

# **Experimentelle und numerische Untersuchungen zum Crashverhalten von Strukturbauteilen aus kohlefaserverstärkten Kunststoffen**

Jochen Peter

Vollständiger Abdruck der von der Fakultät für Bauingenieur- und Vermessungswesen der Universität der Bundeswehr München zur Erlangung des akademischen Grades eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.) angenommene Dissertation.

Promotionsausschuß

Vorsitzender:

1. Berichterstatter:

2. Berichterstatter:

Univ.- Prof. Dr. rer. nat. habil. Thomas Apel

Prof. Dr. rer. nat. Klaus Thoma

Univ.- Prof. Dr. Ing. habil. Norbert Gebbeken

**Tag der Prüfung:**

**25. Juni 2004**



## Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als Doktorand der BMW Group, München, in enger Zusammenarbeit mit dem Fraunhofer Institut für Kurzzeitdynamik, Ernst-Mach-Institut, Freiburg.

Es ist mir ein aufrichtiges Bedürfnis, all denjenigen Personen zu danken, ohne deren Unterstützung diese Dissertation nicht in der vorliegenden Form hätte entstehen können. An erster Stelle danke ich meinem Doktorvater Herrn Prof. Dr. rer. nat. Klaus Thoma für die engagierte Betreuung meiner Arbeit und das entgegen gebrachte Vertrauen. Das Überlassen wissenschaftlicher Freiräume und die Zeit die er sich für die vielen fachlichen Diskussionen genommen hat, waren wichtige Grundvoraussetzungen. Seine entschlossene Unterstützung, seine Anregungen und Ratschläge waren für die methodische und inhaltliche Richtung dieser Arbeit prägend.

Für die Unterstützung während dieser Zeit möchte ich mich bei allen Mitarbeiter der Abteilung Karosserieberechnung EK-21 der BMW Group und ganz besonders bei Herrn Dipl.-Ing. Touraj Gholami bedanken. Herrn Dr.-Ing. Frank Möller möchte ich für die Initiierung der Arbeit und die Betreuung während der ersten Monate danken.

Zu größtem Dank bin ich Herrn Dr.-Ing. Andreas Reinhardt verpflichtet, der die Betreuung dieser Arbeit von Seiten der BMW Group übernommen hat. Durch seine fachliche Kompetenz, seine Erfahrungen mit Verbundwerkstoffen und seinen persönlichen Einsatz hat er einen bedeutenden Anteil an dieser Arbeit. Herrn Dipl.-Ing. Franz Birzle danke ich für die großzügige Unterstützung bei Auswahl und Beschaffung der in dieser Arbeit untersuchten Materialien und Probekörper.

Herrn Univ.- Prof. Dr. Ing. habil. Norbert Gebbeken und Univ.- Prof. Dr. rer. nat. habil. Thomas Apel, beide von der Universität der Bundeswehr München, möchte ich für die Übernahme des Koresferates bzw. der Leitung des Prüfungsausschusses danken.

Für die vielfältige Unterstützung am Ernst-Mach-Institut möchte ich mich bei PD Dr. Stefan Hiermaier und allen Mitarbeitern der Abteilung Werkstoffcharakterisierung und numerische Simulation herzlich bedanken. Dr. Martin Sauer gebührt dabei mein besonderer Dank. Durch die unzähligen fachlichen Gespräche und seine wertvolle Hilfe vor allem im numerischen Teil der Arbeit hat er diese wesentlich geprägt.

All das Erreichte wäre ohne die Unterstützung meiner Familie und insbesondere meiner Eltern nicht möglich gewesen. Auf ihre Hilfe konnte ich während meiner gesamten Ausbildung und in der Promotionszeit immer zählen. Ihnen gilt mein besonderer Dank. Am allermeisten hat jedoch meine Freundin Nadine Ludwig Anteil an den Höhen und Tiefen auf dem Weg zur Dissertation genommen. Sie hat mich stets auf großartige Weise motiviert und mir unermüdlich Rückhalt gegeben. Dafür möchte ich ihr von ganzem Herzen danken.

Freiburg, Juli 2004

Jochen Peter





## Inhalt

<b>1</b>	<b>Einführung</b>	<b>3</b>
1.1	Leichtbauwerkstoffe im Automobilbau	3
1.2	Zielsetzung und Aufgabenstellung	7
1.3	Vorgehensweise und Aufbau der Arbeit	8
<b>2</b>	<b>Theoretische Grundlagen</b>	<b>9</b>
2.1	Definition und Komponenten von Verbundwerkstoffen	9
2.2	Kontinuumsmechanische Beschreibung unidirektional verstärkter Faserverbunde	13
2.2.1	Verallgemeinertes Hooke'sches Gesetz	13
2.2.2	Beschreibung des elastischen Verhaltens unidirektionaler Faserverbundsichten	16
2.3	Grundlagen der nichtlinearen Finite Elemente Berechnung	20
2.3.1	Adaptivität in SOPHIA	27
2.4	Werkstoffmodelle für Faserverbundwerkstoffe	29
2.4.1	Elastisches Materialverhalten	29
2.4.2	Modellierung des Werkstoffversagens	31
2.4.3	Nachversagen und Delamination	45
2.4.4	Bewertung und Vergleich bestehender Ansätze	50
<b>3</b>	<b>Charakterisierung des mechanischen Werkstoffverhaltens von CFK</b>	<b>52</b>
3.1	Untersuchte Materialien und Laminataufbauten	53
3.2	Probenherstellung	56
3.3	Statische Materialeigenschaften	57
3.3.1	Experimentelle Untersuchungen unter Zug- und Druckbelastung	58
3.4	Das Delaminationsverhalten	70
3.4.1	Grundlagen	70
3.4.2	Versuchsprinzipien	71
3.4.3	Versuchsaufbau und Durchführung	75
3.4.4	Messung der Energiefreisetzungsraten	77
3.4.5	Ergebnisse der Delaminationsuntersuchungen	82
3.5	Dynamische Eigenschaften unter Crashbelastung	87
3.5.1	Versuchsergebnisse der einfachen Struktur	89
3.6	Experimentelle Untersuchungen des Crashverhaltens von Motorträgern aus CFK	97
3.6.1	Versuchsaufbau der Crashanlage	98
3.6.2	Versuchsergebnisse	101

<b>4</b>	<b>Modellierung des Materialverhaltens</b>	<b>109</b>
4.1	Anforderungen an das Modell	109
4.2	Entwicklung einer angepassten numerischen Methodik	110
4.2.1	Dreidimensionale räumliche Diskretisierung mittels Sublaminaten	110
4.2.2	Adaptive Methoden	112
4.3	Modellierung des Materialverhaltens von CFK	114
4.3.1	Elastisches Materialverhalten	115
4.3.2	Versagensdetektion	116
4.3.3	Nachversagensmodellierung mit anisotropem Schädigungsmodell	118
<b>5</b>	<b>Validierung und Anwendung des Werkstoffmodells</b>	<b>128</b>
5.1	Simulation der Werkstoffversuche	128
5.1.1	Einzel-Elementberechnungen	128
5.1.2	Simulation der Laborversuche	129
5.2	Simulation der dynamischen Untersuchungen	132
5.2.1	Einfache Struktur	132
5.3	Simulation des Crashverhaltens von Motorträgern aus CFK	139
5.4	Prognosefähigkeit des Modells von intrinsischen und extrinsischen Parametern	144
5.4.1	Geometrievariation	144
5.4.2	Änderung des Lagenaufbaus	146
5.5	Verwendbarkeit und Anwendungsgrenzen des Modells	147
<b>6</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick</b>	<b>149</b>
<b>7</b>	<b>Notation</b>	<b>152</b>
<b>8</b>	<b>Anhang</b>	<b>154</b>
<b>9</b>	<b>Literatur</b>	<b>164</b>

# 1 Einführung

## 1.1 Leichtbauwerkstoffe im Automobilbau

Leichtbau als „Auslegungsphilosophie“ im Sinne einer verantwortungsvollen Nutzung der begrenzt verfügbaren Ressourcen stellt für die Automobilindustrie eine wesentliche Zielrichtung für die Zukunft dar. Vor dem Hintergrund zunehmender Umweltbelastung fordern Politik und Verbraucher Lösungen zur Reduzierung von Treibstoffverbrauch und Schadstoffemissionen. Gewichtsreduzierte Materialien bieten neben diesen ökologischen Vorteilen erhebliche ökonomische Chancen. So können durch neue Werkstoffe und Technologien Wettbewerbsvorteile erzielt werden, wenn es gelingt, die Innovationsführerschaft zu erlangen oder Kosten- und Zeitreduktionen für die Entwicklung und Herstellung der Produkte zu erreichen.

Nachdem in den letzten Jahren zunehmend Aluminium als Konstruktionswerkstoff für Automobilstrukturen eingesetzt worden ist, werden in jüngster Zeit erstmalig faserverstärkte Kunststoffe in Serienfahrzeugen verwendet. In sehr kleinen Stückzahlen sind mittlerweile Fahrzeuge erhältlich, deren Fahrgastzelle als Teil der Karosseriestruktur vollständig aus CFK besteht.



Bild 1.1: Rohkarosserie eines Hochleistungsportwagens mit Fahrgastzelle aus CFK [100].

Nach heutigem Technologiestand bieten kohlefaserverstärkte Kunststoffe in der Karosseriestruktur das größte Einsparungspotential beim Fahrzeuggewicht. So kann beim BMW M3 CSL auch durch den Einsatz von Teilen aus kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen (CFK) eine Gewichtsreduktion von 150 Kg und damit etwa 10% des Gesamtgewichtes erreicht werden.

Neben dem Leichtbaupotential durch hohe gewichtsbezogene Steifigkeit und Festigkeit bietet CFK den Vorteil „Werkstoffe nach Maß“ zu realisieren sowie eine Vielzahl an Möglichkeiten, verschiedene Werkstoffe und Verstärkungsformen (z.B. Faserarchitekturen) zu kombinieren. Dies resultiert in einer hohen konstruktiven Gestaltungsfreiheit und ermöglicht große Flexibilität in der Fertigung. So kann z.B. eine weitgehende Integration verschiedener funktionaler Elemente während des Entwicklungs- und Herstellungsprozesses durchgeführt und die Gesamtzahl der Bauteile deutlich reduziert werden. Ein Beispiel dafür ist die im „superleichten Mechatronik-Auto“ BMW Z22 [54] umgesetzte Leichtbaukonstruktion der Fahrgastzelle. Das folgende Bild 1.2 zeigt das Seitenrahmenbauteil aus CFK.



Bild 1.2: Integriertes einteiliges Seitenrahmenbauteil des Technologieträgers BMW Z22 aus CFK mit 50% Gewichtsreduktion gegenüber vergleichbaren Stahlteilen [54].

Neben den Möglichkeiten bezüglich des Leichtbaus und der konstruktiven Freiheiten stellt das hervorragende Crashverhalten einen weiteren bedeutenden Vorteil von CFK dar. Der Grund hierfür liegt in der unterschiedlichen Versagens-

charakteristisch gegenüber metallischen Werkstoffen. Diese versagen bei axialer Stauchung vor allem durch Beul- und Faltvorgänge. Es liegen punktuelle plastische Deformationen vor, wobei die Crashenergie durch plastisches Fließen des Werkstoffs verzehrt wird. Faserverbundwerkstoffe versagen hingegen in der Regel durch progressives Crushing, d.h. das komplette Material wird in einer Vielzahl von mikro- und makromechanischen Bruchvorgängen zerstört. Die Fasern biegen und brechen und Matrixmaterial wird fragmentiert, was zur Folge hat, dass der Zusammenhalt zwischen Fasern und Matrix verloren geht. Im folgenden Bild 1.3 sind die Unterschiede dargestellt.

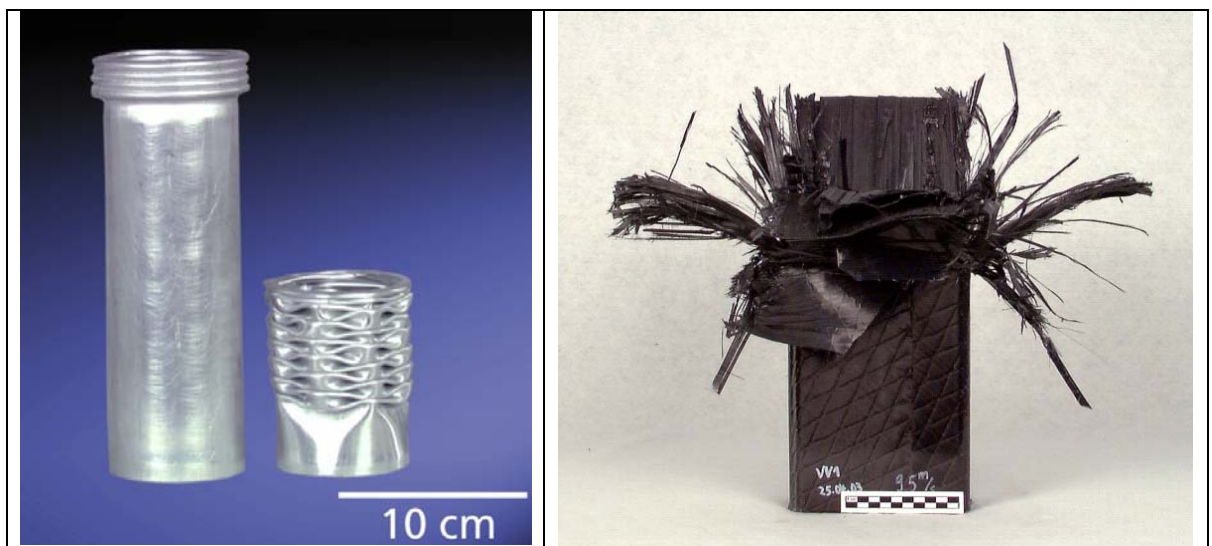


Bild 1.3: Vergleich des unterschiedlichen Versagensverhaltens von Leichtbauwerkstoffen nach Crashbelastung. Plastisches Fließen von Aluminium im linken Bild und komplexes, sprödes Versagen von CFK im rechten Bild.

Eine schematische Kraft-Verformungsweg-Kurve eines energieaufnehmenden Crashelements aus CFK ist im folgenden Bild 1.4 dargestellt. Nach der Kraftanstiegsphase folgt die Hauptcrashphase, in der die Bauteilzerstörung durch Umwandlung der kinetischen Energie in Werkstoffzerstörung progressiv voranschreitet. Die Lage des Kraftniveaus in der Hauptcrashphase beschreibt die Qualität der Energieaufnahme. Die von der Crashprobe absorbierte Energie entspricht dabei der Fläche unter der Kraft-Verformungsweg-Kurve. Die Lage des Kraftniveaus lässt sich bei Crashelementen aus Faserverbundwerkstoffen über Variation der Geometrie oder des Lagenaufbaus in weiten Bereichen einstellen. Damit lassen sich bei vorgegebener aufzunehmender Schadensenergie auch die maximalen Deformationswege (rot = niedrige spez. Energieaufnahme / grün = hohe spez. Energieaufnahme) einstellen.

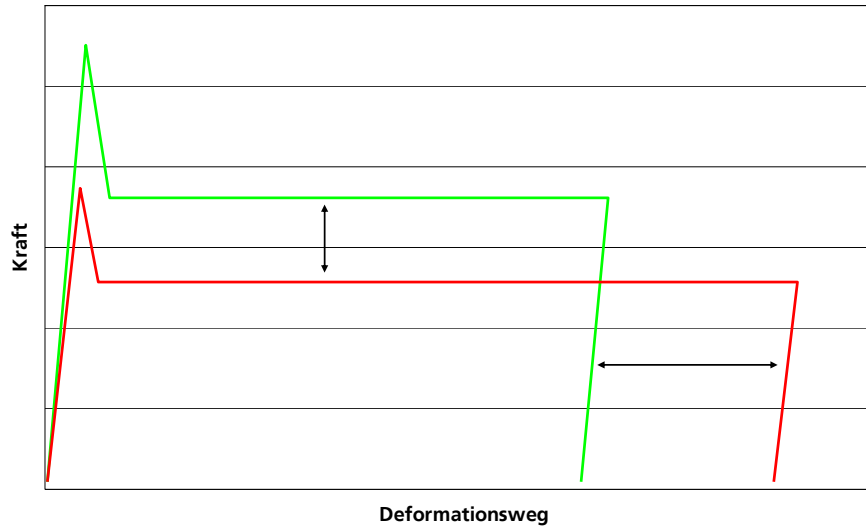


Bild 1.4: Idealer Kraft-Verformungsweg-Verlauf eines energieabsorbierenden Bauteils (rot = niedrige spez. Energieaufnahme / grün = hohe spez. Energieaufnahme).

Im folgenden Schaubild sind die erreichbaren spezifischen Energieaufnahmen für Stahl, Aluminium und CFK gegenübergestellt. Bauteile aus CFK können im Crashfall bei gleichem Gewicht bis zu dreimal mehr Energie als Stahl und etwa das Doppelte der Energie von Bauteilen aus Aluminium aufnehmen.

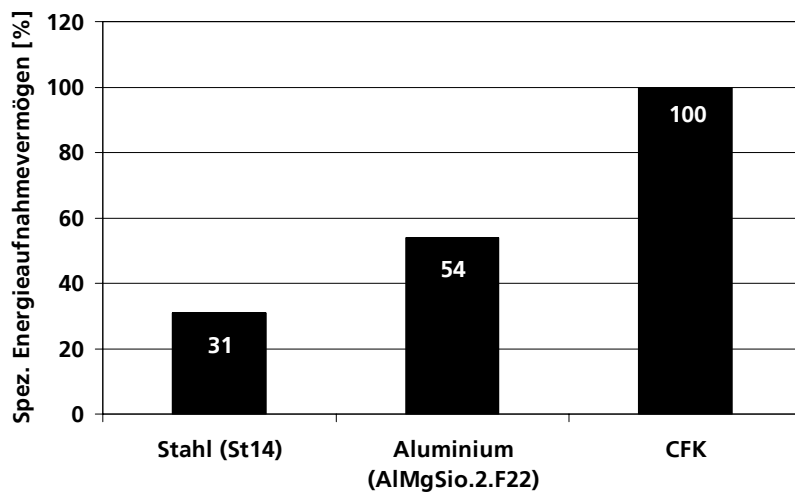


Bild 1.5: Darstellung des Steigerungspotential der spezifischen Energieaufnahmevermögen durch den Einsatz von CFK im Vergleich zu traditionellen metallischen Konstruktionswerkstoffen [79].

Trotz dieser Vorteile wird CFK derzeit noch begrenzt in der Serienfertigung eingesetzt. Ein Grund hierfür liegt darin, dass es bisher noch nicht gelungen ist, das besondere Crashverhalten des Werkstoffs CFK über numerische Methoden in Crashberechnungen darzustellen. Bei der Fahrzeugentwicklung werden heute standardmäßig Finite-Elemente-Methoden (FEM) eingesetzt, um einen Konstruktionsentwurf durch Simulationen im Rechner in der Vorentwicklungsphase auszutesten. Gelingt dies, lassen sich Fehlentwicklungen bereits vor dem Bau von Prototypen und somit Kosten für falsche Werkzeuge und Teile vermeiden. Dies führt zu einer wesentlichen Senkung der Produktentwicklungszeiten und schlägt sich in erheblichen Einsparungen bei den Entwicklungskosten nieder. Für prognosefähige Computersimulationen bedarf es außer sehr schnellen Rechnern auch numerisch stabiler Programme und physikalisch präziser Werkstoffmodelle. Die numerische Beschreibung des Verhaltens des Karosseriewerkstoffes Stahl ist heute Stand der Technik. Faserverbundwerkstoffe als neu eingesetzte Werkstoffklasse können wegen ihres komplexen Versagensverhaltens und vieler benötigter Materialkennwerte noch nicht in voller Form abgebildet werden. Daraus resultieren neue Herausforderungen für die Crash-Simulation, es müssen entsprechende neue, physikalisch sinnvolle Werkstoffmodelle entwickelt werden.

## 1.2 Zielsetzung und Aufgabenstellung

Ziel dieser Arbeit ist es, ein Werkstoffmodell und geeignete numerische Verfahren zu entwickeln, die eine prognosefähige Simulation des Crashverhaltens von Strukturbauteilen aus CFK ermöglichen.

Gängige Verfahren in der Crashsimulation, die auf der Modellierung mit Schalelementen basieren, berücksichtigen üblicherweise keine Spannungen in Dickenrichtung und können daher den für CFK typischen Versagensmodus Delamination nicht darstellen. Im Rahmen dieser Arbeit soll daher ein dreidimensionales Werkstoffmodell entwickelt werden, das

- Elastisches Materialverhalten, den Übergang zu
- Versagen und das für das Crashtergebnis entscheidende
- Nachversagensverhalten

beschreiben kann. Dieses Modell soll in einen Hydrocode, ein Finite-Elemente-Lösungsprogramm mit expliziter Zeitintegration und nichtlinearem Geometrie- und Materialverhalten, implementiert und an realitätsnahen Versuchen validiert werden. Aufgrund des für CFK charakteristischen spröden Versagensverhaltens gelangt die herkömmliche FE Modellierung an ihre Grenzen. Deshalb soll die

Abbildung des Versagensmodus „Delamination“ mit einer adaptiven Modellierung realisiert werden.

Als Basis zur Modellentwicklung sollen neue, experimentelle Methoden zur qualitativen und quantitativen Untersuchung des Versagensverhaltens von CFK unter statischer und dynamischer Belastung entwickelt werden. Die Parameter, die als Eingabewerte für das Modell notwendig sind, müssen bestimmt werden.

### 1.3 Vorgehensweise und Aufbau der Arbeit

Im Kapitel 2 werden zunächst die theoretischen Grundlagen zu Faserverbundwerkstoffen und der Stand der Technik der Werkstoffmodellierung dargestellt. Darauf aufbauend wird in Anlehnung an Hiermaier [65] ein Konzept zur Werkstoffmodellierung entwickelt. Dazu wird in Kapitel 3 ein experimentelles Untersuchungsprogramm erstellt. Der Schwerpunkt dieser Werkstoffcharakterisierung liegt auf dem für die Crashsimulation wesentlichen Aspekt des dynamischen Werkstoffverhaltens. Deshalb wird das Crashverhalten und das Energieaufnahmevermögen eines Kohlenstofffaserverbundwerkstoffes in unterschiedlichen Konfigurationen und Probekörpergeometrien geprüft und die Ergebnisse analysiert. Aufbauend auf den Erfahrungen, die die Crashversuche liefern, wird der Versagensmodus Delamination in Kapitel 3.4 ausführlich untersucht. Experimente zur Bestimmung der Delaminationseigenschaften werden mit einem neu entwickelten Versuchsaufbau ausführlich beschrieben. Aufbauend auf diesen Ergebnissen erfolgt in Kapitel 4 die Werkstoffmodellierung als kontinuumsmechanische Beschreibung des experimentell beobachteten Werkstoffverhaltens. Das Werkstoffmodell wird anschließend in die am EMI entwickelte Simulationssoftware SOPHIA implementiert. Die Überprüfung der Modellformulierung erfolgt in Kapitel 5 durch die Simulation der Werkstoffversuche bei verschiedenen Belastungszuständen. In einem weiterführenden Schritt erfolgt in Kapitel 5.3 der Einsatz des entwickelten Werkstoffmodells in der Struktursimulation zur Berechnung des axialen Crashverhaltens verschiedener Motorträger. Die das Energieaufnahmeverhalten beeinflussenden Parameter wie Lagenaufbau und Geometrie des Probekörpers werden in einem breiten Spektrum numerisch untersucht. Abschließend werden in Kapitel 6 die erarbeiteten Ergebnisse diskutiert und notwendige weitere Schritte abgeleitet.



## 2 Theoretische Grundlagen

Im folgenden Kapitel wird auf die theoretischen Grundlagen zu dieser Arbeit eingegangen, die als Basis für die experimentellen Untersuchungen und die Werkstoffmodellierung dienen. Hierzu gehört ein Überblick über die verwendeten Faserverbundwerkstoffe und die sich daraus ergebenden physikalischen Versagensmechanismen. Notwendige Grundlagen der Kontinuumsmechanik und der Crashberechnung mittels numerischer Methoden werden erläutert. Abschließend wird eine umfangreiche Darstellung über bestehende Werkstoffmodelle und Modellierungsansätze für Faserverbundwerkstoffe gegeben.

### 2.1 Definition und Komponenten von Verbundwerkstoffen

Basis dieser Zusammenfassung der werkstoffphysikalischen Grundlagen sind die Darstellungen von Berthelot [20], Daniel und Ishai [43], und Friedrich [52].

Ganz allgemein handelt es sich bei Verbundwerkstoffen um Materialien, die durch den Verbund beliebiger verschiedener Einzelkomponenten miteinander entstehen. In dieser Arbeit soll die folgende Definition von Verbundwerkstoffen nach Friedrich [52] gelten:

- Verbundwerkstoffe bestehen aus zwei oder mehr, deutlich voneinander abgrenzbaren und mechanisch trennbaren Komponenten derselben oder verschiedener Werkstoffgruppen. Diese sind im Verbund nicht mehr einfach voneinander lösbar.
- Die Anordnung der Komponenten zueinander lässt sich bei der Herstellung der Verbunde kontrolliert durchführen, um so ein gewünschtes Eigenschaftsprofil zu erzielen.
- Das makroskopische Eigenschaftsprofil des neuen Werkstoffes aus mehreren Komponenten ist denen der Einzelkomponenten überlegen und in einigen Fällen sogar einzigartig.

Die geometrische Form der zu verbindenden Komponenten kann unterschiedlich sein. Zur Systematik der Verbundwerkstoffe wird daher häufig die räumliche Anordnung der Komponenten als ordnendes Prinzip herangezogen:

- Teilchenverbundwerkstoffe (eindimensional) makroskopisch isotrop
- Faserverbundwerkstoffe (zweidimensional) makroskopisch anisotrop

- Schichtverbundwerkstoffe (dreidimensional) makroskopisch anisotrop

Die Untersuchungen in der vorliegenden Arbeit beschäftigen sich ausschließlich mit Faserverbundwerkstoffen, einer Untergruppe der Verbundwerkstoffe. Dabei besteht eine Komponente aus Fasern, die in eine andere Komponente, die Matrix, eingebettet sind. Zwischen Matrix und Faser liegt die Grenzfläche. Diese Bestandteile weisen in ihrer Funktion charakteristische Unterschiede auf:

### **Matrix**

- überträgt und verteilt Belastungen auf das Verstärkungsmaterial
- separiert und fixiert Verstärkungskomponenten
- schützt die Fasern gegen Umwelteinflüsse

### **Verstärkungsfasern**

- erhöhen die Steifigkeit und Festigkeit
- verbessern die Ermüdungs- und Brucheigenschaften
- erhöhen den Kriechwiderstand

### **Grenzfläche**

- Schicht zwischen Matrix und Verstärkungskomponente
- unterstützt den Lastübergang von Matrix zur Faser
- absorbiert die Energie beim Versagen des Verbundes

Im folgenden sollen die Hauptbestandteile Matrix und Faser genauer betrachtet werden:

Die Matrix bestimmt die äußere Formgebung des Werkstoffes. Sie übernimmt die Kräfteinleitung in die Fasern und die Stützung der Fasern bei auftretenden Druckbeanspruchungen. Der Matrixwerkstoff wird in Abhängigkeit von den Einsatzkonditionen ausgewählt. Hierbei sind die mechanischen, thermischen, elektrischen und chemischen Bedingungen genauso zu berücksichtigen wie das vorgesehene Fertigungsverfahren. Man unterscheidet prinzipiell zwei Matrixwerkstofftypen, Duomere und Thermoplaste:

- Kennzeichnend für Thermoplaste ist, dass sie aus vielen Einzelmolekülen ohne kovalente, intermolekulare Vernetzungen bestehen. Dadurch lassen sich die Moleküle bei genügend hoher Temperatur wiederholt und leicht gegeneinander verschieben, d.h. plastisch (unter viskosem Fließen) verformen. Bei Gebrauchstemperatur sind sie dagegen fest.

- Als besonderes Merkmal der Duomere gilt, dass die Polymer-Makromoleküle untereinander vernetzt vorliegen. Sie sind deswegen nicht mehr schmelzbar und weder quellbar noch löslich. Die Formgebung geschieht daher im noch nicht vernetzten, flüssigen Zustand. Danach wird eine Aushärtung durch Vernetzung eingeleitet. Eine wichtige Gruppe der Duomere sind die auch in dieser Arbeit eingesetzten Epoxidharze, die generell als Matrices für Hochleistungsverbundwerkstoffe verwendet werden.

Zur Klassifizierung der Faser als Verstärkungskomponente gibt es drei Ebenen:

- Fasergeometrie
- Fasermaterial
- Faserarchitektur im Verbund

Grundsätzlich unterscheidet man bei Fasern anhand ihrer Geometrie zwischen:

- Kurzfasern: Dies sind kurz geschnittene Fasern, die für die Herstellung von Harzmatten und Pressmassen oder in Spritzverfahren verwendet werden können.
- Endlosfasern: Hierzu zählen unidirektionale Fasergelege, die aus parallel angeordneten endlosen Einzelfäden (Rovings) bestehen, sowie textile flächige Halbzeuge wie Gewebe und Gestricke.

Als Fasermaterialien kommen Glas-, Kohlenstoff-, und Aramidfasern zur Anwendung. Für die in dieser Arbeit betrachteten Strukturbauteile werden fast ausschließlich die hochfesten und hochsteifen Kohlenstofffasern als Verstärkungskomponente eingesetzt. Diese haben einen Durchmesser von ca. 7 - 8  $\mu\text{m}$ . Sie bestehen aus Graphit-Kristallen, einer der möglichen Strukturen des Kohlenstoffs. Die Atome sind in den einzelnen Schichten über sehr starke kovalente Bindungen miteinander gekoppelt, während sehr schwache „van - der - Waalsche“ Bindungen zwischen den Schichten vorherrschen. Dadurch können die Schichten leicht gegeneinander verschoben und voneinander abgerieben werden. Um in den Fasern einen hohen Modul und eine hohe Festigkeit zu erzielen, müssen die Schichtebenen parallel zur Faserachse angeordnet sein. In der Praxis sind die Kristalleinheiten relativ kurz, nicht perfekt geordnet und beinhalten eine Vielzahl von Defekten und Fehlern. Der Steifigkeitsmodul der C-Fasern hängt demzufolge vom Grad der Perfektion der Ausrichtung ab, welche besonders stark durch die Herstellbedingungen beeinflusst wird. Fehler in der Ausrichtung bewirken kompliziert geformte Poren längs der Faserachse. Diese können als Spannungskonzentrationsstellen und Schwachpunkte wirken und die Festigkeitseigenschaften deutlich verringern.

Drittes Unterscheidungsmerkmal ist die Faserarchitektur im Verbund. Die Fasern werden in einer bestimmten Anordnung zusammengelegt und im weiteren Herstellungsverfahren mit dem Matrixwerkstoff verarbeitet. Hierbei können die Fasern wie in Bild 2.1 dargestellt auf drei Arten gelegt bzw. „verwebt“ werden, um die gewünschten mechanischen Eigenschaften zu erzielen:

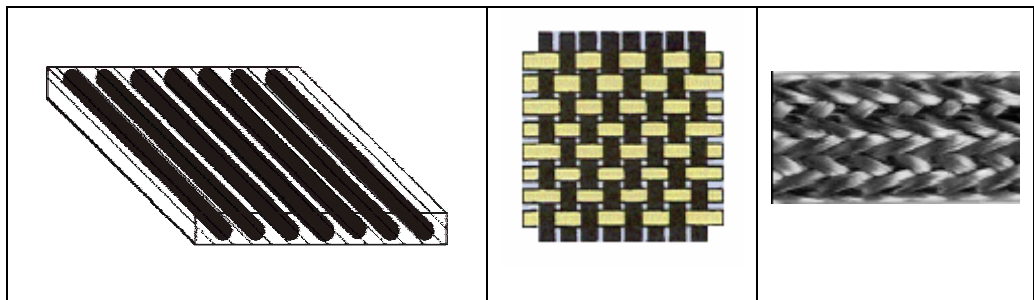


Bild 2.1: Faserarchitektur im Verbundwerkstoff: unidirektional angeordnetes Laminat (linkes Bild), Gewebearrangung (mittleres Bild) und 3D-Anordnung mit geflochtener Faserarchitektur (rechtes Bild).

- **unidirektionale Anordnung:** Die von der Matrix umhüllten Fasern sind geradlinig und parallel zueinander angeordnet.
- **Gewebearrangung:** Ein Gewebe kann entweder aus einem oder aus mehreren verschiedenen Fasertypen gewebt werden. Bei der zweiten Variante werden verschiedene Faserarten zu so genannten Misch- oder Hybridgeweben verarbeitet. Auf diese Weise ist es möglich, die unterschiedlichen Eigenschaften der einzelnen Fasern in einem Bauteil zu kombinieren. So kann man zum Beispiel im Vergleich zu einem reinen Kohlenstofffaser-Laminat ein Laminat mit einer geringeren Steifigkeit, aber wesentlich höherer Schlagzähigkeit erhalten.
- **3D-Anordnung:** Zu den dreidimensionalen Verstärkungsformen zählt die Möglichkeit, bestehende herkömmliche Faseranordnungen durch Hinzufügen einer Vernähung in Dickenrichtung zu verknüpfen. Weiter gibt es voll dreidimensionale Faserarchitekturen wie z.B. durch Flechten hergestellte Faseranordnungen.

In dieser Arbeit werden nur unidirektional verstärkte Laminare betrachtet. Innerhalb einer Einzellage sind alle Fasern gleich orientiert. Je nach Anforderung lassen sich Kombinationen unterschiedlich gedrehter Einzellagen übereinander zu einem Mehrschichtenlaminat verbinden. Dabei bestimmen die Ausrichtung der einzelnen Lagen und die Reihenfolge ihrer Anordnung die Eigenschaften des Laminates und den Grad der Anisotropie.

## 2.2 Kontinuumsmechanische Beschreibung unidirektional verstärkter Faserverbunde

Grundsätzlich erfolgt die mathematische Beschreibung des Werkstoffverhaltens in dieser Arbeit auf makroskopischer Ebene mit Hilfe der Kontinuumsmechanik. Darauf basierend werden Werkstoffmodelle formuliert, die in der numerischen Simulation ihre Anwendung finden. Im folgenden werden die kontinuumsmechanischen Grundprinzipien für Faserverbundwerkstoffe dargelegt und somit die Basis zur Ableitung von Stoffgesetzen geschaffen, die Spannungen und Verzerrungen in Beziehung setzen.

### 2.2.1 Verallgemeinertes Hooke'sches Gesetz

Traditionelle Leichtbauwerkstoffe wie Aluminium, Magnesium oder Titan werden generell als homogene Werkstoffe betrachtet. Das bedeutet, dass alle ihre Eigenschaften ortsunabhängig und isotrop sind. Faserverbundwerkstoffe sind hingegen inhomogene Werkstoffe mit anisotropen Eigenschaften. Die Kombination einer steifen bzw. festen Faser mit einem relativ weichen Kunststoff führt in der Regel zu einem Verbundwerkstoff mit stark ausgeprägten richtungs- und ortsabhängigen Eigenschaften. Für die Auslegung und Entwicklung von Faserverbundstrukturen und Bauteilen ist in den meisten Fällen aber eine makromechanische Betrachtung ausreichend. Der Werkstoff kann dann als homogen betrachtet werden. Aufgrund der zu berücksichtigenden Anisotropie wird die Steifigkeit nicht mehr durch skalare Größen abgebildet sondern durch Tensoren 4. Ordnung. Unter Voraussetzung linearer Beziehungen zwischen Spannungs- und Verzerrungskomponenten kann das verallgemeinerte Hooke'sche Gesetz für ein homogenes anisotropes Kontinuum angewendet werden.

Ganz allgemein können Spannungen an einem Punkt in irgendeinem Festkörper durch einzelne Spannungskomponenten beschrieben werden, die an den Oberflächen eines kubischen Volumenelementes in diesem Punkt wirksam werden (Bild 2.2).

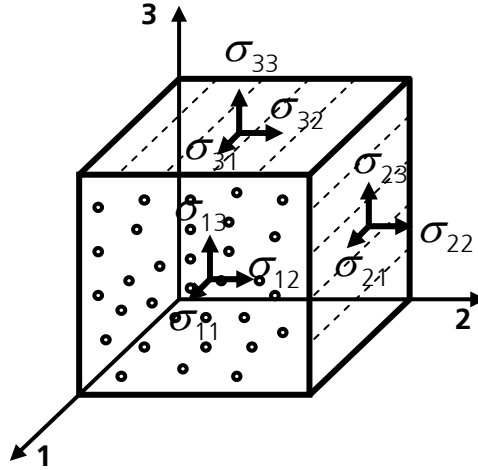


Bild 2.2: Dreidimensionale Spannungskomponenten an einem Einheitswürfel.

Aufgrund der richtungsabhängigen Eigenschaften wird mit dem kartesischen Tensor vierter Ordnung  $C_{ijkl}$  der Zusammenhang zwischen den Spannungen  $\sigma_{ij}$  und den Verzerrungen  $\varepsilon_{kl}$  an einem Punkt in einem belasteten Kontinuum beschrieben:

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \cdot \varepsilon_{kl} \quad \text{mit } i, j, k, l = 1, 2, 3 \quad 2.1$$

Die Indizes bezeichnen die kartesischen Richtungen des dreidimensionalen Raumes und nehmen deshalb die Werte von 1 bis 3 an. Es gibt deswegen jeweils  $3^2 = 9$  Spannungs- und Verzerrungstensorcomponenten und  $3^4 = 81$  elastische Konstanten.

Die Zahl der unabhängigen elastischen Konstanten kann durch Symmetrieüberlegungen und thermodynamische Betrachtungen reduziert werden. So gilt aufgrund der Symmetrie  $\varepsilon_{kl} = \varepsilon_{lk}$  des Green-Verzerrungstensors:

$$C_{ijkl} = C_{ijlk} \quad 2.2$$

Es verbleiben noch 54 unabhängige Konstanten. Aufgrund der Symmetrie  $\sigma_{ij} = \sigma_{ji}$  des Cauchy-Spannungstensors gilt:

$$C_{ijkl} = C_{jikl} \quad 2.3$$

Somit reduziert sich die Zahl der Konstanten auf 36.

Eine weitere Minderung der Konstantenanzahl erhält man unter der Voraussetzung der Existenz eines quadratischen elastischen Potentials, d.h. dass elastische Formänderungen mit der Speicherung von Formänderungsenergie verbunden sind. Diese spezifische Formänderungsenergie  $W$  ist:

$$W = \frac{1}{2} C_{ijkl} \varepsilon_{ij} \varepsilon_{kl} \quad 2.4$$

Die Spannungen sowie die Komponenten des Elastizitätstensors ergeben sich aus der partiellen Ableitung von  $W$  zu:

$$C_{ijkl} = \frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial \varepsilon_{kl}} = \frac{\partial W}{\partial \varepsilon_{kl} \partial \varepsilon_{ij}} = \frac{\partial W}{\partial \varepsilon_{ij} \partial \varepsilon_{kl}} = \frac{\partial \sigma_{kl}}{\partial \varepsilon_{ij}} = C_{klij} \quad 2.5$$

Wie hier dargestellt folgt durch einfaches Differenzieren nach den Verzerrungen das allgemeine Hooke'sche Gesetz und durch zweifaches Differenzieren die Materialkonstanten. Da die Reihenfolge des Differenzierens belanglos ist, sind auch die Indizes vertauschbar. Es gilt die Symmetrieeigenschaft der Steifigkeitsmatrix:

$$C_{ijkl} = C_{klij} \quad 2.6$$

womit noch 21 unabhängige elastische Konstanten verbleiben:

$$C_{\text{anisotrop}} = \begin{bmatrix} C_{1111} & C_{1122} & C_{1133} & C_{1123} & C_{1131} & C_{1112} \\ C_{1122} & C_{2222} & C_{2233} & C_{2223} & C_{2231} & C_{2212} \\ C_{1133} & C_{2233} & C_{3333} & C_{3323} & C_{3331} & C_{3312} \\ C_{1123} & C_{2223} & C_{3323} & C_{2323} & C_{2331} & C_{2312} \\ C_{1131} & C_{2231} & C_{3331} & C_{2331} & C_{3131} & C_{3112} \\ C_{1112} & C_{2212} & C_{3312} & C_{2312} & C_{3112} & C_{1212} \end{bmatrix} \quad 2.7$$

Dies ermöglicht die in Tabelle 2.1 dargestellte und im weiteren verwendete Schreibweise der Spannungs- und der Verzerrungskomponenten.

Tabelle 2.1: Verwendete Definitionen der Notation

Spannungen		Verzerrungen	
tensorielle Notation	Ingenieur Notation	tensorielle Notation	Ingenieur Notation
$\sigma_{11}$	$\sigma_1$	$\varepsilon_{11}$	$\varepsilon_1$
$\sigma_{22}$	$\sigma_2$	$\varepsilon_{22}$	$\varepsilon_2$
$\sigma_{33}$	$\sigma_3$	$\varepsilon_{33}$	$\varepsilon_3$
$\sigma_{12}$	$\sigma_4$	$\gamma_{12}=2\varepsilon_{12}$	$\varepsilon_4$
$\sigma_{13}$	$\sigma_5$	$\gamma_{13}=2\varepsilon_{13}$	$\varepsilon_5$
$\sigma_{23}$	$\sigma_6$	$\gamma_{23}=2\varepsilon_{23}$	$\varepsilon_6$

Damit kann die lineare Beziehung zwischen Spannungs- und Verzerrungskomponenten in Matrixform geschrieben werden:

$$\sigma_i = C_{ij} \cdot \varepsilon_j \quad \text{mit } i, j = 1, 2, 3, 4, 5, 6 \quad 2.8$$

Die vorangegangene Gleichung stellt das allgemeine Hooke'sche Gesetz aus Gleichung 2.1 in vereinfachter Schreibweise dar, womit allgemein anisotrope, homogene, linear elastische Werkstoffe beschrieben werden können. Es dient als Ausgangspunkt für alle folgenden Überlegungen.

### 2.2.2 Beschreibung des elastischen Verhaltens unidirektionaler Faserverbundschichten

Gleichung 2.8 beschreibt das Hooke'sche Gesetz für ein anisotropes Material ohne weitere Symmetrieeigenschaften. In Gleichung 2.9 ist die Steifigkeitsmatrix mit 21 unabhängigen Konstanten für ein solches triklinen Material dargestellt:



$$C_{\text{triklin}} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ & & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ & & & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ & \text{Sym.} & & & C_{55} & C_{56} \\ & & & & & C_{66} \end{bmatrix} \quad 2.9$$

Die Anzahl dieser unabhängigen Materialparameter verringert sich weiter, wenn das betrachtete Material geometrische Symmetrieeigenschaften aufweist. Existiert eine Spiegelsymmetrieebene, reduziert sich die Anzahl der unabhängigen Konstanten auf 13 (monoklinisch). Existieren zwei senkrecht aufeinander stehende Symmetrieebenen, so gibt es auch eine dritte, welche wiederum senkrecht auf der ersten und der zweiten steht. Ein solches Material nennt man orthotrop, und es wird durch neun unabhängige Elastizitätskonstanten beschrieben. Da in dieser Arbeit nur unidirektional verstärkte Faserverbundwerkstoffe betrachtet werden, ist die Annahme der Existenz von drei senkrecht aufeinander stehenden Symmetrieebenen zulässig.

Zur Herleitung des verallgemeinerten Hooke'schen Gesetzes für bestimmte Symmetrieeigenschaften wird gefordert, dass die Formänderungsenergiefunktion  $W$  in zwei Systemen äquivalenter Achsen 1, 2, 3 sowie 1', 2', 3' gleich sein muss (Bild 2.3).

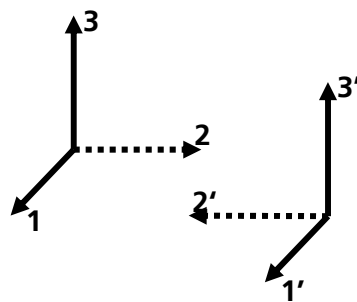


Bild 2.3: Orientierung verschiedener Koordinatensysteme, äquivalente Achsen 1, 2, 3 sowie 1', 2', 3'.

Für die Verzerrungskomponenten im gestrichenen und diejenigen im ungestrichenen System in Bild 2.3 gilt der Zusammenhang:

$$\varepsilon'_1 = \varepsilon_1, \varepsilon'_2 = \varepsilon_2, \varepsilon'_3 = \varepsilon_3, \varepsilon'_4 = -\varepsilon_4, \varepsilon'_5 = -\varepsilon_5, \varepsilon'_6 = \varepsilon_6 \quad 2.10$$

Die Formänderungsenergie  $W$  (Gleichung 2.4) im Referenzsystem lautet:

$$\begin{aligned} 2W = & C_{11}\varepsilon_1\varepsilon_1 + C_{12}\varepsilon_1\varepsilon_2 + C_{13}\varepsilon_1\varepsilon_3 + C_{14}\varepsilon_1\varepsilon_4 + C_{15}\varepsilon_1\varepsilon_5 + C_{16}\varepsilon_1\varepsilon_6 \\ & + C_{21}\varepsilon_2\varepsilon_1 + C_{22}\varepsilon_2\varepsilon_2 + C_{23}\varepsilon_2\varepsilon_3 + C_{24}\varepsilon_2\varepsilon_4 + C_{25}\varepsilon_2\varepsilon_5 + C_{26}\varepsilon_2\varepsilon_6 \\ & + C_{31}\varepsilon_3\varepsilon_1 + C_{32}\varepsilon_3\varepsilon_2 + C_{33}\varepsilon_3\varepsilon_3 + C_{34}\varepsilon_3\varepsilon_4 + C_{35}\varepsilon_3\varepsilon_5 + C_{36}\varepsilon_3\varepsilon_6 \\ & + C_{41}\varepsilon_4\varepsilon_1 + C_{42}\varepsilon_4\varepsilon_2 + C_{43}\varepsilon_4\varepsilon_3 + C_{44}\varepsilon_4\varepsilon_4 + C_{45}\varepsilon_4\varepsilon_5 + C_{46}\varepsilon_4\varepsilon_6 \\ & + C_{51}\varepsilon_5\varepsilon_1 + C_{52}\varepsilon_5\varepsilon_2 + C_{53}\varepsilon_5\varepsilon_3 + C_{54}\varepsilon_5\varepsilon_4 + C_{55}\varepsilon_5\varepsilon_5 + C_{56}\varepsilon_5\varepsilon_6 \\ & + C_{61}\varepsilon_6\varepsilon_1 + C_{62}\varepsilon_6\varepsilon_2 + C_{63}\varepsilon_6\varepsilon_3 + C_{64}\varepsilon_6\varepsilon_4 + C_{65}\varepsilon_6\varepsilon_5 + C_{66}\varepsilon_6\varepsilon_6 \end{aligned} \quad 2.11$$

und mit den Verzerrungskomponenten des gestrichenen Systems:

$$\begin{aligned} 2W' = & C_{11}\varepsilon'_1\varepsilon'_1 + C_{12}\varepsilon'_1\varepsilon'_2 + C_{13}\varepsilon'_1\varepsilon'_3 - C_{14}\varepsilon'_1\varepsilon'_4 - C_{15}\varepsilon'_1\varepsilon'_5 + C_{16}\varepsilon'_1\varepsilon'_6 \\ & + C_{21}\varepsilon'_2\varepsilon'_1 + C_{22}\varepsilon'_2\varepsilon'_2 + C_{23}\varepsilon'_2\varepsilon'_3 - C_{24}\varepsilon'_2\varepsilon'_4 - C_{25}\varepsilon'_2\varepsilon'_5 + C_{26}\varepsilon'_2\varepsilon'_6 \\ & + C_{31}\varepsilon'_3\varepsilon'_1 + C_{32}\varepsilon'_3\varepsilon'_2 + C_{33}\varepsilon'_3\varepsilon'_3 - C_{34}\varepsilon'_3\varepsilon'_4 - C_{35}\varepsilon'_3\varepsilon'_5 + C_{36}\varepsilon'_3\varepsilon'_6 \\ & - C_{41}\varepsilon'_4\varepsilon'_1 - C_{42}\varepsilon'_4\varepsilon'_2 - C_{43}\varepsilon'_4\varepsilon'_3 + C_{44}\varepsilon'_4\varepsilon'_4 + C_{45}\varepsilon'_4\varepsilon'_5 - C_{46}\varepsilon'_4\varepsilon'_6 \\ & - C_{51}\varepsilon'_5\varepsilon'_1 - C_{52}\varepsilon'_5\varepsilon'_2 - C_{53}\varepsilon'_5\varepsilon'_3 + C_{54}\varepsilon'_5\varepsilon'_4 + C_{55}\varepsilon'_5\varepsilon'_5 - C_{56}\varepsilon'_5\varepsilon'_6 \\ & + C_{61}\varepsilon'_6\varepsilon'_1 + C_{62}\varepsilon'_6\varepsilon'_2 + C_{63}\varepsilon'_6\varepsilon'_3 - C_{64}\varepsilon'_6\varepsilon'_4 - C_{65}\varepsilon'_6\varepsilon'_5 + C_{66}\varepsilon'_6\varepsilon'_6 \end{aligned} \quad 2.12$$

Da das Werkstoffgesetz in beiden Koordinatensystemen gelten soll, müssen in Gleichung 2.11 und Gleichung 2.12 alle elastischen Konstanten mit jeweils unterschiedlichem Vorzeichen eliminiert werden. Daraus folgt das verallgemeinerte Hooke'sche Gesetz für ein monoklines Material (Symmetrie existiert bezüglich einer Ebene):

$$C_{\text{monoklin}} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & & & C_{16} \\ & C_{22} & C_{23} & & & C_{26} \\ & & C_{33} & & & C_{36} \\ & & & C_{44} & C_{45} & \\ & \text{Sym.} & & & C_{55} & \\ & & & & & C_{66} \end{bmatrix} \quad 2.13$$

Liegt eine zweite (und damit auch dritte) Symmetrieebene vor, liefert analoges Vorgehen das verallgemeinerte Hooke'sche Gesetz für orthotrope Materialien:

$$C_{orthotrop} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & & & \\ & C_{22} & C_{23} & & & \\ & & C_{33} & & & \\ & & & C_{44} & & \\ & \text{Sym.} & & & C_{55} & \\ & & & & & C_{66} \end{bmatrix} \quad 2.14$$

Damit lautet das Materialgesetz für unidirektional verstärkte Faserverbundwerkstoffe:

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ & & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ & & & C_{44} & 0 & 0 \\ & \text{Sym.} & & & C_{55} & 0 \\ & & & & & C_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix} \quad 2.15$$

Dieses Materialgesetz ist die Grundlage des in dieser Arbeit entwickelten Modells zur Beschreibung des elastischen Verhaltens von unidirektional verstärkten Faserverbundwerkstoffen. Darüber hinaus gehende Vereinfachungen liefern keine weiteren Leerstellen in der Steifigkeitsmatrix. Die weit verbreitete Annahme der transversalen Isotropie verringert die Anzahl der unabhängigen Elastizitätskonstanten dennoch, indem weitere Elemente der Steifigkeitsmatrix jeweils gleiche Werte erhalten. Die Voraussetzung dafür sind unidirektional verstärkte Einzelschichten mit idealer Faserausrichtung. Dann sind, wie in Bild 2.4 ersichtlich, die Materialeigenschaften senkrecht zur Faser in jeder Richtung gleich.

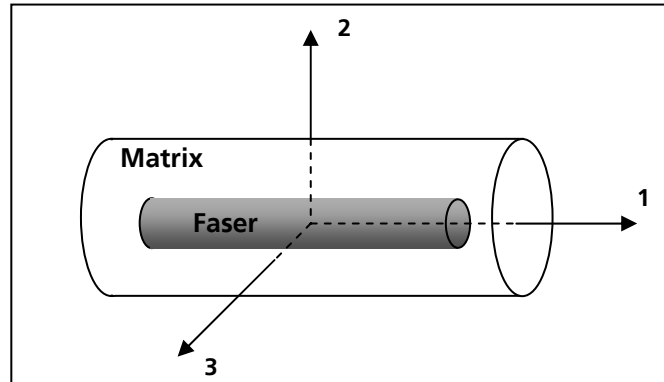


Bild 2.4: Begründung für die transversale Isotropie aus der Symmetrie der Materialeigenschaften in senkrechter Richtung zur Faserorientierung.

Da diese Annahme für die in dieser Arbeit untersuchten Materialien nicht unter allen Umständen zulässig ist und besonders die physikalisch sinnvolle Beschreibung des Nachversagensverhaltens so nicht möglich ist, wird von dieser Vereinfachung im Modell abgesehen.

Um die Elemente der Steifigkeitsmatrix für unidirektionale Faserverbundwerkstoffe als Funktion der abgeleiteten oder gemessenen E-Moduli, Querdehnraten und Schubmoduli angeben zu können, berechnet man zunächst die Elemente der Nachgiebigkeitsmatrix. Diese wird anschließend invertiert. Im Anhang A ist die entsprechende Herleitung aufgeführt.

### 2.3 Grundlagen der nichtlinearen Finite Elemente Berechnung

In der Crashberechnung für die Automobilindustrie werden üblicherweise Berechnungsmodelle eingesetzt, die mit der Methode der Finiten Elemente (FEM) formuliert sind. Zur numerischen Simulation solcher kurzzeitdynamischer Vorgänge wurden bereits in den frühen fünfziger Jahren die sogenannten „Hydrocodes“ als Unterklasse der Finite-Element-Programme entwickelt. Der Name „Hydrocode“ rührt von rein hydrodynamischen Problemstellungen her, da die ersten Codes dieses Typs, etwa der von Wilkins vorgestellte HEMP Code [131], im Zuge der numerischen Simulation der Wirkung von Kernwaffen entwickelt wurden. Die dabei auftretenden hydrostatischen Drücke übersteigen die Materialfestigkeit um Größenordnungen, so dass das deviatorische Verhalten vernachlässigt werden konnte. Die heutigen Hydrocodes erlauben durch die Berücksichtigung der Festigkeitseigenschaften, Vorgänge in einem sehr weiten

Geschwindigkeitsbereich zu simulieren. Neben der Crashberechnung sind typische Anwendungsgebiete moderner Hydrocodes Impaktanalysen bei Geschwindigkeiten bis zu einigen Kilometern pro Sekunde.

Bei der numerischen Beschreibung des Materialverhaltens in dynamischen Vorgängen, wie den im Rahmen der vorliegenden Arbeit betrachteten Crashvorgängen, sind eine Vielzahl von Nichtlinearitäten, wie

- geometrische Nichtlinearitäten
- wechselnde Randbedingungen
- nichtlineare Materialgleichungen

zu berücksichtigen. Die mathematische Beschreibung eines solchen Impaktvorgangs entspricht der Formulierung eines Randwertproblems unter der Berücksichtigung von

- Erhaltungssätzen für Masse, Impuls und Energie
- Randbedingungen für Spannungen, Geschwindigkeiten und Verschiebungen
- Anfangsbedingungen.

Im folgenden Kapitel sollen die Grundlagen der Lösungsmethoden für ein solches Anfangsrandwertproblem dargestellt werden. Weiter wird die Umsetzung der Lösungsmethode in Programme der Klasse Hydrocodes dargestellt. Der Inhalt dieses Kapitels basiert auf den Veröffentlichungen von Bathe [16], Benson [19], Anderson [9]. Weiterführende Literatur findet sich bei Hiermaier [65], [66] und Sauer [108].

Bei beliebigen Bewegungen von Körpern in einem abgeschlossenen System gilt das Prinzip der Energieerhaltung am Gesamtsystem. Entsprechend müssen auch der Gesamtimpuls und die Masse erhalten bleiben. Diese drei Beziehungen bilden unter Vernachlässigung von inneren Wärmequellen und Wärmeleitung die Erhaltungsgleichungen der Kontinuumsmechanik in differentieller Form, die nach Bathe [16] lauten:

Energieerhaltung:

$$\rho \frac{de}{dt} = -P \frac{\partial v_i}{\partial x_i} + \sigma_{ij} \frac{\partial v_j}{\partial x_i} \quad 2.16$$

Massenerhaltung:

$$\frac{d\rho}{dt} + \rho \frac{\partial v_i}{\partial x_i} = 0 \quad 2.17$$

Impulserhaltung:

$$\rho \frac{dv_i}{dt} = - \frac{\partial P}{\partial x_i} + \frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_j} + \rho f_i \quad 2.18$$

Darin sind  $\rho$  die Werkstoffdichte,  $e$  die massespezifische innere Energie,  $v_i$  der Geschwindigkeitsvektor und  $t$  die Zeit.  $f_i$  beschreibt volumetrische Kräfte wie beispielsweise die Gravitation. In der hier verwendeten Lagrange'schen Formulierung der Erhaltungsgleichungen bezeichnet  $d/dt$  die substantielle Zeitableitung. Sie beschreibt die zeitliche Ableitung einer Größe in einem Lagrange-Referenzsystem.

