenauen Auflage und Einspannung der Probe in die Prüfmaschine entstehen. Wird ein Aufleimer ebenso durch ein Verrutschen bei der Aushärtung nicht korrekt aufgeklebt, so stimmt die Orientierung des Scharniers nicht und die Probe liegt schief auf der Auflage (vgl. Abbildung 6.1b). Diese Effekte werden jedoch als verschwindend gering angenommen und nicht berücksichtigt. Des weiteren kann es vorkommen, dass sich das verwendete Scharnier bei zu hoher Last verformt (vgl. Abbildung 6.1a). Dies beeinflusst die Nachgiebigkeit des Systems und kann sich in dem Graphenverlauf der Messung bemerkbar machen. Die Verformung tritt auf, da die Verschraubung von Aluminiumblock und Scharnier nicht direkt am Kraftangriffspunkt vorhanden ist. Um diesen Fehler zu vermeiden, kann das Scharnier zusätzlich zu den Schrauben mit einem Kleber an dem Aufleimerblock befestigt werden.



(a) Verformung des Scharniers



(b) Auflagefehler durch Aufleimer

Abbildung 6.1: Fehlerursachen durch die Materialien

Außerdem kann ein Fehler beim Markieren des Rissfortschritts auftreten, da die instabile Rissausbreitung die Markierung des Rissfortschritts erschwert. Nach dem Stoppen der Prüfmaschine, um den fortgeschrittenen Riss zu markieren, kann es vorkommen, dass der Riss sich trotz gleichbleibender Last weiter ausbreitet. Dabei wird der Kraftverlauf weiterhin aufgenommen und eine ungenaue Korrelation zwischen Rissfortschritt und Kraftverlauf tritt auf. Durch das Ausmessen von unterschiedlichen Geometrien, wie die Dicke und Breite der Probe, die Hebelarmlänge zum Einstellen des Belastungsverhältnisses der MMB Prüfvorrichtung und die Länge des Risses können ebenso Fehler auftreten. Für die MMB Prüfvorrichtung wurde außerdem die Nachgiebigkeit des Systems nicht genau nach Norm bestimmt, was ebenso in kleine Ungenauigkeiten resultiert. Die Anpassungen

der Prüfvorrichtung können auch einen kleinen Einfluss auf die Krafteinleitung sowie die Nachgiebigkeit des Systems haben. Der Abstand zwischen den beiden Winkeln für die Einspannung MMB-Prüfkörper ist ca. 2 *mm* zu groß, sodass die Scharniere etwas Spiel haben und sich die Probe bei Belastung verschieben kann.

Weitere Ungenauigkeiten sind durch mathematische Berechnungen und den dazugehörigen theoretischen Annahmen bedingt. Angenommen wurde ein ideales elastisches Verhalten des Materials. Außerdem wurde der anfängliche Kurvenverlauf bis zur maximalen Kraft als linear betrachtet. Für die Berechnung der Integrale zur Bestimmung der G_{Ic} - und G_{IIc} -Werte wurde ein numerisches Verfahren angewandt und das Integral somit nur angenähert. Zudem entsteht bei der Berechnung der Energiefreisetzungsraten der MMB Prüflinge durch die Literaturwerte eine Ungenauigkeit. Da dieser Einfluss jedoch sehr gering ist, kann der Fehler vernachlässigt werden. Mit einer FE-Analyse wurden die Korrekturparameter für die MMB Prüfvorrichtung eingeführt, um Einspann- und Laminatrotationseffekte zu verringern. Diese Parameter können jedoch nicht alle Fehler dieser Art exakt ausgleichen, da sie auf einer Simulation beruhen.

Der in Abschnitt 5.2 beschriebene Stick-Slip-Effekt hat im Allgemeinen den größten Einfluss auf die hohen Standardabweichungen. Dies zeigen auch Erfahrungswerte in der Literatur [29, 30].

7 Zusammenfassung und Ausblick

Über die Mixed-Mode-Bending Prüfvorrichtung wurden Energiefreisetzungsraten bei unterschiedlichen Belastungsverhältnissen mit zwei Gelegetypen untersucht. Die Messergebnisse wurden mit den Werten der reinen Belastungsarten verglichen und einem Literaturkriterium gegenübergestellt.