Damit diese drei Erhaltungsgleichungen lösbar sind, muss zusätzlich der in ihnen auftretende Spannungstensor  $\sigma_{ij}$ , der die Erhaltungsgleichungen mit den Stoffgesetzen der verwendeten Materialien verknüpft, berechnet werden. In Hydrocodes, die ursprünglich für hochdynamische Stoßwellenprobleme entwickelt wurden, wird der Spannungstensor in einen hydrostatischen Anteil und in einen deviatorischen Anteil zerlegt. Der hydrostatische Anteil wird mit einer Zustandsgleichung beschrieben, die einen Zusammenhang zwischen Druck, Volumen bzw. Dichte und innerer Energie bzw. Temperatur herstellt. Der deviatorische Anteil enthält die Schubspannungen und die vom hydrostatischen Druck abweichenden Normalspannungen. Die Beschreibung erfolgt mit konstitutiven Modellen, die die Spannungs-Verzerrungs-Beziehung, das plastische Verhalten, Versagenskriterien, Nachversagensverhalten und vielfältige weitere Einflussgrößen beinhalten.

Hier wird davon ausgegangen, dass für das Faserverbundwerkstoffverhalten unter Crashbelastung im für die Automobilindustrie relevanten Geschwindigkeitsbereich sowohl Plastizität als auch nichtlineare Zustandsgleichungen keine Rolle spielen. Deshalb kann in dieser Arbeit auf die Aufteilung des Spannungstensors in einen hydrostatischen und deviatorischen Anteil verzichtet werden.

Das Grundprinzip eines jeden Hydrocodes ist es, die den Erhaltungsgleichungen zugrunde liegenden partiellen Differentialgleichungen durch räumliche und zeitliche Diskretisierung näherungsweise lösbar zu machen. Diese Diskretisierung bedeutet eine Zerlegung kontinuierlicher Strukturen oder des zeitlichen Verlaufes in eine begrenzte Anzahl von finiten Elementen und Zeitintervallen. Bei den Elementen, in die das Gesamtsystem zerlegt wird, kann es sich um die „Finiten Elemente“, aber auch um „Finite Differenzen“ oder „Finite Volumen“ handeln. Unabhängig von der verwendeten Formulierung wird das Kontinuum in endlich viele, kleine Teilbereiche zerlegt, die zusammen das Elementnetz, bzw. im dreidimensionalen Fall das Elementgitter bilden. Elementgitter dieser netzbasierten Methoden können im wesentlichen auf zwei verschiedene Weisen Strukturen repräsentieren:

- In der Formulierung nach Lagrange bewegt sich das Netz mit dem bewegten Körper mit. Das Lagrange-Netz ist fest mit der Struktur verbunden und verzerrt sich mit ihr. Die Masse der einzelnen Elemente bleibt im gesamten Betrachtungszeitraum konstant und die Ränder des abgebildeten Körpers werden durch die Elementgrenzen definiert. Die Bewegung des Körpers durch den Raum wird dadurch beschrieben, dass die Knoten des Netzes in Bezug zu einem raumfesten Koordinatensystem gesetzt werden. Da während der gesamten Rechenzeit die Ränder der Struktur bzw. der einzelnen Komponenten des gesamten Modells scharf abgebildet werden, wird eine Vereinfachung der Randbedingungen erreicht. Materialgrenzen und freie Oberflächen sind immer mit Elementgrenzen identisch. Der abbildbaren Deformation der Körper sind infolge der körperfesten Gitter aufgrund ihrer mathematischen Formulierung jedoch Grenzen gesetzt. Zu große Zellverzerrungen können bei großen Deformationen zu unphysikalischen Ergebnissen oder zum Berechnungsabbruch führen.
- In der Euler-Formulierung ist das gesamte modellierte System mit einem raumfesten Gitter überzogen, dessen Zellen als Kontrollvolumina alle eintretenden und austretenden Massen registrieren. Hauptanwendungsgebiet dieser Methode ist vor allem der Bereich der Fluid- und Strömungsberechnungen. Allerdings ist sie rechentechnisch aufwendiger als die Lagrangesche Methode, und die Genauigkeit hängt in hohem Maß von der Gitterfeinheit ab.

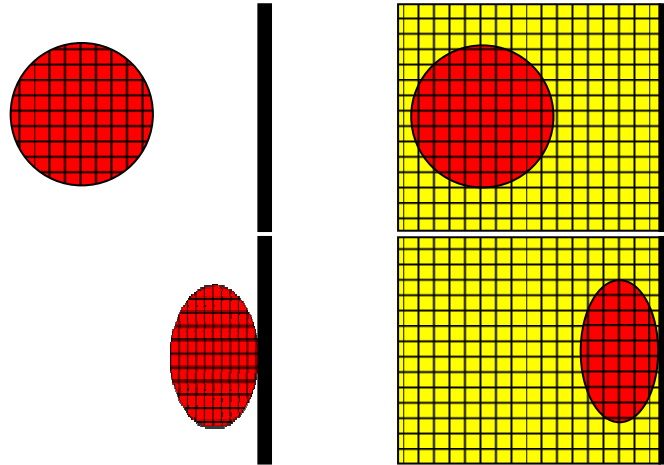


Bild 2.5: Darstellung der unterschiedlichen Diskretisierungsmöglichkeiten nach Lagrange (linkes Bild) und Euler (rechtes Bild). Im Zeitpunkt  $t_0$  (oberer Bildteil) sind die Ausgangskonfigurationen dargestellt. Im Zeitpunkt  $t_1$  (unterer Bildteil) ist der deformierte Körper zu erkennen.

Da in dieser Arbeit nur Festkörper berechnet werden, wird die Lagrange-Methode eingesetzt. Die Struktur wird also räumlich in finite Elemente unterteilt, die nur über ihre Elementknoten miteinander verbunden sind. Anstelle eines Näherungsansatzes für die gesamte Struktur werden Näherungsansätze gewählt, die nur in den finiten Elementen von Null verschieden sind. Mithilfe der Ansatzfunktionen wird die Verschiebung im Element in Abhängigkeit von den unbekanntenen Knotenverschiebungen ausgedrückt. Aus dem Kräftegleichgewicht am Knoten resultiert eine Steifigkeitsbeziehung, welche die inneren und äußeren Kräfte mit den Knotenverschiebungen koppelt. Nach einer Transformation der lokalen Daten der einzelnen Elemente in globale Daten folgt aus diesen Knotenverschiebungen der Verzerrungszustand, der zusammen mit einem Stoffgesetz die Spannungen liefert.

Betrachtet man das mechanische Gleichgewicht eines beliebigen Körpers  $\Omega$ , so müssen drei Bedingungen erfüllt sein, die Gleichgewichtsbedingung, die Kompatibilitätsbedingung und das Stoffgesetz. Die Gleichgewichtsbedingung beschreibt das Gleichgewicht der äußeren Lasten am Körper  $\Omega$ , die Kompatibilitätsbedingung beinhaltet entsprechend der Forderung einer kontinuierlichen Lösung die Bedingung für den Verbund und das Stoffgesetz den Zusammenhang zwischen Verzerrungen und Spannungen des Körpers.

Für die statische Beschreibung werden als äußere Lasten z.B. Oberflächenkräfte bzw. –Spannungen und Volumenkräfte unterschieden. Bei den in dieser Arbeit betrachteten Crashvorgängen ändern sich die aufgebrachten Lasten und die Verschiebung  $u$  des Körpers  $\Omega$  allerdings mit der Zeit  $t$ . Ziel der Betrachtung ist



deswegen die Berechnung der Lagen des Körpers  $\Omega$  in diskreten Zeitpunkten  $0, \Delta t, 2\Delta t, \dots$ , wobei  $\Delta t$  ein Zuwachs der Zeit  $t$  ist. Die numerische Lösung dieser zeitabhängigen Bewegungsgleichung kann durch zwei Arten der Zeitintegration erreicht werden, die implizite und die explizite Methode.

### **Zeitintegration:**

Das bei Berechnungen mit impliziter Zeitintegration üblicherweise verwendete Integrationsschema ist die sog. Euler-Rückwärts Methode, bei der eine Lösung des Gleichungssystems für die auf das Ende eines jeden Inkrements bezogenen Größen erforderlich ist. In nichtlinearen Analysen werden iterative Verfahren mit Gleichgewichtskontrolle zur Überprüfung der Konvergenz für den Zeitpunkt  $t + \Delta t$  verwendet, was den Nachteil hoher Rechenzeit mit sich bringt. Allerdings kann genau festgelegt werden, bei welcher Genauigkeit die Iteration abgebrochen werden soll, was eine Aussage über die Genauigkeit der Gesamtberechnung ermöglicht. Der Hauptvorteil der impliziten Zeitintegration ist allerdings, dass die Berechnungen sehr stabil durchgeführt werden. Das bedeutet, dass sehr große Zeitschrittlängen  $\Delta t$  möglich sind.

Für die Berechnung sehr schnell ablaufender Vorgänge wird üblicherweise ein explizites Zeitintegrationsverfahren eingesetzt. In der Regel handelt es sich hierbei um die Euler-Vorwärtsmethode, bei der die geforderte Integrationsgenauigkeit durch eine einfache Vorwärtsintegration über eine ausreichende Zahl von Inkrementen gewährleistet wird. Der dabei eingesetzte Zeitintegrationsoperator ist der zentrale Differenzenoperator. Die Geschwindigkeit wird in der Mitte des Zeitschritts ausgewertet. Ausgehend von den bekannten Größen zu den Zeitpunkten  $t - \Delta t/2$  und  $t$  werden die Größen zum Zeitpunkt  $t + \Delta t/2$  berechnet. Da das Verfahren im Gegensatz zu der impliziten Zeitintegration unter der Voraussetzung einer diagonalen Massenmatrix keine Dreieckszerlegung der Koeffizientenmatrix benötigt, können verschiedene Vereinfachungen berücksichtigt werden. Deshalb entspricht der Lösungsprozess einem einfachen zeitlichen Fortschreiten. Üblicherweise werden einfache Elemente verwendet, die nur einen Integrationspunkt besitzen, und die Stoffgesetzintegration wird nicht vollständig ausiteriert. So wird eine sehr hohe Rechengeschwindigkeit und ein geringerer Speicherplatzbedarf ermöglicht. Durch die Unterintegration können sich in einem Element allerdings unerwünschte energiefreie Deformationszustände einstellen, die als "Hourglassing" bezeichnet und durch entsprechende Stabilisierungsmaßnahmen unterdrückt werden müssen.

Weiter muss der Zeitschritt klein gewählt werden, um die Stabilität der Berechnung zu gewährleisten. Die Stabilitätsgrenze ist durch den kritischen Zeitschritt gegeben, der von der Elementgeometrie und dem Werkstoff, bzw. der Schallgeschwindigkeit des Werkstoffes abhängt. Er muss der Courant-Friedrichs-Levy (CFL)-Bedingung genügen:

$$\Delta t < \Delta t_{krit} = \frac{d_e}{c} \quad 2.19$$

Darin stellen  $d_e$  die kleinste Elementlänge oder Elementdiagonale und  $c$  die Ausbreitungsgeschwindigkeit von Schallwellen innerhalb des Elements dar. Die obere Grenze für den Zeitschritt für das gesamte Problem wird durch das Element mit dem kleinsten Zeitschritt bestimmt. Das bedeutet, dass sowohl große Netzfeinheit als auch hohe Geschwindigkeiten zu kleinen Zeitschritten und damit hohen Rechenzeiten führen.

In der vorliegenden Arbeit wird für die Simulation der Laborversuche und der Anwendungsbeispiele in Kapitel 5 der am Ernst-Mach-Institut angewendete und kontinuierlich weiterentwickelte Berechnungscode „SOPHIA“ [66], [108] eingesetzt. Zur Lösung der Erhaltungsgleichungen zusammen mit der Lösung der Stoffgleichungen unter Berücksichtigung der Anfangs- und Randbedingungen wird eine explizite Zeitintegration durchgeführt. Die Berechnungsschritte, die in jedem Zeitschritt durchgeführt werden, sind im einzelnen:

- Bestimmung der Schallgeschwindigkeit in jedem Integrationspunkt
- Zurücksetzen der Knotenkräfte jedes Knotens
- Berechnen der Knotenkräfte aus Spannungen am Integrationspunkt
- Kontaktberechnungen
- Berechnung der Beschleunigungen jedes Knotens über die Impulserhaltung aus den Knotenkräften
- Integration der Geschwindigkeiten und Verschiebungen an jedem Knoten
- Berechnung der Verzerrungen und Spannungen in jedem Element
- Berechnung des neuen Zeitschrittes für den folgenden Berechnungszyklus

Die zeitliche Abfolge der innerhalb eines inkrementellen Rechenschrittes durchgeführten Operationen ist in Bild 2.6 schematisch dargestellt.

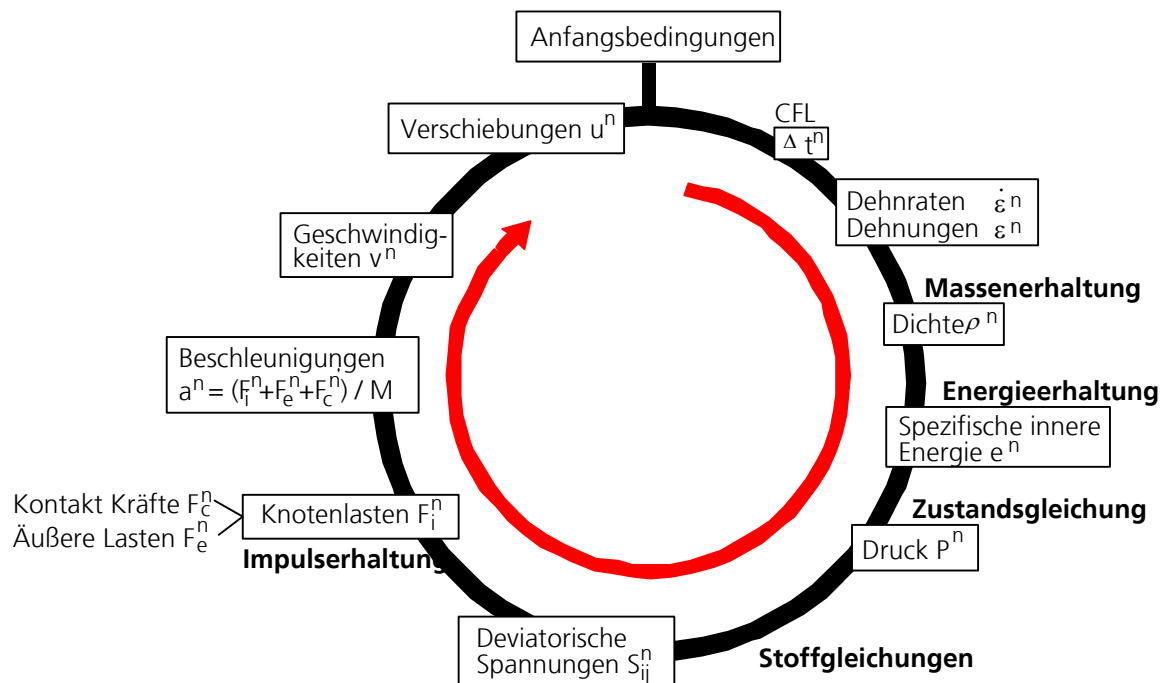


Bild 2.6: Schematische Darstellung der innerhalb eines Zeitinkrements durchgeführten Rechenoperationen in SOPHIA unter Verwendung einer expliziten Zeitintegration [66].

### 2.3.1 Adaptivität in SOPHIA

Der verwendete Hydrocode SOPHIA des EMI bietet neben den vorgestellten räumlichen Diskretisierungsmöglichkeiten noch eine weitere Methode. Für die numerische Simulation von Vorgängen mit starker Fragmentierung und sehr großen Verformungen und Verzerrungen, wie sie üblicherweise bei Impaktvorgängen auftreten, kann die sogenannte Smooth-Particle-Hydrodynamics (kurz SPH)-Methode eingesetzt werden. Die Diskretisierung erfolgt dabei nicht über ein Netz bzw. Gitter, sondern über Partikel. Bei dieser netzfreien Methode sind die Partikel mathematisch gesehen die Stützstellen der Interpolationsfunktionen. Am Ort dieser Punkte sind Feld- und Zustandsgrößen wie Masse, Dichte, Druck, Geschwindigkeit und der Spannungstensor bekannt. Die Interpolationsfunktion verschmiert einerseits diese Größen über den Raum um die Stützstellen und sorgt andererseits für die Impulsübertragung zwischen den Partikeln. Der Hauptvorteil dieser Methode liegt gegenüber den netzbasierten Methoden darin, dass sich auch Extremsituationen mit großen lokalen Verformungen berechnen lassen. Der wesentliche Nachteil dieser Methode sind die großen Rechenzeiten und eine höhere Anfälligkeit gegen numerische Instabilitäten. Sauer

[108] formulierte eine Kopplungsmöglichkeit zwischen mit verschiedenen Methoden diskretisierten Körpern und erweiterte dies dahingehend, dass während der Berechnung die Diskretisierung adaptiv verändert werden kann. Eine verbreitete Anwendung von Adaptivität in Berechnungen ist die Möglichkeit von Finiten Elementen auf Partikel wechseln zu können. Man macht dies, um am Anfang einer Berechnung, wenn noch keine großen Deformationen vorliegen, mit den numerisch gut beherrschbaren und sehr schnell zu berechnenden Finiten-Elementen Zeit zu sparen. Werden Teile des Modells im Lauf der Simulation stark deformiert, können lokal die Finiten Elemente in Partikel umgewandelt werden und die Berechnung wird weitergeführt. Es wird dabei ein Kopplungsalgorithmus eingesetzt, der über die Knotengeschwindigkeiten bzw. die Knotenkräfte der jeweiligen Punkte die Kopplung berechnet.

Im Rahmen dieser Arbeit wird der Adaptivitätsalgorithmus in abgewandelter Form genutzt. Dabei wird ein adaptives Separieren von Elementen durch Knotenduplikation vollzogen, um den Versagensmodus Delamination, also das Ablösen einzelner Laminatschichten voneinander, abbilden zu können. Falls ein dafür entwickeltes und später beschriebenes Kriterium erfüllt ist, wird der Elementteilungsalgorithmus eingeleitet. Entscheidend ist hierbei, dass nicht nur neue Knoten generiert, sondern auch die neu entstandenen Kontaktflächen der Elemente sofort in der Berechnung berücksichtigt werden. Es muss auf jeden Fall vermieden werden, dass sich die Elemente während der Simulation durchdringen.

Der Kontaktalgorithmus funktioniert so, dass zu jedem Zeitpunkt der Berechnung überprüft wird, ob eine Überschneidung verschiedener Netze vorliegt. Ist dies der Fall, werden an den Berührungspunkten Rückstellkräfte aktiviert. Die Kontaktalgorithmen lassen sich in die Bereiche der Kontaktsuche, der Kontaktbedingungen und der Ermittlung der Kontaktkräfte einteilen. Dabei ist die Kontaktsuche besonders bei dreidimensionalen Netzen der rechenintensivste Bereich. Grundsätzlich sind zwei Vorgehensweisen bekannt, um die Knotenkräfte zu ermitteln. In der einen wird zuerst die Interface-Kraft zwischen den Oberflächen berechnet und anschließend als Krafrandbedingung auf die Master-Oberfläche gesetzt. In der anderen werden die Slave- und Master-Oberflächen miteinander verbunden und die Werte der Massen und Spannungen von der Slave-Oberfläche auf die Master-Oberfläche abgebildet.

In der ersten Vorgehensweise, die auch in SOPHIA als sogenannte Penalty-Methode Verwendung findet, wird zuerst festgestellt, wie weit sich die zuvor ermittelten Kontaktflächen innerhalb des aktuellen Zeitschrittes durchdringen würden. Proportional zu den detektierten Eindringtiefen werden dann die rückstellenden Knotenkräfte für jeden Knoten berechnet und zu den sonstigen inneren und äußeren Knotenkräften addiert. Dann werden, wie oben gezeigt, die resultierenden Beschleunigungen, Geschwindigkeiten und Verschiebungen berechnet. Für die Berechnung ist es entscheidend, welche der beiden in Kontakt

tretenden Oberflächen als Master und welche als Slave behandelt wird, da hierdurch die Verteilung der Knotenkräfte bestimmt wird. Weil außer in wenigen Sonderfällen eine günstige Wahl nicht von selbst getroffen werden kann, läuft die Kontaktberechnung in SOPHIA im Prinzip zweimal vollständig ab, wobei die wechselwirkenden Oberflächen jeweils einmal die Master- und einmal die Slaverolle übernehmen. Danach werden alle auftretenden Kontakt- und Reaktionskräfte dem Betrag nach halbiert und addiert.

## 2.4 Werkstoffmodelle für Faserverbundwerkstoffe

Versagensformulierungen für isotrope Werkstoffe verwenden trotz des am Bauteil auftretenden, allgemeinen mehrachsigen Spannungszustands häufig nur einen einzelnen experimentell bestimmten Kennwert. Es wird eine Verzerrungskomponente, Vergleichsverzerrung oder Spannungskomponente mit dem Grenzwert aus einer einachsigen Belastung wie beispielsweise aus einem Zugversuch verglichen. Dies setzt jedoch ein isotropes und makroskopisch homogenes Kontinuum mit richtungsunabhängigem Versagensverhalten voraus. Faserverbundwerkstoffe besitzen diese Eigenschaften nicht. Ihre Anisotropie muss in dreierlei Hinsicht beachtet werden:

- Anisotropie des elastischen Materialverhaltens
- Anisotropie der Festigkeitseigenschaften
- Anisotropie des Versagensverhaltens bzw. Versagensmodus

Während beim isotropen Werkstoff ein beliebiger Spannungszustand durch Hauptspannungen ausgedrückt werden kann, ist dies bei anisotropen Werkstoffen wie den hier untersuchten Faserverbundwerkstoffen nicht möglich. Hier muss statt mit Hauptspannungen stets mit den Normal- und Schubspannungen in den Materialhauptachsen gerechnet werden.

### 2.4.1 Elastisches Materialverhalten

Der Stand der Technik zur Berechnung des elastischen Materialverhaltens von Faserverbundwerkstoffen für die Crashberechnung ist in allen angewendeten Programmsystemen nahezu identisch. In den verfügbaren Materialmodellen werden Delaminationsvorgänge nicht explizit berechnet und im Modell erfasst. Daher werden unidirektionale Faserverbundwerkstoffe als transversal isotropes Material modelliert. Dies führt nach mit Gleichung 2.15 zu folgender konstitutiver Beziehung:

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ & & C_{22} & 0 & 0 & 0 \\ & & & \frac{1}{2}(C_{22} - C_{23}) & 0 & 0 \\ & \text{Sym.} & & & C_{66} & 0 \\ & & & & & C_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix} \quad 2.20$$

mit den Elementen der Steifigkeitsmatrix gemäß Gleichung 8.27 bis Gleichung 8.31.

Zur Lösung dieser konstitutiven Beziehung für das elastische Materialverhalten von Faserverbundwerkstoffen mit dreidimensionaler Modellierung sind in den gängigen Programmsystemen entsprechende Kontinuumselemente implementiert. Daher kann das Materialgesetz nach Gleichung 2.20 als Standard in der Berechnung von Faserverbundstrukturen angesehen werden.

Weiter verbreitet ist die Modellierung mit Schalenelementen. Diese unterliegen üblicherweise der Beschränkung auf ebene Spannungszustände, d.h. es können nur Spannungen in einer zweidimensionalen Mittelfläche berechnet werden. Da in den klassischen Schalenformulierungen keine Spannungen in Dickenrichtung der Elemente berücksichtigt werden, werden diese Querspannungen auch bei der Berechnung der Faserverbundstrukturen vernachlässigt. Der Spannungstensor des ebenen Spannungszustandes reduziert sich demzufolge auf die Komponenten  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  und  $\sigma_6$ , also den beiden Normalspannungen in der Betrachtungsebene und einer Schubspannung. Das Materialmodell zur Beschreibung des elastischen Materialverhaltens von Faserverbundwerkstoffen unter Berücksichtigung eines ebenen Spannungszustandes ergibt sich zu:

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & 0 \\ & C_{22} & 0 \\ \text{Sym.} & & C_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix} \quad 2.21$$

mit den Elementen der Steifigkeitsmatrix:

$$C_{11} = E_L \frac{1 - \nu_{TT}}{(1 - \nu_{TT} - 2 \frac{E_T}{E_L} \nu_{LT}^2)} \quad 2.22$$

$$C_{12} = E_T \frac{\nu_{LT}}{(1 - \nu_{TT} - 2 \frac{E_T}{E_L} \nu_{LT}^2)} \quad 2.23$$

$$C_{22} = E_T \frac{1 - \frac{E_T}{E_L} \nu_{LT}^2}{(1 - \nu_{TT} - 2 \frac{E_T}{E_L} \nu_{LT}^2)(1 + \nu_{TT})} \quad 2.24$$

$$C_{66} = G_{LT} \quad 2.25$$

Dies ist die in der Literatur am häufigsten zu findende elastische Beziehung für Faserverbundwerkstoffe. Eine Erklärung, warum heute noch nahezu überall und daher auch in der Crashberechnung diese Art der konstitutiven Beziehung Verwendung findet, liegt sicherlich in der weiten Verbreitung der Modellierung mit Schalenelementen. Je nach Anwendung und Fragestellung überwiegen Vorteile wie z.B. der reduzierte Berechnungsaufwand dieser Modellierungsweise. Im Rahmen dieser Arbeit sollen die physikalischen Gegebenheiten jedoch möglichst genau modelliert werden. Dies erfordert eine detaillierte Beschreibung der konstitutiven Beziehung der Faserverbundwerkstoffe. Es schließt die Verwendung von Schalenelementen aus, da vor allem die Abbildung der Delaminationsvorgänge eine Modellierung erfordert, die auch die Spannungen in Dickenrichtung berücksichtigt.

## 2.4.2 Modellierung des Werkstoffversagens

Ein entscheidendes Element für die Berechnung des Energieaufnahmevermögens ist die Modellierung des Werkstoffversagens mittels Versagenskriterien. Allgemein soll ein Versagenskriterium dazu benutzt werden, Beanspruchungszustände zu identifizieren die zu Zerstörung des Materials führen. Im folgenden werden deshalb die gängigen und meistbenutzten Versagensindikatoren vorgestellt und diskutiert. Man kann die Kriterien grundsätzlich in zwei Kategorien einteilen:

- Kriterien, die ohne eine Interaktion verschiedener Spannungs- bzw. Verzerrungskomponenten das Versagen detektieren (unabhängige bzw. Independent Failure Criteria)
- Kriterien, die eine Interaktion berücksichtigen (Interaktive bzw. Polynomial Failure Criteria).

Ein weiterer Unterschied ist, ob neben der Entscheidung, dass Versagen vorliegt, auch Informationen über die Art des Versagensmodus ermittelt werden können. Eine besondere Rolle nehmen deswegen die Direct-Mode-Kriterien ein, da sie eine Interaktion ausgewählter Spannungskomponenten berücksichtigen und gleichzeitig durch die Definition verschiedener Unterkriterien eine Aussage über den vorliegenden Versagensmodus liefern. Die gleichzeitige Bestimmung des vorliegenden Versagensmodus ist im Hinblick auf die Modellierung des Nachversagensverhaltens vorteilhaft.

### Maximalspannungs- und Maximalverzerrungskriterium

Bei diesem Kriterium wird von einem Versagen ausgegangen, wenn eine Komponente des in die Materialhauptrichtungen transformierten Spannungsvektors unabhängig von den weiteren Komponenten den entsprechenden Festigkeitswert erreicht. Versagen tritt ein, sobald eine der folgenden neun Gleichungen erfüllt ist:

$$\max \left( \left| \frac{\sigma_x}{X_{T,C}} \right|, \left| \frac{\sigma_y}{Y_{T,C}} \right|, \left| \frac{\sigma_z}{Z_{T,C}} \right|, \left| \frac{\tau_{yz}}{S_{yz}} \right|, \left| \frac{\tau_{xz}}{S_{xz}} \right|, \left| \frac{\tau_{xy}}{S_{xy}} \right| \right) = 1 \quad 2.26$$

Die neun unabhängigen Materialparameter können aus jeweils drei einaxialen Zug- und Druckversuchen sowie drei Schubversuchen bestimmt werden. Dies sind entsprechend:

- $X_T, X_C$  : Zug- bzw. Druckfestigkeit in Faserrichtung X
- $Y_T, Y_C$  : Zug- bzw. Druckfestigkeit in Querrichtung Y
- $Z_T, Z_C$  : Zug- bzw. Druckfestigkeit in Querrichtung Z
- $S_{xy}, S_{xz}, S_{yz}$  : Schubfestigkeiten

Alternativ kann das Maximalspannungskriterium auch als Maximalverzerrungskriterium definiert werden. Versagen wird hierbei leicht abweichend zum Maximalspannungskriterium detektiert, da sich aufgrund der Beeinflussung durch die Querverzerrungen kleine Unterschiede ergeben.

Der Vorteil beider Kriterien ist die einfache Anwendbarkeit und eine eindeutige Zuordnung des Versagens zur jeweiligen Spannungskomponente und damit in die verschiedenen Arten von Längs-, Quer- und Schubversagen mit Unterscheidung jeweils von Zug und Druck. Nachteil ist, dass keine Interaktion der Spannungskomponenten berücksichtigt wird. Vor allem unter mehrachsigen Belastungszuständen werden keine physikalisch sinnvollen Vorhersagen getroffen. Es ist daher erforderlich, Kriterien zu verwenden, die eine Interaktion der Span-



nungskomponenten ermöglichen und somit eine bessere Übereinstimmung mit Versuchsergebnissen unter beliebigen Spannungszuständen liefern.

### Polynomkriterien

Ein Polynomkriterium entsteht durch Umformulierung des Maximalspannungskriteriums aus Gleichung 2.26 zu:

$$\begin{aligned} &(\sigma_x - X_T)(\sigma_x - X_C)(\sigma_y - Y_T)(\sigma_y - Y_C)(\sigma_z - Z_T)(\sigma_z - Z_C) \\ &(\tau_{yz} - S_{yz})(\tau_{yz} + S_{yz})(\tau_{xz} - S_{xz})(\tau_{xz} + S_{xz})(\tau_{xy} - S_{xy})(\tau_{xy} + S_{xy}) = 0 \end{aligned} \quad 2.27$$

Versagen wird jetzt nur noch mittels einer einzigen Gleichung, in der alle Spannungskomponenten berücksichtigt werden, detektiert. Allerdings führt das Vorliegen mehrachsiger Spannungszustände nicht zu gegenüber dem mittels des direkten Maximalspannungskriterium vorhergesagten Versagen abweichenden Ergebnissen. Eine echte Interaktion liegt hier nicht vor, es ist nur eine mathematische Umwandlung der ursprünglichen neun Versagensbedingungen.

### Hill-Kriterium

Ein polynomiales Versagenskriterien, das in der Lage ist, die Interaktion verschiedener Spannungskomponenten zu berücksichtigen wurde 1948 von Richard Hill vorgestellt [68]. Es ist ursprünglich als Fließkriterium für gewalzte und demzufolge anisotrope Metalle entwickelt und 1990 verbessert worden [67].

Hill entwickelt eine Verallgemeinerung der Gestaltsänderungshypothese nach von Mises. Er nimmt an, dass die Fließbedingung eine quadratische Funktion der Spannungskomponenten ist:

$$2f(\sigma_{ij}) \equiv F(\sigma_y - \sigma_z)^2 + G(\sigma_z - \sigma_x)^2 + H(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 2L\tau_{yz}^2 + 2M\tau_{zx}^2 + 2N\tau_{xy}^2 = 1 \quad 2.28$$

wobei F, G, H, L, M, N Materialkoeffizienten darstellen, die den Grad der Anisotropie beschreiben. Weiter zeigt Hill, dass diese Koeffizienten abhängig von den jeweiligen Fließspannungen in den Anisotropierichtungen sind.

Azzi und Tsai [14] machen 1965 einen Vorschlag zur Anwendung des Hill'schen Kriteriums auf Faserverbundwerkstoffe. Sie ersetzen die anisotropen Fließgrenzen des Hill'schen Kriteriums durch die Festigkeiten von Faserverbundwerkstoffen. Aus gedachten einachsigen Festigkeitstests folgen die Festigkeitskennwerte X, Y, Z und  $S_{xy}, S_{xz}, S_{yz}$ .

$$\begin{aligned} & \left(\frac{\sigma_x}{X}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_y}{Y}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_z}{Z}\right)^2 - \left(\frac{1}{X^2} + \frac{1}{Y^2} - \frac{1}{Z^2}\right)\sigma_x\sigma_y - \left(\frac{1}{Y^2} + \frac{1}{Z^2} - \frac{1}{X^2}\right)\sigma_y\sigma_z - \\ & \left(\frac{1}{X^2} + \frac{1}{Z^2} - \frac{1}{Y^2}\right)\sigma_x\sigma_z + \left(\frac{\tau_{yz}}{S_{yz}}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{zx}}{S_{zx}}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{xy}}{S_{xy}}\right)^2 = 1 \end{aligned} \quad 2.29$$

Die Gültigkeit dieses in der Literatur als Azzi-Tsai-Hill bezeichneten Kriteriums ist auf transversal isotrope, also unidirektional verstärkte Faserverbundwerkstoffe ohne Belastungen in Dickenrichtung beschränkt. Angewendet unter ebenem Spannungszustand vereinfacht es sich zu:

$$\left(\frac{\sigma_x}{X}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_y}{Y}\right)^2 - \frac{\sigma_x\sigma_y}{X^2} + \left(\frac{\tau_{xy}}{S_{xy}}\right)^2 = 1 \quad 2.30$$

Ohne diese Annahmen ist keine Herleitung aus dem Hill-Kriterium möglich [126]. Weiter muss das Vorzeichen der auftretenden Spannungen  $\sigma_x$  und  $\sigma_y$  in der Wahl von Zug- oder Druckfestigkeiten für X bzw. Y berücksichtigt werden.

Um diese Unzulänglichkeit zu verbessern, wandelt Hoffman 1967 [71] das Kriterium so um, dass Unterschiede zwischen Druck- und Zugfestigkeiten berücksichtigt werden können:

$$\begin{aligned} & \left(\frac{1}{X_T} - \frac{1}{X_C}\right)\sigma_x + \left(\frac{1}{Y_T} - \frac{1}{Y_C}\right)\sigma_y + \left(\frac{1}{Z_T} - \frac{1}{Z_C}\right)\sigma_z + \\ & \frac{1}{2}\left(\frac{1}{X_T X_C} + \frac{1}{Y_T Y_C} - \frac{1}{Z_T Z_C}\right)(\sigma_x - \sigma_y)^2 + \frac{1}{2}\left(\frac{1}{Y_T Y_C} + \frac{1}{Z_T Z_C} - \frac{1}{X_T X_C}\right)(\sigma_y - \sigma_z)^2 + \\ & \frac{1}{2}\left(\frac{1}{X_T X_C} + \frac{1}{Z_T Z_C} - \frac{1}{Y_T Y_C}\right)(\sigma_z - \sigma_x)^2 + \left(\frac{\tau_{yz}}{S_{yz}}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{zx}}{S_{zx}}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{xy}}{S_{xy}}\right)^2 = 1 \end{aligned} \quad 2.31$$

Die mathematische Formulierung dieses Kriteriums ist umfangreich, was zur Formulierung des Versagenskriteriums als generelles Tensorpolynom wie von Gol'denblat und Kopnov 1966 [55] vorgeschlagen, führt. Dieses lautet in der allgemeinsten Form:

$$f(\sigma) = (F_i \sigma_i)^a + (F_{ij} \sigma_i \sigma_j)^b + (F_{ijk} \sigma_i \sigma_j \sigma_k)^c + \dots = 1 \quad \text{mit } i, j = 1, 2, \dots, 6 \quad 2.32$$

Dabei sind  $F$  symmetrische Festigkeitstensoren und  $a, b, c, \dots$  experimentell zu bestimmende Konstanten.

Tsai und Wu [128] gehen 1971 davon aus, dass der verwendete Faserverbundwerkstoff orthotropes Verhalten aufweist und demzufolge Symmetrieeigenschaften vorliegen. Deswegen werden die Konstanten  $a$  und  $b$  gleich eingesetzt und höhergradige Polynome vernachlässigt. Dies führt zu folgendem Kriterium:

$$f(\sigma) = F_i \sigma_i + F_{ij} \sigma_i \sigma_j = 1 \quad \text{mit } i, j = 1, 2, \dots, 6 \quad 2.33$$

Wu [128] zeigt 1974, dass alle tensorpolynomischen Kriterien als Sonderfälle des Tsai-Wu-Kriteriums ableitbar sind.

Unter Berücksichtigung der Tatsache, dass wechselnde Vorzeichen der Schubspannungen die Festigkeitsparameter nicht beeinflussen dürfen und daher wegfallen müssen, folgt ausgeschrieben das Tsai-Wu-Kriterium im dreidimensionalen Raum:

$$\begin{aligned} f(\sigma) = & F_{11} \sigma_x^2 + F_1 \sigma_x + F_{22} \sigma_y^2 + F_2 \sigma_y + F_{33} \sigma_z^2 + F_3 \sigma_z + \\ & 2F_{12} \sigma_x \sigma_y + 2F_{13} \sigma_x \sigma_z + 2F_{23} \sigma_y \sigma_z + F_{44} \tau_{yz}^2 + F_{55} \tau_{xz}^2 + F_{66} \tau_{xy}^2 = 1 \end{aligned} \quad 2.34$$

Durch Einsetzen der Festigkeiten ergibt sich das Kriterium zu:

$$\begin{aligned} & \left( \frac{1}{X_T} - \frac{1}{X_C} \right) \sigma_x + \left( \frac{1}{Y_T} - \frac{1}{Y_C} \right) \sigma_y + \left( \frac{1}{Z_T} - \frac{1}{Z_C} \right) \sigma_z + \frac{1}{X_T X_C} \sigma_x^2 + \frac{1}{Y_T Y_C} \sigma_y^2 + \frac{1}{Z_T Z_C} \sigma_z^2 + \\ & \frac{F_{12i}}{\sqrt{X_T X_C Y_T Y_C}} \sigma_x \sigma_y + \frac{F_{13i}}{\sqrt{X_T X_C Z_T Z_C}} \sigma_x \sigma_z + \frac{F_{23i}}{\sqrt{Y_T Y_C Z_T Z_C}} \sigma_y \sigma_z + \\ & \frac{1}{S_{yz}^2} \tau_{yz}^2 + \frac{1}{S_{zx}^2} \tau_{zx}^2 + \frac{1}{S_{xy}^2} \tau_{xy}^2 = 1 \end{aligned} \quad 2.35$$

Die Bestimmung der Materialkonstanten  $X_{T,C}, Y_{T,C}, Z_{T,C}, S_{yz}, S_{xz}, S_{xy}$  geschieht durch einaxiale Zug- bzw. Druckversuche sowie reine Schubversuche. Hauptproblem ist die Bestimmung der Interaktionskoeffizienten  $F_{12i}, F_{13i}$  und  $F_{23i}$ . Hierzu werden mehrere biaxiale Versuche benötigt, wobei die Bestimmung der Parameter in der Literatur [63] auch bei aufwendiger Versuchsdurchführung als schwierig eingeschätzt wird. Bei genauer Betrachtung sind enge Verwandtschaften dieser Kriterien untereinander erkennbar. So kann das Hoffmann-Kriterium als Son-

derfall aus dem Tsai-Wu-Kriterium hergeleitet werden. Die beiden Kriterien unterscheiden sich lediglich in der Definition der Interaktionsterme. Das Hoffman-Kriterium ist deswegen als orthotroper Sonderfall in dem für anisotrope Materialien allgemein formulierten Tsai-Wu-Kriterium enthalten. Wird der lineare Spannungsanteil des Hoffman-Kriteriums bzw. des Tsai-Wu-Kriteriums weggelassen, so erhält man das Tsai-Hill-Kriterium, das zwar die Materialrichtungen berücksichtigt, aber keine Unterscheidung bezüglich Zug- und Druckbeanspruchung trifft.

Eine physikalische Unsicherheit dieser Kriterien ist, dass die Zugfestigkeit unter zweiachsiger Beanspruchung von den Druckfestigkeiten abhängt [63].

Ein weiteres Problem bei den bisher diskutierten Interaktions-Kriterien ist, dass infolge der Spannungsinteraktion keinerlei Aussage über die Art des Versagensmodus und das Bruchphänomen zu treffen ist. Damit fehlt jedoch eine wesentliche Voraussetzung für eine fortschreitende Schadensanalyse und zur Beschreibung des Nachversagensverhaltens. Eine Lösung hierfür ist die Möglichkeit, verschiedene Versagenskriterien zu kombinieren. So kann z.B. die Versagensart Faserbruch mit dem Maximalspannungskriterium sowie die Versagensart Matrixbruch mit dem Tsai-Wu-Kriterium ermittelt werden. Solch einen Ansatz wählen 1992 Maier [87] und Thoma et al. [118], um mittels normierter Spannungskomponenten nach Zutreffen des Tsai-Wu-Kriteriums den Versagensmodus zu bestimmen. Normierte Spannung bedeutet, dass die jeweilige Spannungskomponente mit der höchstzulässigen in dieser Richtung verglichen wird. Unterschieden wurden insgesamt neun Modi. Diese sind:

Faserzug- und Faserdruckversagen:

$$\|\sigma_{11}\| = \left| \frac{\sigma_{11}}{X_T} \right| (\sigma_{11} > 0) \text{ bzw. } \left| \frac{\sigma_{11}}{X_C} \right| (\sigma_{11} < 0) \quad 2.36$$

Matrixzug- und Matrixdruckversagen in der Laminebene:

$$\|\sigma_{22}\| = \left| \frac{\sigma_{22}}{Y_T} \right| (\sigma_{22} > 0) \text{ bzw. } \left| \frac{\sigma_{22}}{Y_C} \right| (\sigma_{22} < 0) \quad 2.37$$

Matrixzug- und Matrixdruckversagen senkrecht zur Laminebene:

$$\|\sigma_{33}\| = \left| \frac{\sigma_{33}}{Z_T} \right| (\sigma_{33} > 0) \text{ bzw. } \left| \frac{\sigma_{33}}{Z_C} \right| (\sigma_{33} < 0) \quad 2.38$$

Scherversagen in der Laminebene:

$$\|\sigma_{12}\| = \left| \frac{\sigma_{12}}{S_{xy}} \right| \quad 2.39$$

Scherversagen zwischen Laminebenen (senkrecht zur Faserrichtung):

$$\|\sigma_{13}\| = \left| \frac{\sigma_{13}}{S_{xz}} \right| \quad 2.40$$

Scherversagen zwischen Laminebenen (parallel zur Faserrichtung):

$$\|\sigma_{23}\| = \left| \frac{\sigma_{23}}{S_{yz}} \right| \quad 2.41$$

Der Versagensmodus wird durch die größte dieser normierten Spannungskomponenten bestimmt.

Wie bei diesem Ansatz erkennbar ist, sind die Versagensmöglichkeiten von Faserverbundwerkstoffen so zahlreich, dass sämtliche Versagensvorgänge mit nur einem einzelnen Kriterium nicht zu erfassen sind. Es liegt deswegen nahe, verschiedene Einzelkriterien zu formulieren, die den jeweiligen Versagensarten zugeordnet sind. Im Unterschied zu den Einzelkriterien des Maximalspannungs- bzw. des Maximalverzerrungskriteriums wird allerdings die Interaktion der jeweiligen versagensrelevanten Spannungskomponenten berücksichtigt. Dies leisten die nachfolgend beschriebenen so genannten „Direct-Mode“-Kriterien.

### „Direct-Mode“-Kriterien

Den Ansatz, Versagen von Faserverbundwerkstoffen mit nur einer Funktion vorherzusagen, gibt Hashin [63] 1980 auf. Er diskutiert in seiner Arbeit ausführlich die Vor- und Nachteile des Tsai-Wu-Kriteriums und dessen Abwandlungen. Akzeptiert wird, dass die Spannungen quadratisch in die Berechnungen eingehen. Es soll aber hier darauf hingewiesen werden, dass dieser Ansatz trotz entsprechender in der Literatur zu findender Erklärungsversuche keiner physikalischen Notwendigkeit unterliegt, sondern aufgrund mathematischer Abrundung der sich im Spannungsraum ergebenden Versagensflächen gewählt wird. Hashin belegt, dass lineare Ansätze zu nennenswerten Abweichungen führen, sieht aber gleichzeitig keine Notwendigkeit, kubische Terme einzuführen. Festzuhal-

ten ist, dass Kriterien, die quadrierte Spannungen nutzen, mit einer Genauigkeit, die im Bereich der experimentellen Streuungen liegt, prognosefähig sind.

Hashin akzeptiert die Formulierung einer Versagensfunktion vor allem für die Bestimmung von Fließgrenzen, wie auch im ursprünglichen Sinn von Hill entwickelt. Er ist allerdings der Meinung, dass dem Versagen von Faserverbunden nicht ein einzelnes physikalisches Phänomen wie beim plastischen Fließen von Metallen sondern eine Vielzahl unterschiedlicher Effekte zugrunde liegt. Deswegen führt er statt einer einzigen Versagensfunktion, mehrere nur noch stückweise stetige Kriterien ein. Das Hashin-Kriterium besteht demzufolge aus zwei Unterkriterien, die den Versagensarten Faserbruch und Matrixbruch zugeordnet sind. Innerhalb dieser Unterkriterien wird zusätzlich zwischen Zug und Druck unterschieden.

Die einzelnen Unterkriterien sind:

Faserzugversagen:

$$\frac{\sigma_{11}^2}{X_T^2} + \frac{\sigma_{xy}^2 + \sigma_{zx}^2}{S_{xy}^2} = 1 \quad 2.42$$

Hashin akzeptiert eine Vernachlässigung der Schubspannungen für diesen Versagensmodus als zulässige Näherung. Faserzugversagen würde dann mittels folgendem Kriterium detektiert:

$$\sigma_{11} = X_T \quad 2.43$$

Faserdruckversagen:

$$\sigma_{11} = -X_C \quad 2.44$$

Hashin sieht keinen Einfluss der Schubspannung auf die Druckfestigkeit. Deswegen wird sein Kriterium in diesem Fall zum einfachen Maximalspannungskriterium.

Matrixzugversagen:

$$\frac{(\sigma_{22} + \sigma_{33})^2}{Y_T^2} + \frac{\sigma_{12}^2 + \sigma_{31}^2}{S_{12}^2} + \frac{\sigma_{23}^2 - \sigma_{22}\sigma_{33}}{S_{23}^2} = 1 \quad 2.45$$

Matrixdruckversagen:

$$\left(\frac{Y_C^2}{4S_{12}^2} - 1\right) \frac{\sigma_{22} + \sigma_{33}}{Y_C} + \frac{(\sigma_{22} + \sigma_{33})^2}{4S_{23}^2} + \frac{(\sigma_{23}^2 - \sigma_{22}\sigma_{33})}{S_{23}^2} + \frac{\sigma_{12}^2 + \sigma_{31}^2}{S_{12}^2} = 1 \quad 2.46$$

Neben der genaueren Vorhersage, wann Versagen eintritt, ist der Vorteil der „Direct-Mode“-Kriterien, dass auch der Versagensmodus bestimmbar ist. Hashin betont das Potential der Methode bezüglich fortschreitender Schädigungsanalysen. Wenn nach Erstversagen noch weitere Berechnungen durchzuführen sind, sind „Direct-Mode“-Kriterien allen bisherigen Ansätzen überlegen. Chang und Chang [34] entwickeln 1986 zur Beschreibung des Versagensverhaltens von durchbohrten Laminaten eigene Kriterien auf Basis der Arbeiten von Hashin. Die Kriterien von Chang und Chang stellen Vereinfachungen der originalen Funktionen von Hashin dar. Allerdings wurden die Lamine nur Zugbelastungen ausgesetzt und deswegen existieren keine Kriterien für Druckversagen.

Faserzugversagen wird über folgende Funktion bestimmt:

$$\left(\frac{\sigma_{11}}{X_T}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}}{S_{12}}\right)^2 = 1 \quad 2.47$$

Matrixzugversagen wird mittels dieser Funktion vorhergesagt:

$$\left(\frac{\sigma_{22}}{Y_T}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}}{S_{12}}\right)^2 = 1 \quad 2.48$$

Wichtiger als die Kriterien ist bei Chang und Chang allerdings, dass ein Nachversagenverhalten beschrieben wird. Chang und Chang reduzieren die elastischen Materialkonstanten nachdem das entsprechende Versagenskriterium zutrifft. Aufgrund der Beschränkung auf einen ebenen Spannungszustand und reine einachsige Zugbelastungen ist allerdings mit diesem Ansatz noch keine Möglichkeit gegeben, Versagen unter Crashbelastung zu prognostizieren.

Eine Weiterentwicklung findet 1988 von Brewer und Lagace [26] statt. Sie stellen fest, dass Delaminationsvorgänge bei der Versagensanalyse von Faserverbundstrukturen eine entscheidende Rolle spielen. So wird zusätzlich zu den Unterkriterien für die intralaminaren Versagensarten Faser- und Matrixbruch, erstmals ein weiteres Kriterium für die interlaminare Versagensart der Delami-

nation eingeführt. Unter Berücksichtigung aller Spannungskomponenten, die Delamination hervorrufen können, lautet dieses:

$$\left(\frac{\sigma_{33T}}{Z_T}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{33C}}{Z_C}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{23}}{S_{23}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{31}}{S_{31}}\right)^2 = 1 \quad 2.49$$

Entscheidend ist, dass Spannungen in Dickenrichtung auch delaminationshemmend wirken können und daher bei der Berechnung die entsprechenden Kennwerte zu berücksichtigen sind. Von Brewer und Lagace wird die Bedeutung dieses Kriteriums vor allem zur Detektion des Delaminationsbeginns hervorgehoben.

Hou und Petrinic beschreiben 1999 [73] ein Modell in LS-Dyna [60], das auf den bisher vorgestellten Kriterien aufbaut und nach einer Modifikation 2001 [72] den Stand der Technik für die Simulation von Impaktvorgängen auf Faserverbundwerkstoffe darstellt. Versagen wird in diesem Modell mit vier unterschiedlichen „Direct-Mode“-Kriterien ermittelt:

Faserzugversagen wird mittels eines modifizierten Hashin-Kriteriums detektiert:

$$\left(\frac{\sigma_{11}}{X_T}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}^2 + \sigma_{13}^2}{S_f^2}\right) = 1 \quad 2.50$$

Es wird als einziger Unterschied eine neue Art der Schubfestigkeit eingeführt.  $S_f$  wird als „Schubfestigkeit unter Beteiligung von Faserversagen“ bezeichnet. Allerdings werden von den Autoren keine weiteren Hinweise oder Resultate von experimentellen Untersuchungen gegeben, weshalb davon auszugehen ist, dass diese Festigkeit aus Schubversuchen in der Laminebene zu bestimmen ist.

Matrixzugversagen,  $\sigma_{22} \geq 0$ :

$$\left(\frac{\sigma_{22}}{Y_T}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}}{S_{12}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{23}}{S_{m23}}\right)^2 = 1 \quad 2.51$$

Matrixdruckversagen  $\sigma_{22} < 0$ :



$$\frac{1}{4} \left( \frac{-\sigma_{22}}{S_{12}} \right)^2 + \frac{Y_c^2 \sigma_{22}}{4 S_{12}^2 Y_c} - \frac{\sigma_{22}}{Y_c} + \left( \frac{\sigma_{12}}{S_{12}} \right)^2 = 1 \quad 2.52$$

Delamination wird mit dem ursprünglichen Brewer-Lagace-Kriterium unter der Einschränkung, dass Delamination nur im Fall von  $\sigma_{33} \geq 0$  auftreten kann, modelliert:

$$\left( \frac{\sigma_{33}}{Z_T} \right)^2 + \left( \frac{\sigma_{23}}{S_{123}} \right)^2 + \left( \frac{\sigma_{31}}{S_{31}} \right)^2 = 1 \quad 2.53$$

Aufgrund von Erfahrungen in der Anwendung ihres Modells und weiterer experimenteller Resultate entwickeln Hou und Petrinic [72] ihr Modell im Jahr 2001 weiter. Delamination wird nun als Phänomen angesehen, bei dem die Interaktion zwischen Druckspannungen in Dickenrichtung und interlaminaren Schubspannungen berücksichtigt werden muss. Deswegen wird eine Fallunterscheidung durchgeführt und entsprechend verzweigte Kriterien zur Detektion von Delamination verwendet:

1. Fall: Zugspannung in Dickenrichtung,  $\sigma_{33} \geq 0$  ergibt folgendes Kriterium:

$$\left( \frac{\sigma_{33}}{Z_T} \right)^2 + \frac{\sigma_{23}^2 + \sigma_{31}^2}{S_{13}^2 (d_{ms} d_{fs} + \delta)} = 1 \quad 2.54$$

2. Fall: kleine Druckspannungen in Dickenrichtung:  $-\sqrt{\frac{\sigma_{23}^2 + \sigma_{31}^2}{8}} \leq \sigma_{33} < 0$  ergibt folgendes Kriterium:

$$\frac{\sigma_{23}^2 + \sigma_{31}^2 - 8\sigma_{33}^2}{S_{13}^2 (d_{ms} d_{fs} + \delta)} = 1 \quad 2.55$$

3. Fall: Unter großen Druckspannungen  $\sigma_{33} < -\sqrt{\frac{\sigma_{23}^2 + \sigma_{31}^2}{8}}$  tritt keine Delamination auf.

Die Anwendbarkeit dieses Modells ist für Impaktvorgänge nachgewiesen [72]. Für die Simulation von axialen Crashvorgängen muss aber, wie in Kapitel 4.3.3 gezeigt wird, die kritische Energiefreisetzungsrates noch als zusätzliche Größe berücksichtigt werden.

Erkennbar ist, dass ausgehend von Hashin's Kriterien die „Direct-Mode“-Kriterien immer aufwendiger und verzweigter werden. So gelingt es den Autoren, immer bessere Übereinstimmung zwischen ihren Modellen und experimentellen Resultaten zu erzielen.

Einen anderen Weg geht Christensen [36]. Sein so benanntes „4-Parameter-Modell“ versucht, mit nur zwei Versagensarten und entsprechender Kriterienanzahl auszukommen. Es findet lediglich eine Unterscheidung in durch Matrix- und durch Faserversagen dominierte Phänomene statt. In die Kriterien gehen dann alle jeweils beteiligten Spannungskomponenten ein. Die Kriterien lauten:

Durch Matrixversagen dominierter Modus I:

$$\alpha_1 k_1 (\sigma_{22} + \sigma_{33}) + (1 + 2\alpha_1) \left[ \frac{1}{4} (\sigma_{22} + \sigma_{33})^2 + \sigma_{23}^2 \right] + (\sigma_{12}^2 + \sigma_{31}^2) = k_1^2 \quad 2.56$$

mit den beiden aus Versuchen abzuleitenden Parametern:

$$\alpha_1 = \frac{1}{2} \left( \frac{|\sigma_{22}^c|}{\sigma_{22}^T} - 1 \right) \quad \text{und} \quad k_1 = \sigma_{12}^y = \frac{|\sigma_{22}^c|}{2} \quad 2.57$$

Durch Faserversagen dominierter Modus II:

$$-\alpha_2 k_2 \sigma_{11} + \frac{1}{4} (1 + 2\alpha_2) \sigma_{11}^2 - \frac{(1 + \alpha_2)^2}{2} \left( \frac{\sigma_{22} + \sigma_{33}}{2} \right) \sigma_{11} = k_2^2 \quad 2.58$$

mit zwei weiteren, ebenfalls aus Versuchen abzuleitenden Parametern:

$$\alpha_2 = \frac{1}{2} \left( \frac{\sigma_{11}^T}{|\sigma_{11}^c|} - 1 \right) \quad \text{und} \quad k_2 = \frac{\sigma_{11}^T}{2} \quad 2.59$$

Später überarbeitet Christensen [37] sein „4-Parameter-Modell“ aufgrund der Tatsache, dass die Druckfestigkeit des Matrixmodus von der Schubfestigkeit abhängt:

$$|\sigma_{22}^c| = 2\sigma_{12}^y \quad 2.60$$

zum „5-Parameter-Modell“ mit:

Durch Matrixversagen dominierter Modus I:

$$\alpha_1 k_1 (\sigma_{22} + \sigma_{33}) + (1 + 2\alpha_1) \left[ \frac{1}{4} (\sigma_{22} + \sigma_{33})^2 + \sigma_{23}^2 \right] + \beta_1 (\sigma_{12}^2 + \sigma_{31}^2) = k_1^2 \quad 2.61$$

mit nun drei aus Versuchen abzuleitenden Parametern:

$$k_1 = \frac{|\sigma_{22}^c|}{2}, \quad \alpha_1 = \frac{1}{2} \left( \frac{|\sigma_{22}^c|}{\sigma_{22}^T} - 1 \right) \quad \text{und} \quad \beta_1 = \left( \frac{\sigma_{22}^c}{2\sigma_{12}^y} \right)^2 \quad 2.62$$

Der durch Faserversagen dominierte Modus II bleibt wie in der ursprünglichen Variante unverändert.

Ein weiteres, relativ neues Modell aus der Gruppe der Direct-Mode-Kriterien ist das Versagenskriterium nach Puck von 1996 [103]. Unter der Annahme, dass bei Faserverbundwerkstoffen immer von sprödem Versagen auszugehen ist, leitet Puck für das Phänomen des Matrixbruches ein auf Wirkebenen bezogenes, so genanntes „Zwischenfaserbruchkriterium“ her. Die Grundidee liegt darin, dass die Bruchgrenze eines Materials durch die Spannungen in der Bruchebene bestimmt wird. Es muss folglich die Lage der Bruchebene und entsprechend dann ihre Orientierung gefunden werden, um genaue Vorhersagen über eintretendes Versagen zu machen. Erste Anwendungen dieser Hypothese, allerdings nicht zur Berechnung von dynamischen Crash- oder Impaktvorgängen, finden sich in [102].

Als letztes Modell soll das Ladeveze-Modell oder auch Global-Ply-Modell vorgestellt werden, wie es z.B. in PAMCRASH [96] der Firma ESI implementiert ist. Ladeveze und Dantec entwickeln 1992 ein Modell [82] zur Beschreibung des dynamischen Verhaltens von unidirektionalen Faserverbundwerkstoffen, das nicht wie die bisher vorgestellten auf phänomenologischen Kriterien basiert, sondern zu den schädigungsbasierten Modellen zählt. Die Autoren sehen ne-

ben der im Modell nicht behandelten Versagensart Delamination drei weitere Versagensmodi:

- Sprödbruch der Fasern
- Mikrorisse in der Matrix
- Faser-Matrix-Ablösungen.

Das Modell ist unter der Annahme ebener Spannungszustände gültig und für ein mehrlagiges Schalenelement implementiert. Zur Beschreibung des Versagensmodus Faserbruch wird ein Maximalverzerrungskriterium für Belastungen in Faserrichtung verwendet. Die beiden anderen Versagensmodi werden mittels eines gekoppelten Plastizitäts- und Schädigungsmodells beschrieben. Das elastische Schädigungsmodell basiert auf der Degradation der betreffenden Elastizitätsmoduli über Schädigungsvariablen. Nach Überschreitung eines maximalen Schädigungswertes tritt Totalversagen auf.

Zur Bestimmung der insgesamt 25 Materialkoeffizienten und Eingabeparameter des elastischen Schädigungsmodells wird ein umfangreiches experimentelles Testprogramm benötigt.

Durch quasistatische Zug- und Druckversuche an Proben mit unidirektionalem Lagenaufbau werden die elastischen Kennwerte und vor allem die Bruchdehnung als lastbegrenzendes Kriterium für das Modell bestimmt. Aus Ergebnissen von zyklischen Zugversuchen, d.h. mit wechselnder Be- und Entlastung mit ansteigender Amplitude, an Proben mit  $[\pm 45^\circ]$ -Lagenaufbau werden die Berechnungen zur Schädigungsfunktion unter Schubbelastungen durchgeführt. Die jeweilige Schädigung durch die zunehmende Faser-Matrix-Ablösung wird aus dem Verhältnis zwischen dem Entlastungsschubmodul  $G_{12,i}$  im interessierenden Entlastungszyklus  $i$  und dem Anfangsschubmodul  $G_{12}^0$  bestimmt.

$$d_i = 1 - \frac{G_{12,i}}{G_{12}^0} \quad 2.63$$

Im Modell wird die so bestimmte Schädigung  $d$  über eine Schädigungsfunktion zurückgerechnet. Dazu wird für jeden Entlastungszyklus  $i$  eine als Schädigungsfreisetzung bezeichnete Variable  $Y_i$  bestimmt. Diese wird für jeden Zyklus  $i$  über der Schädigung  $d$  aufgetragen. Die Steigung (Schädigungsfreisetzungsrage) der an diese Wertepaare angenäherten Geraden wird als  $Y_C$ , der Anfangswert bei  $d = 0$  als  $Y_0$  und der Endwert (im letzten Zyklus) als  $Y_R$  bezeichnet. Mit diesen Kennwerten kann dann für jede beliebige elastische Dehnung und daraus berechneter Schädigungsfreisetzung  $\underline{Y}$  auf die Schädigung  $d$  zurückgerechnet werden.

Zusätzlich zum Schädigungsmodell treten unter den genannten Belastungen auch plastische Effekte auf. Um diese zu berücksichtigen, erfolgt im Modell die Bestimmung eines plastischen Verzerrungsanteils über ein anisotropes Plastizitätsmodell mit isotroper Verfestigung  $R(\varepsilon^p)$ . Ein exponentielles Verfestigungsgesetz  $\beta(\varepsilon_p)^m$  beschreibt den nichtlinearen Spannungs-Verzerrungsverlauf  $R(p)$ , indem dieser mit den Koeffizienten  $\beta$  und  $m$  an die experimentellen Messergebnisse angenähert wird.

Zusammenfassend kann zu diesem Modell gesagt werden, dass eine sehr aufwendige theoretische Aufarbeitung des Faserverbundversagens durchgeführt wurde. Als problematisch ist der große Aufwand zur Messung der benötigten Parameter und vor allem die Herleitung der Eingabewerte aus den Messergebnissen anzusehen.

### 2.4.3 Nachversagen und Delamination

Um das Energieaufnahmeverhalten von Faserverbundstrukturen unter Crashbelastung numerisch zu beschreiben, ist es notwendig, eine Methodik zu Behandlung des Nachversagensverhaltens einzusetzen. In den in Kapitel 2.4.2 vorgeestellten Modellen wird dies nicht berücksichtigt. Vor allem die „Direct-Mode“-Kriterien beispielsweise von Chang und Chang [34] sind allerdings dahingehend erweitert worden, dass je nach erfülltem Kriterium einzelne Steifigkeitskennwerte auf Null reduziert werden. Diese einfache Methode reicht zur vollständigen Beschreibung des Nachversagensverhaltens nicht aus. So muss das Nachversagensverhalten in zwei getrennt zu behandelnde Problembereiche aufgespalten werden:

- Nachversagen innerhalb der Laminatschichten (intralaminar)
- Auftrennen des Laminates nach interlaminarem Versagen

Während für die Nachversagensbehandlung innerhalb der Laminatschicht Degradationsmodelle eingesetzt werden können, muss für das interlaminare Nachversagen ein Auftrennen des Laminates möglich sein.

Das Degradationsmodell von Lemaitre [84] beschreibt Schädigung in Form einer Reduktion der Steifigkeitskennwerte. Üblicherweise sind diese Modelle für isotrope Werkstoffe entwickelt und implementiert. Um den Besonderheiten der Faserverbundwerkstoffe Rechnung zu tragen, wird in Kapitel 4.3.3 ein anisotropes Nachversagensmodell entwickelt und angewendet.

Komplexer ist der Fall des Auftrennens des Laminates. Nach Corigliano [39] muss eine sinnvolle Nachversagensmodellierung das Auftrennen zwischen zwei Festkörpern als Prozess darstellen, während dem die Fähigkeit der Grenz-

schicht, transversale und normale Lasten zu transportieren, sich progressiv verringert. Die Beschreibung dieses Prozesses geschieht mittels der konstitutiven Gleichungen der Grenzschicht. Solche konstitutive Gleichungen für Grenzschichten werden vor allem zur Untersuchung von Kontaktproblemen, zur Beschreibung der Schädigungsmechanik von Beton und bei Klebeverbindungen verwendet.

Der Einsatz von Grenzschichtmodellen zur Modellierung der Delaminationsvorgänge in Faserverbundwerkstoffen begann 1991 bei Allix und Ladeveze [3], [7]. Damals und heute ist allen Ansätzen gemeinsam, dass der gesamte Verbundwerkstoff als eine Kombination aus zwei Hauptbestandteilen betrachtet wird:

- Verstärkte Einzelschichten
- Zwischenliegende Trennschichten

Als Modellierungsgrundlage der zwischenliegenden Trennschicht werden die konstitutiven Gleichungen der Grenzschicht verwendet. In der Literatur finden sich hierzu unterschiedliche Formulierungen. Grundsätzliche Überlegungen zu dieser Art der Modellierung ergeben vor allem zwei problematische Elemente. Zum einen ist eine Messung der mechanischen Eigenschaften des Kontinuums „Grenzschicht“ unmöglich. Deshalb wird diese in der Literatur häufig auch als harzreiche Zwischenschicht bezeichnet, damit für die Modellierung der konstitutiven Eigenschaften die mechanischen Kennwerte des Reinharzes verwendet werden können. Diese Art der Modellierung ist ungenau, da diese Grenzschicht physikalisch nicht existiert. Wie in den Mikroskopaufnahmen der Schnittflächen durch ein Faserverbundlaminat in Bild 2.7 zu erkennen ist, liegen zwei benachbarte Lagen direkt aufeinander. Eine homogene Zwischenschicht nennenswerter Dicke, die relevante eigene Eigenschaften aufweist, ist nicht vorhanden.

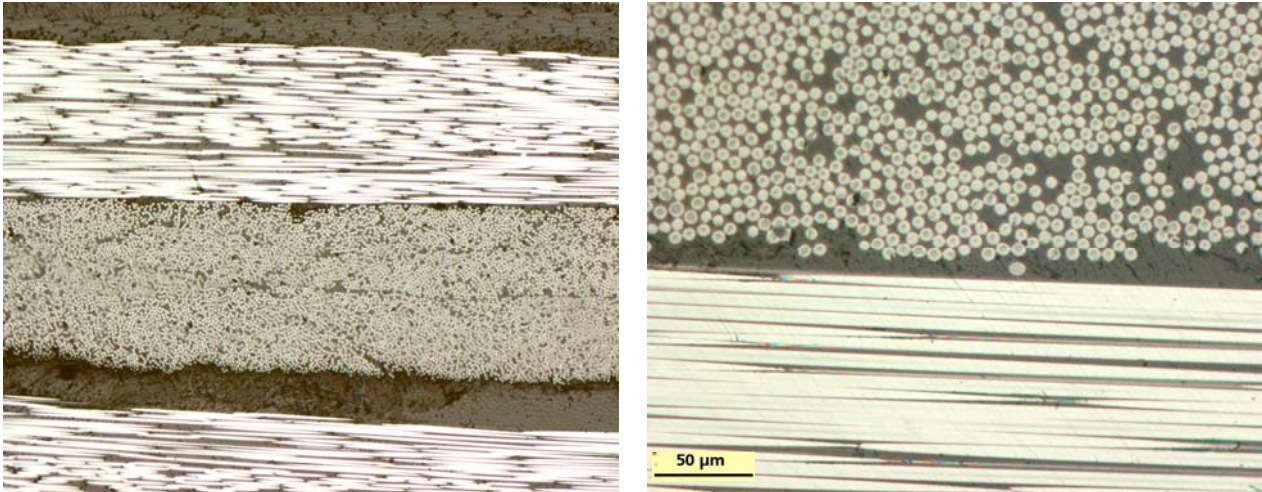


Bild 2.7: Schnittaufnahme und Vergrößerung (rechtes Bild) eines Faserverbundlaminats mit Darstellung der Übergangsbereiche zwischen unterschiedlich orientierten Einzellagen.

Eine Modellierung, die zusätzliche, sehr dünne Elemente zwischen den einzelnen Laminatschichten verwendet, ist im Vergleich zum realen Material physikalisch nicht eindeutig belegbar. Eine weitere, in der Literatur zu findende Modellierungsvariante ist, besondere Interface-Elemente oder spezielle Kontaktalgorithmen einzusetzen. Dabei gilt der zweite Nachteil aller mit Zusatzelementen arbeitenden Methoden. Diese Interfaceelemente müssen, je nach Modellierung geometrisch sehr klein sein. Dadurch wird die Rechenzeit, bedingt durch kleine Zeitschritte, deutlich erhöht. In dieser Arbeit wird in Kapitel 4.3.3 ein Ansatz vorgestellt, der ohne Zusatzelemente auskommt.

Unabhängig von der räumlichen Diskretisierung der Grenzschicht selbst, muss immer eine konstitutive Beziehung zur Beschreibung ihrer Eigenschaften entwickelt werden. Hier soll, ausgehend von Corogliano [39], ein den Stand des Wissens repräsentierendes und 1997 von Crisfield [40], [91] abschließend dokumentiertes Modell vorgestellt werden. Grundsätzliche Idee ist, zurückgehend auf Hilleborg [69], der dies für Beton entwickelte, eine entfestigende Zug-Relativverschiebungs-Beziehung („softening traction-relative displacement relationship“) zu verwenden. Die Fläche unter der Kurve stellt dabei die Bruchenergie dar. Neben der Anwendung auf Beton wurde ein solcher Ansatz von Schellekens und de Boorst [109] im Jahr 1993 auf Delaminationsvorgänge in Faserverbundwerkstoffen angewendet.

Das Modell wird so definiert, dass die maximale Zugfestigkeit  $\sigma_t$  (bzw. aufgrund des linear elastischen Verhaltens auch die Dehnung bei Bruchbeginn  $\varepsilon_0$ ) und die

Maximaldehnung  $\epsilon_{\max}$  als Eingabeparameter fungieren. Der Bereich der Entfestigung, repräsentativ für die auftretenden Schädigungsphänomene, ist dann  $\epsilon_0 < \epsilon < \epsilon_{\max}$ . In Bild 2.8 ist dieser Zusammenhang dargestellt. Die Rissöffnungsdehnung  $\epsilon_{\max}$  wird so gewählt, dass die Fläche unter der Spannungskurve der kritischen Bruchenergie  $G_C$  entspricht.

Es gilt also folgende Beziehung:

$$\int_0^{\epsilon_{\max}} \sigma d\epsilon = G_C \quad 2.64$$

Damit das Modell vollständig definiert ist, muss auch der Entlastungsfall berücksichtigt werden. Dies geschieht durch ein einfaches elastisches Schädigungsmodell, so dass die Entlastung des Materials immer linear zum Ursprung zurück führt.

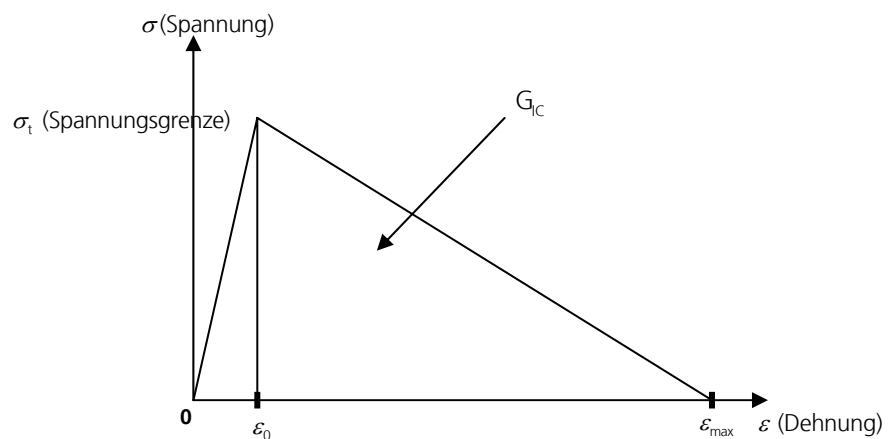


Bild 2.8: Prinzipdarstellung zur Modellierung der konstitutiven Beziehung des Grenzschichtverhaltens in mehrlagigen Faserverbundwerkstoffen.

Neben dem hier dargestellten eindimensionalen Fall der Delamination durch Spannungen normal zur Grenzfläche (Modus I) muss auch das Auftrennen der Laminatschichten durch Scherspannungen (Modus II) modelliert werden. Dazu ist bei Davila und Camanho [46], [29] eine Erweiterung auf Delamination unter Schubspannungen und unter so genannter Mixed-Mode-Belastung erläutert.

In Bild 2.9 ist die konstitutive Beziehung für den Fall von Scherbelastung in der Ebene (links) und für Normalbelastungen (rechts) gegenübergestellt. Die eingezeichneten Punkte 1 bis 5 stellen den unterschiedlichen Zustand der Grenz-



schicht von vollständig intakt (1) über Beginn der Schädigung (2) bis zu maximaler Schädigung bei Erreichen der kritischen Bruchenergie (4) und vollständigem Auftrennen (5) dar. Zu dieser Darstellung ist anzumerken, dass im Gegensatz zu den ursprünglichen Veröffentlichungen auf die korrekte Betrachtungsweise auf Basis von absoluten Verschiebungen anstelle von Verzerrungen gewechselt wurde. Ansonsten wäre die formulierte Beziehung, dass die Fläche unter der Spannungskurve der Bruchenergie entspricht, nicht nachzuvollziehen.

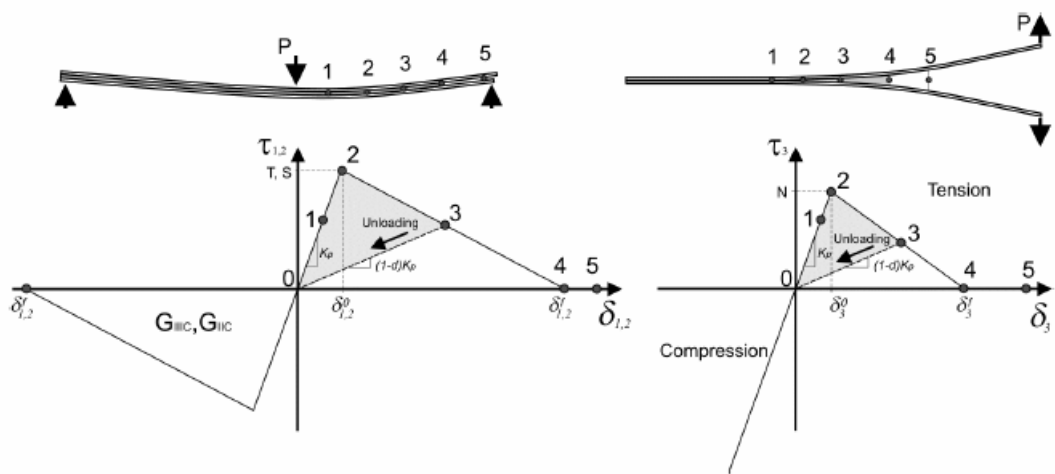


Bild 2.9: Prinzipdarstellung zur Modellierung der konstitutiven Beziehung des Grenzschichtverhaltens in mehrlagigen Faserverbundwerkstoffen für die Interaktion von Normal- und Schubbelastungsrichtung [29].

Mathematisch wird die Kopplung der verschiedenen Delaminationsmodi über Bruchenergien berechnet. So kann ein linearer Ansatz oder eine quadratische Beziehung gewählt werden:

$$\frac{G_I}{G_{IC}} + \frac{G_{II}}{G_{IIC}} = 1 \quad ; \quad \left( \frac{G_I}{G_{IC}} \right)^2 + \left( \frac{G_{II}}{G_{IIC}} \right)^2 = 1 \quad 2.65$$

Das Interface versagt, also der Riss wird vollständig geöffnet, wenn diese Kopplungsbedingung erfüllt ist. Mit Integration der Flächen unter der Spannungskurve folgt daraus für den linearen Ansatz:

$$\frac{\int \sigma_I d\varepsilon_I}{G_{IC}} + \frac{\int \sigma_{II} d\varepsilon_{II}}{G_{IIC}} = 1 \quad 2.66$$

Falls nicht nur der Einfluss von Normalspannungen und einer Schubspannung, sondern Delamination unter Normalspannungen und beiden denkbaren Schubspannungen berücksichtigt werden soll, ist eine entsprechende Erweiterung in analoger Vorgehensweise möglich.

#### 2.4.4 Bewertung und Vergleich bestehender Ansätze

Leider gibt es keine eindeutige Antwort, wie das „richtige“ einzelne oder kombinierte Versagenskriterium auszusehen hat. Hinton, Kaddour and Soden präsentieren in den Ergebnissen der „Worldwide failure exercise“ [70] einen aktuellen Vergleich aller gängigen Kriterien. Obwohl sich diese Studie lediglich auf statisch multiaxiale Fragestellungen stützt, wird noch nicht klar, welches Kriterium das beste ist. Es ist allerdings eine Tendenz hin zu den „Direct-Mode“-Kriterien erkennbar. Ob und wie weit diese auch für dynamische Problemstellungen wie Crashvorgänge zielführend sind und wie beispielsweise mit dem Versagensmodus Delamination umzugehen ist, kann auf Basis des „Worldwide failure exercise“ nicht beantwortet werden. Die Literaturrecherche zeigt daher, dass noch folgende Punkte ungeklärt sind:

- Räumliche Diskretisierung von Faserverbundstrukturen mit mehreren unidirektional verstärkten Einzellagen. Gängige Verfahren in der Crashsimulation, die auf der Modellierung mit Schalenelementen basieren, berücksichtigen keine Spannungen in Dickenrichtung und können daher den für CFK typischen Versagensmodus Delamination nicht darstellen.
- Physikalisch sinnvolle Beschreibung des Materialverhaltens bezüglich:
  - Des Elastischen Verhaltens,
  - des Übergangs zu Versagen und
  - dem für das Crasheergebnis entscheidende Nachversagensverhalten mit insbesondere Delamination
- Entwickeln eines geeigneten, möglichst allgemeingültigen Versagenskriteriums, bzw. mehrerer solcher Kriterien
- Finden einer Nachversagensmethodik, wobei besonders der Versagensmodus Delamination behandelt werden muss

- Durchgängige Anwendung des vollständigen Werkstoffmodells auf die durchgeführten Werkstofftests und auf komplexe Anwendungsfälle, in denen wesentliche Einflussfaktoren des Crashverhaltens (Geometrie, Lagenaufbau) variiert werden. Durch diese Art der Validierung lässt sich die Gültigkeit des Modells belegen. In der Literatur wurden bei den bestehenden Modellen nur in wenigen Fällen Validierungsberechnungen für unabhängige Anwendungsfälle durchgeführt.
- Experimentelle Charakterisierung des Energieaufnahmeverhaltens und Messung aller für die Modellierung notwendiger Kennwerte.

### 3 Charakterisierung des mechanischen Werkstoffverhaltens von CFK

Aus den im vorangegangenen Kapitel dargestellten Grundlagen und Stand der Technik der Materialbeschreibung von CFK unter Crashbelastung wurde in Kapitel 2.4.4 die Aufgabenstellung dieser Arbeit definiert. Als Folge dieser Aufgabenstellung ist es notwendig, eine umfangreiche experimentelle Materialcharakterisierung des verwendeten Faserverbundwerkstoffs durchzuführen. Im folgenden Kapitel werden die durchgeführten experimentellen Untersuchungen vorgestellt. Dabei wird anhand von anderen Arbeiten der Stand der Technik der dynamischen Charakterisierung von Faserverbundwerkstoffen vorgestellt. Für darüber hinaus gehende Untersuchungen werden spezielle, teilweise neuentwickelte Messmethoden dargestellt und die jeweiligen Kennwerte gemessen und diskutiert.

Grundsätzlich lassen sich Materialprüfung und Komponentenversuche unterscheiden. Kennzeichen eines Versuchs zur Materialprüfung sind wohl definierte  $\sigma$ - $\varepsilon$  Zustände. Beispiele für diese Experimente sind Zug- und Druckversuche mittels einfacher Probekörper, die zur Bestimmung einzelner Kennwerte des Materials durchgeführt werden. Komponentenversuche sind z.B. Crashversuche oder Beschusseexperimente. Anstelle einzelne Eigenschaften zu untersuchen, wird das Verhalten einer komplexen Struktur unter wechselnden Belastungszuständen untersucht.

Im Rahmen dieser Arbeit werden folgende in Bild 3.1 dargestellte Probekörper verwendet:

1. Rechteckflachproben für statische Experimente und zur Bestimmung des Delaminationsverhaltens
2. Flachproben zur einfachen Untersuchung des dynamischen Verhaltens am Fallgewicht
3. Winkelproben für dynamische Fallturmversuche
4. Rechteckprofile mit unterschiedlichen Eckradien als für reale Motorträger repräsentative Strukturbauteile für die Komponentencrashversuche



Bild 3.1: Überblick über die in dieser Arbeit verwendeten Probekörper.

### 3.1 Untersuchte Materialien und Laminataufbauten

Im Rahmen dieser Arbeit werden ausschließlich kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe untersucht. Aufgrund der Vielzahl der möglichen Kombinationen sollen hier die relevanten Unterscheidungsmerkmale für diese Werkstoffe und die Breite der Untersuchungen dargestellt werden. Neben den Grundwerkstoffen für Fasern und Matrix spielen vor allem der Lagenaufbau, d.h. die Anordnung der Einzellagen im Gesamtverbund und der Faservolumenanteil, also die relative Menge der Fasern im Material, die entscheidende Rolle.

Als Grundwerkstoff kommen zwei verschiedene Fasertypen der Firma Toray, Japan [125] zum Einsatz. Die Fasern Toray T-600 und Toray T-700 werden in verschiedenen Filamentgrößen verarbeitet. Filamentgröße ist die Anzahl Fasern die zu einem Faserbündel verarbeitet werden. Grundsätzlich haben feine Faserbündel, das heißt kleine Filamentgrößen, ein besseres mechanisches Verhalten, da die Benetzung und Einbettung in das Matrixmaterial erleichtert wird. Auf der anderen Seite sind feine Faserbündel aufwendiger in der Herstellung und Weiterverarbeitung, was ihren Einsatzbereich aus Kostengründen begrenzt. Hier werden die weit verbreiteten Filamentgrößen von 12K und 24K eingesetzt, also Faserbündel mit jeweils 12000 bzw. 24000 Fasern. Die mechanischen Eigenschaften der beiden Fasern sind in Tabelle 3.1 und Bild 3.2 gegenübergestellt:

Tabelle 3.1: Mechanische Eigenschaften der in dieser Arbeit verwendeten Fasermaterialien Toray T-600 und T-700 [125].

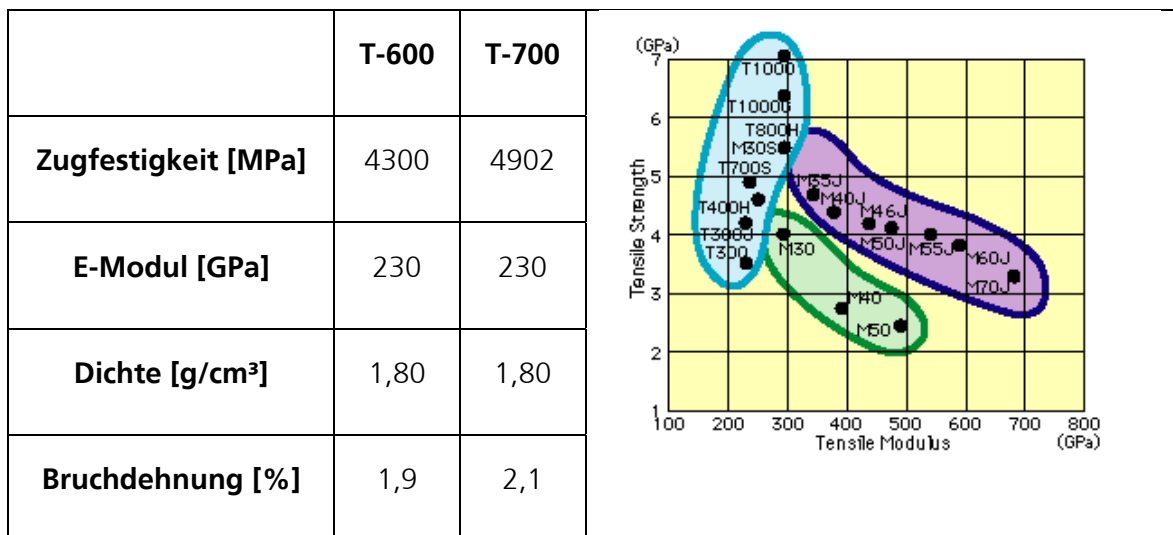


Bild 3.2: Gegenüberstellung der mechanischen Eigenschaften verschiedener Kohlenstofffasern des Herstellers Toray [125].

Das Matrixmaterial ist das Epoxidharz L20 mit Härter SL von Bakelite. Die mechanischen Eigenschaften des Harzes und damit natürlich zum Teil auch die des Verbundes können innerhalb enger Grenzen durch Variation der Aushärtezeiten und –temperaturen verändert werden. Grundsätzliche mechanische Eigenschaften des unverstärkten, ausgehärteten Harzes finden sich in Tabelle 3.2:

Tabelle 3.2: Mechanische Eigenschaften des als Matrixmaterial verwendeten reinen Epoxidharzes [15]

	<b>L20 + SL</b>
<b>Zugfestigkeit [MPa]</b>	70,2
<b>E-Modul [GPa]</b>	3,4
<b>Dichte [g/cm<sup>3</sup>]</b>	1,158
<b>Bruchdehnung [%]</b>	9,5

Als weiteres Unterscheidungsmerkmal für die untersuchten Werkstoffe dient der Lagenaufbau und der Faservolumengehalt. Am Beispiel eines Mischlaminates  $[0_3 / (+/-45)_3]_S$  soll die Definition des Lagenaufbaus erläutert werden. Dieses Laminat besteht aus Lagen mit Orientierungen von  $0^\circ$ ,  $+45^\circ$  und  $-45^\circ$  zur Referenzachse. Es werden von außen betrachtet erst drei Lagen  $0^\circ$  und dann dreimal Lagen jeweils abwechselnd mit  $+45^\circ$  und  $-45^\circ$  angeordnet. Der gesamte Aufbau wird an der Mittelachse gespiegelt, so dass ein symmetrisches Laminat entsteht. Im Detail sieht das Laminat wie folgt aus:

$$0^\circ \langle 0^\circ \rangle 0^\circ \langle +45^\circ \rangle -45^\circ \langle +45^\circ \rangle -45^\circ \langle +45^\circ \rangle -45^\circ \parallel$$

$$-45^\circ \langle +45^\circ \rangle -45^\circ \langle +45^\circ \rangle -45^\circ \langle +45^\circ \rangle 0^\circ \langle 0^\circ \rangle 0^\circ$$

Die Faservolumengehalte wurden zwischen 34 % und 61 % variiert, um das gesamte Spektrum der denkbaren Einsatzfälle abzudecken. Der Schwerpunkt der Untersuchungen liegt im Bereich von 50 %, da dies der höchste in Serienfertigung mittels RTM-Verfahren erreichbare Faservolumengehalt ist. Aufgrund signifikanter Toleranzen bezüglich der Plattendicken sind Abweichungen zwischen nominellem und realem Faservolumengehalt aufgetreten. Darauf wird bei der Darstellung der Versuchsergebnisse Rücksicht genommen.

Insgesamt wurden an 20 unterschiedlichen Konfigurationen statische Kennwerte gemessen und daraus 5 Konfigurationen für die dynamischen Untersuchungen festgelegt. Eine genaue Auflistung der Ausgangswerkstoffe für alle untersuchten Probekörper ist im Anhang B aufgeführt.

Die Proben werden grundsätzlich nicht besonders konditioniert oder gealtert. Sie werden über einen langen Zeitraum unter Normalklima ( $23^\circ\text{C}$  und relative Luftfeuchte 50%) [93] gelagert und auch unter diesen Bedingungen untersucht.

### 3.2 Probenherstellung

Die in dieser Arbeit verwendeten Probekörper sind ausnahmslos per Injektionsverfahren - auch Resin Transfer Molding (RTM) genannt – hergestellt.

Das RTM ist ein Harzinjektionsverfahren, welches in den frühen fünfziger Jahren entwickelt wurde. Seitdem hochwertige Bauteile mit exzellenten Oberflächen im RTM-Verfahren produziert werden können, ist es weltweit anerkannt und erfährt zunehmende Anwendung in der Luftfahrt- und Automobilindustrie.

Das Harzinjektionsverfahren stellt eine Technologie dar, die prinzipielle verfahrenstechnische Gemeinsamkeiten mit dem Pressen und Spritzgießen faserverstärkter Formmassen hat. Werden bei den oben genannten Prozessen Materialien verwendet, in welche die Fasern bereits eingemischt sind, so kommen bei dem RTM-Harzinjektionsverfahren Matrixmaterial (Duromere) und Verstärkung erst in der Kavität miteinander in Kontakt.

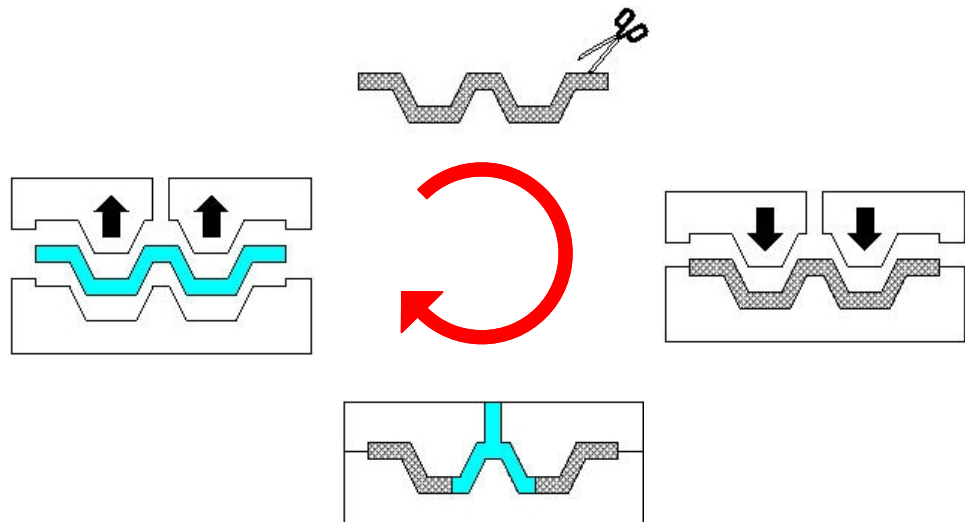


Bild 3.3: Schematische Darstellung des RTM-Herstellverfahrens für Faserverbundbauteile.

Der gesamte Herstellprozess gliedert sich in die folgenden Prozessschritte:

- Beschicken der zugeschnittenen Verstärkungsmaterialien in das Werkzeug
- Schließen des Werkzeugs und Aufbringen der Zuhaltkraft



- Injizieren des Matrixmaterials in die Kavität
- Aushärten und Entformen des fertigen Bauteils

Die wesentlichen Vorteile des RTM-Verfahrens gegenüber den „klassischen“ Herstellmethoden wie z.B. dem Handlaminieren sind:

- kurze Zykluszeiten und geringe Herstellkosten durch kurze Verweilzeiten im Werkzeug
- gezieltes Einbringen der Verstärkungsmaterialien möglich
- Einbringen von Schaumkernen und Einlegeteilen möglich
- eignet sich vorwiegend für große Serien, da der Prozess vollautomatisierbar ist.

Die folgenden Nachteile des RTM-Verfahrens, beschränken vor allem seine ökonomisch sinnvolle Anwendbarkeit:

- hoher Investitionsaufwand durch zweiteiliges Werkzeug, daher auch ungeeignet für kleine Serien
- keine beliebigen Geometrien herstellbar

### 3.3 Statische Materialeigenschaften

In diesem Teil der Arbeit werden die statischen Materialeigenschaften bestimmt, welche dann als Grundlage in das neu formulierte Modell eingebunden werden.

#### **Probengewinnung**

Zur Gewinnung der Probekörper für alle statischen Untersuchungen werden rechteckige Platten mit den Abmessungen 600 mm Länge und 400 mm Breite und nominellen Dicken von 4 bzw. 6 mm im RTM-Verfahren hergestellt. Die Probekörper werden aus diesen Platten mittels Hochgeschwindigkeitsfräsen herausgearbeitet. Anschließend werden die Proben vermessen, gewogen und beschriftet.

Zur statistischen Absicherung werden für jede Versuchsreihe mindestens fünf Wiederholungen durchgeführt. Auf eine Glättung oder sonstige nachträgliche Filterung der Kurven wurde zur physikalisch richtigen Wiedergabe der Messwerte verzichtet.

### 3.3.1 Experimentelle Untersuchungen unter Zug- und Druckbelastung

Beim einachsigen Zugtest werden rechteckförmige Proben mit 200 mm Länge und 20 mm Breite in eine Zugprüfmaschine (siehe Bild 3.4) eingespannt und quasistatisch gezogen. Gemessen wird die von der Maschine aufgebrachte Kraft und die damit erreichbare Deformation der Probe. Die Messung der Maschinenkraft erfolgt mit Kraftmessdosen. Aus dem Maschinenweg oder dem aufgrund höherer Genauigkeit bevorzugten Signal von zusätzlich auf der Probenoberfläche angebrachten Dehnmessstreifen wird die Verformung und daraus die Verzerrung der Probe ermittelt. Es werden Dehnmessstreifen benutzt, die Verformungen in zwei senkrecht zueinander stehenden Richtungen messen können (Bild 3.5). Dadurch kann sowohl die Längs- als auch die Querverzerrung bestimmt werden, um daraus mit sehr hoher Genauigkeit die Querkontraktionszahl zu errechnen.

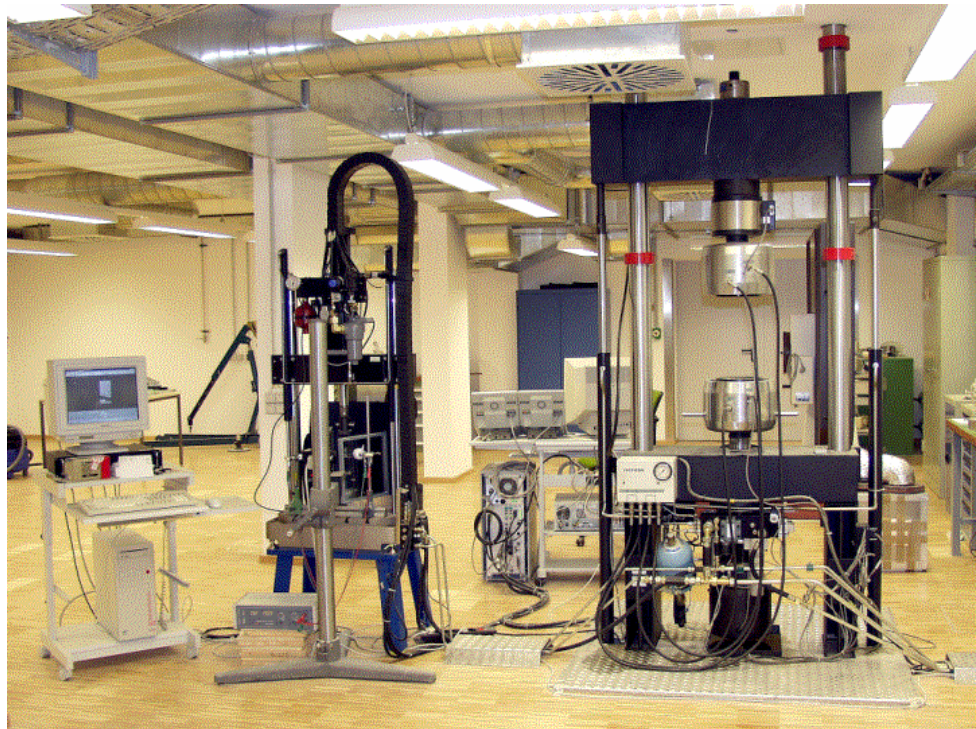


Bild 3.4: Versuchsaufbau an den servohydraulischen Prüfmaschinen im Werkstofflabor des Ernst-Mach-Instituts.

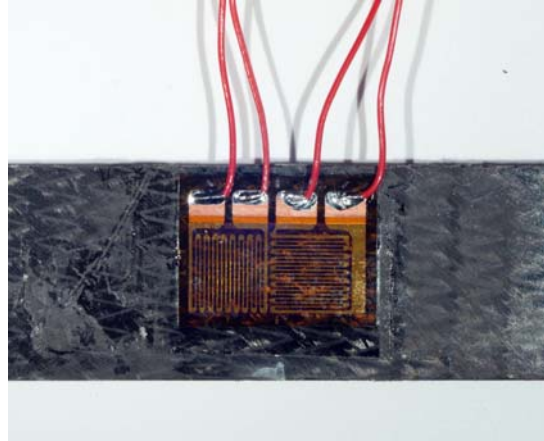


Bild 3.5: Auf die Zugprobe mittels Spezialklebstoff applizierter Doppel-Dehnmessstreifen zur Messung von Längs- und Querverzerrungen während der Versuchsdurchführung.

Die Versuchsdurchführung der statischen Zugversuche geschieht gemäß der amerikanischen Norm ASTM D 3039 („Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials“) [12] und nach MIL-Standard [92]. Die größten Schwierigkeiten treten bei rein unidirektionalen Proben auf. Hier können die zur Einspannung der Probe aufzubringenden Kräfte eine signifikante Vorschädigung und in Folge davon sehr große Streuungen oder Verfälschungen in den Messwerten bewirken. Um diese Folgen zu minimieren wird in der Regel zusätzliches Material, so genannte Aufleimer, auf die Einspannstellen aufgetragen. So wird die Kraftangriffsstelle lokal verstärkt und es werden Spannungskonzentrationen vermieden. Die Wahl des richtigen Werkstoffes, der richtigen Geometrie und vor allem des Klebstoffes ist jedoch entscheidend, und kann daher die Gefahr von Fehlmessungen erhöhen.

Bei den hier untersuchten Werkstoffen war mit Aufleimern keine Qualitätsverbesserung in den Untersuchungen zu erzielen, weshalb ein Ansatz ohne Aufleimer gewählt wurde, wie er auch in [92] vorgeschlagen wird. Bei den rein unidirektionalen Proben wird deswegen eine relativ große Streuung in Kauf genommen und dafür die Probenzahl erhöht. Für alle anderen untersuchten Laminataufbauten kann eine Verbesserung der Ergebnisqualität erzielt werden, da nicht das Aufleimermaterial und die Klebeschicht mitgemessen werden. Vor allem für die Proben mit der für Zugversuche besonders gut geeigneten Laminatstruktur  $[0^\circ/90^\circ]_s$  können so sehr geringe Streuungen realisiert werden. Diese Versuche werden auch benutzt, um daraus gemäß der Herleitung in MIL-HDBK-17-1E, Vol.1 [92] die elastischen Eigenschaften und Festigkeitskennwerte für das unidirektionale Material und den Einfluss des Faservolumengehalts und

der Probekörperdicke zu berechnen. Die genaue Vorgehensweise ist im Anhang C wieder gegeben.

Grundsätzlich wird zur Auswertung der Zugversuche die nominelle Spannung  $\sigma_N$  bestimmt. Die nominelle Spannung berechnet sich aus der an der Kraftmessdose anliegenden Kraft  $F$  und dem Probenquerschnitt  $A_0$ . Für die nominelle Spannung gilt damit:

$$\sigma_N = \frac{F}{A_0} \quad 3.1$$

Die nominelle Dehnung in Prüfrichtung  $\varepsilon_N$  bestimmt sich aus der Längenänderung der Probe  $\Delta l$  und der Anfangslänge  $l_0$  zu:

$$\varepsilon_N = \frac{\Delta l}{l_0} \quad 3.2$$

oder kann unmittelbar aus den Signalen der Dehnmessstreifen abgeleitet werden.

Der Elastizitätsmodul ist nach DIN als die Steigung der nominellen Spannungs-Dehnungs-Kurve zwischen einem Dehnungswert von 0,05% und 0,25% definiert:

$$E = \frac{\sigma_N}{\varepsilon_N} \quad 3.3$$

Die Bestimmung der Querkontraktionszahl erfolgt aus den Zugversuchen unter Verwendung der Ergebnisse des Querdehnmessstreifens. Für einen einachsigen Spannungszustand ergibt sich auf Grundlage des Hooke'schen Gesetzes mit der Querstauchung  $\varepsilon_Q$  und der Längsdehnung  $\varepsilon_L$  folgender Zusammenhang:

$$\nu = -\frac{\varepsilon_Q}{\varepsilon_L} \quad 3.4$$

Zur Vervollständigung der Daten des mechanischen Verhaltens der Laminare werden quasistatische Druckversuche zur Bestimmung der Unterschiede zum Verhalten unter Zugbelastung durchgeführt. Da das zu entwickelnde Modell

hauptsächlich zur Berechnung von Crash- und Impaktvorgängen eingesetzt werden soll, müssen die möglichen Änderungen im mechanischen Verhalten bei Umkehr der Belastungsrichtung berücksichtigt werden. Grundsätzlich sind Druckversuche an laminierten Proben sehr schwierig durchzuführen, weil die Druckbelastung nicht nur zu Druckversagen sondern auch zu Versagen durch Schub bzw. Gleitung führt. Um diese Einflüsse so gering wie möglich zu halten, werden die Experimente in Anlehnung an die ASTM IITRI Norm D 3410 [11] durchgeführt. Die Probe ist in diesem Fall ein langer Flachstab mit sehr kleinem freien Querschnitt.

Im folgenden werden die Resultate für die wichtigsten Laminataufbauten dargestellt und alle für die Modellentwicklung entscheidenden Zusammenhänge der elastischen Materialkennwerte abgeleitet.

Der wichtigste Zugversuch ist der an einem unidirektionalen Laminat mit Belastungsrichtung parallel zur Orientierung der Verstärkungsfasern. Also ein Zugversuch an einem  $0^\circ$ -Laminat. In Bild 3.6 ist die sich ergebende Spannung über der Längsdehnung der Probe aus dem Signal des Dehnmessstreifens aufgetragen. Dieses Laminat verhält sich ideal linear elastisch mit einem Elastizitätsmodul von 105 GPa und einer Bruchdehnung von 0,0115 und daraus resultierender Bruchspannung von 1220 MPa.

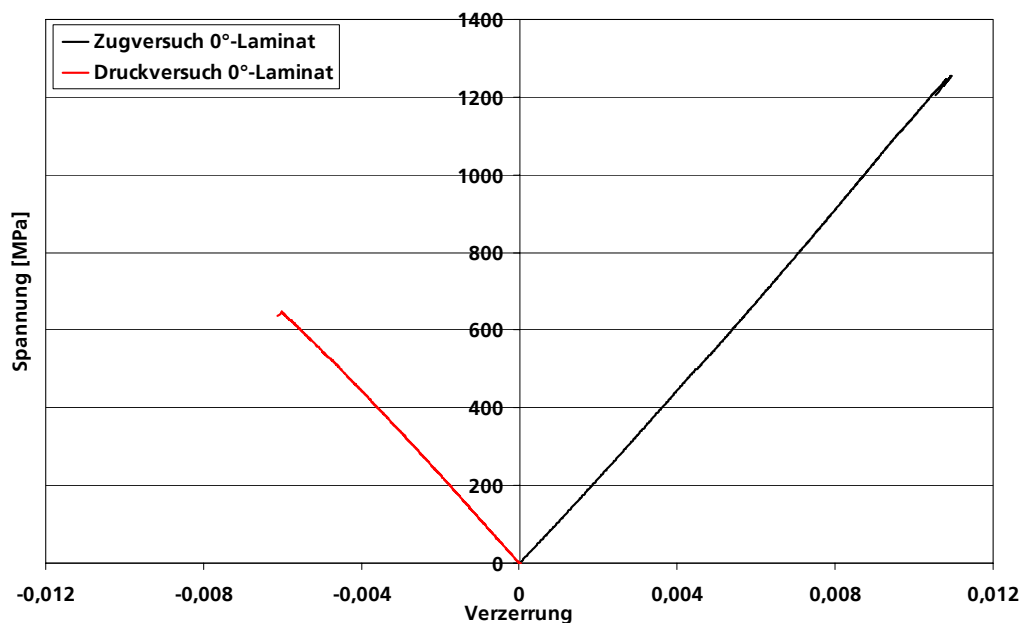


Bild 3.6: Gemessener Spannungs-Verzerrungs-Verlauf von Zug- und Druckversuch an Proben mit  $[0^\circ]$ -Laminat.

Der ebenfalls eingezeichnete Verlauf des Druckversuches zeigt, dass der Elastizitätsmodul bei Druckbeanspruchung etwa 10% geringer ist. Die Festigkeit beträgt nur ca. 50% der Zugfestigkeit, was, wie oben beschrieben, auf den anderen Versagensmodus zurückzuführen ist.

In Bild 3.7 ist die Querstauchung über der Längsdehnung aufgetragen. Der erkennbare lineare Zusammenhang belegt die konstante Querkontraktionszahl von 0,265.

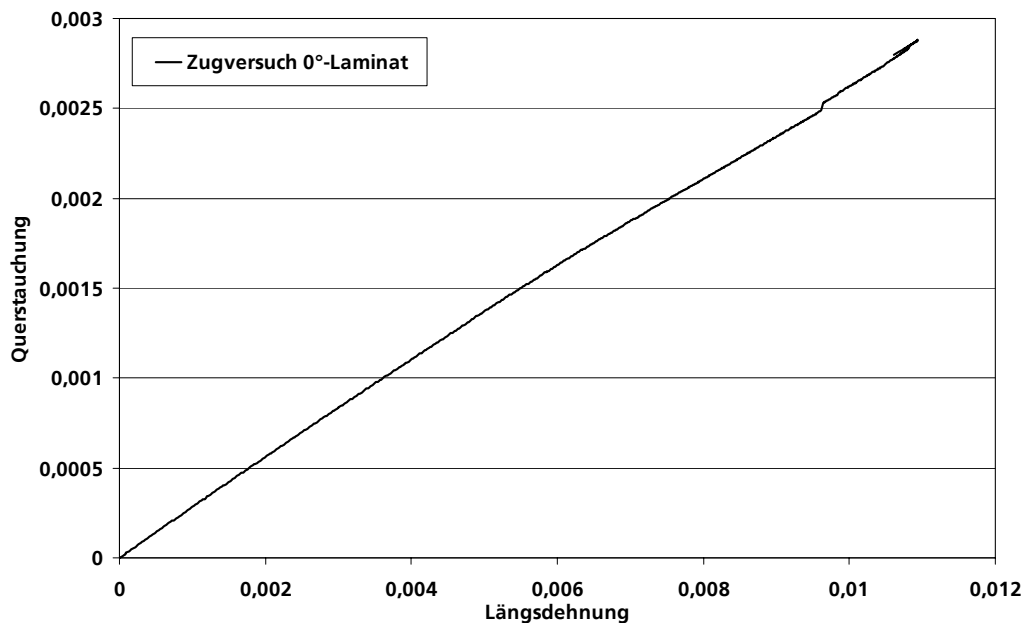


Bild 3.7: Gemessene Querstauchung und Längsdehnung eines Zugversuch an Proben mit [0°]-Laminat.

Im Gegensatz dazu zeigt die sich aus einem Zugversuch an einem  $\pm 45^\circ$ -Laminat ergebende Spannung über der Dehnung aufgetragen einen vollständig anderen Verlauf. Wie in Bild 3.8 zu erkennen ist, stellt der linear elastische Bereich mit einem Elastizitätsmodul von 10 GPa nur einen geringen Teil des Verhaltens dar. Über einen weiten Bereich der Kurve ähnelt der Verlauf dem plastischen Fließen von beispielsweise Metallen. Dieses Verhalten wird durch ein irreversibles Umorientieren der Fasern in der Matrix einhergehend mit zunehmender Schädigung des Harzmaterials hervorgerufen. Die Bruchdehnung unter Zugbelastung liegt mit  $0,09 < \epsilon_{Br} < 0,11$  eine Größenordnung höher als bei einem rein unidirektional verstärkten und in Faserrichtung belasteten Laminat.

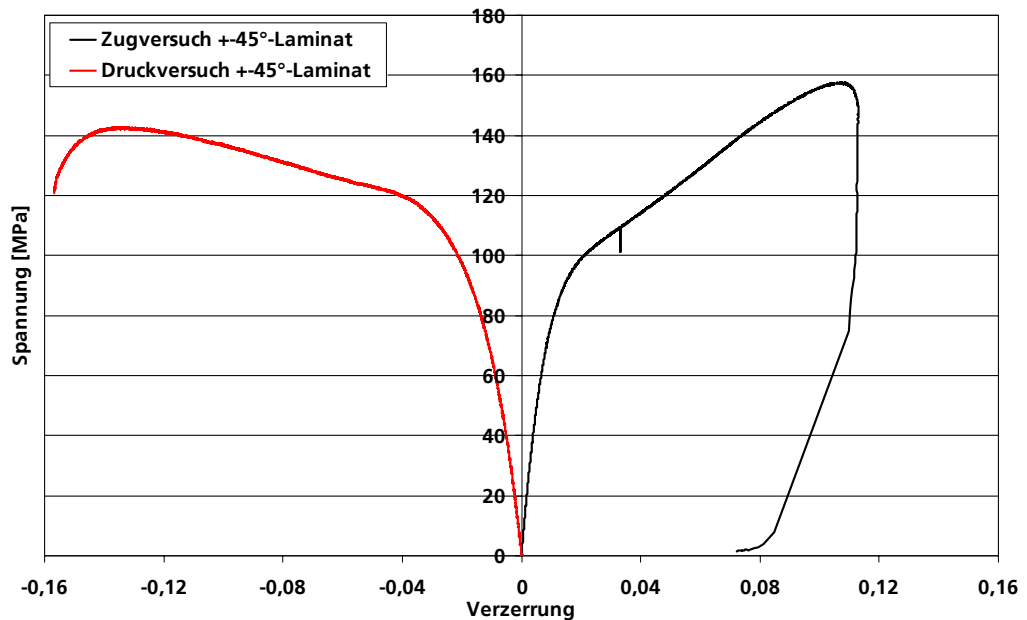


Bild 3.8: Gemessener Spannungs-Verzerrungs-Verlauf von Zug- und Druckversuch an Proben mit  $[\pm 45^\circ]$ -Laminat.

Der auch hier ebenfalls eingezeichnete Verlauf des Druckversuches zeigt, dass der Elastizitätsmodul und die Festigkeit im Druckfall etwa 20% geringer sind. Allerdings ist unter Druckbelastung das plastische Verhalten ausgeprägter als unter Zugbelastung. Die Bruchdehnung liegt mit  $0,14 < \epsilon_{Br} < 0,16$  auch unter Druckbelastung eine Größenordnung höher als bei einem rein unidirektional verstärkten und in Faserrichtung belasteten Laminat.

In Bild 3.9 ist die sich ergebende Querstauchung über der Längsdehnung aufgetragen. Zum einen ist erkennbar, dass die Querkontraktionszahl 0,9 beträgt, was durch das Umorientieren der Fasern bewirkt wird. Weiter ist zu sehen, dass zwei verschiedene Querdehnungszahlen unterscheidbar sind. Im linear elastischen Bereich beträgt sie 0,82 und im plastischen Bereich 0,94.