Für die Anwendung der MMB Prüfapparatur für glasfaserverstärkte Kunststoffe musste zunächst eine Anpassung an dem Aufbau vorgenommen werden, um Beschädigungen an der Prüfmaschine zu vermeiden. Die verwendeten, modifizierten Winkel können für eine bessere Einspannung der Scharniere noch optimiert werden. Darüber hinaus trat ein Problem mit der Haftung der Aufleimer auf. Dabei muss sichergestellt werden, dass der Kleber vollständig aushärtet oder die Scharniere über eine Verschraubung an die Probe angebracht werden, um ein Abschälen dieser zu verhindern. Eine weitere Möglichkeit für eine Verbesserung des Versuchsaufbaus bietet eine Anbringung einer Kamera an den Prüfstand, um den Rissfortschritt aufzuzeichnen [33]. Diese bietet den Vorteil, eine Messung besser zurückverfolgen zu können, indem der Rissfortschritt mit dem Kurvenverlauf synchronisiert wird. Dadurch wird eine präzisere Auswertung der Risslänge möglich.

Weitere Voruntersuchungen wie die Kennwertermittlung des Materials oder die Bestimmung der Nachgiebigkeit des Systems über eine Referenzprobe können zu genaueren Messungen führen.

Über ein Rasterelektronenmikroskop besteht zudem die Möglichkeit die Bruchflächen genauer zu untersuchen, um Rückschlüsse auf die Faser-Matrix-Haftung in Relation zur Risszähigkeit zu ziehen oder den Einfluss des Stick-Slip-Effekts präziser zu charakterisieren.

Der Vergleich der Ergebnisse des MMB Aufbaus mit den Daten der reinen Belastungsmodi zeigt einen deutlichen Unterschied der G_{IIc} -Werte. Dabei sind weitere Untersuchungen hinsichtlich der Auswertemethoden nötig, um genauere Aussagen treffen zu können. Im Vordergrund stehen der energetische Ansatz und die Nachgiebigkeitsmethode zur Bestimmung der Energiefreisetzungsraten. Auch die Extrapolation der G_{Ic} -Werte kann die über die reine Normalbelastung bestimmten Werten nicht genau vorhersagen.

Die in dieser Arbeit ermittelten Trendlinien für die Energiefreisetzungsrate bei unterschiedlichen Belastungsverhältnissen entsprechen einer quadratischen Funktion. Nach dem Potenzgesetzkriterium können diese Trendlinien nicht auf die Literaturwerte von *Benzegagh* und *Kenane* bezogen werden, sodass auch hier weitere Untersuchungen bezüglich der Materialcharakterisierung von glasfaserverstärkten Kunststoffen nötig sind, um einen Trend für die Materialkennwerte erkennen zu können.

Literatur

- [1] G. W. Ehrenstein, "Faserverbund-Kunststoffe, Werkstoffe-Verarbeitung-Eigenschaften," *Hanser Verlag*, 2006.
- [2] Flemming/Ziegmann/Roth, "Faserverbundbauweisen - Halbzeuge und Bauweisen," *Springer Verlag*, 1996.
- [3] Flemming/Roth, "Faserverbundbauweisen - Eigenschaften," *Springer Verlag*, 2003.
- [4] Grellmann/Seidler, "Deformation und Bruchverhalten von Kunststoffen," *Springer Verlag*, 1998.
- [5] ZwickRoell, "Werkstoffprüfung-Bruchmechanik," <https://www.zwickroell.com/de/branchen/werkstoffpruefung-materialpruefung/bruchmechanik/>, aufgerufen am 23.03.2021.
- [6] AVK - Industrievereinigung verstärkte Kunststoffe e. V., "Handbuch Faserverbund-kunststoffe/Composites - Grundlagen, Verarbeitung, Anwendungen," *Springer Verlag*, 2014.
- [7] Macherauch/Zoch, "Praktikum in Werkstoffkunde - 100 ausführliche Versuche aus wichtigen Gebieten der Werkstofftechnik," *Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH*, 2019.
- [8] Neitzel/Breuer/Mitschang, "Handbuch Verbundwerkstoffe: Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung," *Hanser Verlag*, 2004.
- [9] H. Schürmann, "Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden," *Springer Verlag*, 2007.
- [10] D. Abliz, "Functionalization of Fiber Composites with Nanoparticle-Modified Resin Systems," *Dissertation an der TU Clausthal: Papierflieger Verlag*, 2018.
- [11] Gross/Seelig, "Bruchmechanik - Mit einer Einführung in die Mikromechanik," *Springer Verlag*, 2015.
- [12] R. Sachse, "Untersuchungen zur Auslegung von schadenstoleranten Klebeverbindungen durch mechanische Riss-Stopper-Elemente," *Dissertation an der Universität Stuttgart: Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik und Geodäsie*, 2020.
- [13] Blumenauer/Pusch, "Technische Bruchmechanik," *Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie*, 1993.