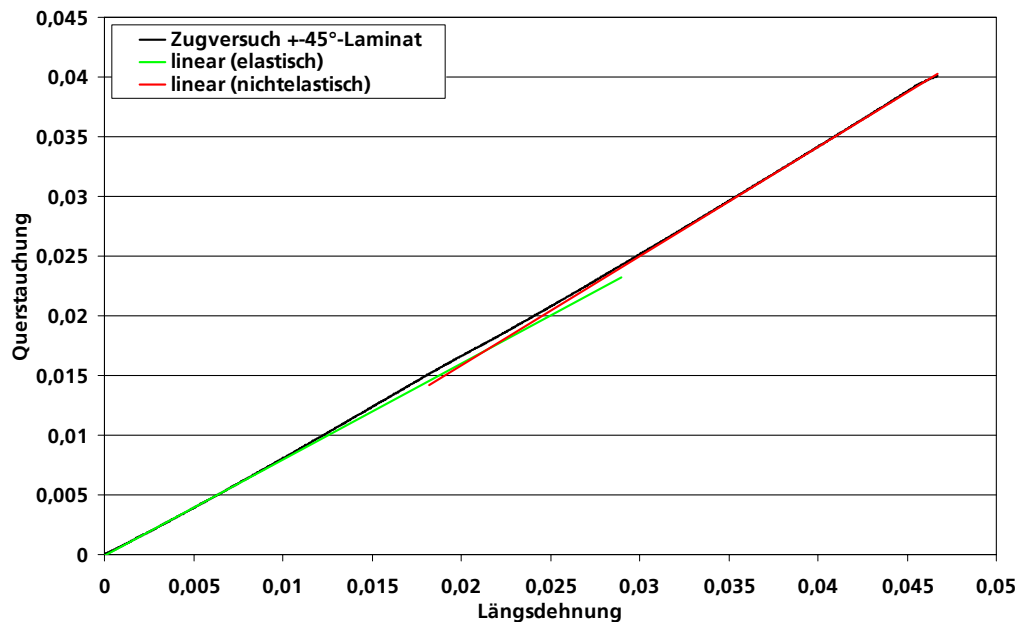


Bild 3.9: Gemessene Querstauchung und Längsdehnung mit linearen Näherungsverläufen für die Querkontraktionszahl im elastischen und plastischen Bereich eines Zugversuch an Proben mit  $[\pm 45^\circ]$ -Laminat.

Ein weiteres Phänomen, das sich bei Zugversuchen an Proben dieser Orientierung ergibt, ist Delamination. Durch das Orientieren der  $+45^\circ$  bzw.  $-45^\circ$  Lagen in die Zugrichtung wird eine interlaminare Schubbelastung hervorgerufen. Diese Schubbelastung führt zum Auftrennen der Lagen, was in einem deutlichen Anwachsen der Probendicke erkennbar ist. In Bild 3.10 ist dieser Schadensmechanismus dargestellt.



Bild 3.10: Darstellung von in Zugversuchen an  $[\pm 45^\circ]$ -Laminaten auftretenden Delaminationen. Diese werden durch die interlaminaren Schubspannungen hervorgerufen, die aufgrund der Umorientierung der Fasern entstehen.



Ein drittes Laminat, das in dieser Arbeit detailliert betrachtet wird, ist das  $0^\circ/90^\circ$ -Laminat. In Bild 3.11 ist die sich ergebende Spannung über der Längsdehnung der Probe aufgetragen. Dieses Laminat verhält sich auch ideal linear elastisch mit einem Elastizitätsmodul von 58 GPa und einer Bruchdehnung von 0,135 und daraus resultierender Bruchspannung von 775 MPa. Steifigkeit und Festigkeit sind im Vergleich zu einem rein unidirektionalen Laminat mit ansonsten gleicher Zusammensetzung um etwa 50% geringer. Dies ist darauf zurückzuführen, dass bei derartig aufgebauten Laminaten nur die Hälfte der Fasern Lasten aufnehmen.

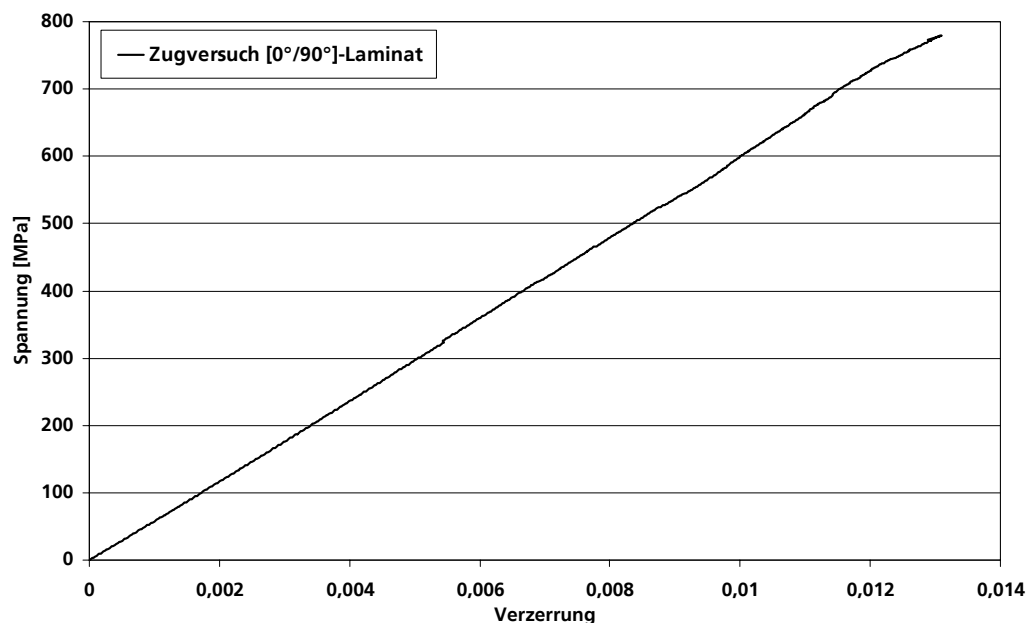


Bild 3.11: Gemessener Spannungs-Dehnungs-Verlauf eines Zugversuchs an Proben mit  $0^\circ/90^\circ$ -Laminat.

In Bild 3.12 ist die sich ergebende Querstauchung über der Längsdehnung aufgetragen. Der erkennbare lineare Zusammenhang belegt die konstante Querkontraktionszahl von etwa 0,02. Diese ist im Vergleich zum rein unidirektional verstärkten Laminat deutlich geringer. Der Grund hierfür ist, dass die Hälfte der Fasern in Richtung der Querstauchung angeordnet sind und dieser aufgrund ihrer großen Steifigkeit entgegenwirken.

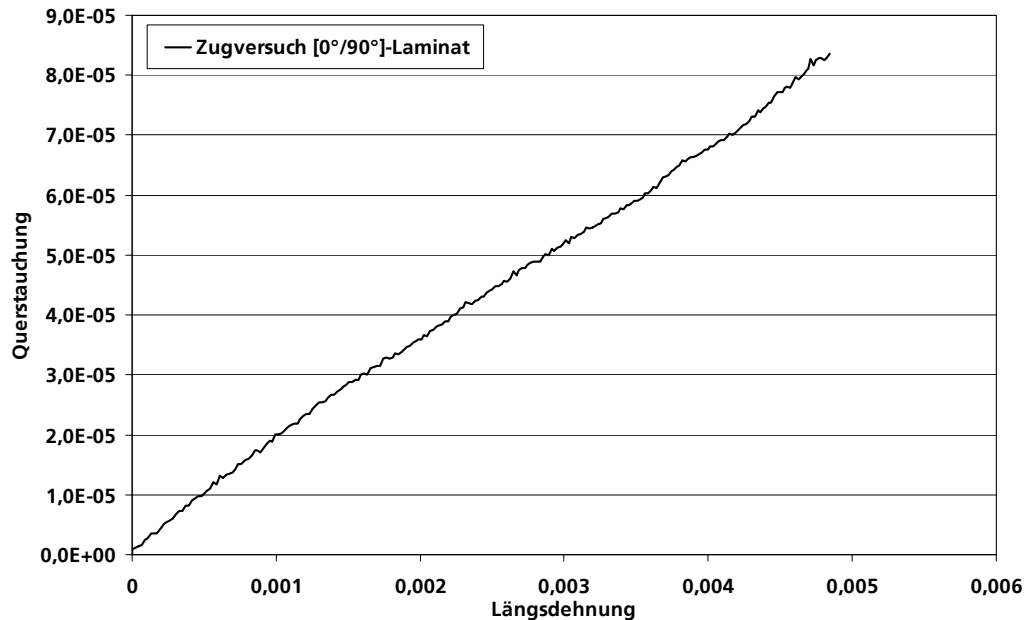


Bild 3.12: Gemessene Querstauchung und Längsdehnung eines Zugversuch an Proben mit  $[0^\circ/90^\circ]$ -Laminat.

In den folgenden Bildern (Bild 3.13 bis Bild 3.16) sind die Ergebnisse der aus Zugversuchen an  $0^\circ/90^\circ$ -Laminaten ermittelten mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit von verschiedenen, für die Modellbildung entscheidenden Parametern dargestellt. Aus diesen Ergebnissen können die Eingabeparameter für das Werkstoffmodell für das gesamte Spektrum der getesteten Werkstoffe abgeleitet werden. Es wird die Abhängigkeit der Steifigkeit vom Faservolumengehalt untersucht und der Einfluss der Laminatdicke überprüft. Für Bruchdehnung, Versagensspannung und Querkontraktionszahl wird die Abhängigkeit vom Faservolumengehalt untersucht. Zusätzlich wird untersucht, inwieweit Fasertyp, Faservolumengehalt und Probendicke einen Einfluss auf das nichtlineare Verhalten des Werkstoffes haben.

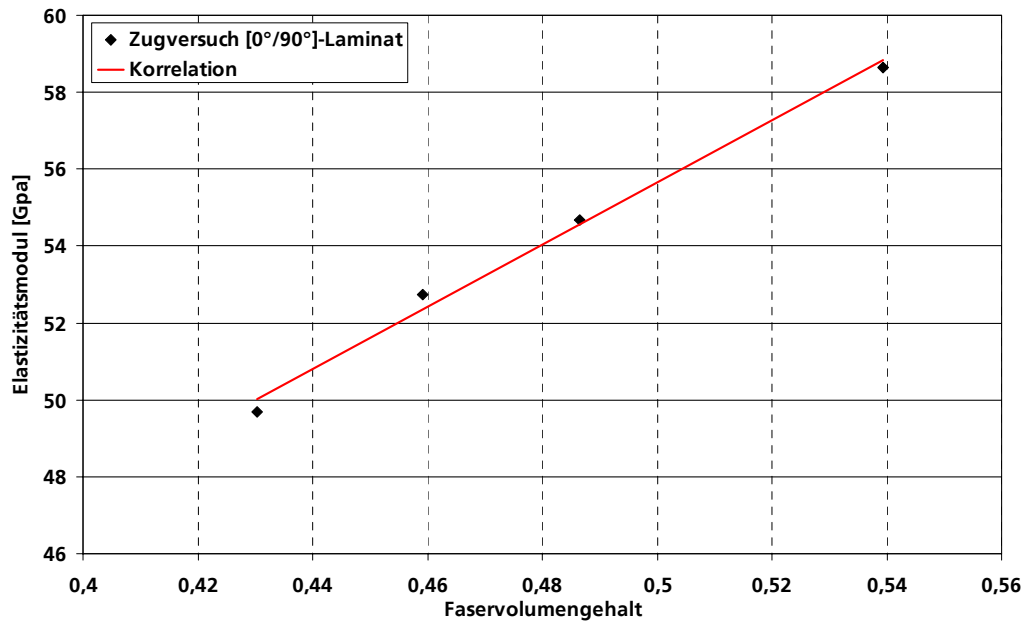


Bild 3.13: Lineare Abhängigkeit des Elastizitätsmodul vom Faservolumengehalt aus Messungen an  $[0^\circ/90^\circ]$ -Laminaten.

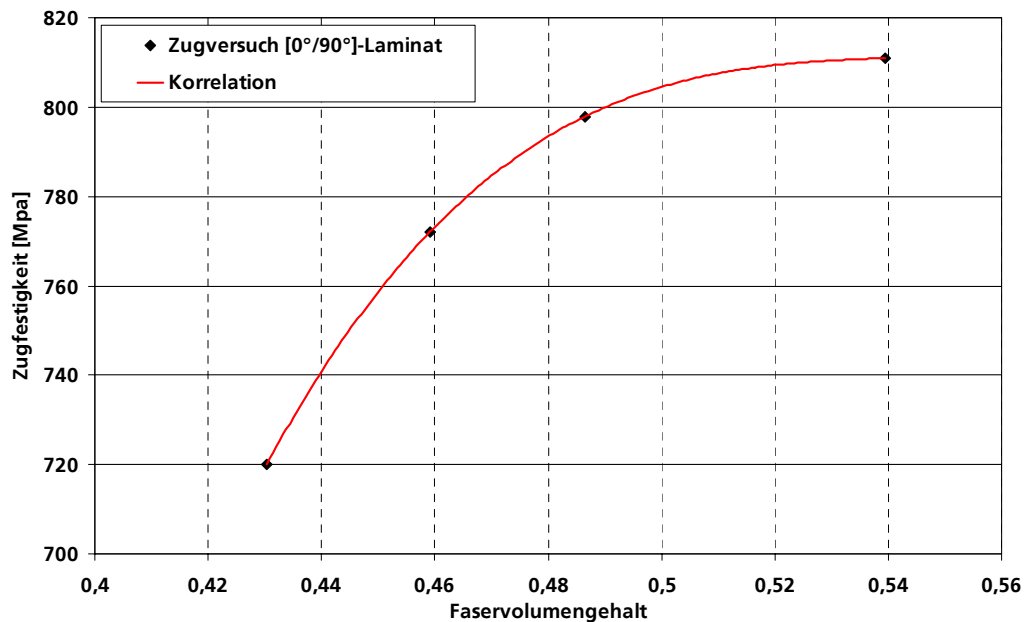


Bild 3.14: Abhängigkeit der Festigkeit vom Faservolumengehalt aus Messungen an  $[0^\circ/90^\circ]$ -Laminaten.

Aus diesen beiden Diagrammen gehen als Ergebnisse der statischen Materialprüfungen hervor:

- Die Steifigkeit steigt linear mit dem Faservolumengehalt. Es ist kein Sättigungsbereich zu erkennen. Eine Interpolation der gemessenen Daten auf nicht direkt charakterisierte Werkstoffe mit Faservolumengehalten im untersuchten Bereich ist möglich. Eine lineare Extrapolation ist auch für Faservolumengehalte möglich, die größer als 0,54 und kleiner als 0,43 sind.
- Die Festigkeit der Laminats steigt mit dem Faservolumengehalt und erreicht bei etwa 0,54 ein Maximum. Eine Interpolation der gemessenen Daten auf nicht direkt charakterisierte Werkstoffe mit Faservolumengehalten im untersuchten Bereich ist anhand der Regressionskurve möglich. Für Faservolumengehalte, die etwas größer als 0,54 sind, wird die maximale Festigkeit herangezogen.
- Die Probendicke hat keinen Einfluss im untersuchten Bereich von 4 mm bis 6mm.

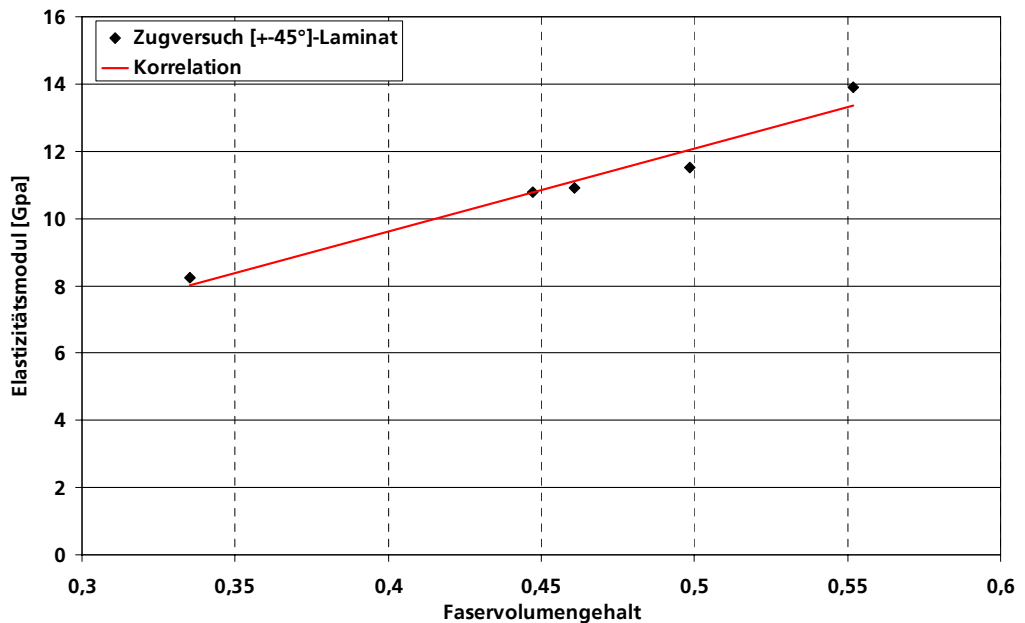


Bild 3.15: Lineare Abhängigkeit des Elastizitätsmodul vom Faservolumengehalt aus Messungen an  $[\pm 45^\circ]$ -Laminaten.

Aus Bild 3.15 ist ersichtlich, dass die Steifigkeit linear mit dem Faservolumengehalt steigt. Es ist kein Sättigungsbereich zu erkennen. Eine Interpolation der gemessenen Daten auf nicht direkt charakterisierte Werkstoffe mit Faservolu-

mengehalten im untersuchten Bereich ist möglich. Eine lineare Extrapolation ist auch für Faservolumenanteile möglich, die größer als 0,54 und kleiner als 0,43 sind.

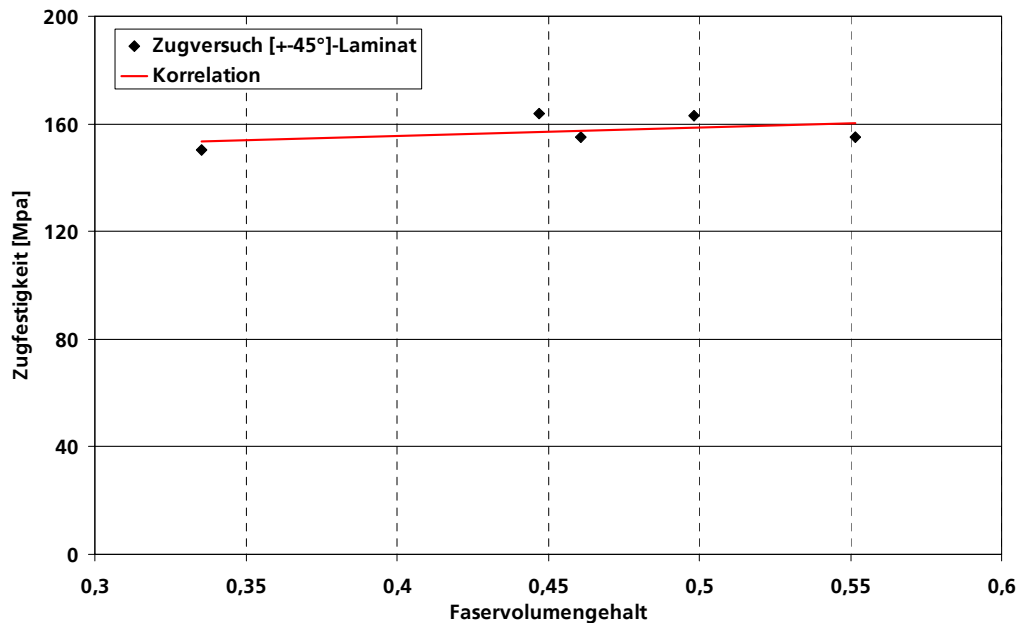


Bild 3.16: Abhängigkeit der Festigkeit vom Faservolumenanteil aus Messungen an  $[\pm 45^\circ]$ -Laminaten

Aus Bild 3.16 ist ersichtlich, dass der Einfluss des Faservolumenanteiles auf das nichtlineare Verhalten gering ist, da dieses nur durch das verwendete Harz gesteuert wird. Die Festigkeit der  $[\pm 45^\circ]$ -Laminaten ist nahezu konstant. Zur Interpolation der gemessenen Daten auf nicht direkt charakterisierte Werkstoffe mit Faservolumenanteilen außerhalb des untersuchten Bereichs wird als Festigkeit ebenfalls 160 MPa herangezogen.

Die ermittelten Ergebnisse stehen in guter Übereinstimmung zu Ergebnissen aus früheren Arbeiten wie beispielsweise bei Papirno [97] oder der umfangreichen Datensammlung in MIL-HDBK-17-1E [92].

### 3.4 Das Delaminationsverhalten

#### 3.4.1 Grundlagen

Ein wesentliches Problem bei der Versagensvorhersage von Faserverbundstrukturen stellen Delaminationen dar. Dabei bedeutet Delamination ein Auftrennen bzw. Ablösen der einzelnen Faserschichten in einem Laminat und sie spielt sich in der Grenzfläche zwischen Matrix und Verstärkungskomponente (Faser) ab. Unterteilt wird die Delamination in drei verschiedene Modi. Sie unterscheiden sich in der Richtung, in welche die Laminatschichten aufgetrennt werden:

**Modus I:** Modus I – Delamination bezeichnet ein Versagen, bei dem eine Kraft auf einen Faserverbund senkrecht zur Laminebene wirkt und infolge dieser Kraft ein Auftrennen in Normalenrichtung entsteht. Die Verschiebungsvektoren stehen sowohl senkrecht auf der Rissebene als auch senkrecht auf der Tangente an die Risspitze.

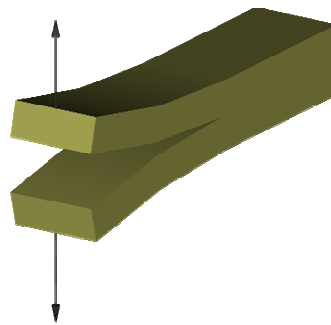


Bild 3.17: Schematische Prinzipdarstellung der Delamination in Modus I aufgrund einer Lasteinleitung in Normalenrichtung zur Laminebene.

**Modus II:** Die Modus II – Delamination bezeichnet ein Versagen in Längsrichtung infolge von Schubkräften in der Laminebene. Die Verschiebungsvektoren liegen in der Rissebene und stehen senkrecht auf der Tangente an die Risspitze.

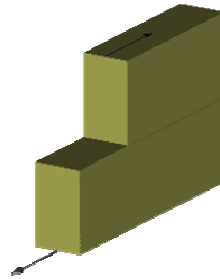


Bild 3.18: Schematische Prinzipdarstellung der Delamination in Modus II aufgrund einer Lasteinleitung durch Schubbeanspruchung längs zur Laminebene.

**Modus III:** Analog zur Delamination Modus II, nur quer zur Laminatrichtung. Die Verschiebungsvektoren liegen in der Rissebene und parallel zur Tangente an die Risspitze. Das Modus III – Verhalten wird in dieser Arbeit allerdings nicht weiter untersucht, da es für die Praxis nicht so relevant wie Modus I oder II ist.

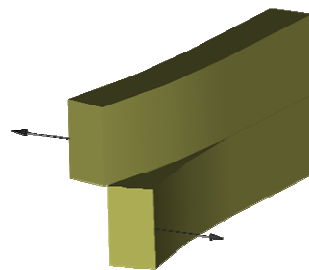


Bild 3.19: Schematische Prinzipdarstellung der Delamination in Modus III aufgrund einer Lasteinleitung durch Schubbeanspruchung quer zur Laminebene.

### 3.4.2 Versuchsprinzipien

Um das interlaminare Materialverhalten experimentell bestimmen zu können, werden Versuchstechniken aus der Bruchmechanik auf Faserverbundwerkstoffe angewandt. Vor allem die NASA führte umfangreiche Untersuchungen durch, um standardisierte Versuche zu entwickeln, mit denen der Widerstand der Materialien gegen interlaminares Risswachstum gemessen werden kann. Bei Sela [112] und Davies [46] finden sich umfangreiche Dokumentationen über diese Versuche.

### Modus I – Double-Cantilever-Beam

Zur Messung der statischen Energiefreisetzungsrates für Delamination im Modus I ist der „Double Cantilever Beam“ (DCB) Test am weitesten verbreitet. Dabei wird der mit einem Anriss versehene Probekörper kontinuierlich durch Delaminationskräfte so weit belastet, bis eine bestimmte Rissfortschrittslänge erreicht ist. Die Delaminationskräfte werden über zwei Scharniere in die Probe in Normalenrichtung eingeleitet. Diese Scharniere werden im Vorfeld der Testreihen mit einem speziellen Epoxydharz-Kleber, welcher einen sehr hohen Schälwiderstand besitzt, an den CFK-Probekörpern befestigt.

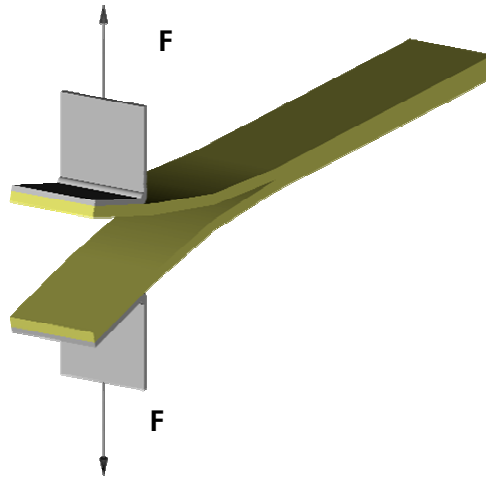


Bild 3.20: Schematische Darstellung des Double-Cantilever-Beam-Tests mit den auf den Probekörper aufgeklebten Scharnieren zur Einleitung der Delaminationskräfte in Normalenrichtung.

Im Versuch werden während des Rissfortschrittes die Kräfte und der Traversenweg der Prüfmaschine kontinuierlich aufgezeichnet. Die kritische interlaminare Energiefreisetzungsrates  $G_{IC}$  wird anhand der Rissfortschrittslänge und der aufgebrauchten Energie aus dem Kraft – Traversenweg - Diagramm ermittelt.

$$G_{IC} = \frac{A}{b \cdot a} \cdot 10^6 \quad 3.5$$

A: Energie zur Erzielung der gesamten Rissfortschrittslänge [J]  
a: Rissfortschrittslänge [mm]; b: Breite des Probekörpers [mm]



Dieser Versuch ist in den Normen EN6033 [94] bzw. ASTM D5528 [12] für quasistatische Lastgeschwindigkeiten standardisiert. Da in dieser Arbeit überwiegend dynamische Phänomene untersucht werden, werden auch Versuche mit erhöhter Belastungsgeschwindigkeit durchgeführt. Ähnlich wie bei Aliyu [3] und Yaniv [132] wird nur eine sehr geringe Steigerung der Energiefreisetzungsrate erwartet.

### Modus II – End Notched Flexure

Analog zur experimentellen Bestimmung der Energiefreisetzungsrate für Delamination in Modus I gibt es auch für die Bestimmung der Energiefreisetzungsrate für Delamination in Modus II zahlreiche Versuchsmethoden. Eine umfangreiche Darstellung dieser Tests findet sich bei Carlsson [30]. Der am weitesten verbreitete Versuch ist der „End Notched Flexure“ (ENF) Test, der zuerst von Russell [105] und Carlsson [30] vorgestellt und später in DIN EN 6034 [95] standardisiert wurde. Hierbei wird der Probekörper in einer 3-Punkt-Biegevorrichtung bis zum Beginn des Rissfortschrittes belastet. Die Probe ist an einem Ende in der Mittelebene, in der die Schubbelastung am größten ist, mit einer Teflonfolie zur Rissinitiierung präpariert.

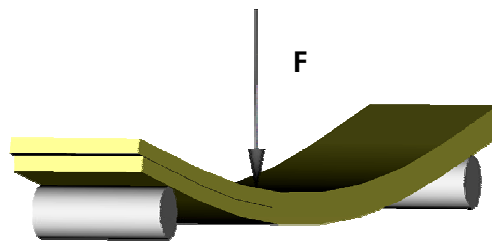


Bild 3.21: Schematische Darstellung des End-Notched-Flexure-Tests und sich aufgrund der Schubbelastung in der Mittelebene einstellender Delamination.

Die kritische Energiefreisetzungsrate  $G_{IIc}$  wird aus der Anrisslänge und dem Kraft - Traversenweg - Diagramm zum Zeitpunkt des ersten Rissfortschrittes errechnet.

$$G_{IIc} = \frac{9 \cdot F \cdot a^2 \cdot d \cdot 1000}{2 \cdot b \cdot \left(\frac{1}{4} \cdot L^3 + 3 \cdot a^3\right)} \quad 3.6$$

a: Anrisslänge [mm]; d: Traversenweg bei Beginn der Rissdelamination [mm];  
F: kritische Kraft zur Risseinleitung [N]; b: Breite des Probekörpers [mm];  
L: Stützweite [mm]

Im Rahmen dieser Arbeit wird darüber hinaus eine neue Prüfvorrichtung entwickelt, mit der Delamination in Modus I und Modus II untersucht werden kann. Zusätzlich ist damit ein Versuchsaufbau zur Superposition der beiden Modi einrichtbar. Die Überlagerung von Modus I und Modus II entspricht experimentell dem so genannten „Mixed Mode Bending“ (MMB) Test.

### Mixed Mode Bending

Mixed-Mode-Testapparaturen werden entwickelt, um das Modus I – und das Modus II – Verhalten zu kombinieren. Die beiden auftretenden Kräfte (aus Modus I und Modus II) wirken mit Hilfe eines Hebelarms gleichzeitig an der CFK-Probe. Somit überlagern sich die Delaminationsarten und es kann ein Verhältnis der zwei Energiefreisetzungsraten bestimmt werden.

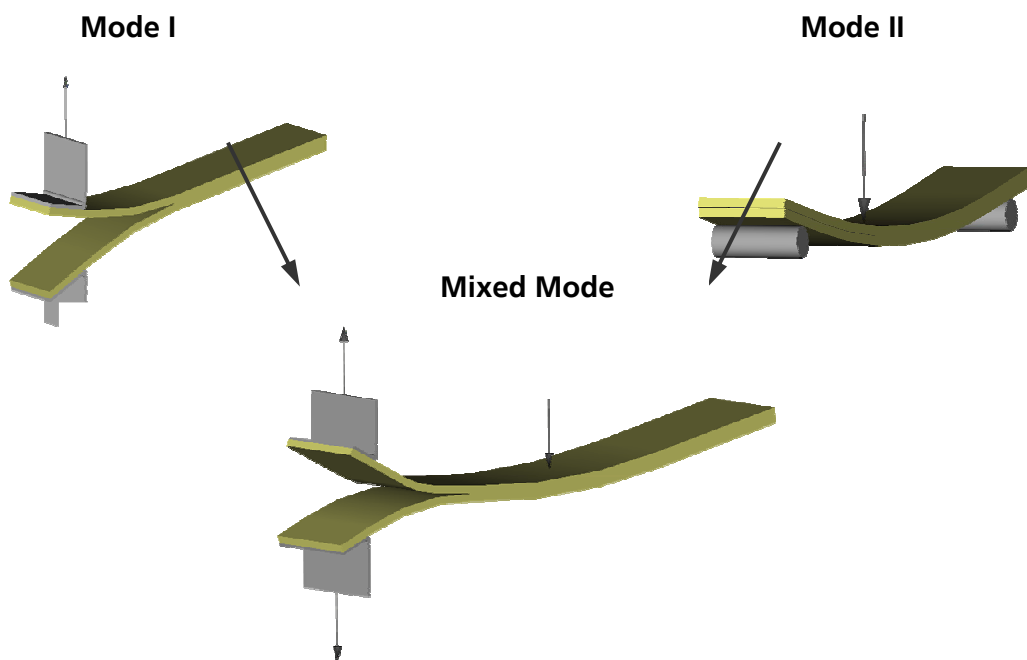


Bild 3.22: Schematische Prinzipdarstellung des Mixed-Modus-Tests als Überlagerung der beiden Delaminationsmodi I und II.

In der Versuchsdurchführung werden beide Versuchsaufbauten kombiniert. Der Probekörper wird wie beim DCB-Test mit zwei Scharnieren versehen. Zur Charakterisierung des Mixed-Modus ist das Verhältnis der Energiefreisetzungsraten (Modus I und Modus II) von Bedeutung. Zunächst wird die gesamte Energiefreisetzungsraten ( $G_{IC} + G_{IIc}$ ) bestimmt. Die einzelnen Energiefreisetzungsraten lassen sich separat errechnen, da das in folgender Gleichung dargestellte Verhältnis der Energiefreisetzungsraten zueinander gilt:

$$\frac{G_{IC}}{G_{IIC}} = \frac{4 \cdot (3 \cdot c - L)^2}{3 \cdot (c + L)^2}; \text{ mit } c \geq \frac{L}{3} \quad 3.7$$

Das Verhältnis der Energiefreisetzungsraten wird nur durch die Hebelverhältnisse des Kraftarms ausgedrückt und ist somit allein durch die Kinematik des Versuchsaufbaus bestimmt.

### 3.4.3 Versuchsaufbau und Durchführung

Um eine möglichst optimale Versuchsdurchführung aller Delaminationsversuche zu ermöglichen, wird ein vollständig neuer Versuchsaufbau entwickelt und konstruiert. Für Details der Konstruktion sei an dieser Stelle auf den Anhang D verwiesen. Im folgenden Bild 3.23 ist die in die Prüfmaschine eingebaute Apparatur im Ausgangszustand in DCB-Konfiguration dargestellt.



Bild 3.23: Im Rahmen dieser Arbeit neu entwickelter und konstruierter Versuchsaufbau zur Prüfung der unterschiedlichen Delaminationsmodi.

Das besondere an diesem Aufbau ist, dass sich durch die flexible Positionierung der Bauteile alle Hebelverhältnisse  $C/L$  beliebig variieren lassen. So können mit diesem Aufbau alle relevanten Versuchskonfigurationen geprüft werden. Unterschiedliche Konfigurationen sind in Bild 3.24 schematisch dargestellt.

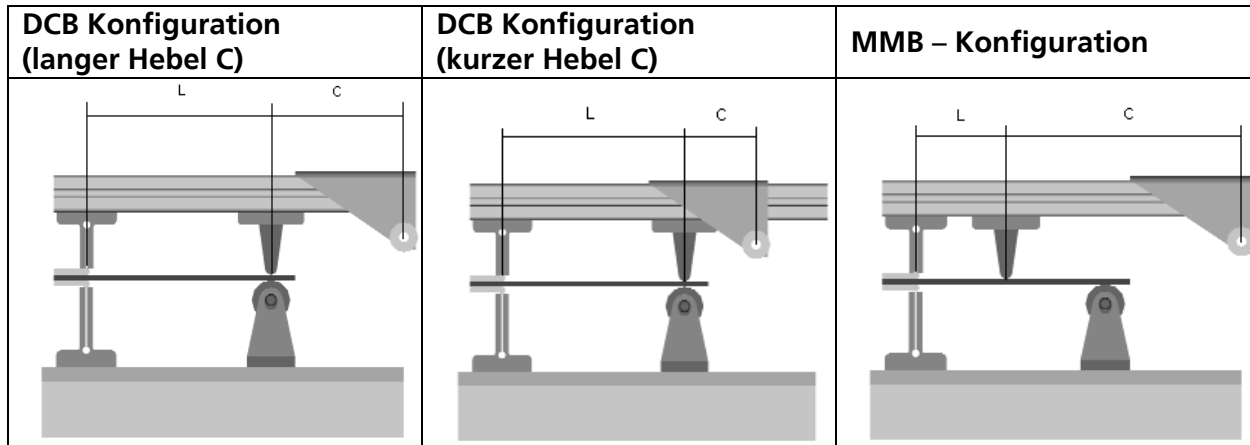


Bild 3.24: Schematische Darstellung der verschiedenen einstellbaren Hebelverhältnisse für die jeweiligen Versuchskonfigurationen DCB und MMB.

Durch das Ändern des Hebelverhältnisses  $C/L$  lassen sich die Zerreißgeschwindigkeit und die zu beaufschlagende Kraft einstellen. Eine Verkleinerung des Hebels  $C$  (die Länge zwischen Kraftangriff und Auflagerdrehpunkt) bewirkt eine Erhöhung der Aufzugsgeschwindigkeit am Scharnier. Dadurch kann trotz Erreichen der maximalen Abzugsgeschwindigkeit der Prüfmaschine eine weitere Steigerung der Rissöffnungsgeschwindigkeit erzielt werden. In der Mixed-Mode-Konfiguration wird durch das Ändern der Länge des Hebels  $C$  das Verhältnis der beiden Delaminationsmodi zueinander eingestellt. Eine Verkürzung der Länge zwischen Kraftangriff und Auflagerdrehpunkt bewirkt eine Verlagerung des Delaminationsverhaltens in Richtung Modus II. Da auch die Auflagerweite frei gewählt werden kann, ist nahezu jedes Verhältnis der beiden Bruchmodi zueinander einstellbar.

Durch diese vielfältigen Anpassungsmöglichkeiten kann die Prüfapparatur auch für Experimente außerhalb des Bereiches der Delaminationsuntersuchungen benutzt werden. So können z. B. Klebeverbindungen oder andere Haftbeziehungen charakterisiert werden. Durch die Möglichkeit, hohe Rissöffnungsgeschwindigkeiten an servohydraulischen Prüfmaschinen zu erzielen, kann auf aufwendigere Fallturmuntersuchungen verzichtet werden. Dennoch würde die Prüfapparatur mit kleinen Modifikationen auch unter solchen Testbedingungen nutzbar sein.

### 3.4.4 Messung der Energiefreisetzungsraten

Die Versuchsreihen werden an denselben servohydraulischen Prüfmaschinen wie die statischen Materialtests durchgeführt. Die Probekörper sind rechteckige CFK-Streifen mit rein unidirektionalem Lagenaufbau. In dem Probenwerkstoff wird bei der Herstellung zwischen die mittleren Lagen eine dünne (ca.  $8\mu\text{m}$ ) Teflon-Folie eingearbeitet, welche eine definierte Risseinleitung ins Probeninnere gewährleistet.

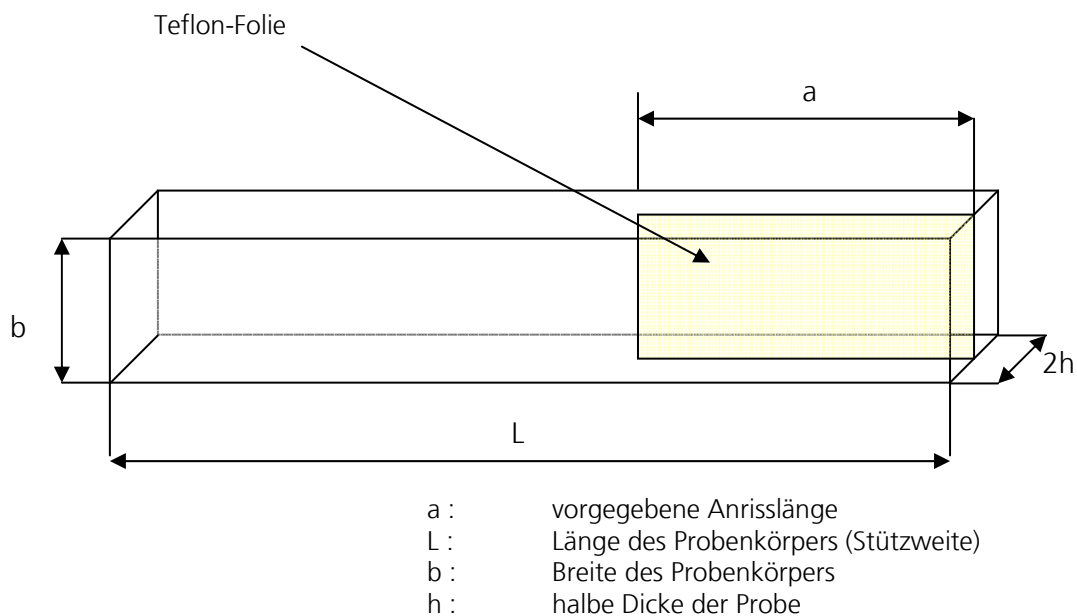


Bild 3.25: Geometrie des für die Delaminationsversuche verwendeten Probekörpers.

Zur Einleitung der Kräfte in die Probe werden zwei Scharniere mit einem speziellen Epoxydharz-Kleber, welcher einen sehr hohen Schälwiderstand besitzt, an den CFK-Probekörpern befestigt. Im folgenden Bild ist ein vollständig präparierter Probekörper dargestellt.

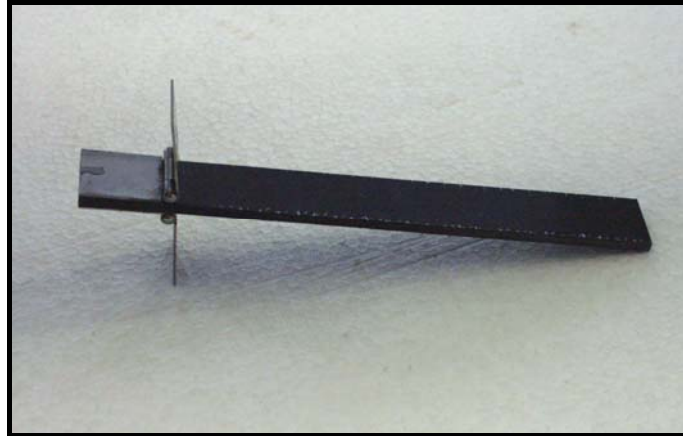


Bild 3.26: Vollständig präparierter Probekörper zur Delaminationsuntersuchung mit aufgeklebten Scharnieren.

Zur Auswertung der Versuche werden neben den Abmessungen der Probekörper die Anrisslänge, die nachträglich anhand des eingelegten Teflonstreifens gemessen wird, und die maximale Rissfortschrittslänge bestimmt. Zusätzlich wird eine kontinuierliche Aufzeichnung des Kraftsignals und der Verschiebung des Kräfteinleitungspunktes durchgeführt. Aus der Verschiebung des Kräfteinleitungspunktes wird über die Kinematik der Prüfapparatur der Rissöffnungsweg des Scharniers bestimmt. Mit einer Hochgeschwindigkeitskamera wird eine Überwachung des Rissvorganges vorgenommen, aus der dann beispielsweise die Ausbreitungsgeschwindigkeit der Delamination gemessen werden kann.

In der folgenden Bildsequenz Bild 3.27 ist der Delaminationsvorgang dargestellt und in Bild 3.28 die entsprechende Aufzeichnung der Delaminationkraft über dem Rissöffnungsweg aufgetragen.

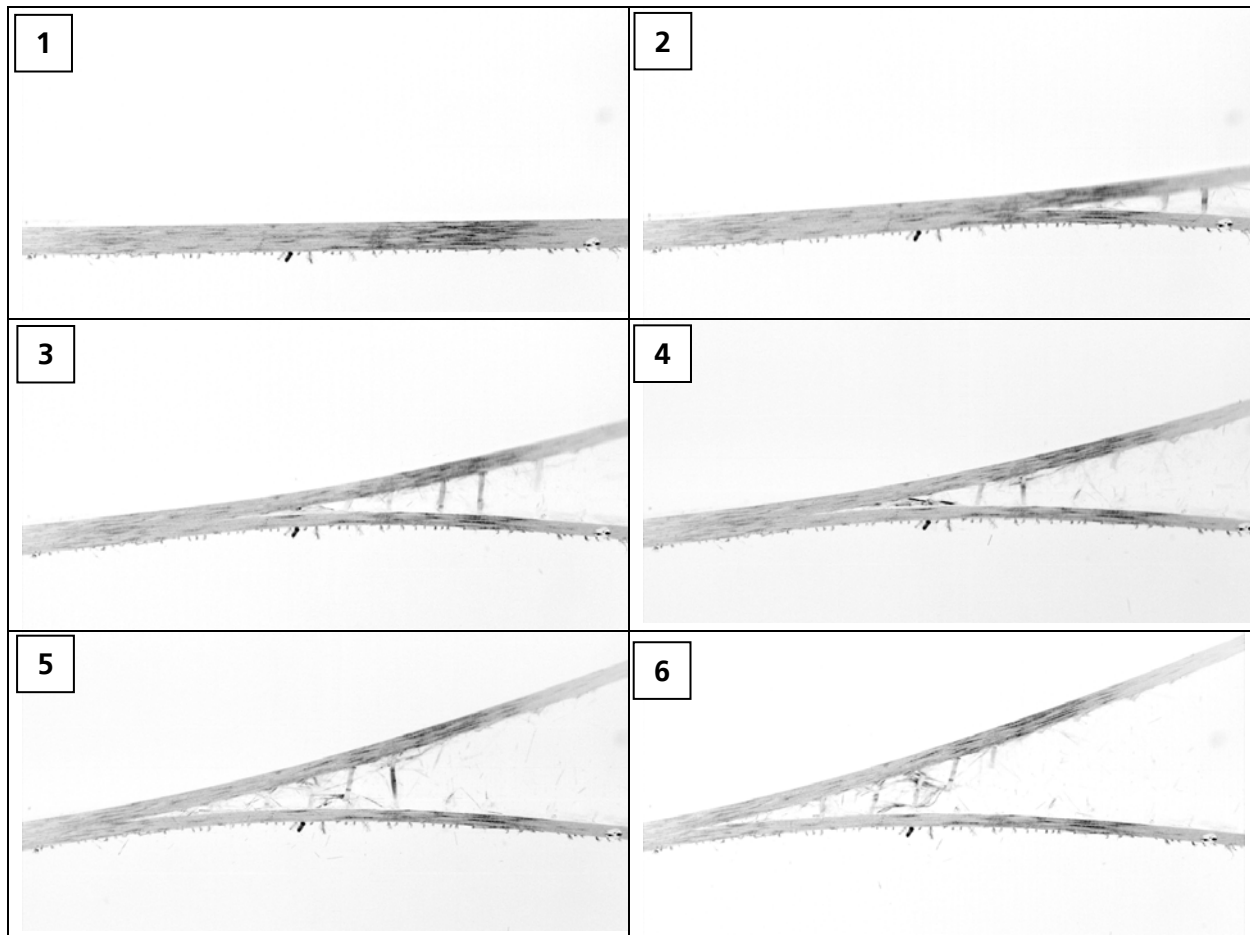


Bild 3.27: Bildsequenz des Rissfortschrittes aus Hochgeschwindigkeitsaufnahmen des Probekörpers während der Durchführung des DCB-Tests.

Grundsätzlich findet anfangs ein linearer Kraftanstieg statt, bis die Probe soweit auseinander gezogen wurde, dass die mittleren Laminebenen sich voneinander zu lösen beginnen. Da der Hebelarm, welcher die Kraft in den Anriss leitet, durch ein Fortschreiten des Risses zunehmend größer wird, nimmt ab diesem Zeitpunkt die Kraft, die zum Delaminieren der mittleren Ebenen aufgebracht werden muss, ab ( $\text{Moment} = \text{Kraft} \times \text{Hebelarm}$ ). Diese maximale Kraft hängt demzufolge auch von der Länge des initialen Anrisses ab, weshalb sie alleine nicht als charakteristisches Merkmal für das Delaminationsverhalten geeignet ist.

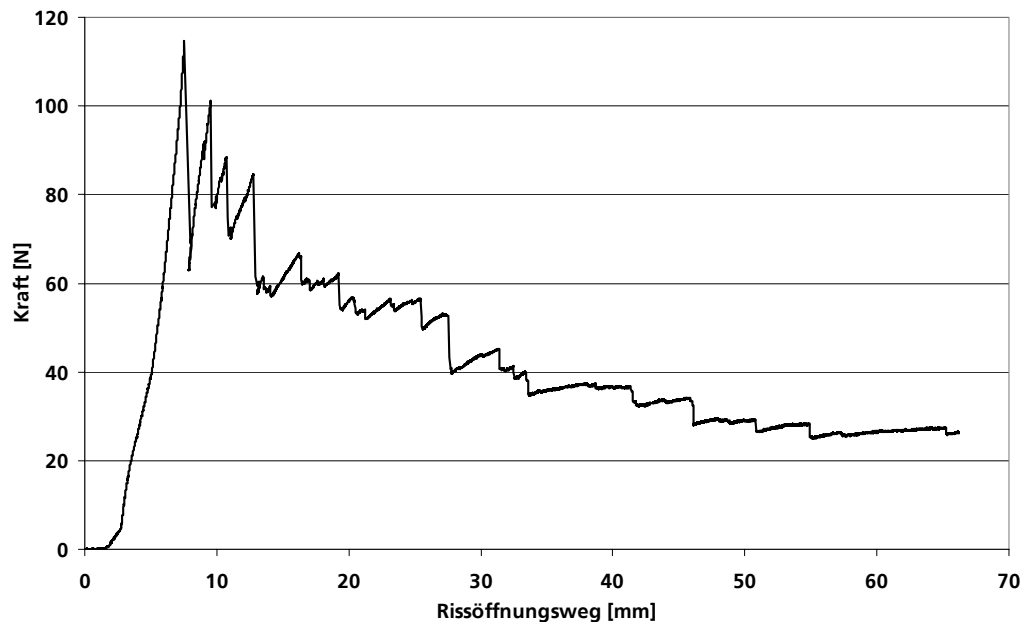


Bild 3.28: Gemessener Kraft-Rissöffnungsweg-Verlauf eines Delaminationsversuchs in DCB-Konfiguration mit instabilem Risswachstum aufgrund risshemmender Kettfäden.

Die Schwankungen im Verlauf der Kraftkurve sind durch das instabile Risswachstum aufgrund des Reißens von Kettfäden zu erklären. Diese Kettfäden halten die Fasern vor dem Verarbeiten zusammen und sind nach der Verarbeitung mit beiden mittleren Ebenen des Probekörpers zugleich verklebt. Zunächst erhöht sich die Kraft bis ein solcher Faden reißt. Sobald der Kettfaden gerissen ist, fällt die Kraft steil ab. Diese Kettfäden funktionieren als Rissstopper. In den Bildern des Versuchsablaufes sind gut die Kettfäden zu erkennen, die an die beiden mittleren Laminatenebenen gebunden sind. Entweder reißen diese Fäden oder sie lösen sich von einer der Ebenen, was ein abruptes Sinken der Kraft und somit die im Diagramm zu erkennenden Unstetigkeiten verursacht.

Ein weiterer Effekt ist in Bild 3.29 zu erkennen, welches den Zustand am Ende einer Versuchsdurchführung zeigt. Die üblicherweise nicht vollständig durchdelaminierte Probe wird aufgrund der Kinematik des Prüfaufbaus durchgebogen. Ein Teil der eingeleiteten Arbeit ist demzufolge als elastische Energie in der Probe gespeichert. Dies wird zur Auswertung der Energiefreisetzungsrate im folgenden berücksichtigt.





Bild 3.29: Versuchsaufbau mit eingebautem Probekörper nach Durchführung des DCB-Delaminationstests. Die Durchbiegung des nicht vollständig delaminierten Probekörpers zeigt die gespeicherte elastische Energie.

Die Berechnung der Energiefreisetzungsrate  $G_{IC}$  geschieht nach Gleichung 3.9 und bezieht prinzipiell die gesamte verrichtete Arbeit auf die gesamte erzeugte Rissfläche. Die gesamte verrichtete Arbeit ist das Integral der Kraft über dem Rissöffnungsweg (dargestellt in Bild 3.30 als Fläche  $A_1$ ). Die in der Biegung des Probekörpers gespeicherte Energie (dargestellt durch die Fläche  $A_2$  in Bild 3.30) wird abgezogen, da diese die Probe lediglich elastisch verformt und nicht als Delamination freigesetzt wird. Die elastisch gespeicherte Energie errechnet sich wie folgt:

$$A_2 = \frac{\text{Endkraft } F \cdot \text{Endscharnierweg } X}{2} \quad 3.8$$

Die Bruchenergie wird mit folgender Gleichung berechnet:

$$G_{IC} = \frac{A}{b \cdot a} \cdot 10^6 \quad \text{mit } A = A_1 - A_2 \quad 3.9$$

mit: a: Rissfortschrittslänge[mm]; b: Probenbreite[mm]

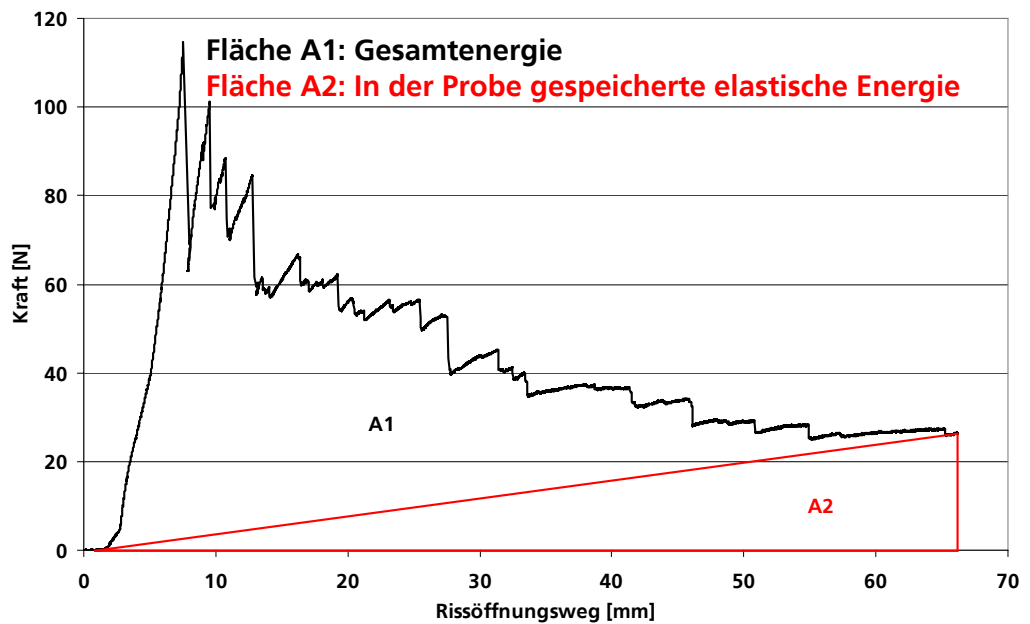


Bild 3.30: Darstellung der Integrationsflächen zur Auswertung der kritischen Bruchenergie  $G_{IC}$  aus dem Kraft-Rissöffnungsweg-Verlauf eines DCB-Delaminationsversuchs.

### 3.4.5 Ergebnisse der Delaminationsuntersuchungen

Insgesamt werden vier Versuchsreihen durchgeführt. Für die Versuchskonfiguration DCB werden die Rissöffnungsgeschwindigkeiten 0,1 mm/s, 50 mm/s und 3000 mm/s untersucht. Zusätzlich wurde eine Versuchsreihe in Mixed-Mode-Konfiguration durchgeführt.

In der folgenden Tabelle sind die Mittelwerte aus jeweils sechs Versuchen pro Konfiguration der DCB-Tests dargestellt:

Tabelle 3.3: Übersicht über die in den Delaminationsversuchen mit DCB-Konfiguration und unterschiedlichen Rissöffnungsgeschwindigkeiten gemessenen Mittelwerte der Energiefreisetzungsraten

Rissöffnungsgeschwindigkeit:	0,1 mm/s	50 mm/s	3000 mm/s
Energiefreisetzungsraten [J/m <sup>2</sup> ]	557,3727	571,122	513,556

In Bild 3.31 sind die Ergebnisse für die Energiefreisetzungsraten mit Abweichungsbereich über der logarithmisch dargestellten Rissöffnungsgeschwindigkeit aufgetragen. Unter Berücksichtigung der Streuungen ist keine signifikante Veränderung der Energiefreisetzungsraten mit zunehmender Geschwindigkeit erkennbar. Diese Streuungen der Ergebnisse, sind größtenteils auf fertigungsbedingte Einflüsse zurückzuführen. Durch ungenaues Einlegen der Teflonfolien hat jeder Probekörper eine unterschiedliche Anrisslänge. Somit unterscheiden sich die Hebelverhältnisse von Probe zu Probe. Darüber hinaus ist die Verteilung und die Anzahl der Kettfäden weitgehend zufällig. Da diese Kettfäden riss-hemmende Wirkung besitzen, beeinflussen sie auch die resultierenden Energiefreisetzungsraten.

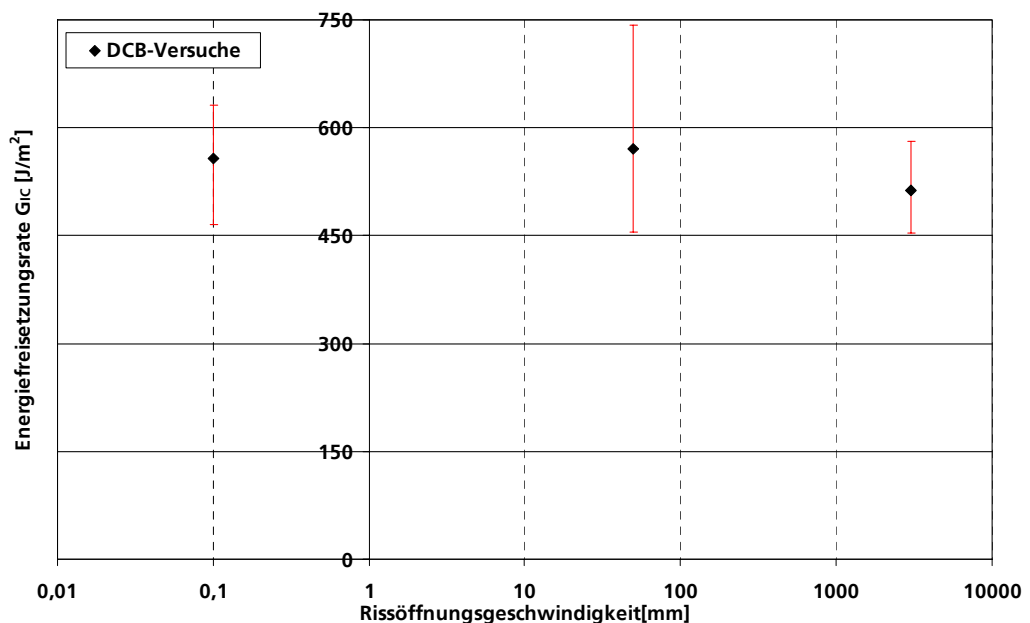


Bild 3.31: Energiefreisetzungsraten mit Streubreite aus den DCB-Delaminationsversuchen aufgetragen über der logarithmisch dargestellten Rissöffnungsgeschwindigkeit. Es ist kein signifikanter Einfluss der Rissöffnungsgeschwindigkeit auf die Bruchenergie erkennbar.

In Bild 3.32 sind exemplarisch Kraft-Rissöffnungsweg-Verläufe aus den DCB-Delaminationsversuchen für alle drei untersuchten Rissöffnungsgeschwindigkeiten dargestellt. Bei zunehmender Rissöffnungsgeschwindigkeit spielt die Trägheit der Prüfapparatur trotz der am Leichtbau orientierten Konstruktionsweise eine Rolle. Der deutliche Anstieg der maximalen Kraft deutet auf die damit zusammenhängende größere zu verrichtende Arbeit hin, die benötigt wird, um die Schienenmasse zu beschleunigen. Ist die Prüfapparatur auf Geschwindigkeit, wirkt Ihre Trägheit entgegengesetzt. Die Kraft fällt deutlich schneller ab, da das bewegte System einen Teil der kinetischen Energie zur Rissfortsetzung aufwendet. Am ausgeprägtesten tritt dieser Effekt in den Versuchen mit der höchsten Rissöffnungsgeschwindigkeit auf. Dabei fällt die Kraft sogar kurzzeitig vollständig ab und gleicht somit in Bezug auf die Fläche, welche von der Kurve und der x-Achse eingeschlossen wird (= freigesetzte Energie), die erhöhte Anfangskraft wieder aus.

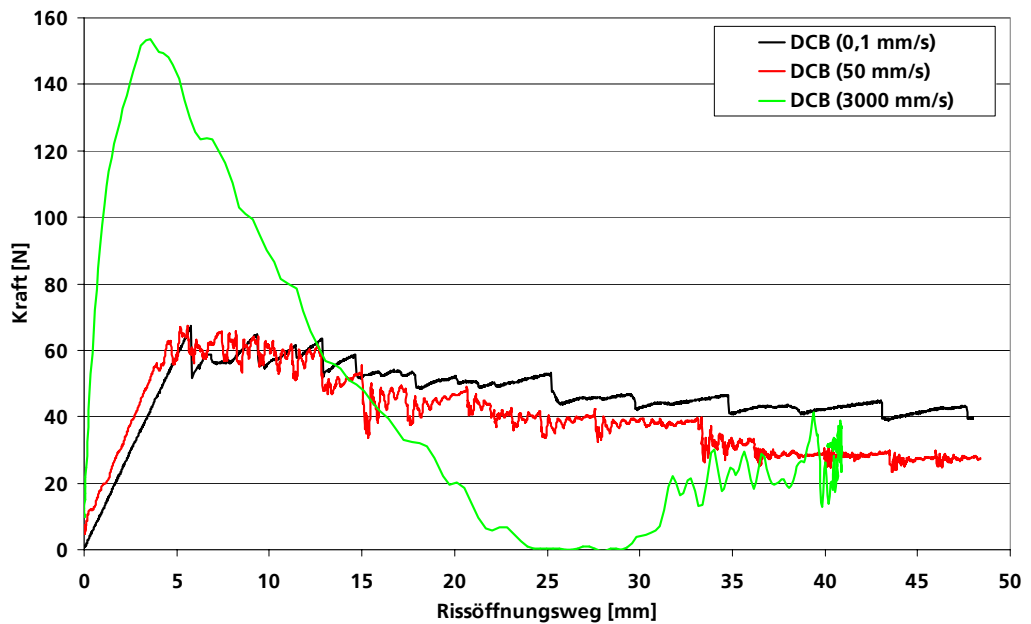


Bild 3.32: Gegenüberstellung der gemessenen Kraft-Rissöffnungsweg-Verläufe der DCB-Delaminationsversuche mit unterschiedlichen Rissöffnungsgeschwindigkeiten.

Aufgrund dieser beiden auftretenden Effekte ist erkennbar, dass die daraus resultierenden Streuungen in den Versuchen die möglicherweise vorhandene, geringe Abhängigkeit der Energiefreisetzungsrate von der Rissöffnungsgeschwindigkeit im untersuchten Bereich überlagern. Für die folgende Modellbildung wird daher als Ergebnis festgehalten, dass dieser Einfluss nicht modelliert wer-

den muss. Tsai, Guo und Sun [57], [127] bestätigen diese Einschätzung für eine andere Kombination aus Kohlenstofffasern und Epoxidharz. Dort wird die kritische Energiefreisetzungsrates als nahezu konstant ermittelt. Auch deren Messungen sehen die Steigerung der Energiefreisetzungsrates mit der Rissöffnungsgeschwindigkeit als geringer als die sonstigen Streuungen an.

Zusätzlich zu den reinen DCB-Konfigurationen wird eine Versuchsreihe in Mixed-Mode-Konfiguration mit quasistatischer Krafteinleitungsgeschwindigkeit durchgeführt. In der folgenden Abbildung ist ein exemplarischer Kraft-Rissöffnungsweg-Verlauf dargestellt.

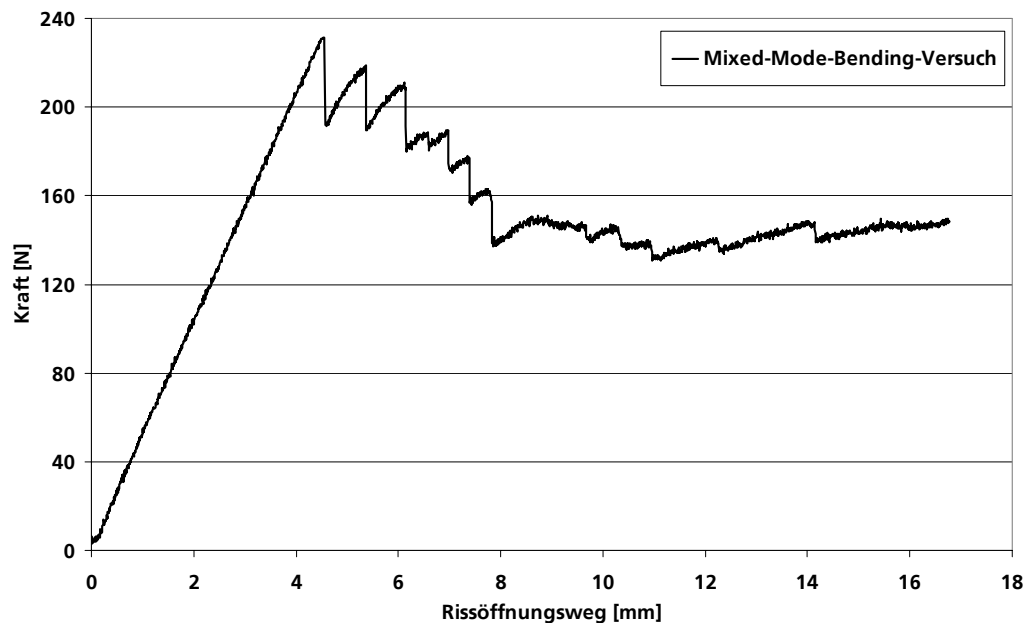


Bild 3.33: Gemessener Kraft-Rissöffnungswegverlauf eines Delaminationsversuchs in MMB-Konfiguration.

Zur Auswertung der Energiefreisetzungsrates für Modus I ( $G_{IC}$ ) und Modus II ( $G_{IIC}$ ) wird analog zur DCB-Untersuchung zuerst die gesamte zur Risserweiterung verrichtete Arbeit durch Integration aus dem Kraft-Weg-Diagramm bestimmt und auf die Rissfläche bezogen (hier exemplarisch für die in Bild 3.33 dargestellte Probe):

$$G_{I/IIIC} = \frac{A_1 - A_2}{a \cdot b} \cdot 10^6 = \frac{2,432 - 0,5 \cdot 16,77 \cdot 0,148}{62,2 \cdot 24,997} \cdot 10^6 \text{ J/m}^2; G_{I/IIIC} = 766,02 \text{ J/m}^2$$

Um aus dieser kombinierten Energiefreisetzungsrate  $G_{IIC}$  die relevanten Einzelergebnisse zu berechnen, wird das über die Kinematik der Prüfeinrichtung eingestellte Verhältnis der Energiefreisetzungsraten benötigt:

$$\frac{G_{IC}}{G_{IIC}} = \frac{4 \cdot (3 \cdot c - L)^2}{3 \cdot (c + L)^2} = \frac{4 \cdot (3 \cdot 110 - 75)^2}{3 \cdot (110 + 75)^2}; \quad \frac{G_{IC}}{G_{IIC}} = 2,533$$

Daraus folgt mit:

$$G_{IC} + G_{IIC} = G_{ges} \rightarrow G_{IC} = 2,533 \cdot G_{IIC}$$

als Ergebnis:

$$\Rightarrow G_{IC} = G_{ges} - G_{IIC} = G_{ges} \cdot \left(1 - \frac{1}{3,533}\right) \text{ bzw. } G_{IIC} = \frac{G_{ges}}{3,533}$$

Als Mittelwerte dieser Versuchsreihe ergeben sich damit die in der folgenden Tabelle dargestellten einzelnen Energiefreisetzungsraten.

Tabelle 3.4: Übersicht über die in den Delaminationsversuchen mit MMB-Konfiguration gemessenen Mittelwerte der jeweiligen Energiefreisetzungsraten

<b>Gemittelte Energiefreisetzungsrate</b>	
<b><math>G_{ges}</math> [J/m<sup>2</sup>]</b>	771,92
<b><math>G_{IC}</math> [J/m<sup>2</sup>]</b>	553,43
<b><math>G_{IIC}</math> [J/m<sup>2</sup>]</b>	218,49

Dieser Mixed-Mode-Versuch ist von hoher Bedeutung, denn damit kann im entwickelten Modell eine Kopplung zwischen den beiden einzelnen Modi auf Basis von Versuchen genau ermittelt und modelliert werden.

### 3.5 Dynamische Eigenschaften unter Crashbelastung

Um das Verhalten der Faserverbundmaterialien unter Crashbelastung und die dort auftretenden physikalischen Phänomene beschreiben zu können, müssen dynamische Untersuchungen mit geeigneten Experimenten durchgeführt werden. Da diese Charakterisierung nicht nur das Spannungs-Verzerrungsverhalten der Probekörper bei großen Deformationen und wechselnden Verzerrungsraten sondern auch Versagen und fortschreitende Schädigung beinhalten soll, werden Experimente an einer Fallgewichtsanlage eingesetzt. An einem spielfreien Linearlager wird über einen Schlitten das Impaktorgewicht befestigt. Das Gesamtgewicht des Impaktors beträgt zwischen 7,8 und 29,5 kg. In Bild 3.34 ist dieser Aufbau dargestellt.

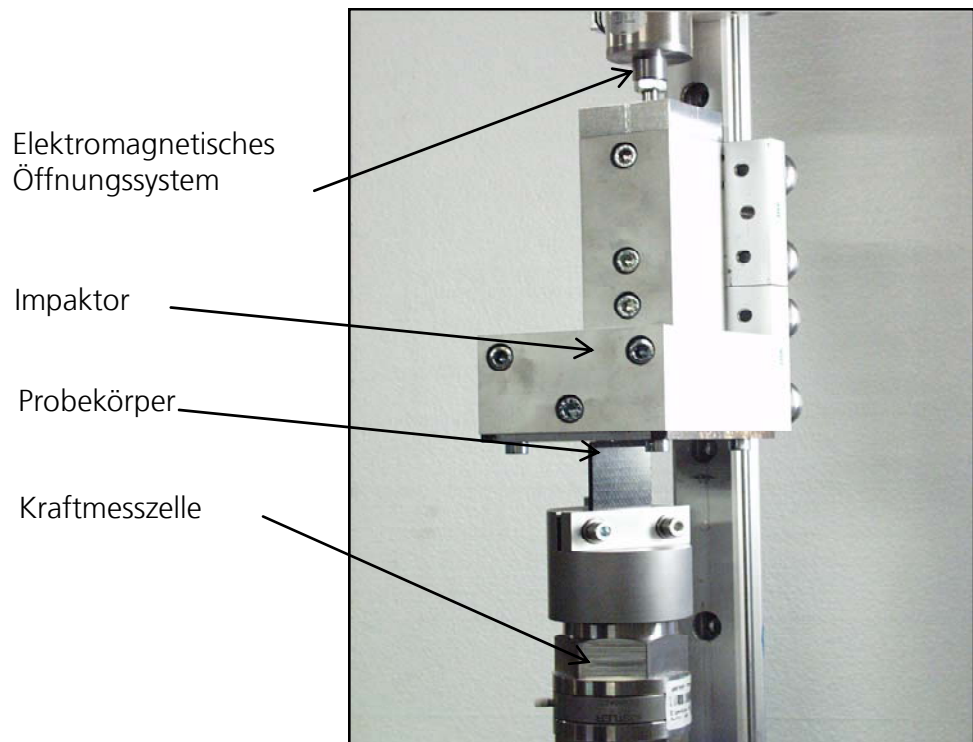


Bild 3.34: Versuchsaufbau für dynamische Untersuchungen an der Fallgewichtsanlage mit eingebauter Probe.

Als Probekörper werden rechtwinklige Eckenkörper in unterschiedlichen Abmessungen und mit verschiedenen Krümmungsradien eingesetzt. Diese Proben sind vergleichsweise einfach zu fertigen und daher kostengünstiger als spezielle Körper wie Rohre oder Hohlprofile. In Bild 3.35 sind die Probekörper dargestellt.

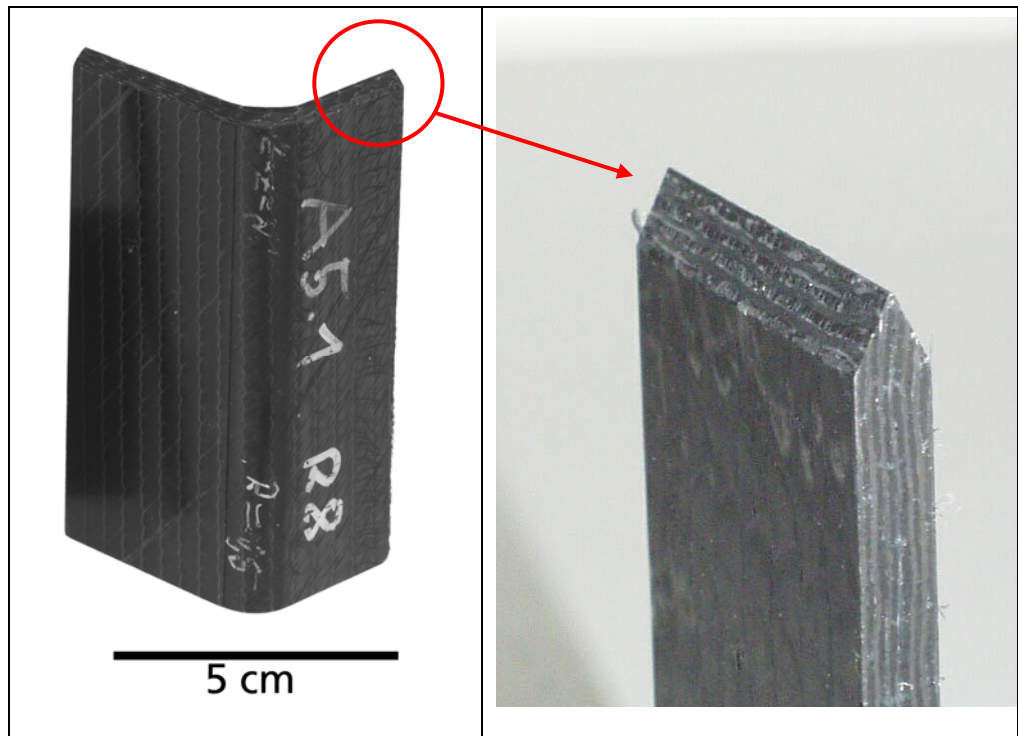


Bild 3.35: Probekörper für dynamische Untersuchungen am Fallgewicht (linkes Bild) und Triggergeometrie als Belastungskonzentratoren für dynamische Untersuchungen (rechtes Bild).

Ein weiterer Vorteil dieser Probekörper gegenüber geschlossenen Bauteilen besteht darin, dass die „Schnittfläche“ während des Versuchs beobachtet werden kann und demzufolge Information über die Vorgänge innerhalb des Laminates gewonnen werden. Das mögliche Problem des Beulens bzw. Ausknickens dieser Geometrien anstatt des gewünschten fortschreitenden Crashverlaufs wird durch Optimieren der Abmessungen und eine besonders steife Einspannvorrichtung verhindert. Alle Probekörper werden in der mit Führungsnuten versehenen Einspannplatte verklemmt. Die Trägerplatte selbst ist auf ihrer Unterseite fest mit dem Kraftsensor verbunden. An die dem Impact zugewandte Probenoberseite wird, wie bei Untersuchungen an Faserverbundwerkstoffen üblich, eine 45°-Doppel-Fase als Belastungskonzentratoren bzw. Trigger eingefräst (siehe Bild 3.35). Die 45°-Fase des Triggers reduziert die volle Querschnittsfläche des Probekörpers kontinuierlich auf Null an der Triggerspitze. Durch die Druckspannungskonzentration an dieser Stelle beim Kontakt mit dem Impaktor wird der Crashvorgang gezielt ausgelöst und läuft nicht zufällig an möglicherweise vorhandenen Diskontinuitäten innerhalb der Probe los.



Die Messtechnik, die bei den Versuchen eingesetzt wird, dient zur Ermittlung der Kraft und des Wegs des Impaktors. Zur Kraftmessung wird ein piezoelektrischer Sensor verwendet, dessen Signal mit einem Ladungsverstärker verstärkt und mit einem Vielkanal-Transientenrekorder aufgezeichnet wird. Der Verformungsweg bei den Versuchen wird mit einem optischen Wegmessgerät Typ 100H der Firma TSI berührungslos gemessen. Dieses Messgerät registriert mit hoher Zeitauflösung die Bewegung einer Schwarz-Weiß-Kante, die fest mit dem Impaktor verbunden ist. Die Ortsauflösung des Wegmeßsystems beträgt etwa 0,2 % des Messbereichs und entspricht damit 0,1 mm. Zusätzlich wurden Hochgeschwindigkeitsaufnahmen mit einer speziellen digitalen Videokamera „Phantom“ und Aufzeichnungsraten von bis zu 20000 Bildern pro Sekunde durchgeführt.

### 3.5.1 Versuchsergebnisse der einfachen Struktur

Insgesamt werden 15 verschiedene Konfigurationen untersucht. Die Lagenaufbauten sind in der folgenden Tabelle zusammengestellt.

Tabelle 3.5: Übersicht über die Materialkonfigurationen und jeweilige Probestückanzahl der durchgeführten dynamischen Untersuchungen.

	Radius = 8 mm	Radius = 12 mm	Radius = 15 mm	Faservolumengehalt
$[\pm 45^\circ]_5$	6	6	6	52%
$[0^\circ/90^\circ]_5$	6	6	6	50%
$[0^\circ_3/(\pm 45^\circ)_3]_5$	5	5	5	51%
$[0^\circ_4/(\pm 45^\circ)_2]_5$	5	5	5	47%
$[(\pm 45^\circ)_4 / 0^\circ_2]_5$	7	7	7	45%

Fünf verschiedene Laminataufbauten werden mit jeweils drei verschiedenen Krümmungsradien der Ecke, einem Impaktversuch mit 8 m/s Geschwindigkeit und einer Impaktormasse von 29,5 Kg unterzogen. Die Gesamtenergie beträgt damit jeweils ca. 940 Joule. Für jede Konfiguration werden mindestens fünf Probestücke getestet, um den Einfluss von Streuungen besser zu erfassen.

Eine exemplarische Kraft-Verformungsweg-Kurve ist im folgenden Bild 3.36 dargestellt. Alle Probekörper folgen diesem Verlaufsmuster. Der Crashverlauf gliedert sich in drei Phasen. Nach der Kraftanstiegsphase folgt die Hauptcrashphase und zuletzt die Entlastungsphase. Die Kraftanstiegsphase ist der Bereich vom ersten Aufprall der Impaktormasse bis zur ersten Kraftspitze. In dieser Phase wird der Trigger der Probe zerstört. Die darauf folgende Hauptcrashphase endet mit Erreichen des maximalen Deformationsweges. In ihr schreitet die Bauteilzerstörung durch Umwandlung der kinetischen Energie des Impaktors in Werkstoffzerstörung progressiv voran. In der Entlastungsphase wird die im unzerstörten Bereich des Probekörpers gespeicherte elastische Energie wieder freigesetzt. Die Lage des weitgehend konstanten Kraftniveaus in der Hauptcrashphase beschreibt die Qualität der Energieaufnahme. Die von der Crashprobe absorbierte Energie entspricht dabei der Fläche unter der Kraft-Verformungsweg-Kurve. Dieser Verlauf entspricht in etwa dem zusätzlich eingezeichneten parallelogrammförmigen Idealverlauf für ein energieaufnehmendes Bauteil. Über die Höhe der konstanten Crashlast lassen sich bei vorgegebener aufzunehmender Schadensenergie die maximalen Deformationswege (rot = niedrige spez. Energieaufnahme / grün = hohe spez. Energieaufnahme) einstellen.

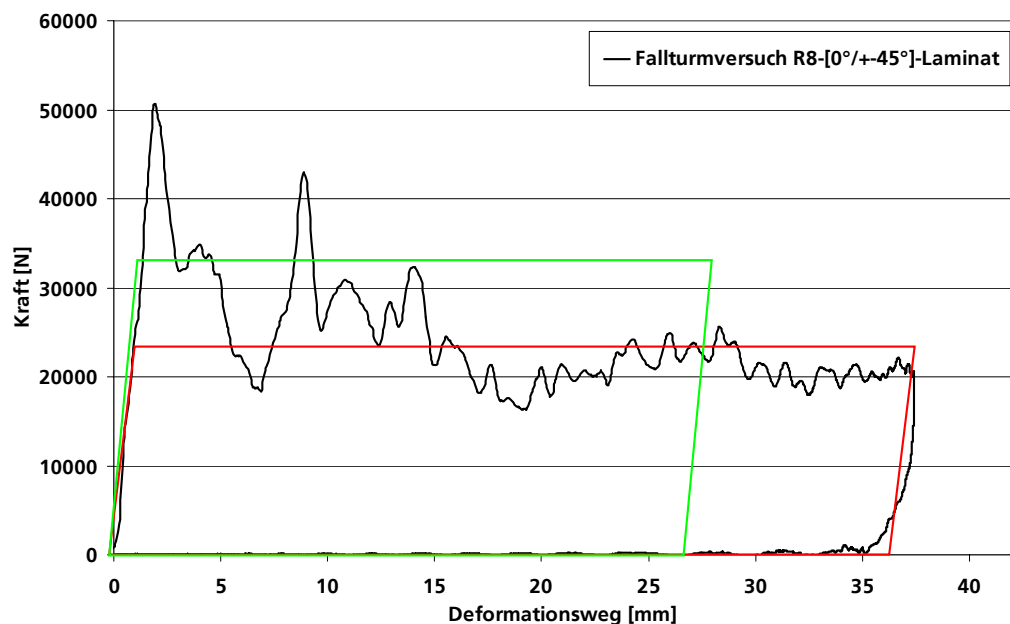


Bild 3.36: Gemessener Kraft-Weg-Verlauf eines Crashversuchs an einer Winkelprobe und zusätzlich eingetragene parallelogrammförmige Idealverläufe für energieabsorbierende Bauteile (rot = niedrige spez. Energieaufnahme / grün = hohe spez. Energieaufnahme).

In der folgenden Bildserie Bild 3.37 ist exemplarisch der Impaktvorgang auf einen Probekörper mit Eckradius 15 mm und Laminattyp Nr. 3 dargestellt. Links oben ist der Zustand kurz vor dem Auftreffen des Impaktors zu sehen, rechts daneben das Ausbilden der zentralen Hauptrisse (Delaminationen). Das nächste Bild (Mitte links) zeigt das Aufspalten des gesamten Laminats und das Ausbilden des charakteristischen Fragmentkeils im inneren des Laminats. Rechts daneben ist der Zeitpunkt der vollständigen Energieaufnahme dargestellt. Der Impaktor steht kurzzeitig still, da die gesamte kinetische Energie von der Probe aufgenommen wurde. Unten links beginnt das elastische Rückfedern. Ein Teil der vom Probekörper aufgenommenen Energie ist elastisch im intakten Rest der Probe und im Versuchsaufbau gespeichert. Diese freiwerdende Energie beschleunigt den Impaktor wieder nach oben bis das Laminat vollständig entlastet ist. Im letzten Bild ist der Zeitpunkt der vollständigen Entlastung dargestellt. Es ist zu erkennen, dass die elastische Energie im wesentlichen als Durchbiegung der äußeren, hier 0°-Lagen gespeichert ist.

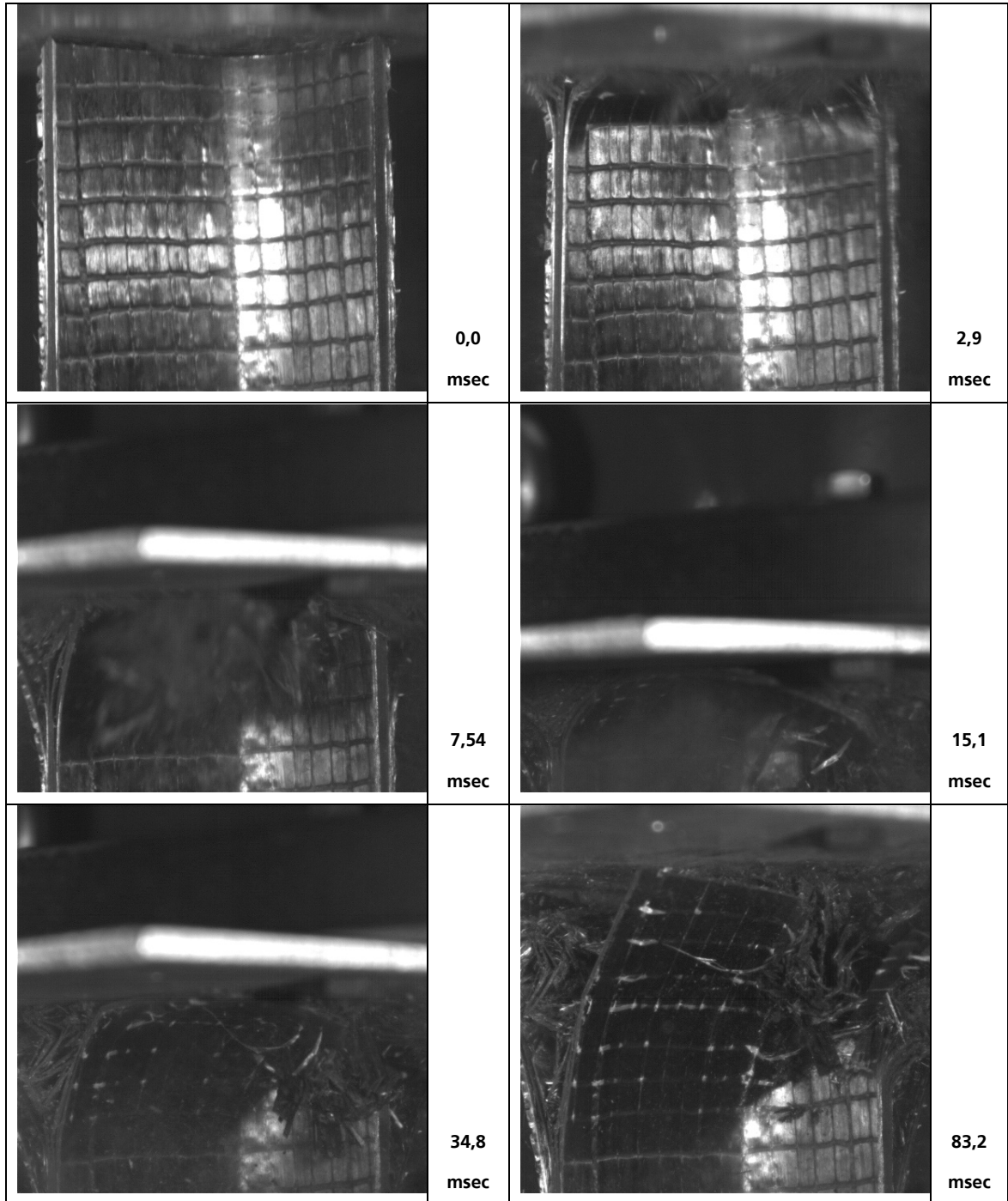


Bild 3.37: Bildsequenz aus Hochgeschwindigkeitsaufnahmen des Probekörpers während der Durchführung eines Crashvorganges auf eine Winkelprobe aus CFK.

Grundsätzlich ist das Verformungsverhalten der rechtwinkligen Struktur bei allen Versuchen sehr ähnlich. Jeder Probekörper erfährt einen oder mehrere zentrale Risse, weshalb eine Y-förmige Aufspaltung mit jeweils mehreren Lagen rechts und links stattfindet. Das Kraftniveau und damit die sich ergebende Energieaufnahme wird einmal durch das Zerstören der inneren Lagen und zum Zweiten durch das Biegeverhalten der äußeren Lagen bestimmt.

Daraus folgt, dass neben der Orientierung der Lagen auch ihre Position im Laminat entscheidend ist. Dies belegt auch der folgende postexperimentelle Bildvergleich von zwei Proben mit den selben Orientierungen der Lagen ( $0^\circ$  und  $\pm 45^\circ$ ) lediglich in umgekehrter Reihenfolge. Im linken Bild sind die  $0^\circ$ -Lagen im Probeninneren und die  $\pm 45^\circ$ -Lagen auf den Probenaußenseiten (rechtes Bild entsprechend vertauscht).

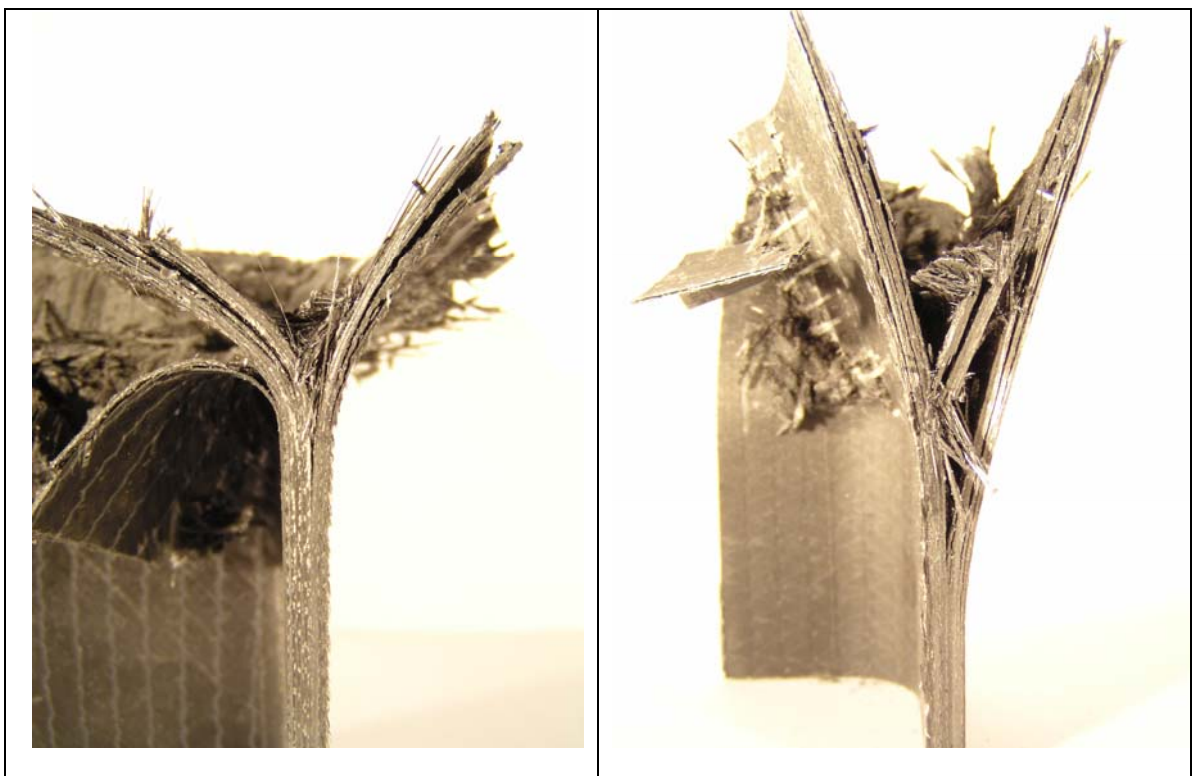


Bild 3.38: Vergleich zwischen zwei Probekörpern mit verschiedener Anordnung derselben Einzellagen zueinander. Die Energieaufnahme der rechten Probe ist deutlich höher, da die inneren Lagen vollständig fragmentiert werden anstatt sich nur zusammenzufalten. Zum anderen ist der Biegeradius der äußeren Lagen kleiner, was zu besseren Hebeln und damit höheren Kräften führt.

Die Energieaufnahme ist bei der rechten Probe deutlich höher. Das liegt zum einen daran, dass die inneren Lagen vollständig fragmentiert werden anstatt sich nur zusammenzufalten und zum anderen am kleineren Biegeradius der äußeren Lagen. Die bedeutend steiferen 0°-Lagen haben einen sehr großen Biegeradius, was zu größeren Hebeln und damit geringeren Kräften führt. Diese Feststellung wird auch durch das folgende Diagramm bestätigt. Hier sind die Mittelwerte der erzielten spezifischen Energieaufnahmen für alle Versuchskonfigurationen mit ihrem Streuband dargestellt. Die verschiedenen Konfigurationen zeigen keine großen Unterschiede im Energieaufnahmeverhalten. Einzig das  $[\pm 45^\circ/0^\circ]$ -Laminat zeigt aus den oben dargelegten Gründen eine deutlich höhere spezifische Energieaufnahmefähigkeit.

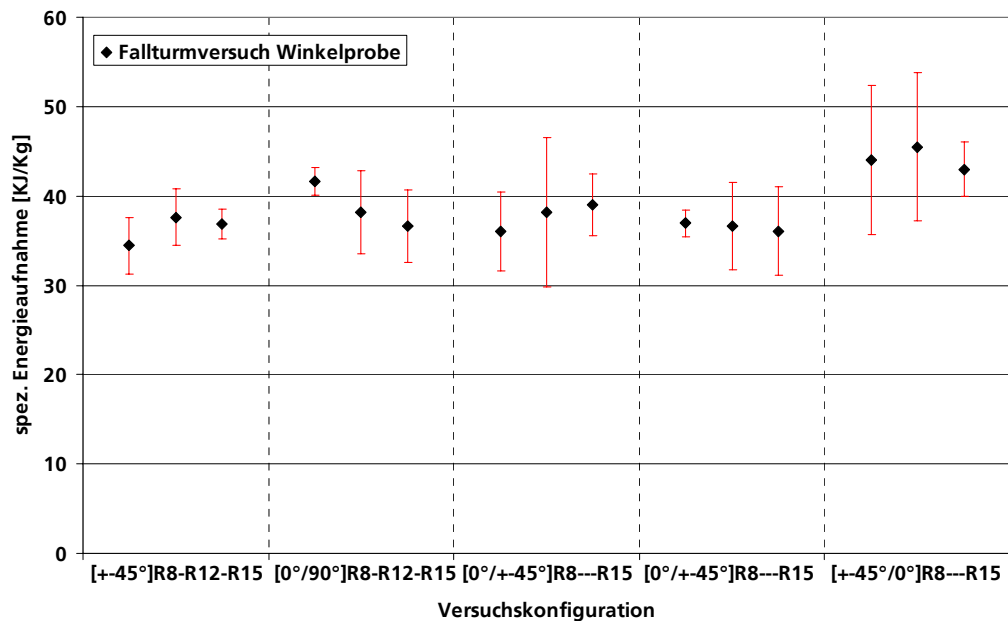


Bild 3.39: Übersicht über die gemessene spezifische Energieaufnahme mit Streubereich der Winkelproben aller durchgeführten Fallgewichtuntersuchungen. Dargestellt sind die 5 untersuchten Laminatkonfigurationen mit den jeweiligen Radiusvarianten (R=8 mm bis R=15 mm).

Vergleichbare Ergebnisse zeigen die jeweiligen Maximalkräfte der Versuche in Bild 3.40. Die Unterschiede zwischen den einzelnen Konfigurationen sind hauptsächlich auf die Festigkeit des jeweiligen Laminats zurückzuführen. So haben die Konfigurationen mit einem hohen Anteil an 0°-Lagen auch die höchste Druckfestigkeit und zeigen demzufolge auch die größten Maximalkräfte im Impaktversuch.

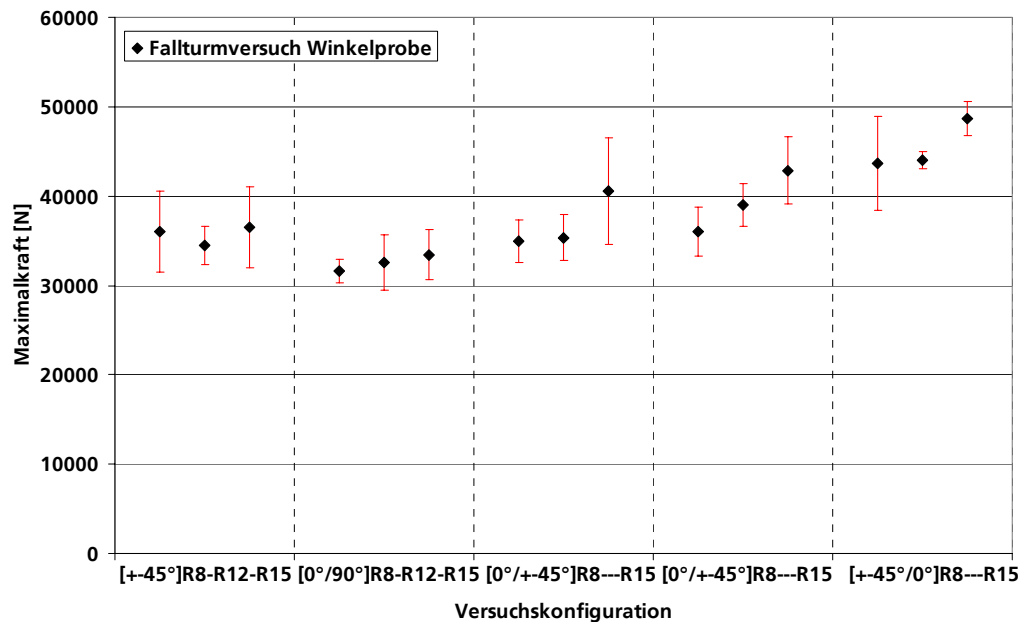


Bild 3.40: Übersicht über die gemessene Maximalkraft mit Streubereich der Winkelproben aller durchgeführten Fallgewichtsuntersuchungen. Dargestellt sind die 5 untersuchten Laminatkonfigurationen mit den jeweiligen Radiusvarianten (R=8 mm bis R=15 mm).

Im folgenden Diagramm ist der Einfluss des Eckenradius auf die spezifische Energieaufnahme dargestellt. Wie anhand der ins Diagramm eingezeichneten Trendlinie zu erkennen ist, ist die Energieaufnahmefähigkeit der Lamine unabhängig vom Radius der Ecke. Das ist darauf zurückzuführen, dass die Winkelprobe kein geschlossenes Profil ist und daher keine Umfangsspannungen wirken können. Deshalb sind in den verschiedenen Eckradien keine unterschiedlichen Spannungszustände und damit auch keine resultieren Unterschiede bezüglich des Energieaufnahmeverhaltens zu erkennen.

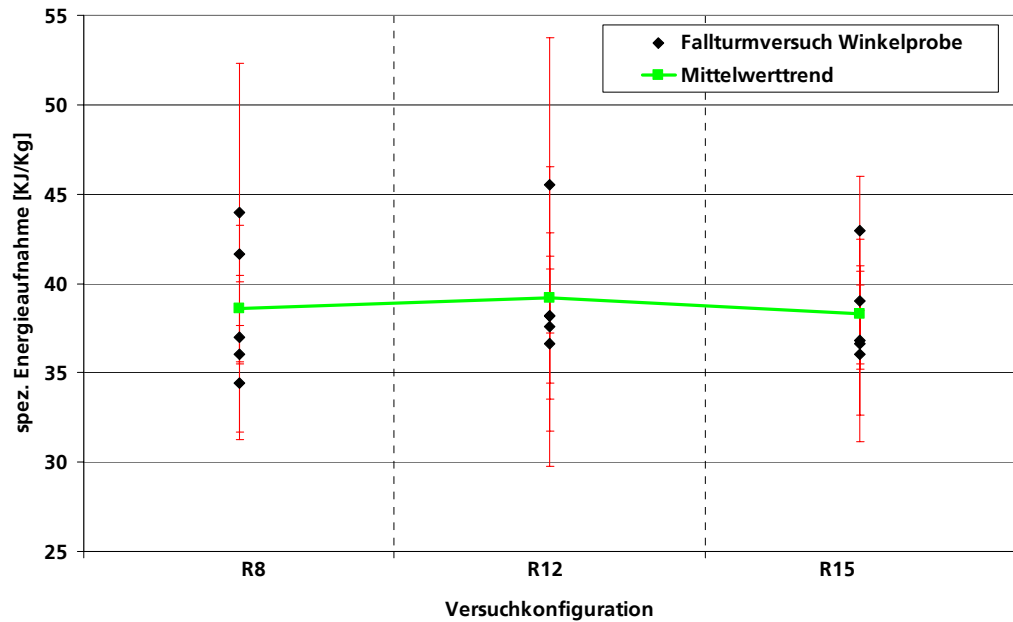


Bild 3.41: Einfluss der Probengeometrie (Radius: R=8 mm, R=12 mm, R=15 mm) auf die in den Fallturmversuchen gemessene spezifische Energieaufnahme der Winkelproben

Im Gegensatz dazu ist wie im folgenden Diagramm dargestellt ein geringer Einfluss des Eckenradius auf die Maximalkraft zu erkennen. Anhand der ins Diagramm eingezeichneten Trendlinie zeigt sich, dass die Maximalkraft leicht mit dem Radius ansteigt. Dieser Effekt beruht darauf, dass die Proben mit größerem Radius geometrisch und fertigungsbedingt eine zunehmende gesamte Querschnittsfläche besitzen. Aufgrund der steigenden Querschnittsfläche steigt bei konstanter Druckfestigkeit die Kraft, was sich als Anstieg der im Versuch gemessenen Maximalkraft bemerkbar macht. Für die spezifische Energieaufnahme spielt dieser Effekt keine Rolle, da die Proben mit größerer Querschnittsfläche auch über eine entsprechend höhere Gesamtmasse verfügen.



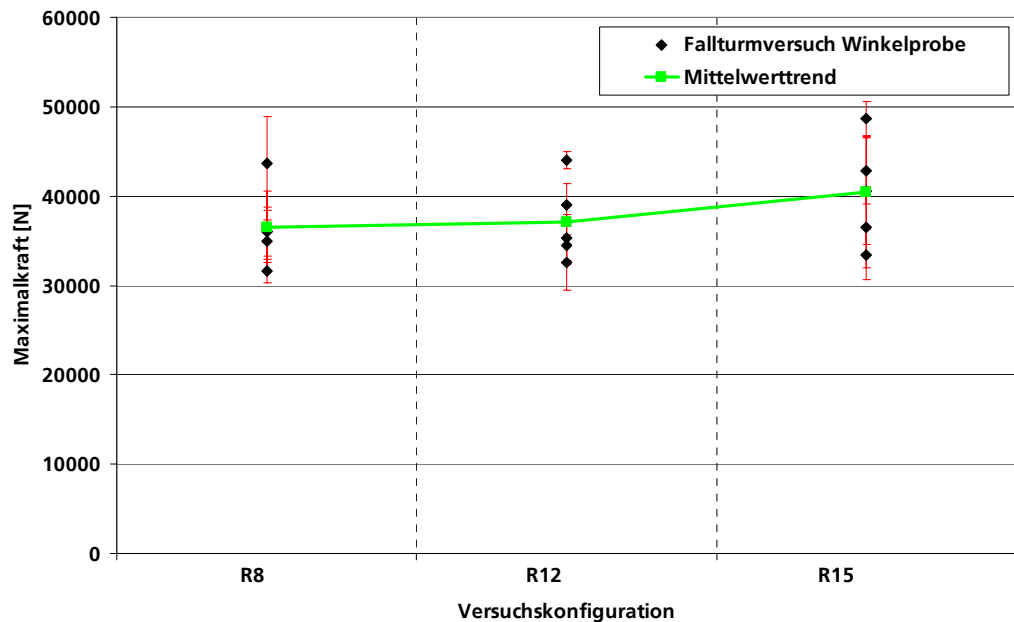


Bild 3.42: Einfluss der Probengeometrie (Radius: R=8mm, R=12mm, R=15mm) auf die in den Fallturmversuchen gemessene Maximalkraft der Winkelproben

### 3.6 Experimentelle Untersuchungen des Crashverhaltens von Motorträgern aus CFK

Zusätzlich zu den dynamischen Fallturmversuchen an den einfachen Bauteilen werden Experimente mit realen Bauteilen durchgeführt. Es wurden 25 in Geometrie und Lagenaufbau unterschiedliche Rechteckprofile, die realen Bauteilen von Motorträgerstrukturen entsprechen, in insgesamt 15 Konfigurationen (dargestellt in Tabelle 3.6) an einer Komponentencrashanlage untersucht. Als Motorträgerstruktur (MTT) wird der hier im vorderen Motorraum des Fahrzeugs angeordnete Teil des Automobillängsträgers verstanden, an dem der Motor, die Vorderachse und weitere Aggregate befestigt sind. Im folgenden Bild 3.43 ist am Beispiel des Fahrzeugs BMW Z8 dieser Zusammenhang verdeutlicht.



Bild 3.43: Darstellung der Motorträger am Beispiel der Karosseriestruktur des 6er Cabrio von BMW [23].

Tabelle 3.6: Übersicht über die Materialkonfigurationen und Anzahl der durchgeführten Crashversuche an Motorträgern

	Radius = 8 mm	Radius = 12 mm	Radius = 15 mm	Faservolumengehalt
$[\pm 45^\circ]_5$	1	1	3	52%
$[0^\circ/90^\circ]_5$	1	1	3	50%
$[0^\circ_3/(\pm 45^\circ)_3]_5$	1	1	1	51%
$[0^\circ_4/(\pm 45^\circ)_2]_5$	1	1	1	51%
$[(\pm 45^\circ)_4/0^\circ_2]_5$	3	3	3	51%

### 3.6.1 Versuchsaufbau der Crashanlage

Aufgrund der deutlich höheren benötigten Impaktenergie können die Versuche nicht mehr an der Fallgewichtsanlage durchgeführt werden. Stattdessen wird eine Komponenten-Crashanlage verwendet, die in Bild 3.44 schematisch dargestellt ist. Ein schienengeführter Schlitten wird über einen Kolben mittels Druckluft auf die erforderliche Endgeschwindigkeit beschleunigt. Die kompri-

mierte Luft wird dabei in einer Hochdruckkammer zwischengespeichert. Eine Berstmembran, die die Hochdruckkammer abschließt, gibt beim Platzen das komprimierte Gas frei, das dann auf das Ende des Kolbens wirkt. Der Kolben wird in einem 5m langen Rohr geführt und ist am vorderen Ende an dem Schlitten angekoppelt. Dieser Schlitten dient als Impaktor mit einer Gesamtmasse von 540 Kg.

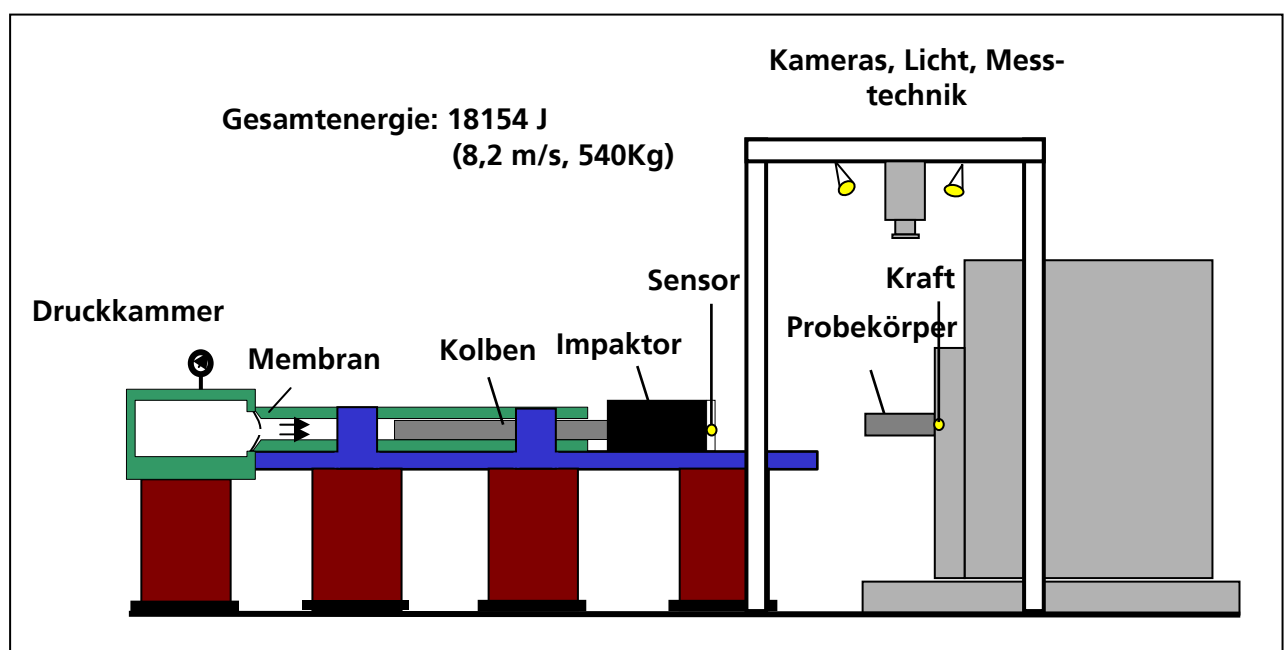


Bild 3.44: Prinzipdarstellung des Versuchsaufbaus für die Crashversuche mit Motorträgerstrukturen an der Komponentencrashanlage.



Bild 3.45: Komponentencrashanlage für die Crashversuche mit Motorträgerstrukturen am Ernst-Mach-Institut.

Die Proben selbst sind mittels Trägerplatten auf einem piezoelektrischen Kraftsensor befestigt, der für eine Maximallast von 1200 kN ausgelegt ist. In diese Aluminiumträgerplatten sind Nuten eingefräst, in die die Proben mit mehreren Lagen glasfaserverstärktem Epoxidharz einlamiert sind. Diese Befestigung dient zur Sicherstellung konstanter Randbedingungen und um ein Starten des Crashvorganges aus Richtung der Grundplatte zu verhindern. Eine Probe und Ihre Abmessungen sind in Bild 3.46 dargestellt.

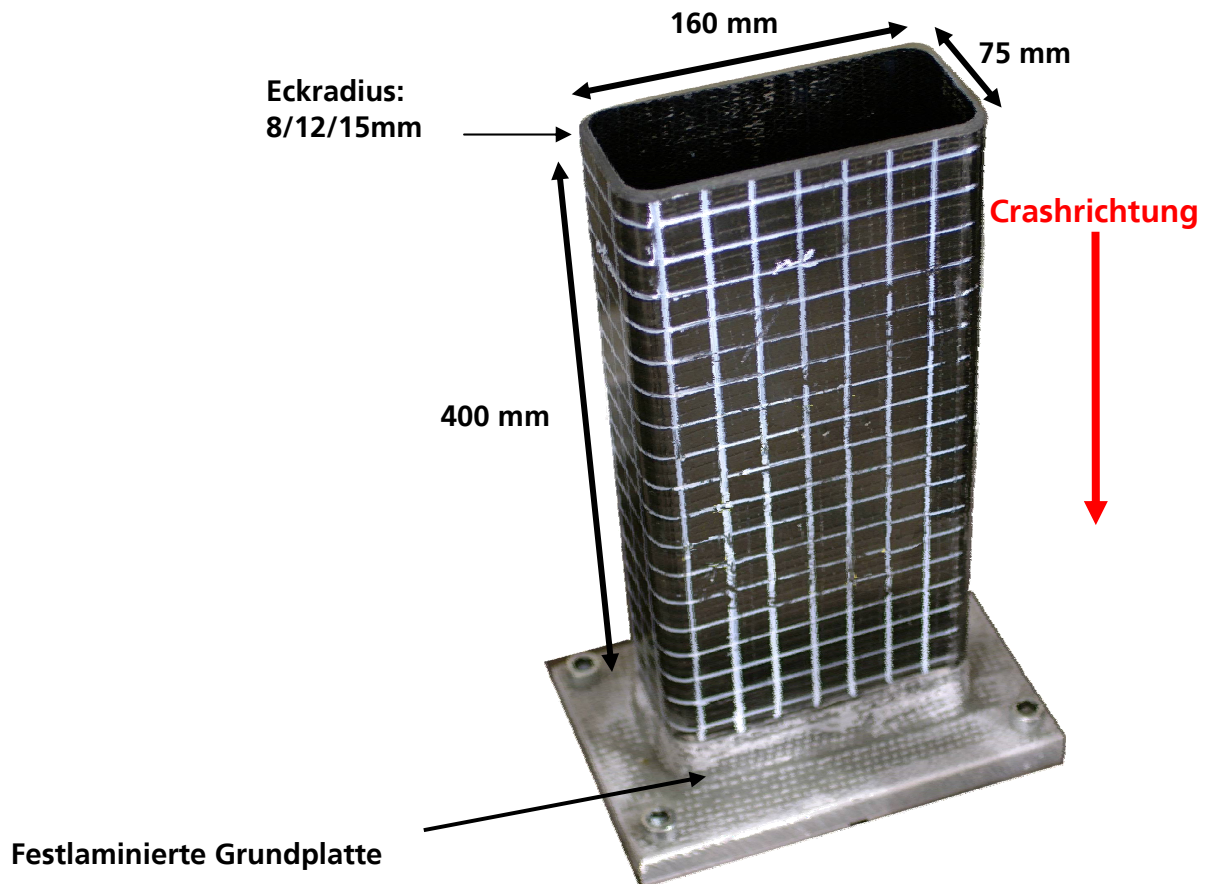


Bild 3.46: Probekörpergeometrie der für die Crashversuche verwendeten Motorträgerstrukturen.

Der Verformungsweg und die Impaktgeschwindigkeit der Versuche wird mit einem optischen Wegmessgerät Typ 100H der Firma TSI berührungslos gemessen. Die Ortsauflösung des Wegmeßsystems beträgt etwa 0,2 % des Messbereichs und entspricht damit 0,5 mm. Zusätzlich werden Hochgeschwindigkeitsaufnahmen mit einer speziellen digitalen „Phantom“-Videokamera und Aufzeichnungsraten von bis zu 20000 Bilder pro Sekunde durchgeführt.