- [14] T. L. Anderson, “Fracture Mechanics - Fundamentals and Applications,” *CRC Press*, 2017.
- [15] Rösler/Harders/Bäker, “Mechanisches Verhalten der Werkstoffe,” *Springer Verlag*, 2016.
- [16] H. B. Ghavifekr, “Einsatz bruchmechanischer Integralkonzepte zur thermomechanischen Zuverlässigkeitsbewertung in der mikroelektronischen Aufbau- und Verbindungstechnik,” *Dissertation an der TU Berlin: Fakultät für Elektrotechnik und Informatik*, 2004.
- [17] Norm, “DIN 65563 Bestimmung der interlaminaren Energiefreisetzungsrate,” *Normstelle Luftfahrt - Deutsches Institut für Normung*, 1992.
- [18] J. Stoer, “Numerische Mathematik,” *Springer Verlag*, 2005.
- [19] Norm, “ASTM D6671M - Standard Test Method for Mixed Mode I-Mode II Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber Reinforced Polymer Matrix Composites,” *ASTM International*, 2019.
- [20] P. Naghipour, “Numerical Simulations and Experimental Investigations on Quasi-Static and Cyclic Mixed Mode Delamination of Multidirectional CFRP Laminates,” *Dissertation an der Universität Stuttgart: Fakultät für Luft- und Raumfahrt*, 2011.
- [21] Wang/Williams, “Corrections for Mode II Fracture Toughness Specimens of Composite Materials,” *Composite Science and Technology*, 1992.
- [22] Wang/Kinloch, “The Mixed-Mode Delamination of Fibre-Composite Materials,” *Composite Science and Technology*, 1992.
- [23] Bhayshyan/Davidson, “Evaluation of Data Reduction Methods for the Mixed-Mode Bending Test,” *AIAA Journal*, 1997.
- [24] Chatzigeorgiou/Feiler/Aoki, “Machbarkeitsstudie zum Prozessmonitoring von Vakuuminfusionsverfahren mittels Lockin Thermografie,” *Deutsches Zentrum für Luft- und Raumfahrt e. V.*, 2003.
- [25] J. Bai, “Advanced fibre-reinforced polymer (FRP) composites for structural applications,” *Woodhead Publishing*, 2013.
- [26] Swiss-Composite, “Faserverbund-Werkstoffdaten,” <https://www.swiss-composite.ch/pdf/i-Werkstoffdaten.pdf>, aufgerufen am 18.12.2021.

- [27] Fibrolux, “Kennwerte Verbundwerkstoffe,” <https://fibrolux.com/de/gfk/wissenswertes/kennwerte/>, aufgerufen am 18.12.2021.
- [28] B. Ellis, “Chemistry and Technology of Epoxy Resins,” *Springer - Science and Media*, 1993.
- [29] Pingkarawat/Wang/Varley/Mouritz, “Effect of mendable polymer stitch density on the toughening and healing of delamination cracks in carbon–epoxy laminates,” *Elsevier*, 2013.
- [30] Starke/Beckert/Lauke, “Characterization of the delamination behaviour of composites under mode I- and mode II-loading,” *Materials Science and Engineering Technology*, 1996.
- [31] Benzeggagh/Kenane, “Measurement of Mixed-mode Delamination Fracture Toughness of Unidirectional Glass/Epoxy Composites with Mixed-Mode bending Apparatus,” *Technische Universität Compiègne: Labor für Polymere und Kompositwerkstoffe*, 1995.
- [32] J. R. Reeder, “An Evaluation of Mixed-Mode Delamination Failure Criteria,” *Langley Research Center*, 1992.
- [33] ZwickRoell, “Möglichkeiten zur Messung der Energiefreisetzungsrate,” <https://www.zwickroell.com/de/branchen/composites/energiefreisetzungsrate/>, aufgerufen am 23.03.2022.