### 3.6.2 Versuchsergebnisse

Eine exemplarische Kraft-Verformungsweg-Kurve ist im folgenden Bild 3.47 dargestellt. Alle untersuchten Probekörper folgen diesem Verlaufsmuster. Auf

eine Spitzenlast, die den Beginn der Schädigung einleitet, folgt ein quasi konstantes Kraftniveau, dessen Lage die Qualität der Energieaufnahme beschreibt. Naturgemäß nimmt die Geschwindigkeit des Impaktors im Verlaufe der Probenverformung in dem Maße ab, indem kinetische Energie des Impaktors in Verformungsarbeit umgewandelt wird, bis der Impaktor vollständig abgebremst ist und der Verformungsweg nicht mehr zunimmt. Da alle Probekörper die gesamte Impaktenergie aufnehmen, zeigt der Kraftverlauf nach Erreichen des maximalen Deformationswegs einen Entlastungsvorgang. Auch der Verlauf dieser Experimente entspricht aufgrund des nahezu konstanten Kraftniveaus während der Hauptcrashphase dem rechteckförmigen Idealverlauf für ein energieaufnehmendes Bauteil.

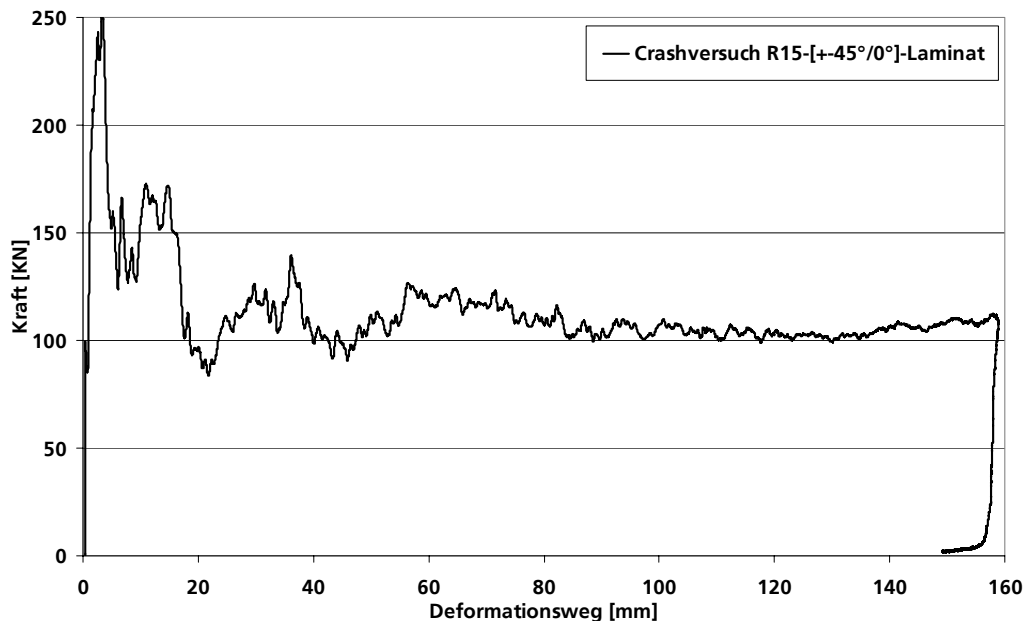


Bild 3.47: Typischer gemessener Kraft-Deformationsweg-Verlauf eines Crashversuches an einem Motorträger aus CFK.

In der in Bild 3.48 dargestellten Sequenz aus den Hochgeschwindigkeitsaufnahmen sind die wesentlichen Ereignisse während des Crashvorgangs zu erkennen. Nachdem zunächst die Triggergeometrie zerstört wird, bildet sich an der dem Impact zugewandten Probenseite ein Aufbrechen des Laminats und ein Aufreißen der Ecken aus. Danach schreitet die Crashfront von links nach rechts durch den Probekörper. Dadurch werden zunehmend größere Laminatbereiche geschädigt, teilweise fragmentiert und nach außen umgestülpt. Am Ende des Crashvorgangs haben sich vier große, zerstörte Laminatbereiche an jeder Probenoberfläche ausgebildet und, wie an der Staubbildung zu erkennen, sind viele Fasern vollständig fragmentiert.

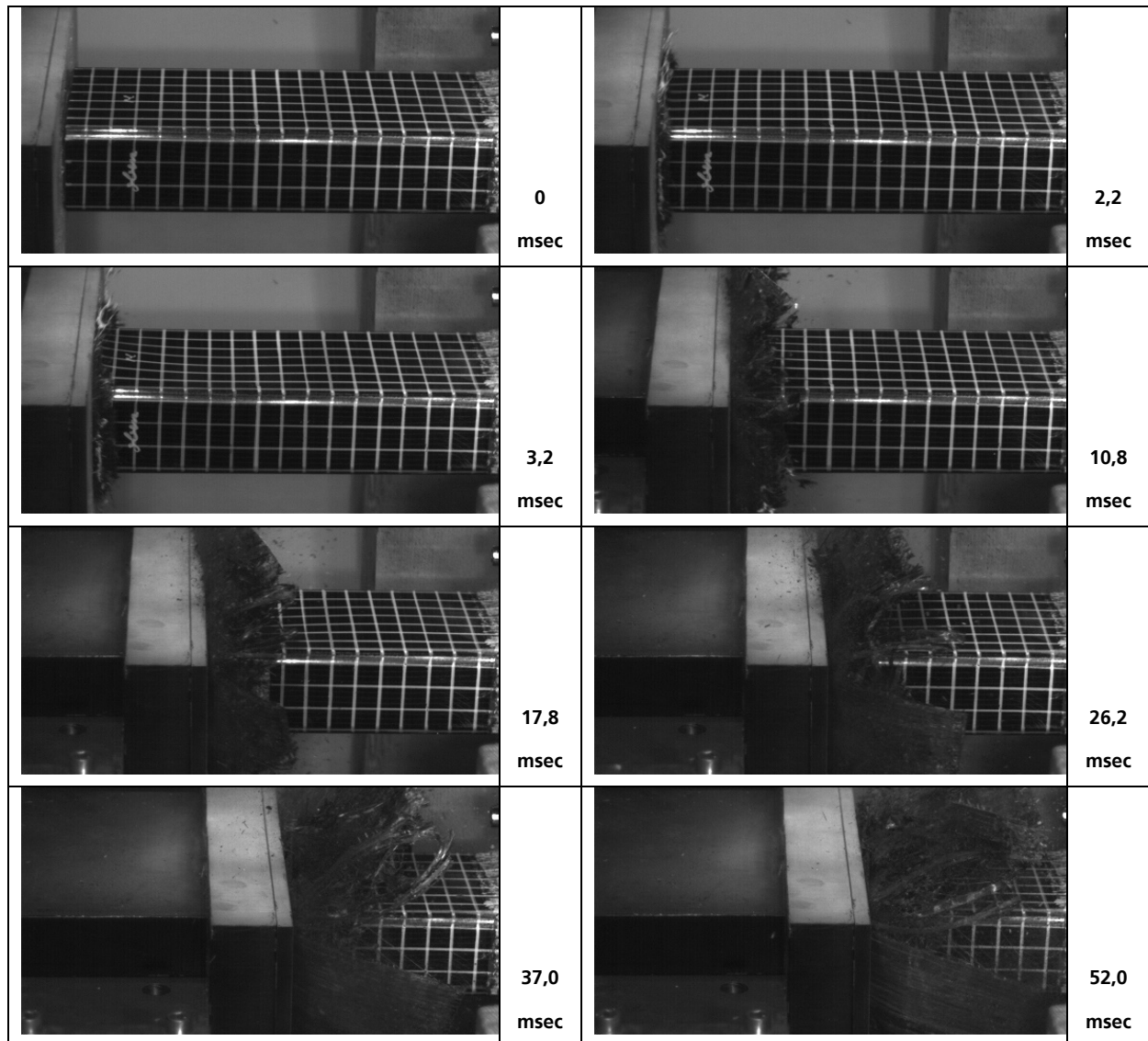


Bild 3.48: Bildsequenz aus Hochgeschwindigkeitsaufnahmen des Probekörpers während der Durchführung eines Crashversuches an einem Motorträger aus CFK.

Die Ergebnisse aller Versuche für die spezifische Energieaufnahme und die Maximalkraft sind in den folgenden beiden Bildern dargestellt. Da nicht für alle Konfigurationen genügend Wiederholversuche durchgeführt wurden, wird auf eine Darstellung der Streubereiche verzichtet und stattdessen werden alle Experimente eingetragen.

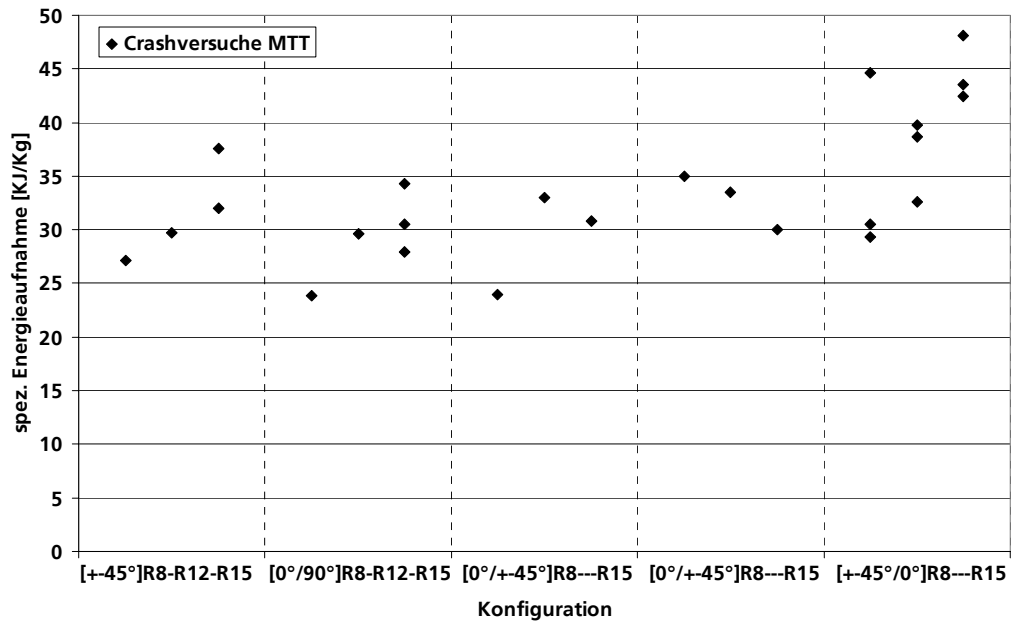


Bild 3.49: Übersicht über die gemessene spezifische Energieaufnahme der Motorträger aller durchgeführten Crashversuche. Dargestellt sind die 5 untersuchten Laminatkonfigurationen mit den jeweiligen Radiusvarianten (R=8 mm bis R=15 mm).

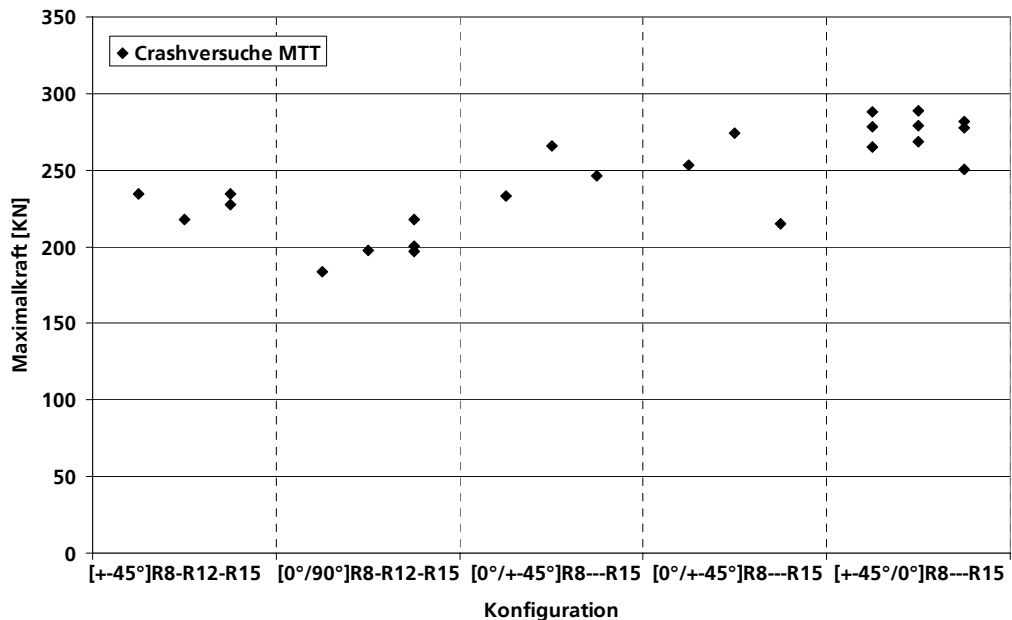


Bild 3.50: Übersicht über die gemessene Maximalkraft der Motorträger aller durchgeführten Crashversuche. Dargestellt sind die 5 untersuchten Laminatkonfigurationen mit den jeweiligen Radiusvarianten (R=8 mm bis R=15 mm).



Die folgende Analyse der Versuchsergebnisse zeigt den Einfluss des Eckenradius auf die spezifische Energieaufnahme. Wie anhand der ins Diagramm eingezeichneten Trendlinie zu erkennen ist, steigt die Energieaufnahmefähigkeit der Laminates mit dem Radius der Ecke. Aus der Literatur [88] ist bekannt, dass vollständig runde Profilkörper eine sehr hohe Energieaufnahmefähigkeit besitzen. Ein Rechteckprofilkörper ließe sich durch Steigerung des Eckenradius quasi in ein Rundprofil überführen. Da bei der Auslegung und Entwicklung von Motorträgerbauteilen allerdings neben der Energieaufnahmefähigkeit noch andere geometrische Restriktionen berücksichtigt werden müssen und diese von rechteckigen Strukturquerschnitten besser erfüllt werden, lässt sich hier als Ergebnis festhalten, dass der Radius der Ecken so groß wie möglich gewählt werden sollte.

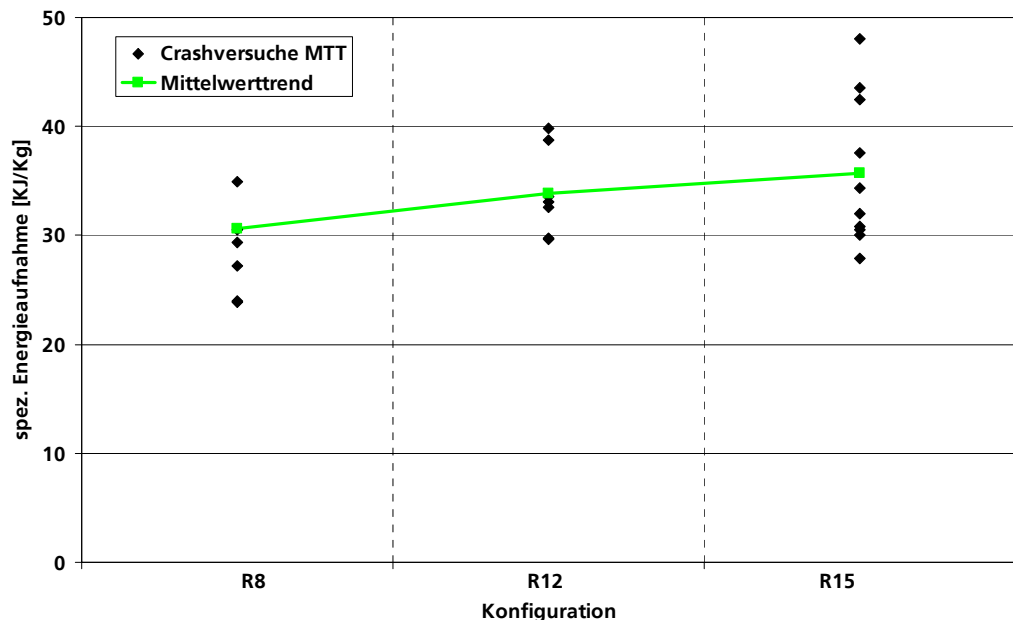


Bild 3.51: Einfluss der Probengeometrie (Radius: R=8 mm, R=12 mm, R=15 mm) auf die in den Crashversuchen gemessene spezifische Energieaufnahme der Motorträger.

Bezüglich der Maximalkräfte zeigt die ins folgende Diagramm eingezeichnete Trendlinie, dass ein Anwachsen des Radius die Maximalkraft leicht absenkt.

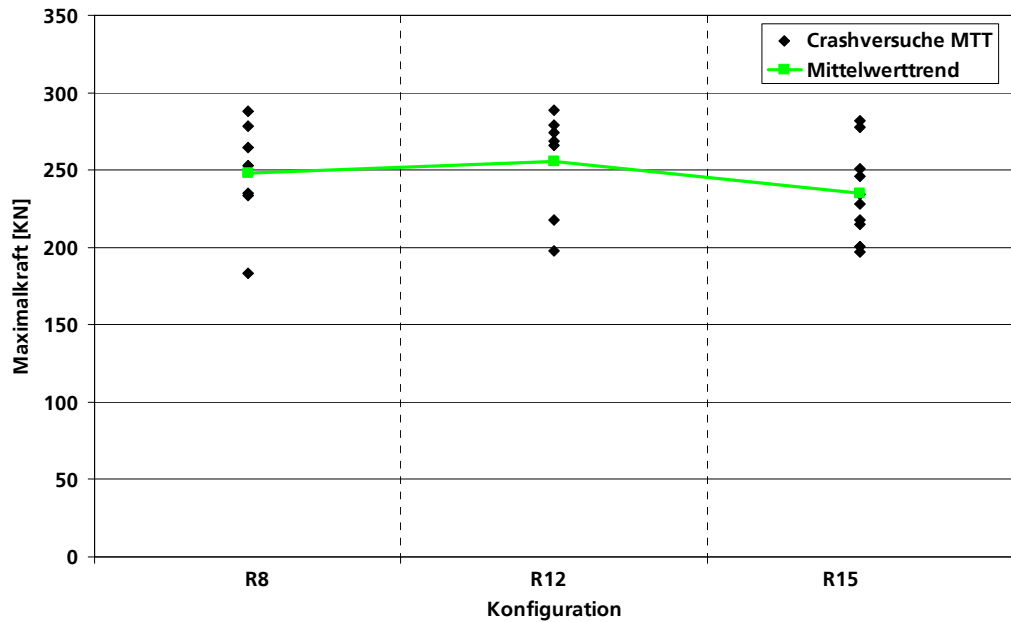


Bild 3.52: Einfluss der Probengeometrie (Radius: R=8 mm, R=12 mm, R=15 mm) auf die in den Crashversuchen gemessene Maximalkraft der Motorträger.

Bezüglich der Auslegung von Strukturbauteilen zur Energieaufnahme ist bei gegebener Geometrie vor allem der Laminataufbau ausschlaggebend. Wie auch schon aus den Versuchen mit der einfachen Winkelprobe erkennbar, ist neben der Ausrichtung der Einzellagen auch ihre Position innerhalb des Gesamtlaminats entscheidend. Grundsätzlich verfügen Laminats, die Mischungen aus verschiedenen Orientierungen enthalten, über ein besseres Energieaufnahmeverhalten als rein unidirektional verstärkte Bauteile. Eine Kombination aus eher duktilen ( $\pm 45^\circ$ ) und hochfesten ( $0^\circ$ ) Einzellagen ermöglicht eine bessere Energieaufnahme als Bauteile nur mit spröden Einzelschichten ( $0^\circ/90^\circ$ ), die in dieser Versuchsreihe die schlechtesten Ergebnisse erreichten. Dagegen verfügen Laminats aus rein duktilen Einzellagen über eine etwa 10% höhere Energieaufnahmefähigkeit. Werden nun zu den duktilen Lagen die hochfesten unidirektional in Impaktrichtung orientierten Lagen beigefügt, steigt die Energieaufnahmefähigkeit mit dem Anteil dieser  $0^\circ$ -Lagen. Allerdings ist entscheidend, ob die hochfesten  $0^\circ$ -Lagen als innere oder äußere Schichten eingesetzt werden. Die Steigerung der spezifischen Energieaufnahmefähigkeit beträgt noch einmal ca. 10-15% wenn in ansonsten identischen Laminats die  $0^\circ$ -Schichten innen statt außen angeordnet sind. Die Begründung dafür ist einmal, dass nur die hochfesten, aber dafür sehr spröden  $0^\circ$ -Lagen bei Anordnung im Laminatinneren vollständig fragmentiert werden, anstatt sich zusammenzufalten wie die duktileren  $\pm 45^\circ$ -Lagen. Zum anderen können die außen angeordneten duktilen  $\pm 45^\circ$ -

Lagen auch bei der sich einstellenden Biegung durch Schädigungsprozesse Energie aufnehmen, während außen angeordnete, steife 0°-Lagen sich in einem sehr großen Biegeradius lediglich elastisch verformen.

Deshalb ist im folgenden Diagramm die Anordnung der untersuchten Konfigurationen nach den für die Auslegung und Entwicklung von energieaufnehmenden Strukturbauteilen aus Faserverbundwerkstoffen relevanten Designmerkmalen erfolgt. Die zusätzlich eingezeichnete Trendlinie verdeutlicht die Ergebnisse dieser Versuchsreihe.

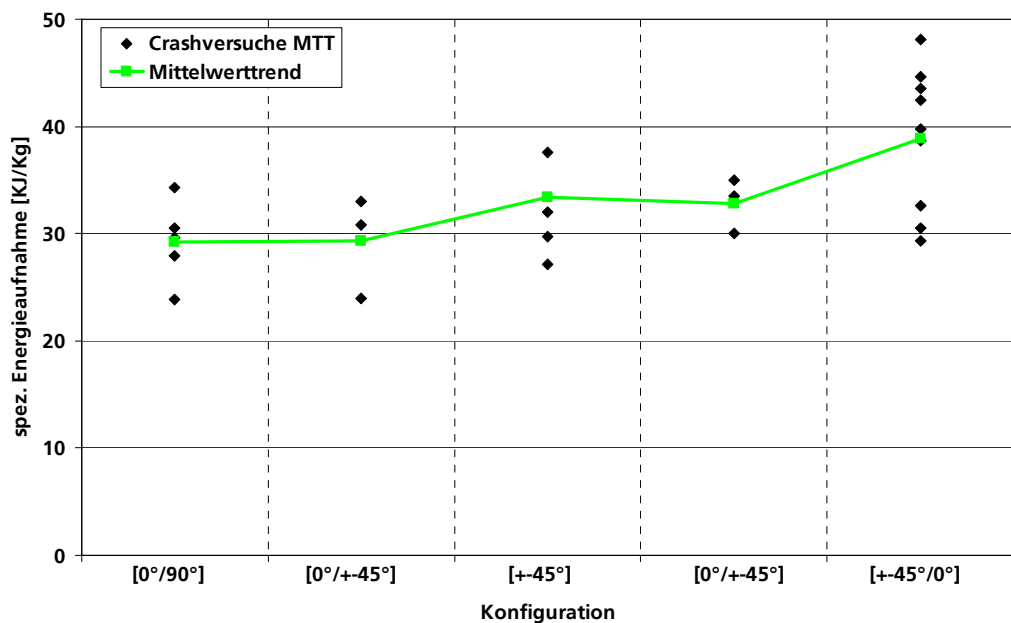


Bild 3.53: Einfluss des Laminataufbaus auf die in den Crashversuchen gemessene spezifische Energieaufnahme der Motorträger.

Abschließend sollen im folgenden Diagramm die in den Fallturmversuchen an Winkelproben ermittelten spezifischen Energieaufnahmefähigkeiten mit den Ergebnissen der Crashversuche verglichen werden. Die eingezeichneten Trendlinien bestätigen die ermittelten Auslegungshinweise für energieaufnehmende Strukturbauteile aus Faserverbundwerkstoffen. Die Ergebnisse der Winkelproben liegen etwas über den Crashversuchen. Da die Winkelprobekörper aus den Ecken der Motorträger herausgearbeitet wurden, zeigt sich, dass diese Ecken über ein etwas besseres Energieaufnahmevermögen verfügen als die ebenen Seitenwände der Rechteckprofile.

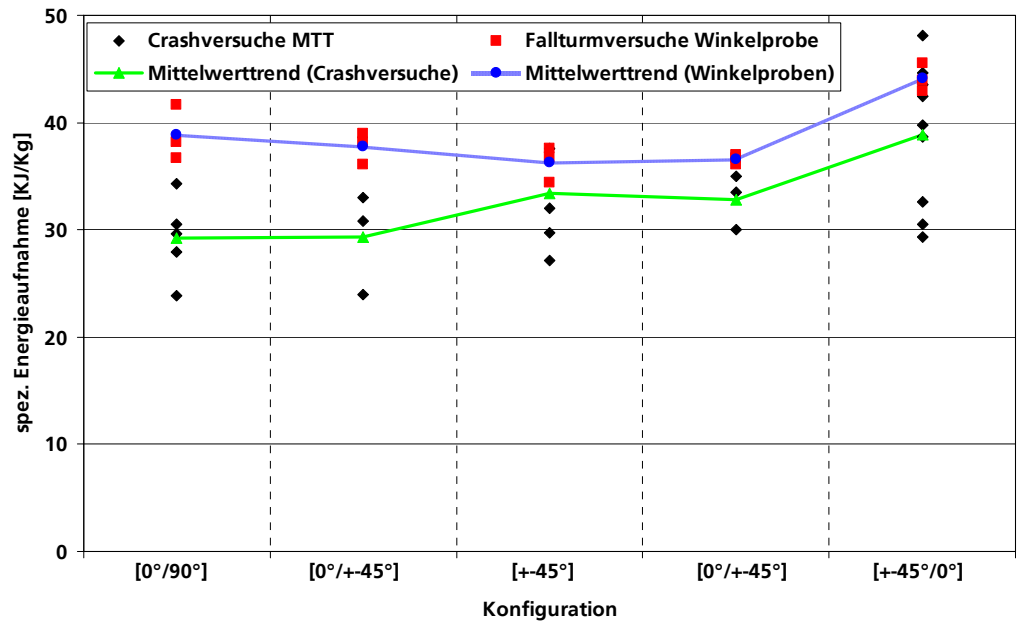


Bild 3.54: Vergleich der gemessenen spezifischen Energieaufnahme zwischen Fallturmversuchen mit Winkelproben und Crashversuchen mit Motorträgern.

## 4 Modellierung des Materialverhaltens

### 4.1 Anforderungen an das Modell

Die Hauptaufgabe der numerischen Simulation in der Crashberechnung ist die Vorhersage des Strukturverhaltens von Bauteilen unter verschiedensten Belastungszuständen. Simulationsprogramme, die derartige Ergebnisse zur Verfügung stellen, können als effiziente Werkzeuge im Entwicklungsprozess eingesetzt werden. Grundsätzlich werden in den Simulationsprogrammen zu jedem Zeitpunkt der Berechnung die Verformungen diskreter Volumina mit Techniken wie Finite Elemente, Finite Volumen oder SPH berechnet. Veränderungen des Verformungszustands führen zu Spannungen im Material. Ein Werkstoffmodell berechnet diese Änderungen des Spannungszustands für jedes Zeitinkrement der Simulation. Deshalb wird in diesem Kapitel die Entwicklung eines Werkstoffmodells für Faserverbundstrukturen aus unidirektionalen verstärkten Kohlefaserlaminaten unter Crashbelastung dargestellt. Die beim Crash auftretende Schädigungsausbreitung erfordert ein Werkstoffmodell, das es ermöglicht, die Festigkeiten in durch Druckbelastung geschädigtem Material gegenüber ungeschädigten Bereichen herabzusetzen. Weiter muss im Werkstoffmodell eine Unterscheidung vorgenommen werden, welcher Versagensmodus vorliegt. Besonders im Fall des Versagensmodus Delamination muss eine besondere Berücksichtigung im Nachversagensverhalten durchgeführt werden. Weitere grundsätzliche Anforderungen an das Werkstoffmodell sind:

- Die ins Modell eingehenden Werkstoffeigenschaften sollen eindeutig aus definierten und möglichst einfachen Versuchen abzuleiten sein.
- Modellerweiterungen sollen mit wenig Arbeitsaufwand verbunden sein, um neue experimentelle Erkenntnisse oder andersartige Materialien einzubinden.

Deswegen geschieht die theoretische Herleitung des Werkstoffmodells auf zwei Ebenen. Basierend auf der experimentell beobachteten Phänomenologie werden zum einen mathematische Beziehungen zur Materialbeschreibung entwickelt und zum anderen wird die verwendete numerische Methodik für die speziellen Anforderungen des Materials weiterentwickelt. Der Aufbau der entwickelten Methodik zur Simulation des Energieaufnahmevermögens von CFK-Strukturen unter Crashbelastung ist in drei wesentliche Teile gegliedert, die physikalisch sinnvoll modelliert werden müssen:

- Elastisches Materialverhalten
- Identifizierung von Versagen / Versagenskriterium
- Nachversagensverhalten, insbesondere Delamination

Das entwickelte Modell wird modular aufgebaut. Damit können zur Anwendung auf andere Faserverbundwerkstoffe zusätzliche Versagenskriterien oder veränderte Nachversagensalgorithmen eingesetzt werden.

## **4.2 Entwicklung einer angepassten numerischen Methodik**

### **4.2.1 Dreidimensionale räumliche Diskretisierung mittels Sublaminaten**

Prinzipiell gibt es verschiedene Möglichkeiten, den Aufbau von Faserverbundstrukturen im Rahmen einer FE-Simulation abzubilden. Im Bereich der linearen Steifigkeits- und Festigkeitsberechnung werden überwiegend einschalige Modellierungen eingesetzt. Eine analoge Vorgehensweise wäre auch für die Simulation des Energieabsorptionsverhaltens von Faserverbundstrukturen wünschenswert, da hierbei sowohl der Modellierungsaufwand als auch die Modellgröße überschaubar bliebe. Im einfachsten Fall werden über die elementare Laminattheorie berechnete verschmierte orthotrope Steifigkeits- und Festigkeitswerte verwendet. Eine präzisere Betrachtung der Einzelschichten ist durch den Einsatz spezieller Composite-Schalenelemente möglich. Dabei wird der Laminataufbau durch die Eingabe der orthotropen Steifigkeits- und Festigkeitswerte der einzelnen Laminatschichten definiert.

Das Problem der oben beschriebenen Elementierungen besteht darin, dass dreidimensionale Strukturen nur unter bestimmten Voraussetzungen als zweidimensionale Kontinua betrachtet werden können. Diese Voraussetzungen sind bei den derzeit implementierten Schalenelementen bzw. Materialmodellen die Annahmen eines ebenen Spannungszustandes (Spannungen in Schalendickenrichtung sind gleich Null) und ein über die Schalendicke linearer Verzerrungsverlauf. Im allgemeinen Anwendungsfall liegen diese Bedingungen jedoch nicht vor. Somit begrenzt sich der Einsatz der einschaligen Modelle auf Sonderfälle von sehr dünnwandigen und meist homogenen Laminataufbauten.

Ein Ansatzpunkt für die Erweiterung der einschaligen Modelle auf die faserverbundspezifischen Anforderungen ist die Abbildung des Delaminationsverhaltens durch den Einsatz spezieller "Interfaces" zwischen den Einzellagen eines mehrschichtigen Schalenmodells. Das Gesamtlaminat wird dann aus mehreren übereinander liegenden Schalenelementen gebildet. Für jedes dieser Schalenelemente gelten wiederum die oben beschriebenen Restriktionen der Schalentheorie. Für die Kopplung der in Dickenrichtung benachbarten Schalenelemente

müssen spezielle Interfaces eingesetzt und besondere Kontaktalgorithmen implementiert oder Kontinuumselemente verwendet werden. Diese speziellen Interface-Elemente, die nur wenige Zehntel mm dick sein dürfen, würden aber bereits bei kleinsten Probeteilen zu derzeit nicht beherrschbaren Modellgrößen führen.

Daher wird in dieser Arbeit ein dreidimensionales Modell mit Kontinuumselementen entwickelt. Die oben angesprochenen Einschränkungen der Schalenelemente gelten nicht, da ein voll dreidimensionaler Spannungszustand berechnet wird. Um die Zahl der benötigten Elemente zu reduzieren und deren Größe zu erhöhen, wird in dieser Arbeit ein mesoskopischer Ansatz auf der Grundlage von Sublaminaten verwendet. Ein Sublaminat ist, wie im folgenden Bild dargestellt, eine Gruppierung von benachbarten, gleichausgerichteten Lagen zu einer Schicht. So werden beispielsweise alle nebeneinander liegenden 0°-Schichten zusammengefasst. Das führt bei den in dieser Arbeit untersuchten Laminaten zu einer Reduktion der Schichtenzahl von 12 auf 4. Prinzipiell wirken weniger Elemente und große Elementdiagonalen, die zu vergrößerten Zeitschritten führen, positiv auf die zu erwartende Rechenzeit. Demzufolge steigt die Rechengeschwindigkeit hier um ein Vielfaches, da neben der insgesamt geringeren Elementzahl aufgrund der steigenden Dicken der Elemente auch die flächigen Ausmaße vergrößert werden können.

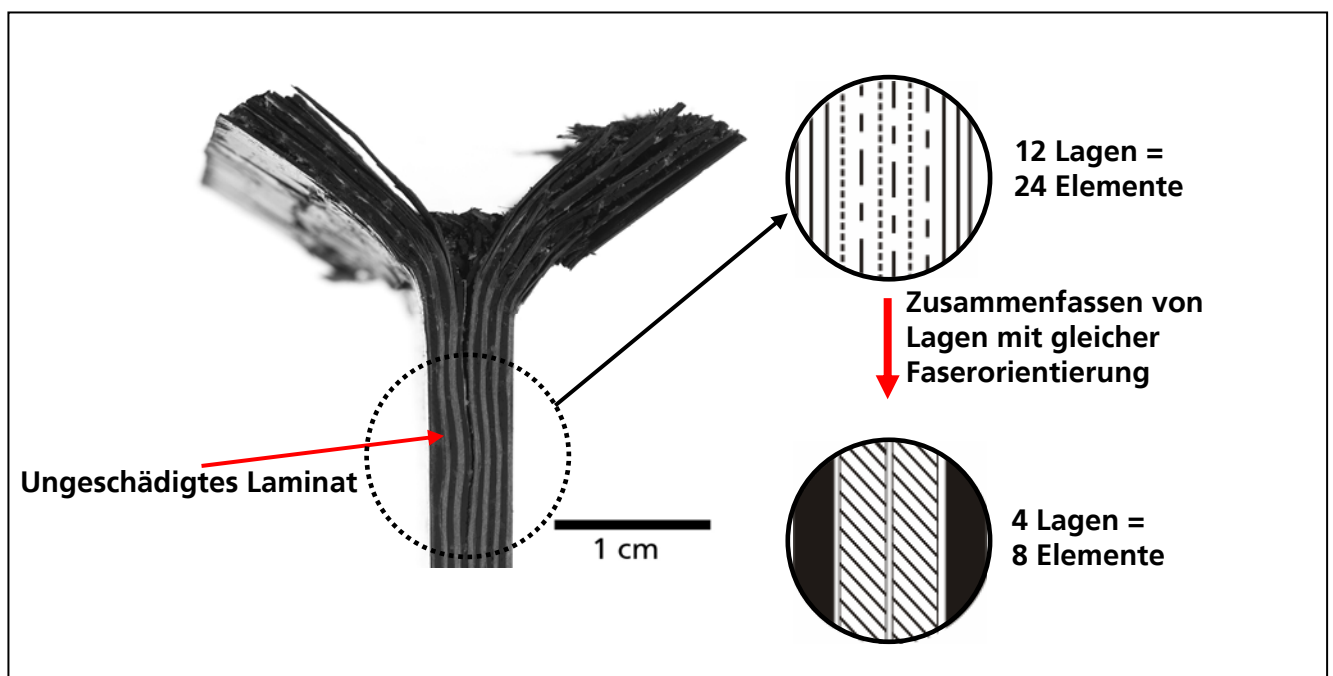


Bild 4.1: Prinzip der mesoskopischen Modellierung mit Sublaminaten. Die Anzahl der diskretisierten Schichten wird durch Zusammenfassen gleichartiger benachbarter Lagen reduziert.

#### 4.2.2 Adaptive Methoden

Da auf den Einsatz von Interface-Elementen oder speziellen Kontaktformulierungen verzichtet werden soll, wird zur Abbildung des Delaminationsverhalten stattdessen eine von Sauer [108] im Hydrocode SOPHIA [66] formulierte adaptive Kopplung verwendet und weiterentwickelt. Diese ist zum einen mehr als nur ein Kontaktalgorithmus, indem sie auch die unterschiedliche Diskretisierung einer zusammenhängenden Struktur erlaubt, und ist zum anderen auch adaptiv im Sinne einer Diskretisierungsänderung zu beliebigen Zeitpunkten nach frei bestimmbar Kriterien. So kann ein Element, das eine gewisse maximale Verzerrung oder Schädigungsvariable aufweist, in ein oder mehrere Partikel gewandelt werden. Erst durch den Einsatz adaptiver Methoden wird es möglich, die experimentell im Versuchsablauf beobachtbare Keilbildung beim Versagen von Faserverbundstrukturen auch zu diskretisieren und den Einfluss auf das Strukturverhalten rechnerisch zu bestimmen. Entscheidend ist dabei die Abbildung des Versagensmodus Delamination. Dies geschieht hier durch die adaptive Öffnung des FE-Netzes und Knotenteilung bei Erreichen der kritischen Bruchenergie. Da die Kriterien des Werkstoffmodells in den Integrationspunkten der Elemente berechnet werden, wird nach Erfüllen der Kriterien in einem beliebigen Element immer eine Auswahl an Knoten für den Teilungsalgorithmus selektiert. Dieser Algorithmus dupliziert die Knoten erst dann, wenn die Kriterien auch in den benachbarten Elementen erfüllt sind. Daraufhin wird der geometrische Zusammenhang des Modells überprüft und der neu entstandene Knoten den entsprechenden Elementen zugeordnet.

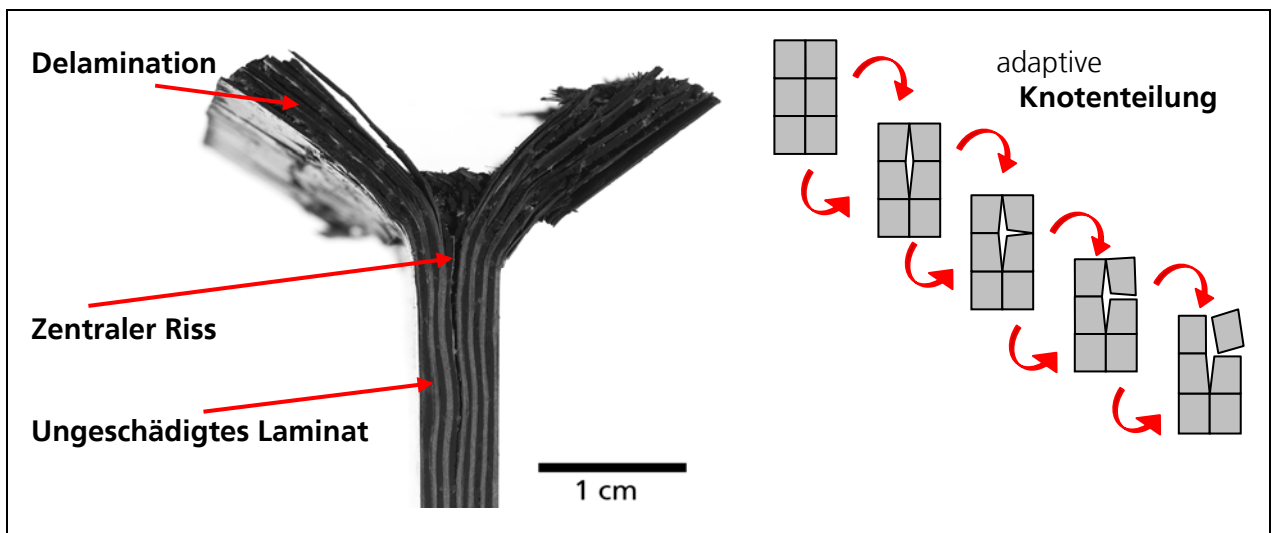


Bild 4.2: Prinzip des adaptiven Elemententeilungsalgorithmus. Delamination wird nach Erreichen der im Werkstoffmodell berechneten Energiefreisetzungsrates durch Duplikation der betroffenen Knoten modelliert.



Die Funktionsweise dieser adaptiven Methoden in SOPHIA ist ausführlich in [107] dokumentiert. Im folgenden soll eine kurze Zusammenfassung wiedergegeben werden. Entscheidende Merkmale sind die Oberflächen der Elemente, hier als Facetten bezeichnet. Jedes der eingesetzten Volumenelemente verfügt über sechs dieser Facetten. Wenn das Delaminationskriterium in einem Element erfüllt ist, werden alle Facetten dieses Elementes mit einer Markierung für den Teilungsalgorithmus versehen. Hier soll eine Teilung zur Abbildung von Delaminationen verwendet werden, was eine sofortige Reduktion der Zahl der Facetten mit sich bringt. Da durch die Anisotropie des zugrunde liegenden Materials die Delaminationsebenen vorgegeben sind, kommen zur Teilung nur die zwei Facetten in Frage, auf denen der Materialvektor in Dickenrichtung senkrecht steht.

Der geometrische Zusammenhang eines Modells wird auf zwei Arten gespeichert. Zum einen sind jedem Element die zugehörigen Knoten zugeordnet und zum anderen sind jedem Knoten die zugehörigen Elemente zugeordnet. In einer Abfrage über alle Elemente überprüft der Teilungsalgorithmus für jedes Element, mit welchen anderen Elementen es noch über nicht markierte Facetten verknüpft ist. Es werden dann Elemente markiert, die über gemeinsame Knoten verfügen und nicht mit unmarkierten Facetten verknüpft sind. Diese Knoten werden dann dupliziert und damit die Elemente geteilt.

Sind Elemente auf diese Art geteilt worden, so muss der Kontaktalgorithmus die neu geschaffenen Kontaktflächen erkennen. Prinzipiell funktionieren Kontaktalgorithmen mittels so genannter „Gaps“, die als dünne Hülle um alle freien Oberflächen wirken. Der Kontaktalgorithmus entdeckt alle Oberflächen, die zueinander weniger als den doppelten Abstand des „Gaps“ haben und berechnet daraufhin die Kontaktkraft, um die „Slave“-Fläche aus dem Kontaktbereich zu schieben. Im Falle der adaptiven Knotenteilung liegen die duplizierten Element-Facetten allerdings sehr nahe beieinander. Das führt dazu, dass dieser „Gap“-basierte Kontaktalgorithmus nicht funktioniert. Zur Lösung dieses Problems werden virtuelle Koordinaten für die beteiligten Facetten eingeführt. Da die Richtung der Elementteilung bekannt ist (Normalenvektor auf die Delaminationsebene), können die virtuellen Kontaktflächen generiert werden, indem die Knotenkoordinaten ein kleines Stück ins Elementinnere verschoben werden. Dieses Verschiebungssinkrement entspricht der Länge des „Gaps“, welche als Bruchteil der kleinsten Elementkantenlänge definiert wird. So wird sichergestellt, dass alle durch Knotenduplikation und Elementteilung entstandenen Kontaktflächen korrekt definiert und für die weitere Berechnung berücksichtigt werden.

### 4.3 Modellierung des Materialverhaltens von CFK

Die Formulierung des Werkstoffmodells erfolgt in einem modularen Aufbau und entspricht einer Einteilung in die drei Bereiche:

- Elastisches Materialverhalten (I)
- Identifizierung von Versagen (II)
- Nachversagensbereich und Delamination (III)

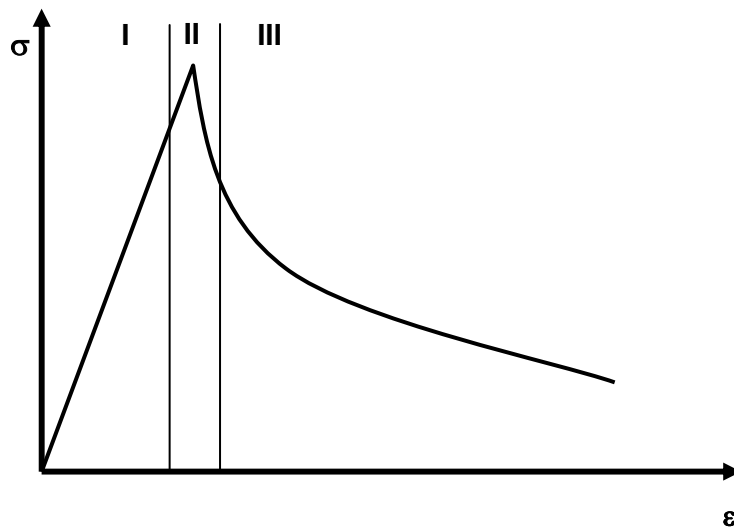


Bild 4.3: Einteilung der Modellierungsbereiche ausgehend von den möglichen Werkstoffzuständen von Faserverbunden, die Crashbelastungen ausgesetzt sind.

Wie in Bild 4.3 dargestellt, wird für das ungeschädigte Material elastisches Materialverhalten angesetzt (Bereich I). Bei Erreichen bestimmter Grenzwerte des Belastungszustandes erträgt der Werkstoff die auftretenden Spannungen nicht mehr, ohne Schäden auszubilden. Über entsprechende Versagenskriterien wird dieser Versagensbeginn identifiziert (Bereich II). Mit fortschreitender Schädigung können nur noch reduzierte Belastungen ertragen werden. Die Steifigkeiten des Materials werden degradiert und die Festigkeiten sinken ab (Bereich III). In den folgenden Kapiteln erfolgt die mathematische Beschreibung des Werkstoffmodells für die jeweiligen Bereiche.

### 4.3.1 Elastisches Materialverhalten

Zur Berechnung des elastischen Materialverhaltens werden auf Sublaminebene die in Kapitel 2.2 abgeleiteten Beziehungen für ein homogenes orthotropes Kontinuum verwendet. Für die Beziehungen zwischen Normalspannungen und Normalverzerrungen wird lineare Elastizität vorausgesetzt wie durch die Experimente in Kapitel 3.3 belegt. Die Beziehungen zwischen den Scherspannungen und Scherverzerrungen werden nichtlinear formuliert. Zusätzlich wird eine Unterscheidung der Materialkennwerte für Zug- und Druckbelastung vorgenommen.

Aus dem allgemeinen Hooke'sche Gesetz für einen elastischen Festkörper:

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \cdot \varepsilon_{kl} \quad i, j, k, l = 1, 2, 3 \quad 4.1$$

folgt, wie in Kapitel 2.2 hergeleitet, die konstitutive Beziehung des Werkstoffmodells:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1/E_1 & -\nu_{21}/E_2 & -\nu_{31}/E_3 & 0 & 0 & 0 \\ -\nu_{12}/E_1 & 1/E_2 & -\nu_{32}/E_2 & 0 & 0 & 0 \\ -\nu_{13}/E_1 & -\nu_{23}/E_2 & 1/E_3 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1/G_{23} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1/G_{13} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1/G_{12} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} \quad 4.2$$

Bezüglich der Steifigkeitskennwerte wird zur Unterscheidung zwischen Zug und Druck eine aus den Experimenten abgeleitete Reduktion der Druckkennwerte um 15 % vorgenommen. Das implementierte Materialgesetz erkennt je nach vorliegendem Spannungszustand, welche Kennwerte zur Berechnung herangezogen werden müssen. Darüber hinaus kann auch für jeden einzelnen elastischen Kennwert ein eigener Reduktionsfaktor vorgegeben werden, falls ausreichend experimentelle Daten vorliegen.

Insgesamt existieren im linear elastischen Teil des Werkstoffmodells neun unabhängige Konstanten, die sich aus den Materialtests in Kapitel 3.3 ermitteln lassen.

Die Berücksichtigung der nichtlineareren elastischen Zusammenhänge zwischen Schubspannung und Gleitung geschieht durch Erweiterung der Arbeit von Hahn und Tsai [59]. Es wird die folgende überarbeitete Beziehung angenommen:

$$\varepsilon_{ij} = 1/G_{ij}\sigma_{ij} + \alpha_{ij}\sigma_{ij}^5; i \neq j \quad 4.3$$

Damit ergibt sich der Tangentenschermodul zu:

$$G_{ij}^t = 1/(1/G_{ij} + 5\alpha_{ij}\sigma_{ij}^4); i \neq j \quad 4.4$$

Der Nichtlinearitätskoeffizient ergibt sich aus den Schubversuchen entsprechenden Zugtests an  $\pm 45^\circ$ -Laminaten. Die sehr gute Übereinstimmung zwischen dem entwickelten Modell und experimentell ermittelten Ergebnissen ist im folgenden Diagramm in Bild 4.4 zu erkennen.

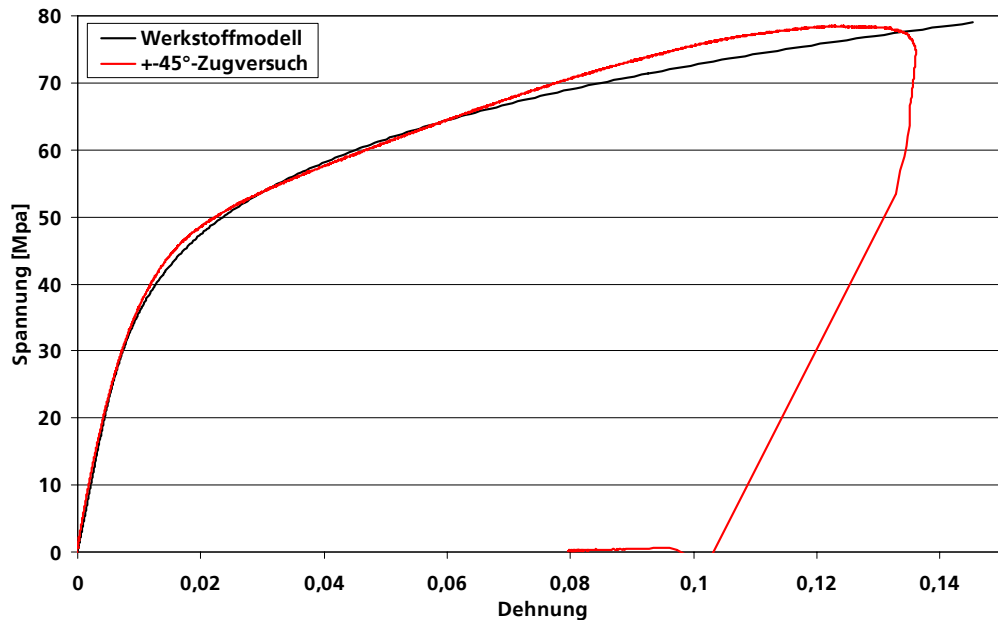


Bild 4.4: Vergleich zwischen im Experiment gemessenen und im Werkstoffmodell berechneten Spannungs-Verzerrungsverlauf zum nichtlinearen Scherverhalten des untersuchten Faserverbundwerkstoffes.

### 4.3.2 Versagensdetektion

Allgemein soll ein Versagenskriterium dazu benutzt werden, Spannungszustände zu identifizieren, die zur Zerstörung des Materials führen. Auch im Werkstoffmodell dieser Arbeit nimmt die korrekte Identifikation der kritischen Spannungszustände eine zentrale Rolle ein. Wie in Kapitel 2.4 beschrieben, gibt es viele Entwicklungen von Versagenskriterien. Leider gibt es bis heute keine eindeutige Antwort, wie das „richtige“ einzelne oder kombinierte Versagenskriterium auszusehen hat. Deswegen sollen zunächst im folgenden Diagramm die

wesentlichen, durch die experimentelle Arbeit identifizierten physikalischen Phänomene, die zu Versagen führen, dargelegt werden.

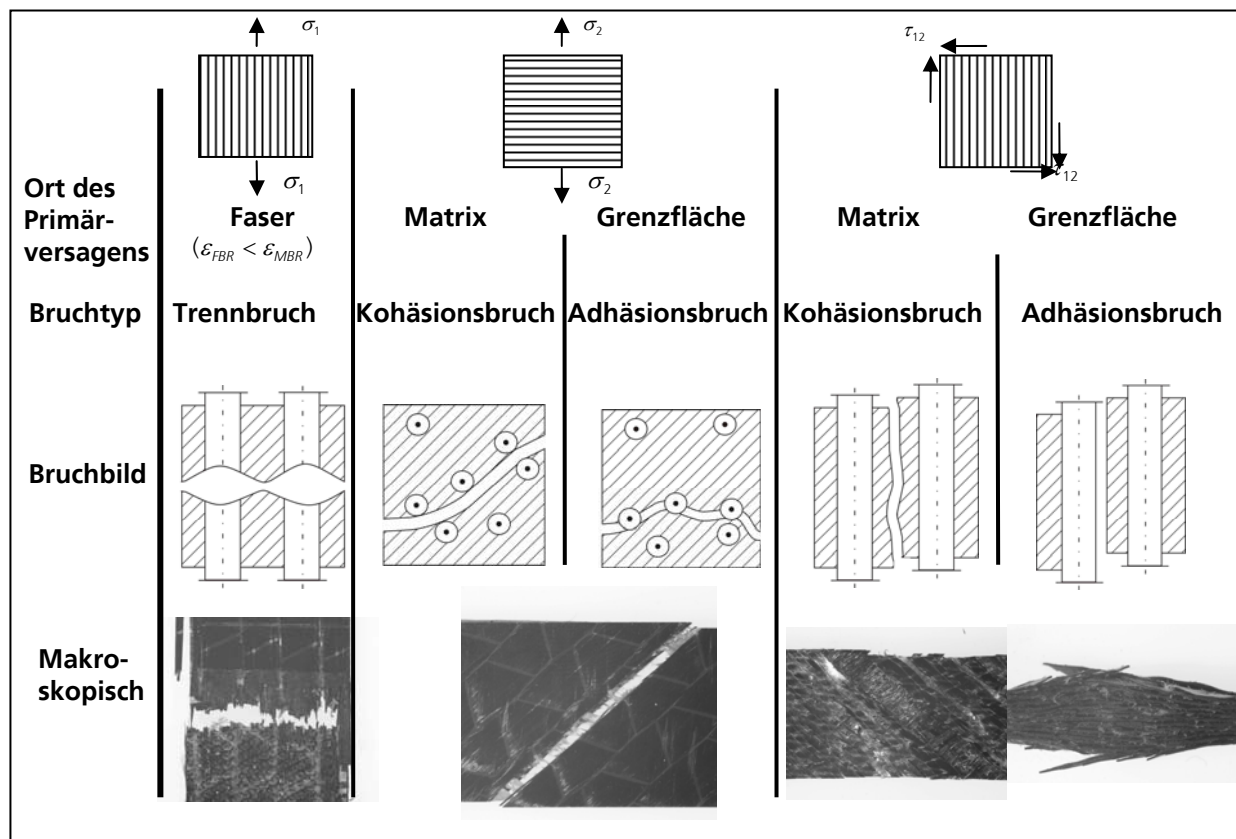


Bild 4.5: Physikalische Versagensphänomene bei Faserverbundwerkstoffen.

Physikalisch können innerhalb der Lamineinzelschicht fünf unterschiedliche Versagenstypen identifiziert werden. Da keine mikroskopische Modellierung eingesetzt wird, kann eine Unterscheidung jeweils zwischen Grenzflächen – oder Matrixversagen entfallen. Damit verbleiben als Bruchtypen Trennbruch der Fasern, Matrixbruch aufgrund von Normallasten und Matrixbruch hervorgerufen durch Schubbeanspruchungen. Zusätzlich soll vor allem wegen des Nachversagensverhaltens eine Unterscheidung zwischen Zug- und Druckversagen im jeweiligen Modus durchgeführt werden. Dies führt dann auf Basis der in Kapitel 2.4 diskutierten Beziehungen zur Unterscheidung folgender Kriterien für Faserzug- bzw. Druckversagen und Matrixzug- bzw. Matrixdruckversagen innerhalb einer Sublaminatschicht:

Tabelle 4.1: Im Werkstoffmodell verwendete Versagenskriterien mit Bestimmung des vorliegenden Versagensmodus.

<b>Faserzugversagen</b>	$e_f^2 = \left( \frac{\sigma_{11}}{X_T} \right)^2 + \left( \frac{\sigma_{12}^2 + \sigma_{13}^2}{S_f^2} \right) \geq 1$
<b>Matrixzugversagen</b> $\sigma_{22} \geq 0$ :	$e_m^2 = \left( \frac{\sigma_{22}}{Y_T} \right)^2 + \left( \frac{\sigma_{12}}{S_{12}} \right)^2 + \left( \frac{\sigma_{23}}{S_{m23}} \right)^2 \geq 1$
<b>Matrixdruckversagen</b> $\sigma_{22} < 0$ :	$e_d^2 = \frac{1}{4} \left( \frac{-\sigma_{22}}{S_{12}} \right)^2 + \frac{Y_c^2 \sigma_{22}}{4 S_{12}^2 Y_c} - \frac{\sigma_{22}}{Y_c} + \left( \frac{\sigma_{12}}{S_{12}} \right)^2 \geq 1$
<i>mit <math>X_{T,G}</math>, <math>Y_{T,G}</math>, <math>S_{ij}</math> jeweils Zug- bzw. Druck- und Scherfestigkeiten in Längs- und Querrichtung</i>	

Die Behandlung von Delamination als interlaminarer Versagensmodus wird gesondert auf Basis der kritischen Energiefreisetzungsraten behandelt. Auch hier wird zwischen Normalbeanspruchung und Schubbeanspruchung unterschieden. Die Identifikation der Bereiche in denen Delaminationen auftreten können geschieht mit folgendem Kriterium:

$$e_1^2 = \left( \frac{\sigma_{33}}{Z_r} \right)^2 + \left( \frac{\sigma_{23}}{S_{23}} \right)^2 + \left( \frac{\sigma_{31}}{S_{31}} \right)^2 \geq 1$$

Neben dem direkten Bezug zu den zugrunde liegenden physikalischen Phänomenen ist ein weiterer Aspekt für die Auswahl und Weiterentwicklung dieser Kriterien ausschlaggebend. Als Eingabeparameter für diese Kriterien fungieren nur die in den Experimenten gemessenen Festigkeiten für die verschiedenen Belastungsrichtungen. Die möglichst einfache Messbarkeit der Eingabekennwerte ist Grundvoraussetzung für prognosefähige Werkstoffmodelle.

### 4.3.3 Nachversagensmodellierung mit anisotropem Schädigungsmodell

Wird für einen bestimmten Spannungszustand eines der beschriebenen Kriterien erfüllt, so tritt Versagen und damit verbunden irreversible Energieumsetzung durch mikro- und makromechanische Bruchvorgänge ein. Für Zugbelas-

tungen erfolgt dann beispielsweise der schlagartige Bruch der Probe. Danach können keine Kräfte mehr übertragen werden. Aufgrund des spröden Bruchs der Probe liegt nach Erreichen der Zugfestigkeit kein nennenswerter Nachversagensbereich vor. Problematischer ist die Abbildung des Druckverhaltens. Dadurch, dass es keine standardisierten Versuche zur experimentellen Untersuchung des Materialverhaltens über die ersten Schädigungen hinaus gibt, kann dieser Bereich nicht durch eindeutige Kennwerte beschrieben werden. Modelle, die diesen Nachversagensbereich beschreiben gehen auf Überlegungen von Kachanov [78] zurück. Grundgedanke ist, dass alle Materialien schon im Ausgangszustand eine Vielzahl von Defekten wie Mikrorisse oder Poren enthalten. Bei jedem Verformungsvorgang können sich diese Hohlräume vergrößern und verbinden oder neue Mikrodefekte entstehen. Hierdurch ändern sich die makroskopischen Eigenschaften des Materials, und seine Steifigkeit und Festigkeit wird merklich reduziert. Im Endstadium führt dieser Schädigungsprozess zur vollständigen Materialtrennung und zur Bildung eines makroskopisch erkennbaren Risses. Lemaitre und Chaboche [83], [84] beschreiben verschiedene Möglichkeiten für die Transformation der gemessenen in die mikroskopischen real vorhandenen Größen. Durch verschiedene Äquivalenzhypothesen wie die Hypothese der äquivalenten Verzerrungen, die Hypothese der äquivalenten Spannungen oder die Hypothese der Energieäquivalenz kann die Beziehung zwischen mikroskopischen und makroskopischen Größen beschrieben werden. Mit einem Schädigungstensor, der diese Beziehung herstellt, kann demzufolge orthotropes Schädigungsverhalten modelliert werden. Caro, Rizzi und Willam [31] und Zhao und Yu [133] beschreiben die Anwendung auf das Versagen von Faserverbundstrukturen. Auch in dieser Arbeit wird ein solches Modell zur Beschreibung des Nachversagensverhaltens eingesetzt und im folgenden erläutert.

Im entwickelten Modell wird je nach identifiziertem Versagensmodus ein entsprechender Nachversagensalgorithmus benutzt. Die betreffenden Steifigkeiten werden für das versagte Material im Vergleich zur Steifigkeit des intakten Laminats deutlich mittels einer skalaren Schädigungsvariablen reduziert.

$$E_d = E_0 \cdot (1 - d) \quad 4.5$$

Die Unterscheidung von Zug- und Druckeigenschaften des Materials wird auch im Nachversagensbereich beibehalten. Aufgrund der Anisotropie ist die Schädigungsvariable als Tensor definiert, bzw. existieren zwei unabhängige Schädigungstensoren für Zug  $d_{tij}$  und Druck  $d_{cij}$ . Dadurch wird ermöglicht, dass Material, das vollständige Zugschädigung aufweist und keine Lasten mehr in dieser Richtung aufnehmen kann, bei einer im Lauf der Berechnung eintretenden Umkehr der Lastrichtung dennoch auf Druck belastbar bleibt. Die Schädigungstensoren sind in den folgenden Gleichungen dargestellt:

$$d_t = \begin{bmatrix} d_{t11} \\ d_{t22} \\ d_{t33} \\ d_{t23} \\ d_{t31} \\ d_{t12} \end{bmatrix}; d_c = \begin{bmatrix} d_{c11} \\ d_{c22} \\ d_{c33} \\ d_{c23} \\ d_{c31} \\ d_{c12} \end{bmatrix} \quad 4.6$$

Nach Versagen wird die ursprüngliche elastische Steifigkeitsmatrix modifiziert. Genau genommen hat jeder Versagensmodus einen bestimmten quantitativen Einfluss auf jede der anderen Elastizitätskonstanten. Da diese Einflüsse nicht experimentell bestimmbar sind, werden im Modell die folgenden wichtigsten Annahmen getroffen:

- Auch nach Versagen wird die Symmetrie der Steifigkeitsmatrix beibehalten.
- Nur Terme, die in der ursprünglichen Matrix vorhanden sind, werden modifiziert. Es werden keine neuen Kopplungsterme erzeugt.
- Nach Zugversagen, egal welchen Typs, nimmt der E-Modul und demzufolge die Festigkeit einen Bruchteil des Ausgangswertes (ca. 5%) an. Aufgrund numerischer Stabilität darf nicht auf null reduziert werden.
- Im Falle von Druckversagen werden Steifigkeit und Festigkeit auf Restwerte gesetzt, die abhängig vom Versagensmodus sind. Minimalwerte sind in diesem Fall die Eigenschaften des reinen Matrixmaterials.
- Auch die Nichtdiagonalelemente der Steifigkeitsmatrix müssen degradiert werden. Daraus folgt, dass die Querkontraktionszahlen auch mit den entsprechenden Schädigungsvariablen multipliziert werden, damit die Verknüpfungen der elastischen Konstanten untereinander gewahrt bleiben.

Die derartig modifizierte Steifigkeitsmatrix wird im folgenden dargestellt. Für den Einfluss der Schädigung auf die Nichtdiagonalterme wird eine mit Wurzeln gewichtete Multiplikation der beiden betroffenen Schädigungsvariablen gewählt. So sind physikalisch genauere Abbildungen des Materialverhaltens möglich, als wenn beispielsweise nur der größere der beiden Werte herangezogen würde. Das verwendete orthotrope Schädigungsgesetz basiert auf folgender Gleichung:



$$C = \begin{bmatrix} C_{11}(1-d_{11}) & C_{12}(\sqrt{1-d_{11}} \cdot \sqrt{1-d_{22}}) & C_{13}(\sqrt{1-d_{11}} \cdot \sqrt{1-d_{33}}) & 0 & 0 & 0 \\ C_{12}(\sqrt{1-d_{11}} \cdot \sqrt{1-d_{22}}) & C_{22}(1-d_{22}) & C_{23}(\sqrt{1-d_{22}} \cdot \sqrt{1-d_{33}}) & 0 & 0 & 0 \\ C_{13}(\sqrt{1-d_{11}} \cdot \sqrt{1-d_{33}}) & C_{23}(\sqrt{1-d_{22}} \cdot \sqrt{1-d_{33}}) & C_{33}(1-d_{33}) & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44}(1-d_{23}) & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{55}(1-d_{31}) & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66}(1-d_{12}) \end{bmatrix}$$

4.7

Zur Bestimmung der Eingabeparameter des anisotropen Schädigungsmodells werden zyklische Zugversuche an Proben mit  $[\pm 45^\circ]$ -Lagenaufbau in Anlehnung an die von Ladeveze [82] vorgeschlagene Methodik durchgeführt. Zyklisch bedeutet hier, dass die Last mit wechselnder Be- und Entlastung in ansteigender Amplitude aufgebracht wird. Aufgrund des  $[\pm 45^\circ]$ -Lagenaufbaus in der Probe wird ein annähernd reiner Schubspannungszustand erreicht und der Versagensmodus Faser-Matrix-Ablösung tritt auf. Die jeweils zunehmende Schädigung wird aus dem Verhältnis zwischen dem Entlastungsschubmodul  $G_{12,i}$  im dazugehörigen Entlastungszyklus  $i$  und dem Anfangsschubmodul  $G_{12}^0$  bestimmt.

Zugtests an Proben mit  $[+45^\circ]$ -Lagenaufbau werden zur Berechnung der Schädigung infolge von Matrixbruch bzw. Mikrorissen der Matrix durchgeführt. Da die Zugbelastung am  $[+45^\circ]$ -Lagenaufbau zu einer Überlagerung der beiden Versagensmodi führt, muss zur Parameterableitung eine Aufteilung vorgenommen werden. Dazu wird zunächst die Berechnung der Schädigung  $d$  unter Schubbelastung analog zur Vorgehensweise beim Versuch am  $[\pm 45^\circ]$ -Lagenaufbau vorgenommen. Nach dem gleichen Schema erfolgt die Berechnung der Schädigung  $d'$  unter Querkzugbelastung.

In Bild 4.6 ist exemplarisch für die zyklischen Zugversuche ein Spannungs-Dehnungs-Verlauf dargestellt, aus dem die Werte für die Materialschädigung errechnet werden.

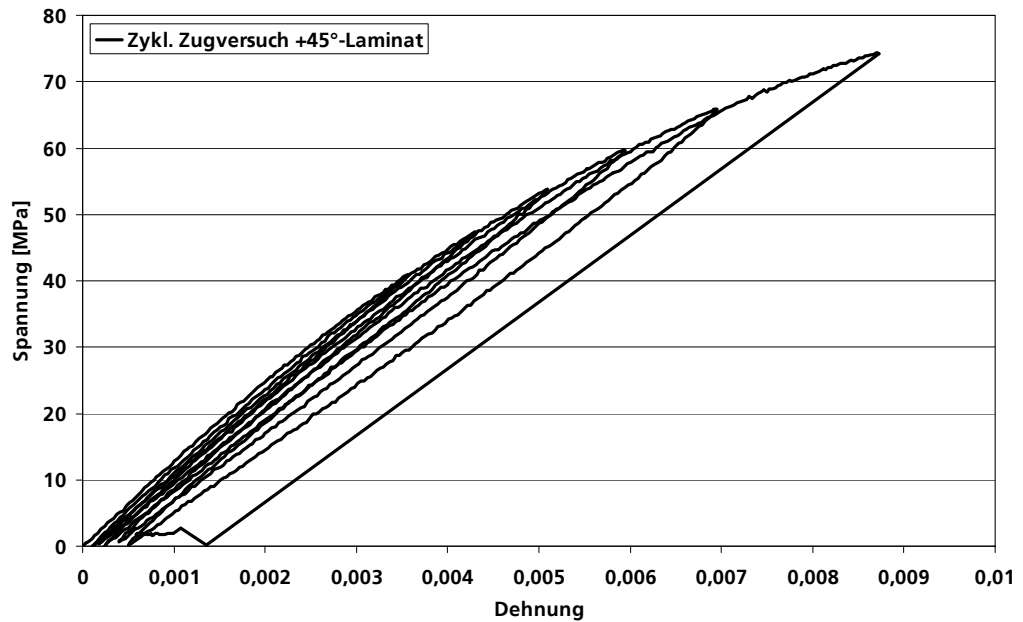


Bild 4.6: Hysterese aus zyklischen Zugversuchen zur Ableitung der Schädigungsparameter in Anlehnung an Ladeveze. Aus der Verringerung des Steifigkeit in jedem Belastungszyklus lässt sich die Schädigung in Abhängigkeit von der Verzerrung berechnen.

Eine besondere Behandlung wird im Fall des Versagensmodus Delamination durchgeführt. In Anlehnung an das Delaminationsmodell von Crisfield [91] wird die interlaminare Spannung in Abhängigkeit von der als Rissöffnung zu interpretierenden Verschiebung so weit reduziert, bis die vorher gemessene kritische Bruchenergie  $G_c$  erreicht ist. Im folgenden Bild ist dieser Zusammenhang dargestellt:

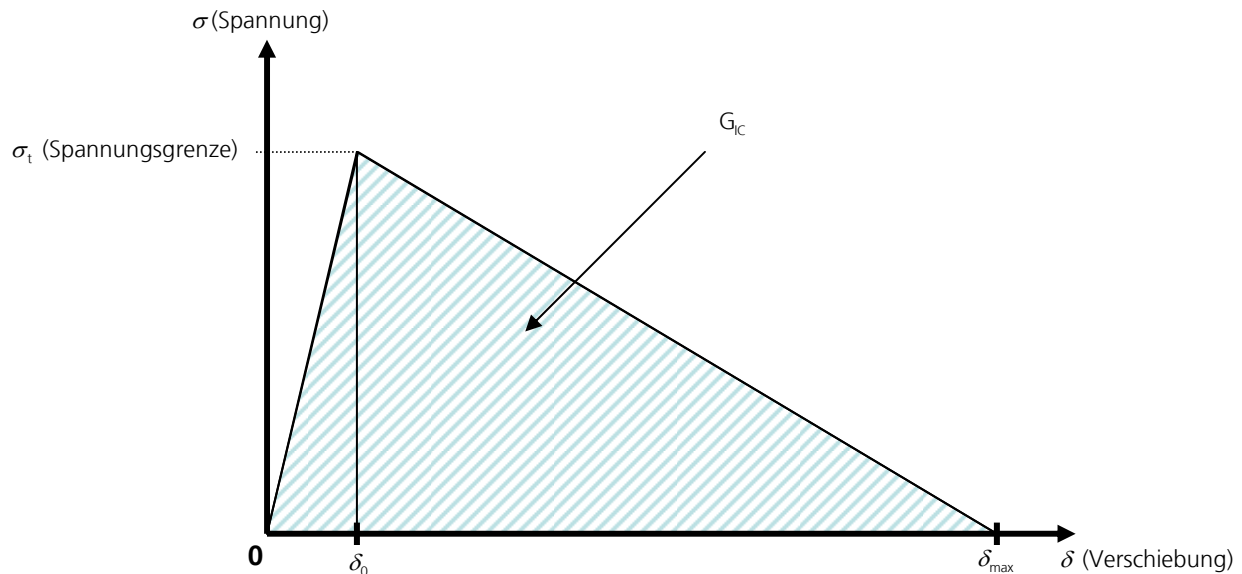


Bild 4.7: Prinzipdarstellung der Funktionsweise des auf Bruchenergie basierenden Delaminationsmodells. Die Fläche unterhalb des Spannungs-Dehnungs-Verlaufes entspricht der Bruchenergie.

Übersetzt in das Materialmodell bedeutet dies, dass das Integral über die Spannungs-Dehnungs-Beziehung jedes Elementes gebildet wird. Bei Erreichen der Bruchenergie wird durch adaptive Knotenteilung eine neue Oberfläche generiert und das experimentell beobachtbare Separieren der Einzelschichten realisiert.

$$\int_0^{\epsilon_{max}} \sigma d\epsilon = G_C \quad 4.8$$

Allerdings würde die direkte Anwendung dieser Beziehung zu vernetzungsabhängigen Ergebnissen führen, die als „Inobjektivität“ der numerischen Berechnung bezeichnet wird. Zur Lösung dieses Problems wird eine Regularisierung angewendet. Da die Formulierung des Werkstoffmodells verzerrungsbasiert ist, wird zur korrekten Berechnung der Bruchenergie eine charakteristische Elementlänge  $s$  benutzt, die der Elementabmessung in Dickenrichtung entspricht. Das führt zu folgender Beziehung:

$$s \int_0^{\epsilon_{max}} \sigma d\epsilon = G_C = \frac{s \cdot \sigma_{max} \cdot \epsilon_{max}}{2} \quad 4.9$$

Im Werkstoffmodell bestimmt zunächst das Hooke'sche Gesetz das Materialverhalten bis das Versagenskriterium für Delamination erreicht ist. Ist die Delaminationsfestigkeit erreicht, so kommt es bei fortschreitender Dehnung zur Entfestigung. Da für die Berechnung im Werkstoffmodell nun neben der Elementlänge  $s$  und der Bruchenergie auch die Maximalspannung bekannt ist, wird mit der oben beschriebenen Formel die Maximaldehnung zur Knotenteilung und damit auch der Entfestigungspfad berechnet. Die fortschreitende Entfestigung ist dann nur noch eine Funktion der aktuellen Schädigungsvariablen. Aufgrund der für jedes Element eigenständigen Berechnung des Entfestigungsverhaltens ist das Delaminationsmodell vernetzungsunabhängig und es kann je nach Lastverlauf in jedem Zeitschritt der Entfestigungspfad verändert werden. Dies erlaubt es, den Algorithmus für Delamination sowohl unter Normalbelastung (Modus I) als auch unter Schubbelastung (Modus II) zu implementieren. Da neben den entsprechenden Einzelkennwerten aus den Double-Cantilever-Beam- und End-Notched-Flexure-Versuchen auch überlagerte Mixed-Mode-Ergebnisse gemessen wurden, ist eine Kopplung der beiden Modi gemäß folgender Gleichung realisiert:

$$\left(\frac{G_I}{G_{IC}}\right)^n + \left(\frac{G_{II}}{G_{IIC}}\right)^n = e_D \leq 1 \quad ; \quad 1 \leq n \leq 2 \quad 4.10$$

In dieser Gleichung stellen  $G_I$  und  $G_{II}$  die jeweilige aktuelle und  $G_{IC}$  und  $G_{IIC}$  die kritische Bruchenergie für jeden Modus dar. Die Funktionsweise des Kopplungsalgorithmus ist im folgenden Schaubild für eine lineare Kopplung ( $n=1$ ) dargestellt. Die prinzipielle Funktionsweise ist für  $n>1$  identisch.

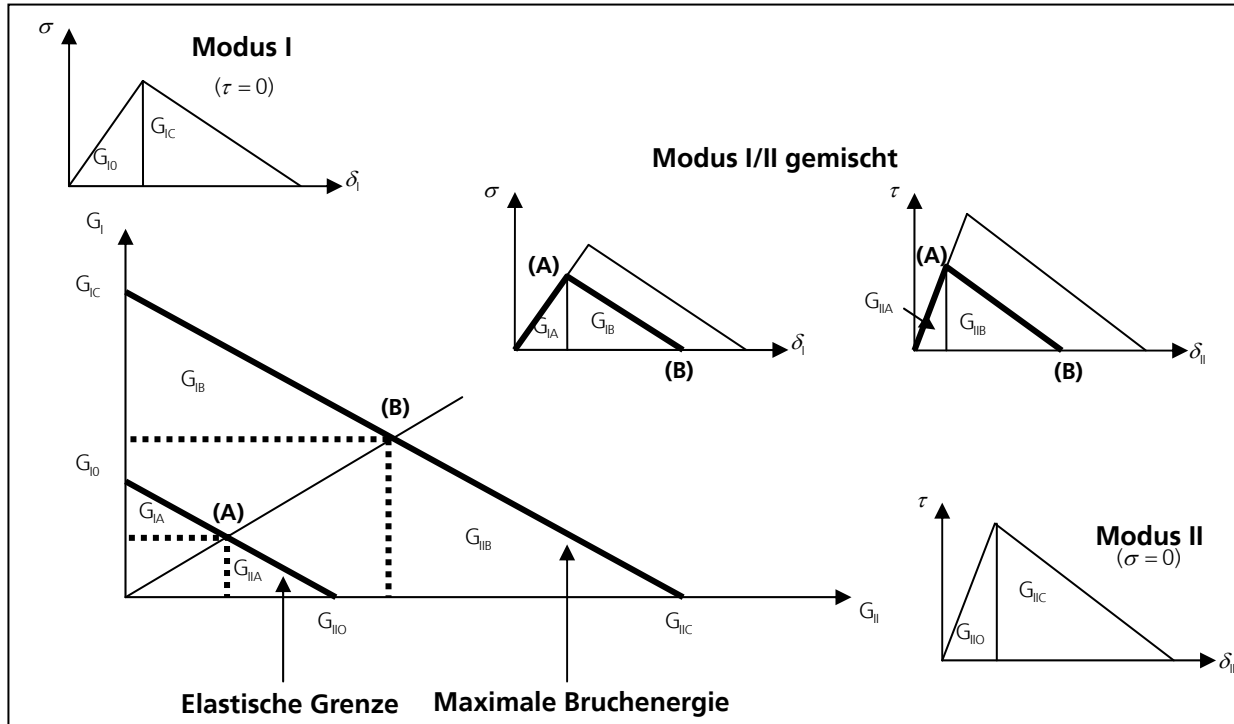


Bild 4.8: Prinzip des Kopplungsalgorithmus des Delaminationsmodells für Modus I und Modus II. Die Entfestigungspfade können je nach vorliegendem Spannungszustand für jeden Modus in jedem Zeitschritt angepasst werden.

Bis zur elastischen Grenze verhält sich das Material linear elastisch. Bei Belastung in nur einem der beiden Modi würde sich das Material entsprechend der Diagramme links oben (Modus I) oder rechts unten (Modus II) verhalten. Im Kopplungsdiagramm links unten entspricht das einer Bewegung auf den Achsen. In dieses Kopplungsdiagramm ist ein überlagerter Lastpfad durch die Punkte A und B eingezeichnet. Zunächst erkennt das Versagenskriterium die elastische Grenze (Punkt A) mit entsprechend reduzierten maximalen Einzelfestigkeiten aufgrund der Spannungsüberlagerung. Der Algorithmus berechnet aus dem Schnittpunkt des überlagerten Pfads mit der Kopplungsfunktion den Punkt B der maximalen Bruchenergie. Aus dem Punkt B wird mittels Projektion auf die Achsen die jeweilige Bruchenergie je Modus berechnet (gestrichelte Linien). Da damit alle benötigten Größen bekannt sind, erfolgt die Berechnung des jeweiligen Entfestigungspfades und der Knotenteilungsdehnungen (Diagramme Modus I/II gemischt) wie oben beschrieben.

Als Eingabeparameter für das Nachversagensmodell fungieren die aus den Experimenten bestimmten Kennwerte für die verschiedenen Belastungsrichtungen. Für die Restfestigkeiten, Reststeifigkeiten und vor allem für die Schädigungs-

gungsentwicklung werden die Versuche der zyklischen Be- und Entlastungen herangezogen. Es sei an dieser Stelle allerdings noch einmal angemerkt, dass besonders für diesen Teil des Modells eine Übertragbarkeit bzw. Extrapolation der Kennwerte auf andere Materialien bzw. Faser- oder Matrixtypen nicht gewährleistet werden kann. In den folgenden Auflistungen Tabelle 4.2 bis Tabelle 4.5 sind alle Eingabeparameter des Werkstoffmodells zusammengestellt.

Tabelle 4.2: Im Werkstoffmodell verwendete Eingabeparameter für das elastische Materialverhalten

<b>Elastisches Materialverhalten für 0°-Sublaminat:</b>								
<b>E<sub>1</sub> (GPa)</b>	<b>E<sub>2</sub> (GPa)</b>	<b>E<sub>3</sub> (GPa)</b>	<b>G<sub>12</sub> (GPa)</b>	<b>G<sub>23</sub> (GPa)</b>	<b>G<sub>31</sub> (GPa)</b>	<b>ν<sub>12</sub></b>	<b>ν<sub>23</sub></b>	<b>ν<sub>31</sub></b>
99	9	6	9	9	5	0,26	0,44	0,28
<b>Elastisches Materialverhalten für ±45°-Sublaminat:</b>								
<b>E<sub>1</sub> (GPa)</b>	<b>E<sub>2</sub> (GPa)</b>	<b>E<sub>3</sub> (GPa)</b>	<b>G<sub>12</sub> (GPa)</b>	<b>G<sub>23</sub> (GPa)</b>	<b>G<sub>31</sub> (GPa)</b>	<b>ν<sub>12</sub></b>	<b>ν<sub>23</sub></b>	<b>ν<sub>31</sub></b>
11	11	6	9	9	5	0,8	0,44	0,28

Tabelle 4.3: Im Werkstoffmodell verwendete Eingabeparameter für das Versagensmodell

<b>Versagenskriterium: Festigkeiten für 0°-Sublaminat:</b>								
<b>X<sub>T</sub> (MPa)</b>	<b>X<sub>C</sub> (MPa)</b>	<b>Y<sub>T</sub> (MPa)</b>	<b>Y<sub>C</sub> (MPa)</b>	<b>Z<sub>T</sub> (MPa)</b>	<b>Z<sub>C</sub> (MPa)</b>	<b>S<sub>12</sub> (MPa)</b>	<b>S<sub>23</sub> (MPa)</b>	<b>S<sub>31</sub> (MPa)</b>
1400	800	150	80	80	120	150	150	150
<b>Versagenskriterium: Festigkeiten für ±45°-Sublaminat:</b>								
<b>X<sub>T</sub> (MPa)</b>	<b>X<sub>C</sub> (MPa)</b>	<b>Y<sub>T</sub> (MPa)</b>	<b>Y<sub>C</sub> (MPa)</b>	<b>Z<sub>T</sub> (MPa)</b>	<b>Z<sub>C</sub> (MPa)</b>	<b>S<sub>12</sub> (MPa)</b>	<b>S<sub>23</sub> (MPa)</b>	<b>S<sub>31</sub> (MPa)</b>
150	120	150	120	80	120	150	150	150
<i>mit X<sub>T,G</sub> Y<sub>T,G</sub> S<sub>ij</sub> jeweils Zug- bzw. Druck und Scherfestigkeiten in Längs-, Quer- und Dickenrichtung</i>								

Tabelle 4.4: Im Werkstoffmodell verwendete Eingabeparameter für das Nachversagensmodell

<b>Nachversagensmodell für 0°-Sublaminat:</b>							
$\varepsilon_{1T}$	<b>Restfest.</b>	$\varepsilon_{1C}$	<b>Restfest.</b>	$\varepsilon_{2T}$	<b>Restfest.</b>	$\varepsilon_{2T}$	<b>Restfest.</b>
0,002	0,05	0,002	0,3	0,005	0,05	0,005	0,3
<b>Nachversagensmodell für für ±45°-Sublaminat:</b>							
$\varepsilon_{1T}$	<b>Restfest.</b>	$\varepsilon_{1C}$	<b>Restfest.</b>	$\varepsilon_{2T}$	<b>Restfest.</b>	$\varepsilon_{2T}$	<b>Restfest.</b>
0,08	0,1	0,08	0,3	0,08	0,1	0,08	0,3
<i>mit <math>\varepsilon_{iT}</math> und <math>\varepsilon_{iC}</math> Versagensbereich (Zug/Druck) in Längs- und Querrichtung</i>							

Tabelle 4.5: Im Werkstoffmodell verwendete Eingabeparameter für das Delaminationsmodell

<b>Delaminationsmodell:</b>	
<b>Modus I: <math>G_{IC}</math> [J/m<sup>2</sup>]</b>	<b>Modus II: <math>G_{IIC}</math> [J/m<sup>2</sup>]</b>
<b>580</b>	<b>2000</b>

## 5 Validierung und Anwendung des Werkstoffmodells

Die bis hierhin beschriebenen Arbeiten stellen die experimentellen Untersuchungen und die Entwicklung des Werkstoffmodells dar. In diesem Kapitel wird die Validierung des Modells durch Nachberechnungen der durchgeführten Werkstofftests und der Vergleich von Simulationen und Experimenten an einfachen Beispielen durchgeführt. Dies dient zum einen zur Überprüfung des Werkstoffmodells und zum anderen zur Gewährleistung, dass der Rechencode und die gewählte Form der numerischen Diskretisierung in der Lage ist, das beobachtete Materialverhalten zu reproduzieren. Hierzu wird das in Kapitel 4.3 entwickelte Werkstoffmodell in den Rechencode SOPHIA implementiert. Die Implementierung des Modells und die Anpassung der numerischen Methodik auf die besonderen Anforderungen dieser Arbeit erfolgt in Form von mehreren eigenen Programmroutinen, die direkt in den in C++ geschriebenen Quellcode von SOPHIA eingebunden werden. Im Anschluss an die Validierung wird in diesem Kapitel die Anwendung des Modells zur Berechnung des Crashverhaltens von Motorträgern in unterschiedlichen Konfigurationen dargestellt.

### 5.1 Simulation der Werkstoffversuche

Die Simulation der Laborversuche ist der erste Schritt zur Überprüfung des entwickelten Modells und der abgeleiteten Schadensparameter. Anhand von Einzel-Elementberechnungen und von vollständigen Simulationen der Materialtests wird die Gültigkeit des Modells in Vergleichen mit den durchgeführten Experimenten belegt. Dazu wurde das in Kapitel 4.3 erläuterte neuentwickelte Werkstoffmodell mit den in Tabelle 4.2 aufgelisteten Werkstoffdaten eingesetzt.

#### 5.1.1 Einzel-Elementberechnungen

Die numerische Darstellung des Materialverhaltens wird zunächst mit Einzel-Elementberechnungen geprüft. Im folgenden ist ein Zugversuch an einem 0°-Laminat dargestellt. Dieses Beispiel zeigt, wie das elastische Modell und das Versagenskriterium arbeiten. Der dargestellte Vergleich zwischen Experiment und Simulation zeigt die Übereinstimmung sowohl im linear elastischen Bereich als auch bezüglich der erreichten Festigkeit. Weiter ist nach dem Versagen zu erkennen, wie Steifigkeit und Festigkeit im Element auf nahezu null reduziert werden. Der Unterschied zwischen der dargestellten experimentellen Kurve und dem Simulationsergebnis beruht darauf, dass die Eingabewerte des Werkstoff-



modells bezüglich Elastizitätsmodul und Festigkeit gemittelte Werte der gesamten Versuchsreihe sind. Der dargestellte experimentelle Verlauf entspricht dagegen einem einzelnen Experiment.

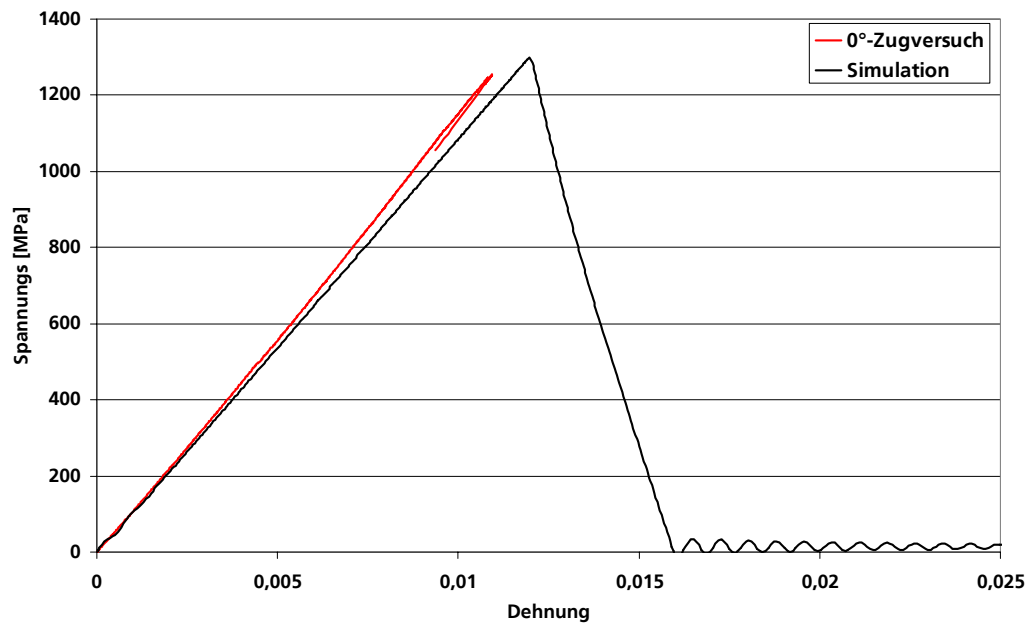


Bild 5.1: Vergleich des Spannungs-Dehnungs-Verlaufs zwischen Experiment und Simulation eines Einelementtest-Zugversuch an einem [0°]-Laminat.

### 5.1.2 Simulation der Laborversuche

Um das neuentwickelte Werkstoffmodell weiter zu validieren, sollen in einem nächsten Schritt die Materialtests simuliert werden. Dazu wird ein Simulationsmodell erstellt, welches genau dem experimentellen Aufbau aus Kapitel 3.3.1 entspricht. Im folgenden Bild 5.2 ist das Modell der Zugprobe dargestellt.

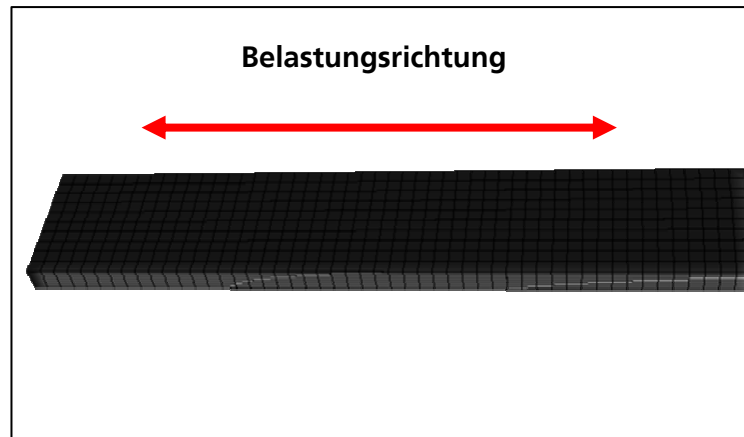


Bild 5.2: Simulationsmodell aus 4400 Kontinuumselementen für einen Zugversuch an einem [0°]-Laminat.

Das Modell besteht aus insgesamt 4400 Kontinuumselementen mit den Abmessungen 2 mm x 2 mm x 0,5 mm. Für alle folgenden Simulationen bis hin zur Anwendung des Modells wird diese Feinheit der Vernetzung gewählt. Untersuchungen zum Einfluss der Elementabmessungen auf die Ergebnisse wurden mit größeren Elementabmessungen nicht durchgeführt, da die gewählte Elementgröße die größtmögliche Vernetzung darstellt, mit der die einzelnen Sublamine noch aufgelöst werden können. Die Rechenzeiten mit dieser Auflösung betragen bei resultierenden Zeitschritten von  $2,0 \cdot 10^{-4}$  msec auf einer 2 GHz-CPU eine Stunde für die Laborversuche und bis zu etwa 800 Stunden für den 40 Millisekunden dauernden Crashvorgang in den Anwendungsbeispielen. Eine signifikante Verfeinerung des Netzes bewirkt mindestens eine weitere Vervierfachung der Rechenzeit. Dies wird als nicht zielführend angesehen, da in Studien an einem kleinen Modellbeispiel durch die Verfeinerung keine nennenswerte Ergebnisveränderung festgestellt wurde.

Das folgende Diagramm (Bild 5.3) zeigt den Vergleich zwischen dem experimentell bestimmten Spannungs-Dehnungs-Verlauf eines Zugversuches und der Simulation mit dem Berechnungsmodell aus Bild 5.2. Sowohl das elastische Verhalten (E-Modul) als auch die Festigkeit, die mittels des implementierten Versagenskriteriums bestimmt wird, stimmen gut überein. Die Abweichungen sind auch hier wieder auf die experimentelle Streuung zurückzuführen.

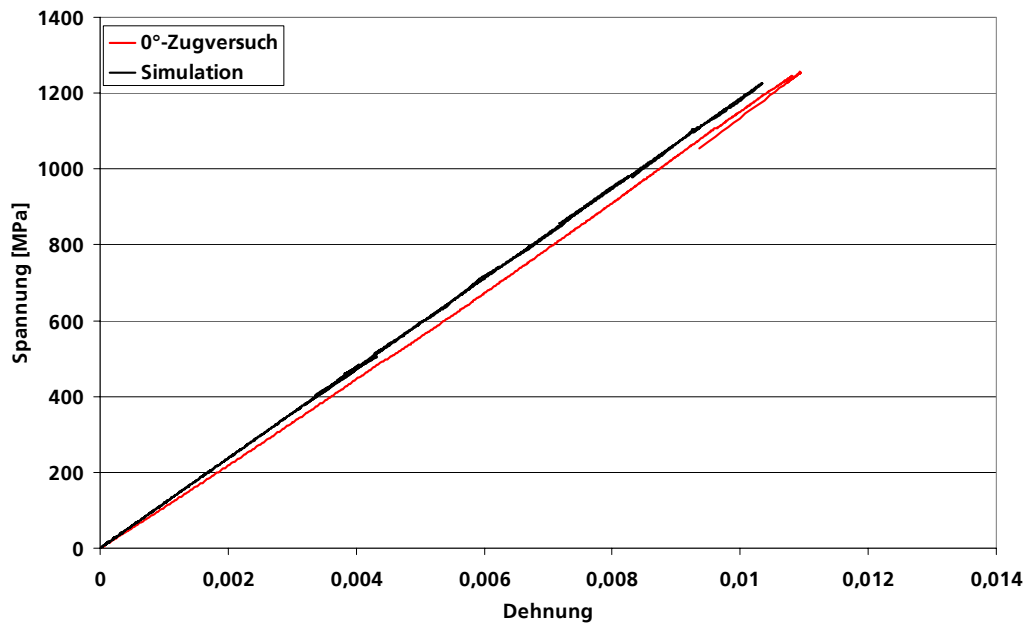


Bild 5.3: Vergleich des Spannungs-Dehnungs-Verlaufs zwischen Experiment und Simulation eines Zugversuchs an einem [0°]-Laminat.

Um die Fähigkeit des Modells zu testen, zwischen Druck und Zugbelastung zu unterscheiden, wird ein Druckversuch analog zu den Experimenten aus Kapitel 3.3.1 durchgeführt. Das folgende Bild zeigt den Vergleich zwischen dem experimentell bestimmten Spannungs-Verzerrungs-Verlauf eines Druckversuches und der Simulation mit dem Berechnungsmodell. Die im Vergleich zum Zugversuch etwas geringere Steifigkeit und vor allem die deutlich geringere Festigkeit stimmen im Rahmen der experimentellen Streuungen gut überein.

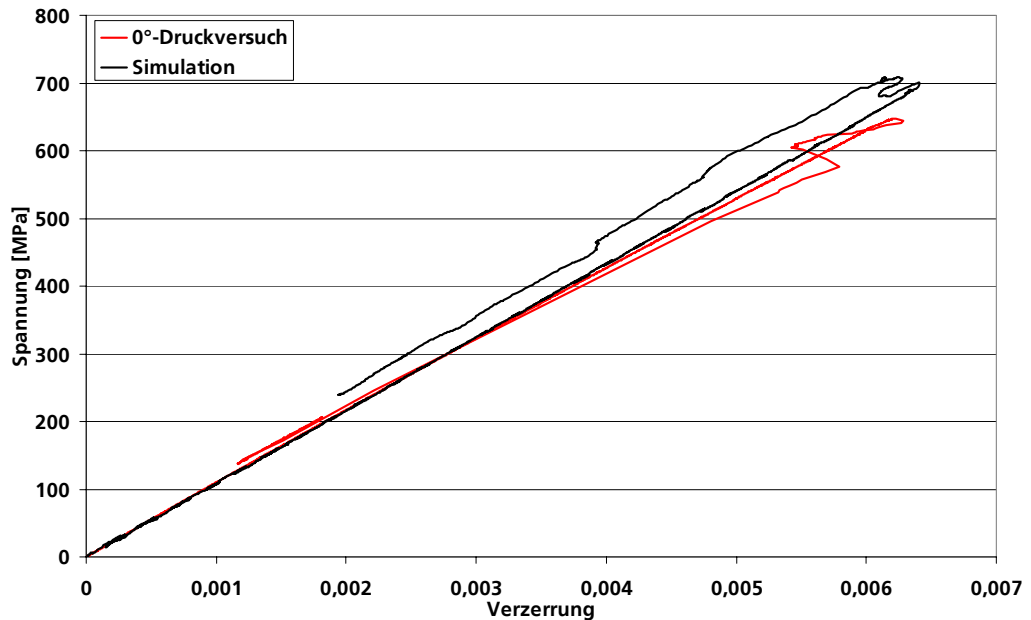


Bild 5.4: Vergleich des Spannungs-Verzerrungs-Verlaufs zwischen Experiment und Simulation eines Druckversuchs an einem [0°]-Laminat.

## 5.2 Simulation der dynamischen Untersuchungen

### 5.2.1 Einfache Struktur

Der nächste Validierungsschritt ist die Simulation der dynamischen Untersuchungen. Es werden in insgesamt 15 Berechnungen alle experimentellen Konfigurationen der Fallturmversuche mit den Winkelproben simuliert. Der Aufbau entspricht der in Kapitel 3.5.1 dargestellten Anordnung. Die Breite der Simulationsuntersuchungen bezüglich der Variation von Lagenaufbau und Radius des Probekörpers ist in Tabelle 3.5 dargestellt. Im folgenden Bild 5.5 ist das verwendete Modell dargestellt. Es besteht aus insgesamt 12000 Kontinuumselementen für den Probekörper und einem als Starrkörper modellierten Impaktorelement.

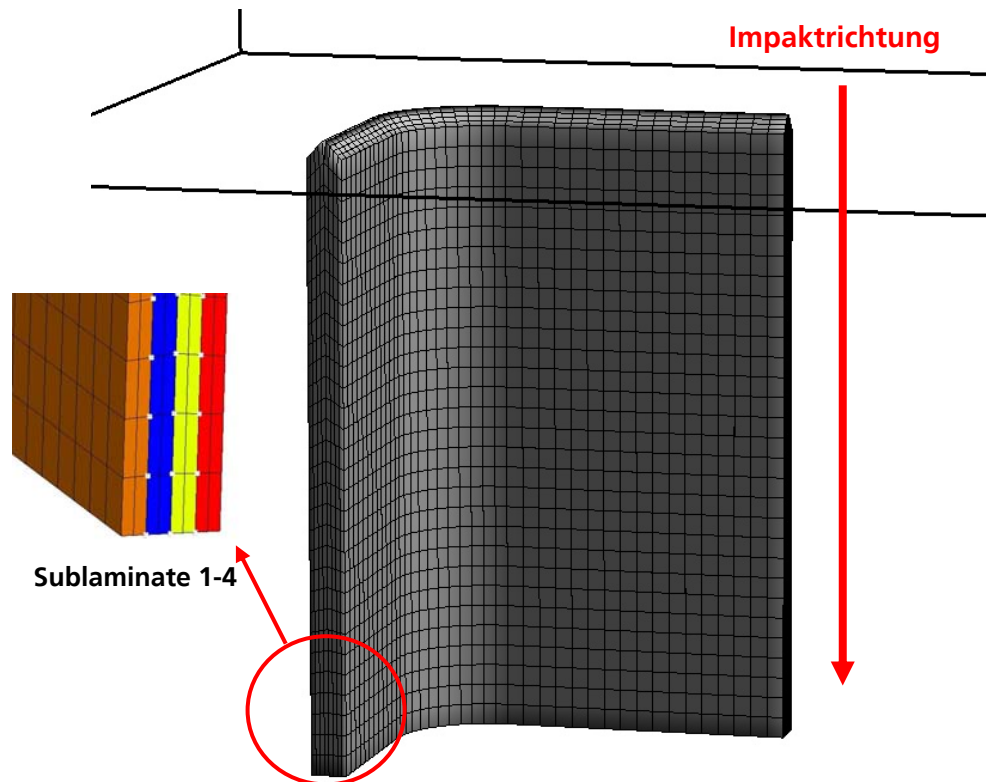


Bild 5.5: Simulationsmodell für Fallturmversuche mit Winkelproben. Links ist eine vergrößerte Darstellung zu sehen, in der die vier Sublaminat und die Delaminationsknoten markiert sind.

Zunächst ist in Bild 5.6 ein qualitativer Vergleich zwischen Experiment und Simulation am Beispiel des Probekörpers mit einem Eckradius von  $r=15$  mm und  $[\pm 45^\circ/0^\circ]$ -Laminataufbau dargestellt. Die beobachtbaren Phänomene des Versagensvorgangs wie die Delaminationsrisse, das Y-förmige Aufspalten des Laminates und das Ausbilden der geschädigten Laminatbereiche stimmen gut überein.

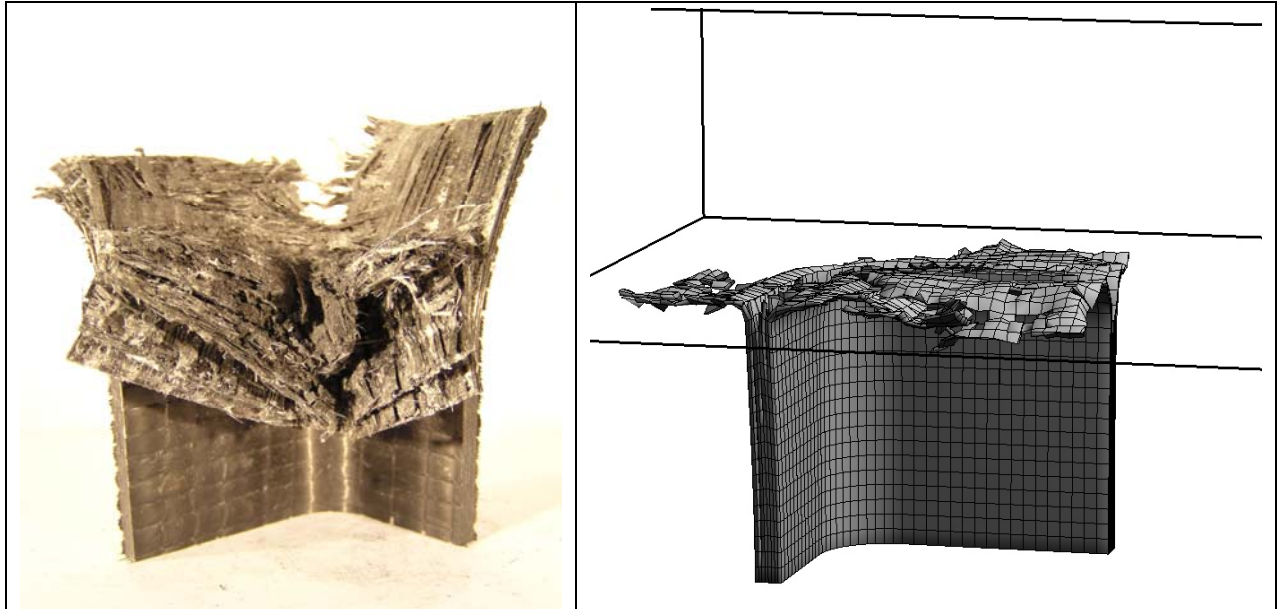


Bild 5.6: Qualitativer Vergleich nach dem Impaktvorgang zwischen Experiment (linkes Bild) und Simulation (rechtes Bild) am Beispiel des Probekörpers mit einem Eckradius von  $r=15$  mm und  $[\pm 45^\circ/0^\circ]$ -Laminataufbau. Die beobachtbaren Phänomene des Versagensvorgangs stimmen gut überein.

In Bild 5.7 ist am Beispiel des Probekörpers mit einem Eckradius von  $r=15$  mm und  $[\pm 45^\circ/0^\circ]$ -Laminataufbau dargestellt, wie zwei experimentell beobachtbare Phänomene in der Simulation abgebildet werden. So sind in der Draufsicht in Impaktrichtung im linken Bildteil in einem frühen Stadium des Impaktvorgangs das Ausbilden der Delaminationsrisse und der Beginn des Y-förmigen Aufspalten des Laminats zu erkennen. Im rechten Bildteil ist ein späterer Zeitpunkt dargestellt. Dort ist das Aufreißen der Ecken des Probekörpers und die Fragmentierung aufgrund der miteinander in Kontakt tretenden geschädigten Laminatbereiche zu erkennen.

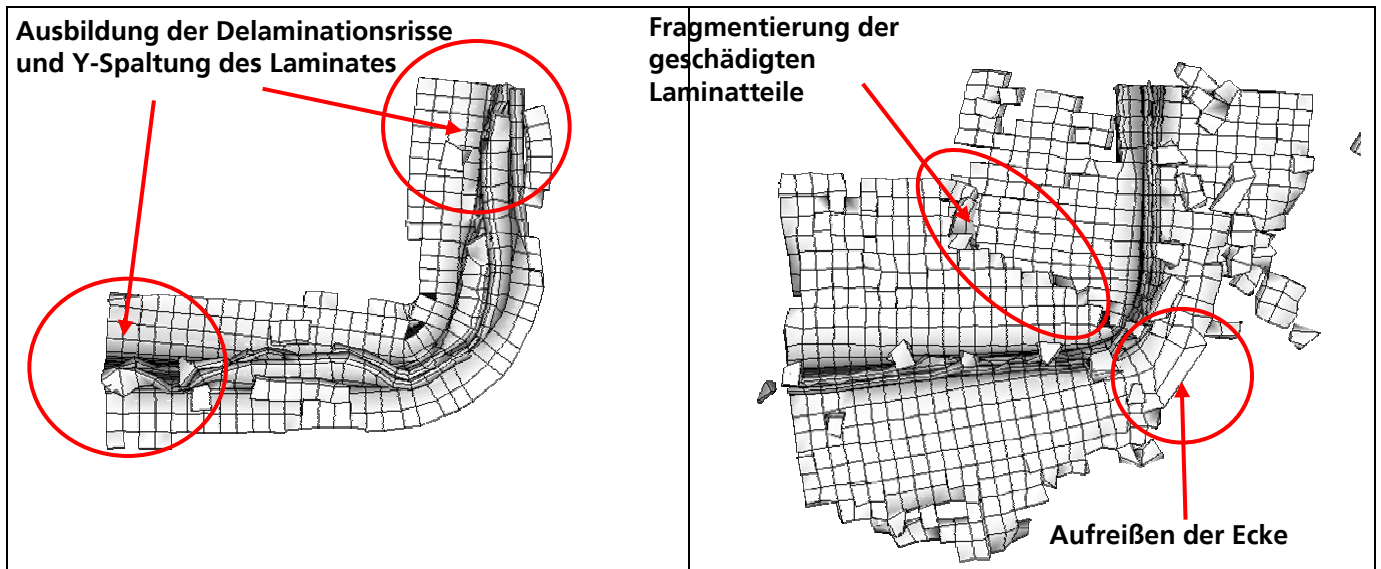


Bild 5.7: Darstellung von Phänomenen des Versagensvorgangs in der Simulation. Das Ausbilden der Delaminationsrisse und der Beginn des Y-förmigen Aufspaltens des Laminats ist im linken Bild zu erkennen. Im rechten Bildteil sind das Aufreißen der Ecken und die Fragmentierung der geschädigten Laminatbereiche dargestellt.

Neben den qualitativen Vergleichen zwischen Experiment und Simulation sind in den folgenden Diagrammen (Bild 5.8 bis Bild 5.10) jeweils die experimentell bestimmten und die berechneten Kraft-Deformationsweg-Verläufe exemplarisch für drei untersuchte Varianten gegenübergestellt. In Bild 5.8 sind die Ergebnisse für den Probekörper mit einem Eckradius von  $r=12$  mm und dem  $[0^\circ/90^\circ]$ -Laminataufbau dargestellt.

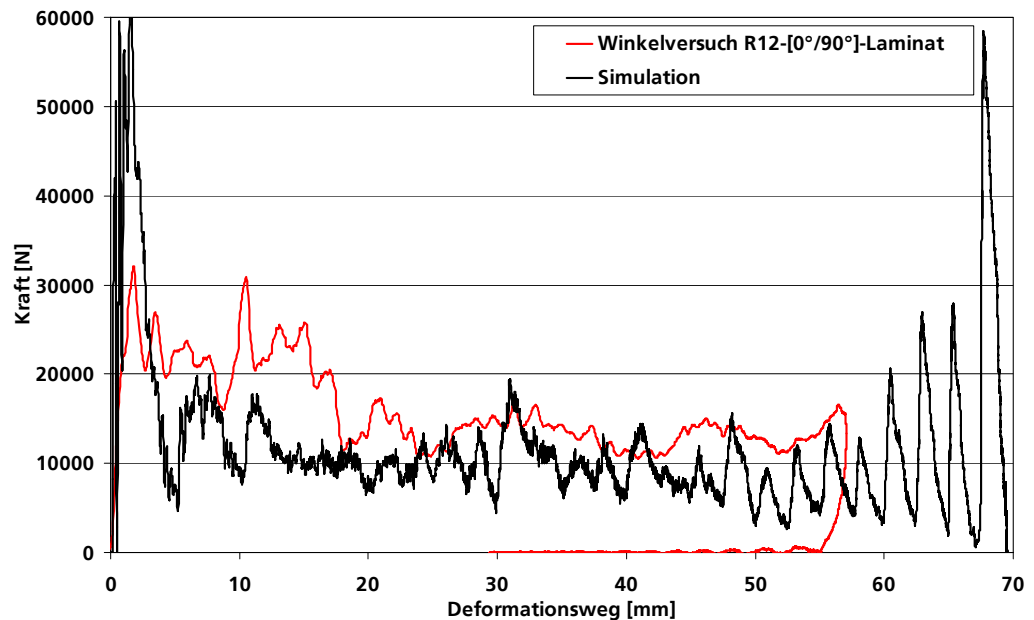


Bild 5.8: Vergleich der Kraft-Deformationsweg-Verläufe zwischen Experiment und Simulation an einem  $[0^\circ/90^\circ]$ -Laminat mit Radius  $r=12$  mm.

Generell ist zu erkennen, dass Experiment und Simulation eine gute Übereinstimmung zeigen. Leichte Abweichungen zwischen den beiden Verlaufskurven lassen sich wie folgt erklären:

- Die höhere Maximalkraft des ersten Anstieges in der Simulation ist darauf zurückzuführen, dass der experimentelle Aufbau und die verwendete Messtechnik Kraftspitzen dämpfen. Die Erfassung der Kraft findet im Versuch etwa 150 mm von der Prozesszone entfernt statt. Dazwischen sind als dämpfende Elemente der Probekörper, die Einspannvorrichtung und das Gehäuse der Lastmesszelle angeordnet, während in der Simulation die Erfassung der Kraft direkt an der Prozesszone als Summe der dort wirkenden Kontaktkräfte geschieht. Darüber hinaus ist die Zeitauflösung der Simulation bedingt durch die kleinen Zeitschritte einige Größenordnungen höher als im Experiment und zeigt daher in den ungefiltert dargestellten Kurvenverläufen deutlich feinere Kraftspitzen.
- Das Niveau der konstanten Crashlast ist in der Simulation etwas geringer als im Experiment. Das ist auf Phänomene wie beispielsweise eine physikalische präzise Beschreibung der Reibung und damit zusammenhängender Effekte zurückzuführen, die im Rahmen dieser Arbeit nicht betrachtet wurden.



- Aufgrund der niedrigeren Crashlast in der Simulation ist der maximale Deformationsweg höher als im Experiment. Hier kommt hinzu, dass aufgrund des relativ schlechten Energieaufnahmevermögens des  $[0^\circ/90^\circ]$ -Laminataufbaus der Impaktor auf die über Randbedingungen modellierte Probenklemmvorrichtung aufschlägt. Dies führt aufgrund der Erosion der über die Randbedingungen festgehaltenen Elemente zu Schwankungen im Kraftverlauf.

Diese Erklärungen gelten auch für die beiden anderen hier dargestellten Ergebnisse. In Bild 5.9 sind die Ergebnisse für den Probekörper mit einem Eckradius von  $r=12$  mm und dem  $[\pm 45^\circ]$ -Laminataufbau dargestellt. Hier ist als Besonderheit der Simulation ein deutlicher Kraftabfall bei 30 mm Deformationsweg festzustellen. Dieser ist auf ein auch vereinzelt in Experimenten beobachtbares, teilweises katastrophales Versagen des Probekörpers zurückzuführen. Ein Teil der Winkelprobe knickt seitlich aus, anstatt in fortschreitender Schädigung Energie aufzunehmen. Nach etwa 20 mm instabiler Deformation stabilisiert sich das Crashverhalten wieder auf dem ursprünglichen Niveau.

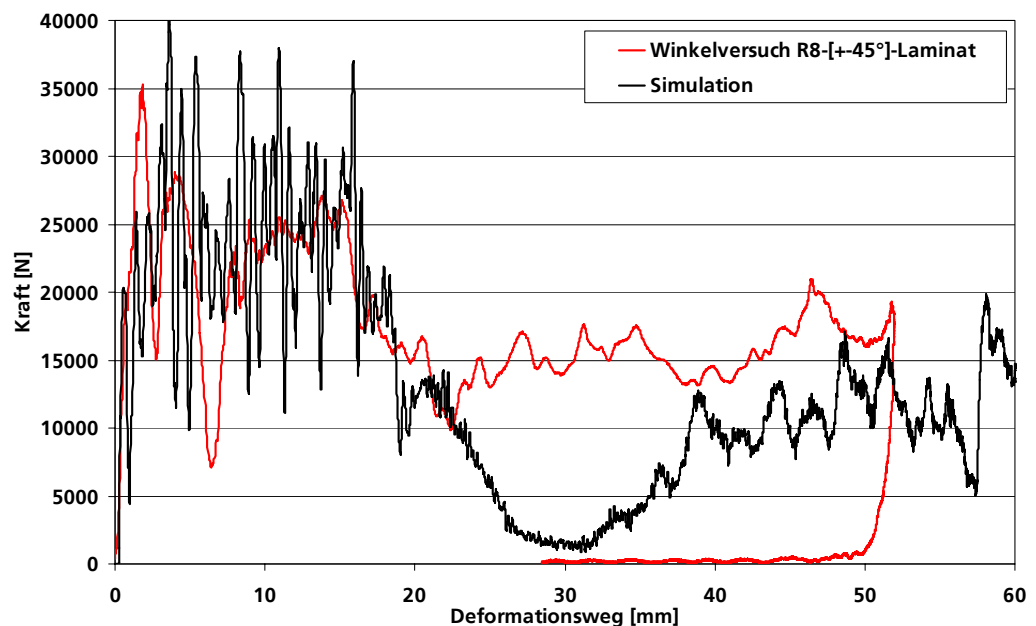


Bild 5.9: Vergleich der Kraft-Deformationsweg-Verläufe zwischen Experiment und Simulation an  $[\pm 45^\circ]$ -Laminat mit Radius  $r=8$  mm.

In Bild 5.10 sind die Ergebnisse für den Probekörper mit einem Eckradius von  $r=8$  mm und dem  $[\pm 45^\circ/0^\circ]$ -Laminataufbau dargestellt. Hier sind als Besonderheit der Simulation Schwankungen im Kraftverlauf zu erkennen. Diese sind auf

das diskretisierungsabhängige Fortschreiten der Delaminationsrisse und auf Erosion einzelner Elementreihen zurückzuführen. Bei diesem Laminataufbau sind im Inneren die hauptlasttragenden Einzellagen mit  $0^\circ$ -Faserorientierung besonders anfällig für die beschriebenen numerischen Effekte.

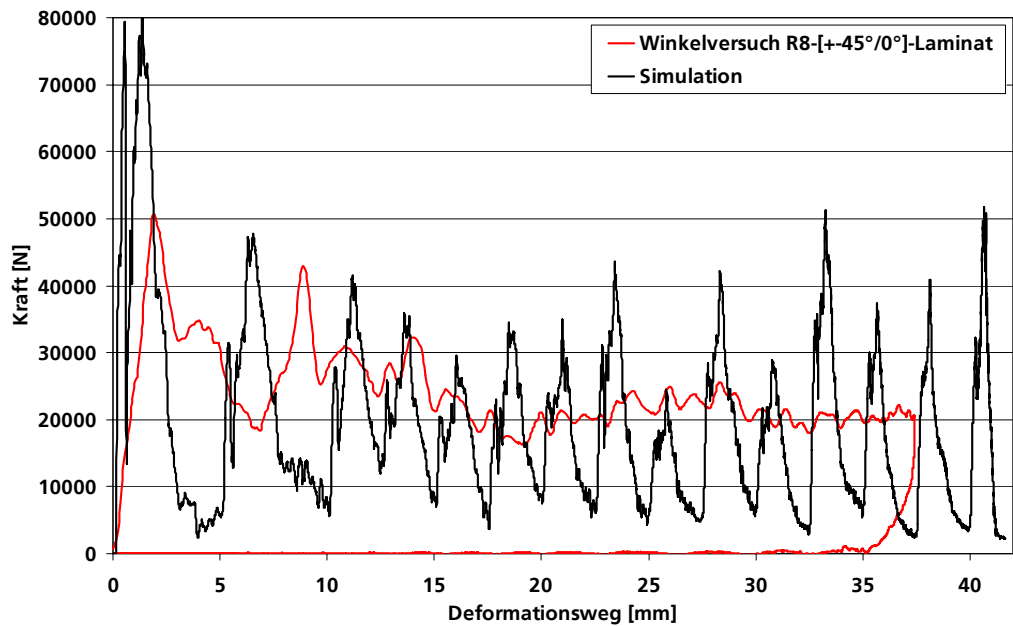


Bild 5.10: Vergleich der Kraft-Deformationsweg-Verläufe zwischen Experiment und Simulation an einem  $[\pm 45^\circ/0^\circ]$ -Laminat mit Radius  $r=8$  mm.

Abschließend ist hier ein Vergleich der spezifischen Energieaufnahme zwischen Experiment und Simulation der Winkelproben aller durchgeführten Fallgewichtuntersuchungen dargestellt. Insgesamt wurden die gemessenen spezifischen Energieaufnahmefähigkeiten der fünf untersuchten Laminatkonfigurationen mit den jeweiligen Radiusvarianten ( $R=8$  mm bis  $R=15$  mm) mit den Ergebnissen der Simulationen verglichen. Wie in Bild 5.11 gezeigt, sind die Ergebnisse der Berechnungen in allen Konfigurationen innerhalb oder sehr nahe dem experimentellen Streubereich. Das bedeutet, dass das entwickelte Werkstoffmodell zusammen mit der angepassten numerischen Methodik in der Lage ist, das Energieaufnahmeverhalten von einfachen Strukturbauteilen in einem weiten Spektrum an unterschiedlichen Konfigurationen vorherzusagen.

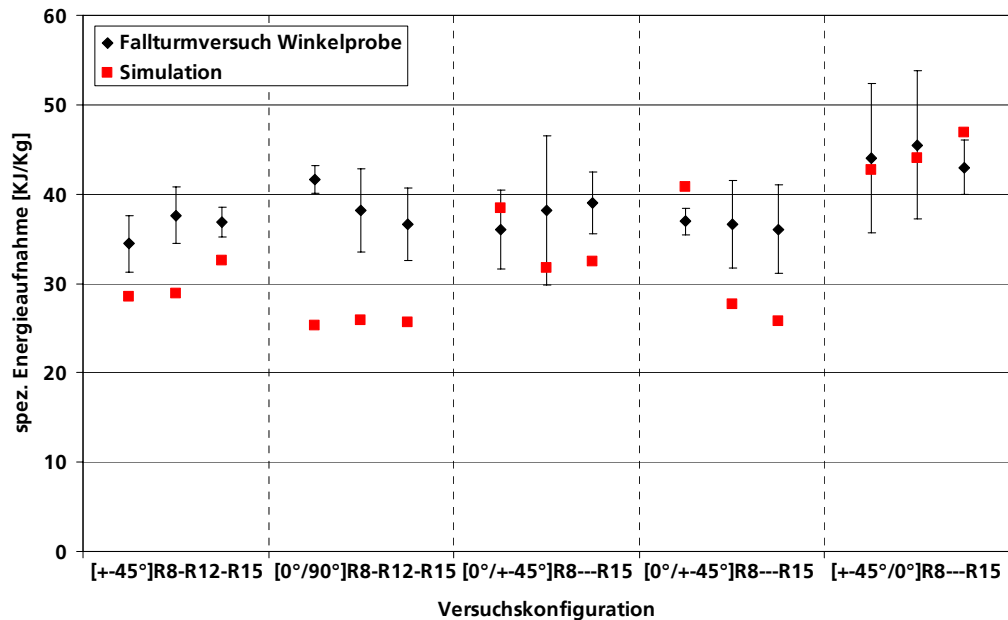


Bild 5.11: Vergleich der spezifischen Energieaufnahme zwischen Experiment mit Streubreiten und Simulation der Winkelproben aller durchgeführten Fallgewichtuntersuchungen. Dargestellt sind die 5 untersuchten Laminatkonfigurationen mit den jeweiligen Radiusvarianten (R=8mm bis R=15mm).

Nachdem mit diesen Untersuchungen die Anwendbarkeit des neu entwickelten Werkstoffmodells und der angepassten numerischen Methodik bei der Simulation der Werkstoffversuche nachgewiesen wurde, wird im folgenden Kapitel eine Erweiterung des Einsatzes auf die Bauteilsimulation durchgeführt.

### 5.3 Simulation des Crashverhaltens von Motorträgern aus CFK

Die vollständige Validierung der entwickelten Methodik an einem realen Beispiel ist der abschließende Schritt und folgt in diesem Kapitel. Es wird durch detaillierten Vergleich von Simulationsergebnissen mit Experimenten eine Aussage über die Prognosefähigkeit des Modells bezüglich intrinsischer und extrinsischer Parameter erreicht. Durch den Vergleich von insgesamt 15 Variationen bezüglich Geometrie und Laminataufbau wird gezeigt, welche Möglichkeiten die entwickelte Simulationsmethodik bietet. Die Modelleingabeparameter wurden gegenüber der Simulation der oben beschriebenen Werkstoffversuche nicht verändert und entsprechen den in Tabelle 4.2 dargestellten Kennwerten. Eine Anpassung der Modellparameter zur besseren numerischen Abbildung des

Komponentenverhaltens erfolgte nicht. Damit lässt sich eine Übertragbarkeit des Werkstoffmodells auf die Bauteilsimulation überprüfen.

Der Modellaufbau entspricht der in Kapitel 3.6.1 dargestellten Anordnung. Die Breite der Simulationsuntersuchungen bezüglich der Variation von Lagenaufbau und Radius des Probekörpers ist wie in Tabelle 3.6 dargestellt. Im folgenden Bild ist das verwendete Modell dargestellt. Es besteht aus insgesamt 190000 Kontinuumelementen für den Probekörper und einem als Starrkörper modellierten Impaktorelement.

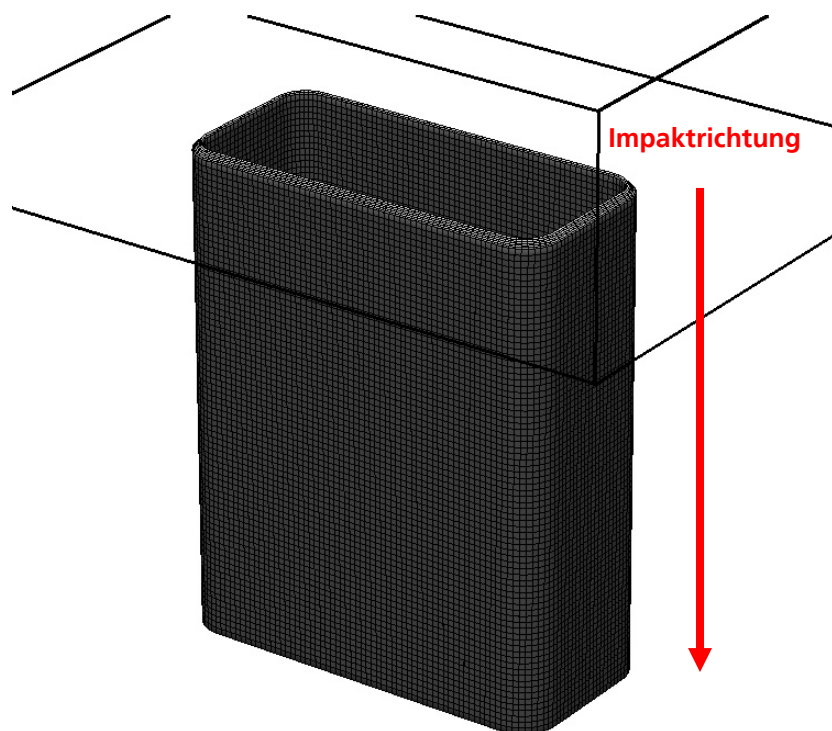


Bild 5.12: Simulationsmodell eines Motorträgers für die Crashversuche.

Zunächst sind exemplarisch in den folgenden Diagrammen (Bild 5.13 und Bild 5.14) jeweils die experimentell bestimmten und berechneten Kraft-Deformationsweg-Verläufe für zwei untersuchte Varianten gegenübergestellt. In Bild 5.13 sind die Ergebnisse für den Motorträger mit einem Eckradius von  $r=12$  mm und dem  $[\pm 45^\circ/0^\circ]$ -Laminataufbau dargestellt.

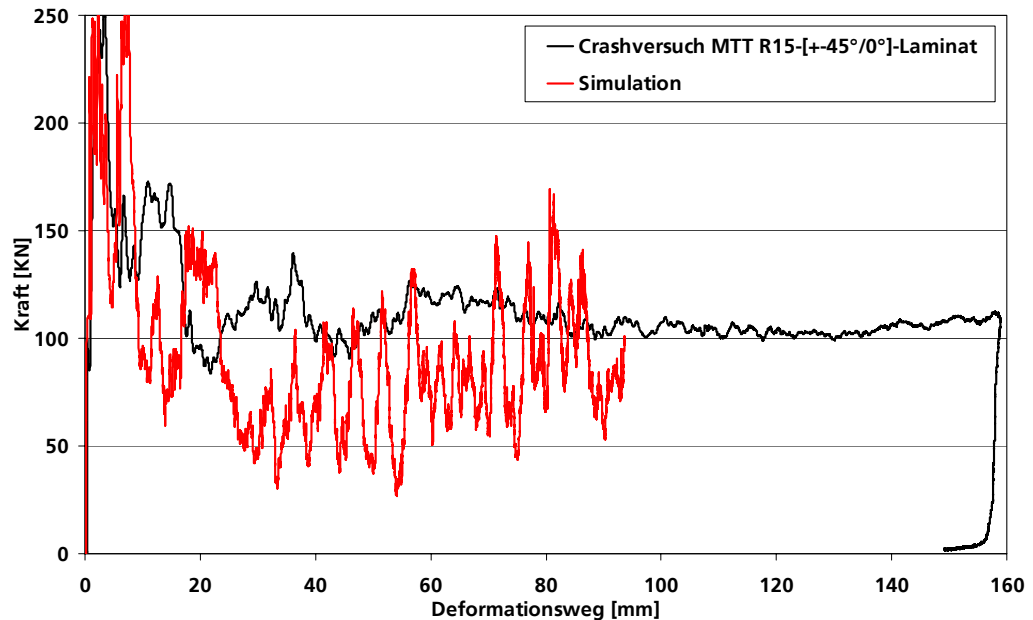


Bild 5.13: Vergleich der Kraft-Deformationsweg-Verläufe zwischen Experiment und Simulation an einem  $[\pm 45^\circ/0^\circ]$ -Laminat mit Radius  $r=15$  mm.

Bezüglich der erkennbaren kleinen Abweichungen zwischen Experiment und Simulation gelten die in Kapitel 5.2.1 gemachten Erklärungen. Zusätzlich zeigt sich in der Kurve, dass die Simulation im Gegensatz zu den Berechnungen der Fallturmversuche aufgrund der wesentlich längeren Berechnungszeit nicht bis zum maximalen Deformationsweg durchgeführt werden konnte. Die Rechenzeit für diese Simulation betrug bei resultierenden Zeitschritten von  $2,0 \cdot 10^{-4}$  msec auf einer 2 GHz-CPU etwa 800 Stunden, was zur Aufnahme von 70 % der gesamten Crashenergie ausreichte. Da sich aber ein stabiles Niveau der Crashlast ausbildete, sind dennoch Aussagen über das Energieaufnahmevermögen der Strukturbauteile aus den Berechnungsergebnissen ableitbar.

In Bild 5.14 sind die Ergebnisse für den Probekörper mit einem Eckradius von  $r=12$  mm und dem  $[\pm 45^\circ]$ -Laminataufbau dargestellt.

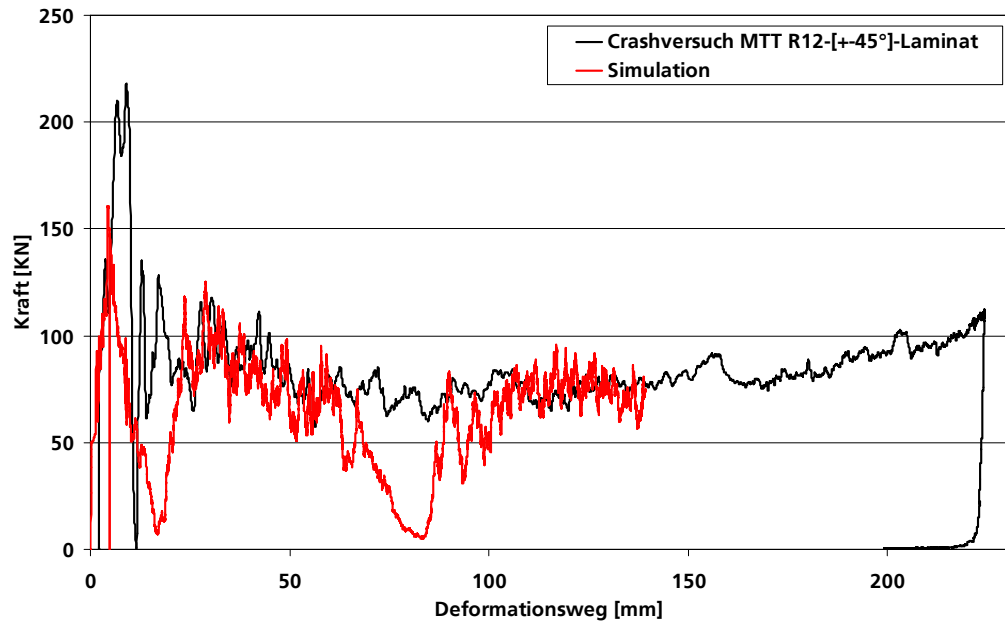


Bild 5.14: Vergleich der Kraft-Deformationsweg-Verläufe zwischen Experiment und Simulation an einem  $[\pm 45^\circ]$ -Laminat mit Radius  $r=12$  mm.

Auch hier ist als Besonderheit der Simulation ein Kraftabfall bei 80 mm Deformationsweg aufgrund teilweise katastrophalen Versagens des Probekörpers festzustellen. Nach etwa 20 mm instabiler Deformation stabilisiert sich das Crashverhalten wieder auf dem ursprünglichen Niveau. Das Crashlastniveau von Simulation und Experiment stimmt gut überein.

Neben den diskutierten quantitativen Vergleichen zwischen Experiment und Simulation ist im folgenden Bild 5.15 ein qualitativer Vergleich am Beispiel des Motorträgers mit einem Eckradius von  $r=15$  mm und  $[\pm 45^\circ/0^\circ]$ -Laminataufbau dargestellt. Die beobachtbaren Phänomene des Versagensvorgangs wie das Aufreißen des Motorträgers über die Ecken, das Y-förmige Aufspalten des Laminates und das Ausbilden der geschädigten und fragmentierten Laminatbereiche stimmen überein.

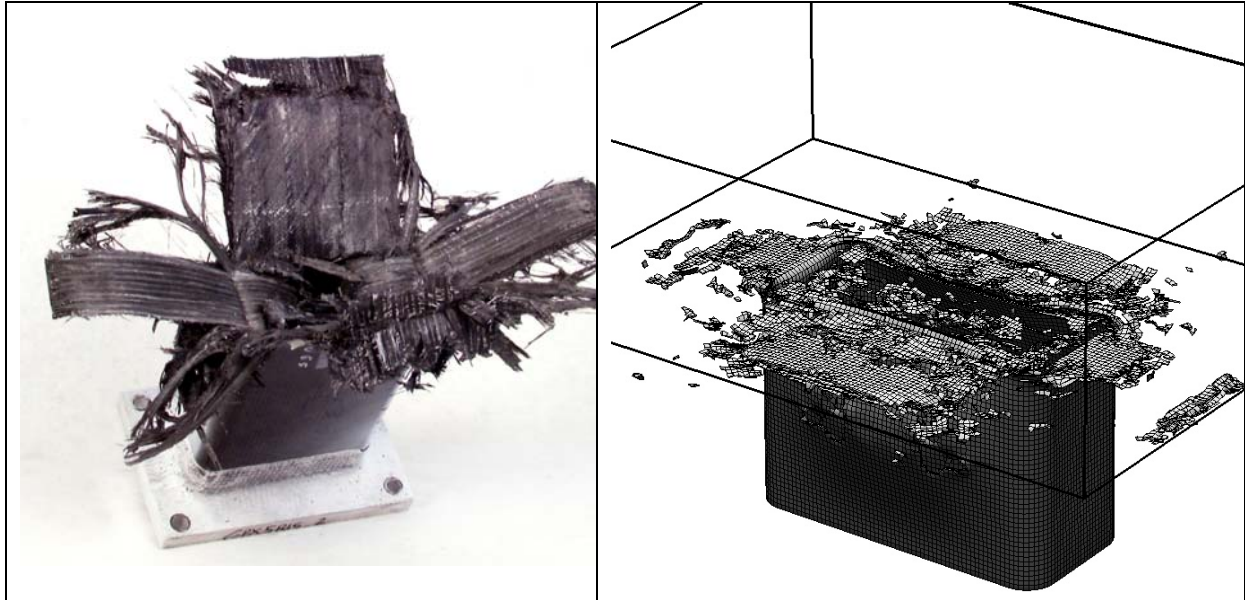


Bild 5.15: Qualitativer Vergleich nach dem Crashvorgang zwischen Experiment (linkes Bild) und Simulation (rechtes Bild) am Beispiel des Probekörpers mit einem Eckradius von  $r=15$  mm und  $[\pm 45^\circ/0^\circ]$ -Laminataufbau. Die beobachtbaren Phänomene des Versagensvorgangs stimmen gut überein.

In Bild 5.16 ist ein Vergleich der spezifischen Energieaufnahme zwischen Experiment und Simulation der Motorträger aller durchgeführten Fallgewichtsuntersuchungen dargestellt. Insgesamt wurden aus den in Tabelle 3.6 dargestellten Konfigurationen drei Laminatkonfigurationen mit den jeweiligen Radiusvarianten ( $R=8$  mm bis  $R=15$  mm) untersucht. Wie in Bild 5.16 gezeigt, sind die Ergebnisse der Berechnungen in allen Konfigurationen innerhalb oder sehr nahe dem experimentellen Streubereich. Das bedeutet, dass das entwickelte Werkstoffmodell zusammen mit der angepassten numerischen Methodik in der Lage ist, das Energieaufnahmeverhalten von Motorträgerbauteilen in einem Spektrum an unterschiedlichen Konfigurationen vorherzusagen.

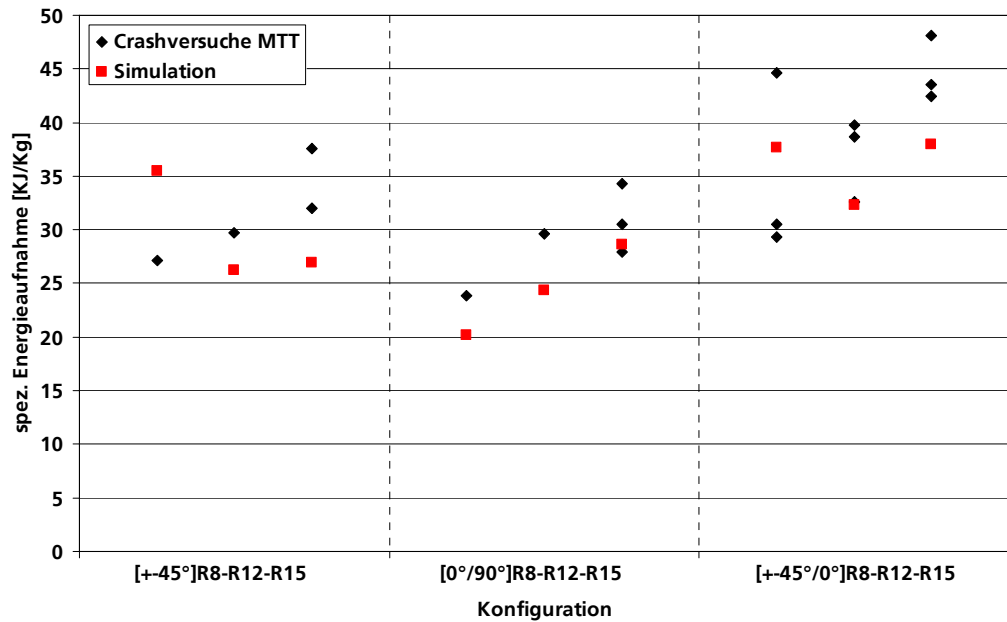


Bild 5.16: Vergleich der spezifischen Energieaufnahme zwischen Experiment und Simulation der Motorträger aller durchgeführten Crashversuche. Dargestellt sind 3 untersuchte Laminatkonfigurationen mit den jeweiligen Radiusvarianten (R=8 mm bis R=15 mm).

## 5.4 Prognosefähigkeit des Modells von intrinsischen und extrinsischen Parametern

### 5.4.1 Geometrievariation

In Bild 5.17 und Bild 5.18 ist dargestellt, welchen Einfluss die Veränderung in der Geometrie des Motorträger auf den Vergleich der spezifischen Energieaufnahme bzw. die Maximalkraft zwischen Experiment und Simulation der Motorträger ausübt. Experimentell wurde bei jeder Konfiguration bis zu drei Versuche durchgeführt. Die in den Diagrammen dargestellten experimentellen Ergebnisse geben die Streubereiche an, innerhalb derer bei bestmöglicher Fertigung der Probekörper die Ergebnisse zu messen sind. Wie anhand der ins Diagramm eingezeichneten Trendlinien zu erkennen ist, steigt in Experiment und Simulation die Energieaufnahmefähigkeit der Lamine mit dem Radius der Ecke an. Die durch die Mittelwerttrendlinien eingetragenen Tendenzen werden vom Werkstoffmodell sowohl für die spezifische Energieaufnahme als auch für die Maximalkraft vorhergesagt. Das bedeutet, dass das entwickelte Werkstoffmodell zusammen mit der angepassten numerischen Methodik in der Lage ist, den Einfluss von Geometrievariationen der Motorträgerbauteile vorherzusagen.



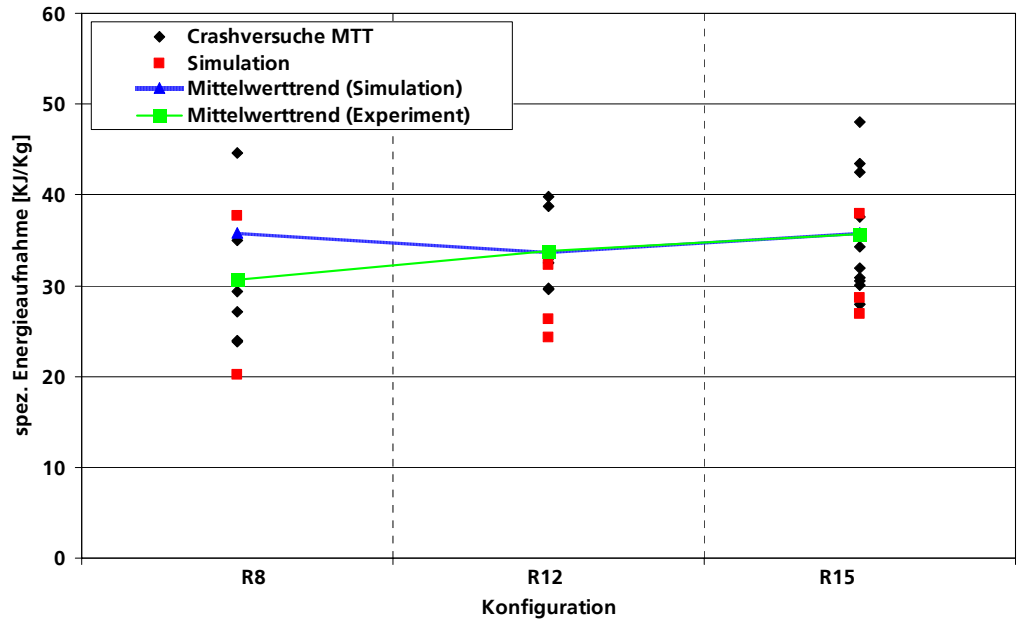


Bild 5.17: Vergleich zwischen Experiment und Simulation bezüglich des Einflusses der Geometrie auf die spezifischen Energieaufnahme.

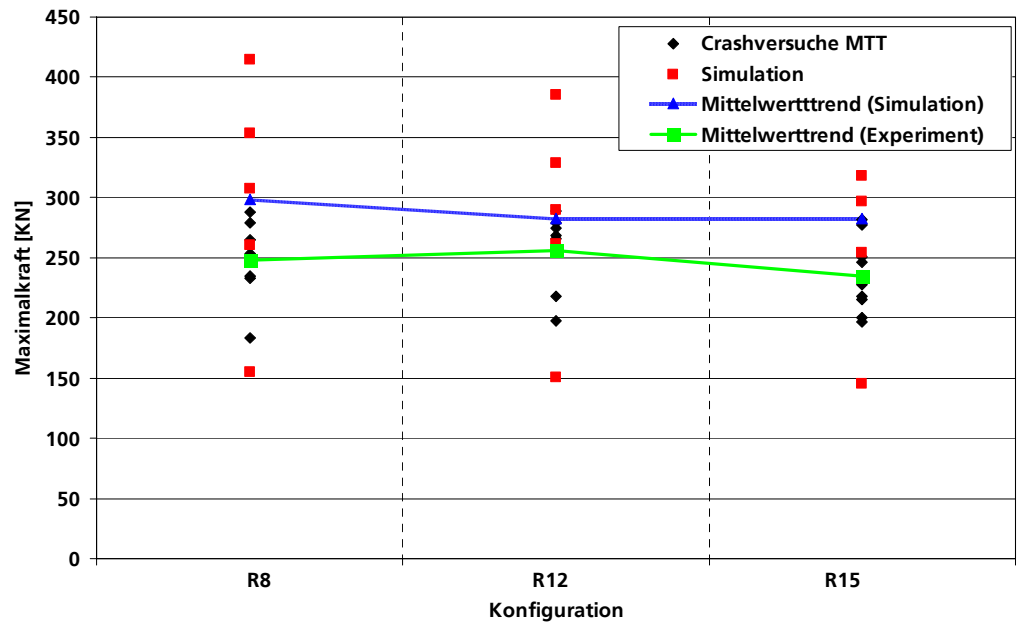


Bild 5.18: Vergleich zwischen Experiment und Simulation bezüglich des Einflusses der Geometrie auf die Maximalkraft.

#### 5.4.2 Änderung des Lagenaufbaus

Zusätzlich zur Geometrievariation ist für die Entwicklung und Auslegung von energieaufnehmenden Strukturbauteilen aus CFK in der Automobilindustrie der Lagenaufbau der Bauteile ein entscheidender Parameter. Wie aus den Experimenten in Kapitel 3.6 abgeleitet wurde, verfügen Lamine, die Mischungen aus verschiedenen Orientierungen enthalten, über ein besseres Energieaufnahmeverhalten als rein unidirektional verstärkte Bauteile. Eine Kombination aus eher duktilen ( $\pm 45^\circ$ ) und hochfesten ( $0^\circ$ ) Einzellagen ermöglicht eine bessere Energieaufnahme als Bauteile nur mit spröden Einzelschichten.

In Bild 5.19 ist dargestellt, welchen Einfluss der Lagenaufbau des Motorträgers auf die spezifische Energieaufnahme ausübt. Die durch die Mittelwerttrendlinien eingetragenen Tendenzen zeigen eine gute Übereinstimmung in den Ergebnissen von Experiment und Simulation. Das bedeutet, dass das entwickelte Werkstoffmodell zusammen mit der angepassten numerischen Methodik in der Lage ist, den Einfluss des Lagenaufbaus vorherzusagen. Die für die Auslegung wichtigen Kenntnisse bezüglich Einsatz und Anordnung der unterschiedlichen Faserorientierungen können mit dem neu entwickelten Werkstoffmodell reproduziert werden. Das Modell kann die experimentell ermittelten Einflussparameter für das Energieaufnahmeverhalten prognostizieren. Unter Berücksichtigung, dass für jede dargestellte Konfiguration sowohl Wiederholungsversuche als auch die aufgrund der Geometrievariation entstandenen Unterschiede dargestellt sind, ist die Prognosefähigkeit des neu entwickelten Werkstoffmodells maximal 10% abweichend von den experimentellen Resultaten. Tendenziell wird in der Simulation die Energieaufnahmefähigkeit leicht unterschätzt, was aus Auslegungsgesichtspunkten allerdings nicht kritisch ist. Wie bei den Simulationsergebnissen zu den Fallturmversuchen auf die einfachen Strukturbauteile diskutiert, sind hierbei noch weitere Möglichkeiten für Verbesserungen denkbar.

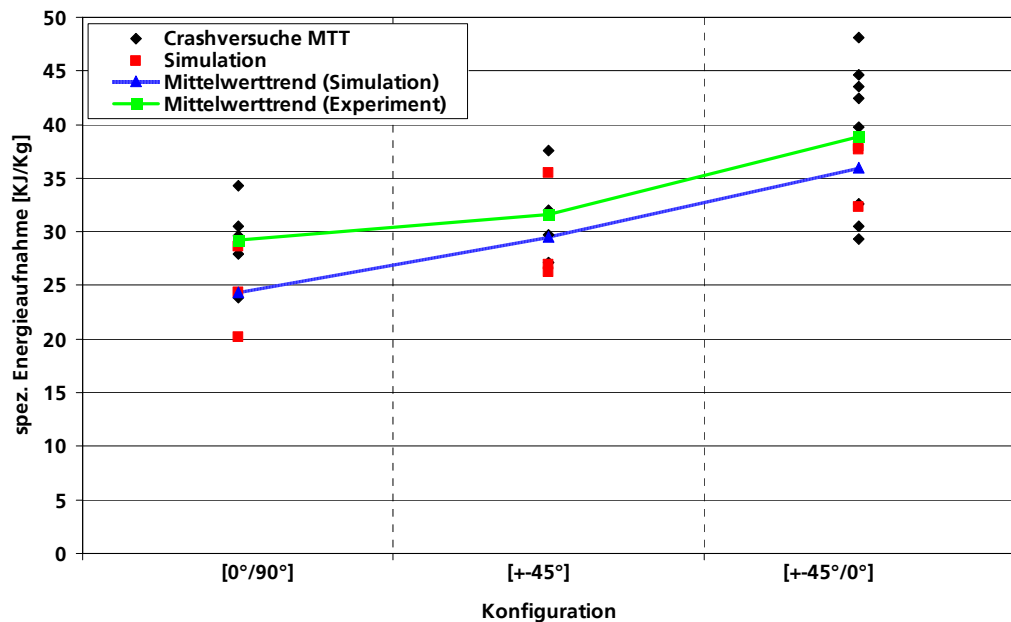


Bild 5.19: Vergleich zwischen Experiment und Simulation bezüglich des Einflusses des Lagenaufbaus auf die spezifische Energieaufnahme.

## 5.5 Verwendbarkeit und Anwendungsgrenzen des Modells

Abschließend zu den Simulationen der Werkstoffversuche werden die wesentlichen Ergebnisse dieses Teilabschnittes zusammengefasst:

- Durch Nachrechnen der Laborversuche wurde gezeigt, dass das entwickelte Werkstoffmodell und die angepasste numerische Methodik das elastische Verhalten und das Versagensverhalten von unidirektional verstärkten Faserverbundwerkstoffen mit guter Genauigkeit beschreibt.
- Die Verwendung des neuentwickelten Werkstoffmodells ermöglicht eine Vorhersage des Energieaufnahmeverhaltens von CFK mit sehr guter Genauigkeit.
- Die Ermittlung des hauptsächlichen Versagenstyps ist mittels der eingesetzten verzweigten „Direct-Mode“-Kriterien möglich.
- Der Einfluss der Probekörpergeometrie auf das Energieaufnahmeverhalten kann mittels der Simulation mit guter Genauigkeit prognostiziert werden.
- Der Einfluss des Lagenaufbaus auf das Energieaufnahmeverhalten kann mittels der Simulation mit guter Genauigkeit prognostiziert werden.

- Mit dem neu entwickelten Werkstoffmodell und der angepassten numerischen Methodik können Vorhersagen bezüglich der Auslegung von Strukturbauteilen aus CFK gemacht werden.
- Die Rechenzeit ist vor allem für die Simulation der Strukturbauteile unbefriedigend hoch. Der Einsatz von Parallelrechnern kann hier Abhilfe schaffen.
- In der Werkstoffmodellierung wurde plastisches Verhalten nicht beschrieben. Eine derartige Erweiterung ermöglicht unter Umständen weitere Verbesserungen der Ergebnisqualität und eine Erweiterung des Modells auf andere Kombinationen von Faserverbundwerkstoffen.

## 6 Zusammenfassung und Ausblick

Mit Kohlenstofffasern verstärkte Kunststoffe sind unter den Leichtbauwerkstoffen aufgrund der sehr hohen spezifischen Steifigkeiten und Festigkeiten vor dem Hintergrund wachsender ökologischer Belastungen ein interessanter Werkstoff für die Zukunft. Auch unter Aspekten des Crashverhaltens zeigen Faserverbundwerkstoffe aufgrund der sehr hohen spezifischen Energieaufnahmefähigkeit überlegene Eigenschaften und stellen daher besonders für die Automobilindustrie eine attraktive Alternative zu metallischen Werkstoffen dar. Da jedoch bisher weder das Materialverhalten von CFK im Crashfall ausreichend untersucht wurde, noch eine Methodik zur numerischen Simulation des Energieaufnahmeverhaltens verfügbar ist, sind dem Einsatz von CFK im Produktentwicklungsprozess unter Serienbedingungen derzeit noch Grenzen gesetzt. Ziel dieser Arbeit war es daher, ein Werkstoffmodell und geeignete numerische Verfahren zu entwickeln, um eine prognosefähige Simulation des Crashverhaltens von Strukturbauteilen aus CFK zu ermöglichen.

Dazu wurde das Energieaufnahmeverhalten von mittels des RTM-Verfahrens hergestellten Faserverbundwerkstoffen aus unidirektionalen Kohlenstoffasergelegten experimentell und numerisch untersucht. Mit diesen Ergebnissen wurde eine neue Methodik zur Simulation dieses Werkstoffs entwickelt, bei der neben der Formulierung des Werkstoffmodells auch die Art der räumlichen Diskretisierung der Bauteile modifiziert wurde.

Aus quasistatischen Zug-, Druck- und Schubversuchen und der Durchführung von zyklischen Versuchen zur Bestimmung der Materialeigenschaften bei zunehmender innerer Schädigung konnten alle für die Modellierung notwendigen charakteristischen Eigenschaften des Werkstoffes gemessen werden.

Mittels einer eigens entwickelten Prüfvorrichtung konnten charakteristische Kennwerte für die Energiefreisetzungsraten für verschiedene Delaminationsmodi statisch und dynamisch bestimmt werden.

Durch den Einsatz von Hochgeschwindigkeitskameras und speziellen Probengeometrien konnte in den dynamischen Untersuchungen eine Betrachtung der ablaufenden physikalischen Phänomene während des Versuches durchgeführt werden. Dies ermöglichte die Identifikation der für die Energieaufnahme relevanten Mechanismen des Laminatversagens. Die untersuchten Proben versagten im wesentlichen durch zentrale Delaminationsrisse und nachfolgende Biegung des aufgespalteten Laminates.

Darüber hinaus zeigten die experimentellen Untersuchungen, dass die gängige Methodik der Verwendung von Schalenelementen laminierte Verbundwerkstoffe physikalisch nur ungenau repräsentiert. Mit diesen kann im Gegensatz zu Kontinuumelementen der Versagensmodus Delamination nicht abgebildet werden. Zusätzlich benötigt die auftretende Fragmentierung des Materials und das unter Crashbelastung ausgeprägte Ausbilden von interlaminaren Rissen durch Delamination eine adaptive Neuvernetzung während des Berechnungsvorganges. Daher wurde in dieser Arbeit ein Werkstoffmodell entwickelt und mit einer Diskretisierung gekoppelt, die auf Finiten Elementen und adaptiver Neuvernetzung je nach Schädigungszustand durch Knotenteilung basiert. Die Abbildung des Versagensmodus Delamination geschieht durch die adaptive Öffnung des FE-Netzes und Knotenteilung bei Erreichen der kritischen Bruchenergie. Erst damit wird es möglich, die experimentell beobachtbare Keilbildung beim Versagen von Faserverbundstrukturen auch zu diskretisieren und den Einfluss auf das Strukturverhalten rechnerisch zu bestimmen.

Für das Werkstoffmodell zur Simulation des Energieaufnahmevermögens von CFK-Strukturen unter Crashbelastung wurden drei wesentliche Teile physikalisch sinnvoll modelliert:

- Elastisches Materialverhalten
- Versagensdetektion und Klassifizierung
- Nachversagensverhalten, insbesondere Delamination

Das verwendete elastische Modell basiert auf einer konstitutiven Beziehung für dreidimensionale Anisotropie. Die benötigten neun unabhängigen elastischen Konstanten sind mit Materialtests ermittelt worden. Als Ergänzung wird zusätzlich eine Unterscheidung der elastischen Kennwerte zwischen Zug und Druck vorgenommen. Das Werkstoffmodell erkennt je nach vorliegendem Spannungszustand, welche Kennwerte zur Berechnung herangezogen werden müssen. Eine weitere Besonderheit des Modells ist die Berücksichtigung der nichtlinearen Beziehung zwischen Schubspannung und Schubverzerrung. Zur Reduzierung der Elementzahl werden benachbarte, gleichorientierte Lagen zu Sublaminaten gruppiert.

Zur Ermittlung wann ein bestimmter Spannungszustand zu intralaminarem Versagen innerhalb der Einzelschicht führt, werden Faserzugversagen, Matrixzug- und Matrixdruckversagen unterschieden. Die Behandlung von Delamination als interlaminarer Versagensmode wird gesondert auf Basis der kritischen Energiefreisetzungsraten durchgeführt.

Je nach identifiziertem Versagensmodus wird ein entsprechender Nachversagensalgorithmus benutzt. Die betreffenden Steifigkeiten werden für das versagte Material im Vergleich zur Steifigkeit des intakten Laminats deutlich re-

duziert. Die Unterscheidung von Zug- und Druckeigenschaften des Materials wird auch im Nachversagensbereich beibehalten. Für den Versagensmodus Delamination wird die interlaminare Spannung in Abhängigkeit von der als Rissöffnung zu interpretierenden Verschiebung so weit reduziert, bis die vorher gemessene kritische Bruchenergie erreicht ist. Dann wird durch adaptive Knotenteilung eine neue Oberfläche generiert und das experimentell beobachtbare Separieren der Einzelschichten realisiert. Dieser Algorithmus wurde für Delamination unter Normalbelastung und unter Schubbelastung implementiert. Da neben den entsprechenden Einzelkennwerten aus den Double-Cantilever-Beam- und End-Notched-Flexure-Versuchen auch überlagerte Mixed-Mode-Ergebnisse gemessen wurden, konnte darüber hinaus eine Kopplung der beiden Modi implementiert werden.

Zur Validierung und Verifikation des entwickelten Modells wurden neue dynamische Testaufbauten entwickelt, um den Einfluss des Lagenaufbaus, der Probekörpergeometrie und des Lastfalls auf das Energieaufnahmevermögen zu ermitteln. Wichtige Auslegungstendenzen wie z.B. der Einfluss der Fasern in Belastungsrichtung konnten experimentell herausgearbeitet werden.

Im quantitativen Vergleich zwischen Experiment und Simulation konnte das im Experiment beobachtbare charakteristische Verhalten für das Versagen von CFK-Strukturen, nämlich eine frühe Spitzenkraft und nachfolgend ein nahezu konstantes, stabiles Kraftniveau, vollständig reproduziert werden. Auch das qualitative Deformationsverhalten mit multipler Delamination und Versagen der Einzelschichten stimmt mit dem Experiment überein. Unter Verwendung der dargestellten Methodik konnte das Energieaufnahmeverhalten von CFK-Strukturbauteilen unter Crashbelastung qualitativ und quantitativ prognostiziert werden. Vorhersagen für die Auslegung von energieabsorbierenden Strukturbauteilen können für Geometrievariationen und Veränderung des Lagenaufbaus mit guter Genauigkeit getroffen werden.

Der Einsatz dieser neuen Methodik bringt vor allem den Nachteil des hohen Rechenzeitaufwandes mit sich. Wegen einer verhältnismäßig feinen Auflösung der verwendeten Elemente ist der resultierende Zeitschritt sehr klein, was zu langen Berechnungszeiten führt. Die entwickelte Methodik ist daher gegenwärtig noch nicht für die Berechnung ganzer Fahrzeugstrukturen in vollständigen Automobilcrashsimulationen einsetzbar. Ein Weiterentwicklungsansatz muss daher sein, die Methodik so zu erweitern, dass auf leistungsfähigen Parallelrechnern gearbeitet werden kann. Bisher in der Werkstoffmodellierung nicht berücksichtigtes plastisches Verhalten sollte in zukünftigen Entwicklungen untersucht und unter Umständen modelliert werden, um weitere Verbesserungen der Ergebnisqualität und eine Erweiterung des Modells auf andere Kombinationen von Faserverbundwerkstoffen zu ermöglichen.

## 7 Notation

### Lateinische Symbole

A	Fläche
$A_0$	Probenquerschnittsfläche zu Versuchsbeginn
b	Breite
$C_{ij}$	Cauchy-Green'scher Verzerrungstensor
$C_{ijkl}$	Elastizitätstensor
$d_{ij}$	Schädigungstensor
E	Elastizitätsmodul
$E_{ij}$	Lagrange Verzerrungstensor
$F_i$	Kraftvektor
G	Schubmodul
$G_I, G_{II}$	Aktuelle Bruchenergie Modus I bzw. Modus II
$G_{IC}, G_{IIC}$	kritische Bruchenergie Modus I bzw. Modus II
K	Kompressionsmodul
l	Meßlänge
$l_0$	Meßlänge zu Versuchsbeginn
t	Zeit
$t_p$	Probendicke
$u_i$	Verschiebungsvektor
v	Geschwindigkeit
$v_0$	Anfangsgeschwindigkeit
EMI	Ernst-Mach-Institut
DMS	Dehnungsmesssteifen

### Griechische Symbole

$\sigma_{ij}$	Cauchy-Spannungstensor
$\varepsilon_{ij}$	Verzerrungstensor
$\varepsilon$	eindimensionale natürliche Verzerrung
$\sigma$	eindimensionale natürliche Spannung
$\lambda$	Lamé-Koeffizient



$\mu$	Lamé-Koeffizient
$\rho$	Massendichte
$\varepsilon_{\text{längs}}$	lokal gemessene Verzerrung in Zugrichtung
$\varepsilon_{\text{quer}}$	lokal gemessene Verzerrung senkrecht zur Zugrichtung
$\varepsilon_N$	eindimensionale nominelle Verzerrung
$\sigma_N$	eindimensionale nominelle Spannung
$\nu$	Querkontraktionszahl
$\gamma$	Schubgleitung
$\tau$	Schubspannung

## 8 Anhang

**Anhang A:**

Je nach Art der Verstärkung kann unter Voraussetzung idealer Faseranordnung wie aus Bild 8.1 ersichtlich transversale Isotropie zur Werkstoffbeschreibung herangezogen werden. Das heißt, senkrecht zur Faser sind die Materialeigenschaften in jeder Richtung gleich.

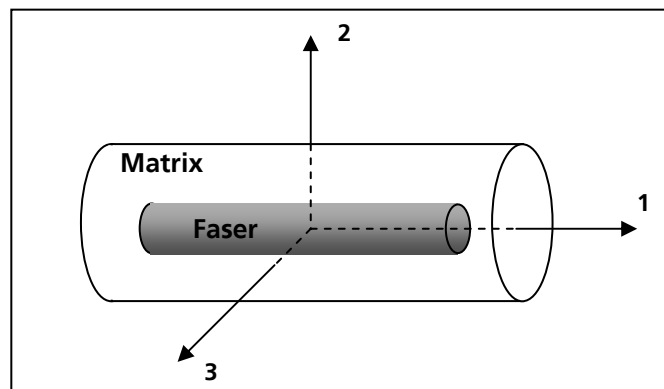


Bild 8.1: Begründung für die transversale Isotropie

Transversale Isotropie wie auch die vollkommene Isotropie liefern allerdings keine weiteren Leerstellen in der Steifigkeitsmatrix. Die Anzahl der unabhängigen Elastizitätskonstanten verringert sich dennoch, wenn weitere Elemente der Steifigkeitsmatrix jeweils gleiche Werte erhalten. Wird bei transversaler Isotropie Richtung 1 als Hauptrichtung gewählt, gilt:

$$C_{33} = C_{22} \quad 8.1$$

$$C_{13} = C_{21} \quad 8.2$$

$$C_{55} = C_{66} \quad 8.3$$

$$C_{44} = \frac{1}{2}(C_{22} - C_{33}) \quad 8.4$$

Zur Vervollständigung sei hier der Fall vollkommener Isotropie dargestellt:

$$C_{33} = C_{22} = C_{11} \quad 8.5$$

$$C_{23} = C_{13} = C_{12} \quad 8.6$$

In einem transversal-isotropen Faserverbund sind zwei verschiedene Elastizitätsmoduln zu unterscheiden,  $E_L$  bzw.  $E_1$  und  $E_T$  bzw.  $E_2$ , wenn L die Faserrichtung und T die Richtung senkrecht dazu ist. Hiervon unabhängig sind der Schubmodul  $G_{12}$  und die Querkontraktionszahl  $\nu_{12}$ , wobei die erste Zahl bei der Initiierung von  $\nu$  die Belastungsrichtung und die zweite Zahl die Kontraktionsrichtung angeben.

Um die Elemente der Steifigkeitsmatrix als Funktion der abgeleiteten oder gemessenen E-Moduln, Querdehnzahlen und Schubmoduln angeben zu können, ist es sinnvoll, zunächst anhand der Betrachtung einfacher Spannungszustände die Elemente der Nachgiebigkeitsmatrix zu bestimmen und diese anschließend zu invertieren.

Ausgehend von dem transversal isotropen Materialgesetz entsteht folgende Nachgiebigkeitsmatrix:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & S_{22} & S_{23} & 0 & 0 & 0 \\ & & S_{33} & 0 & 0 & 0 \\ & & & \frac{1}{2}(S_{22} - S_{23}) & 0 & 0 \\ & \text{Sym.} & & & S_{66} & 0 \\ & & & & & S_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} \quad 8.7$$

Man betrachte den eindimensionalen Spannungszustand:

$$\sigma_x = \sigma; \quad \sigma_y = \sigma_z = \tau_{xy} = \tau_{yz} = \tau_{zx} = 0 \quad 8.8$$

Aufgrund dieser Belastung reagiert ein transversal-isotropes Material mit dem Verzerrungszustand:

$$\varepsilon_x \neq 0; \quad \varepsilon_y = \varepsilon_z \neq 0; \quad \tau_{xy} = \tau_{yz} = \tau_{zx} = 0 \quad 8.9$$

Dies ergibt mit:

$$\sigma_x = E_L \cdot \varepsilon_x \text{ und} \quad 8.10$$

$$\varepsilon_y / \varepsilon_x = -\nu_{LT} \quad 8.11$$

für die Elemente der Nachgiebigkeitsmatrix:

$$\varepsilon_x = \sigma_x / E_L \text{ und} \quad 8.12$$

$$\varepsilon_y = -\nu_{LT} \cdot \sigma_x / E_L \quad 8.13$$

Ein eindimensionaler Spannungszustand in transversaler Richtung führt zu:

$$\sigma_y = \sigma, \quad \sigma_x = \sigma_z = \tau_{xy} = \tau_{yz} = \tau_{zx} = 0 \quad 8.14$$

Und daraus

$$\varepsilon_y = \sigma_y / E_T \quad 8.15$$

$$\sigma_y = E_T \cdot \varepsilon_y \quad 8.16$$

$$\varepsilon_z = -\nu_{TT} \cdot \sigma_y / E_T \quad 8.17$$

$$\varepsilon_z / \varepsilon_y = -\nu_{TT} \quad 8.18$$

Im einfachen reinen Schubspannungszustand gilt:

$$\tau_{xy} = \tau, \quad \sigma_x = \sigma_z = \sigma_y = \tau_{yz} = \tau_{zx} = 0 \quad 8.19$$

Das ergibt:

$$\gamma_{xy} = \tau_{xy} / G_{LT} \quad 8.20$$

$$\tau_{xy} = G_{LT} \cdot \gamma_{xy} \quad 8.21$$

Damit wird der Zusammenhang zwischen den Ingenieurkonstanten E-Modul, Schermodul und Querdehnzahl und den Komponenten der Nachgiebigkeitsmatrix für transversal-isotropes Materialverhalten abgeleitet:

$$S_{11} = 1/E_L \quad 8.22$$

$$S_{22} = 1/E_T \quad 8.23$$

$$S_{12} = -\nu_{LT}/E_L \quad 8.24$$

$$S_{23} = -\nu_{TT}/E_T \quad 8.25$$

$$S_{66} = 1/G_{LT} \quad 8.26$$

Die Inversion der Nachgiebigkeitsmatrix liefert schließlich die Elemente der Steifigkeitsmatrix:

$$C_{11} = E_L \frac{1 - \nu_{TT}}{(1 - \nu_{TT} - 2 \frac{E_T}{E_L} \nu_{LT}^2)} \quad 8.27$$

$$C_{12} = E_T \frac{\nu_{LT}}{(1 - \nu_{TT} - 2 \frac{E_T}{E_L} \nu_{LT}^2)} \quad 8.28$$

$$C_{22} = E_T \frac{1 - E_T/E_L \nu_{LT}^2}{(1 - \nu_{TT} - 2 \frac{E_T}{E_L} \nu_{LT}^2)(1 + \nu_{TT})} \quad 8.29$$

$$C_{23} = E_T \frac{\nu_{TT} + E_T/E_L \nu_{LT}^2}{(1 - \nu_{TT} - 2 \frac{E_T}{E_L} \nu_{LT}^2)(1 + \nu_{TT})} \quad 8.30$$

$$C_{44} = G_{LT} \quad 8.31$$

Die Umrechnungen von den Elementen der Steifigkeitsmatrix auf die Ingenieurskonstanten sind:

$$E_L = \frac{C_{11}(C_{22} + C_{23}) - 2C_{12}^2}{C_{22} + C_{23}} \quad 8.32$$

$$E_T = \frac{(C_{22} - C_{23})[C_{11}(C_{22} + C_{23}) - 2C_{12}^2]}{C_{11}C_{12} - C_{12}^2} \quad 8.33$$

$$\nu_{LT} = \frac{(C_{22} - C_{23}) C_{12}}{C_{12}C_{22} - C_{12}^2} \quad 8.34$$

$$\nu_{TT} = \frac{C_{11}C_{23} - C_{12}^2}{C_{11}C_{22} - C_{12}^2} \quad 8.35$$

$$G_{LT} = C_{44} \quad 8.36$$

Ausgehend von dem orthotropen (Formel 2.15) Materialgesetz in der Nachgiebigkeitsdarstellung:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & S_{22} & S_{23} & 0 & 0 & 0 \\ & & S_{33} & 0 & 0 & 0 \\ & & & S_{44} & 0 & 0 \\ & \text{Sym.} & & & S_{55} & 0 \\ & & & & & S_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} \quad 8.37$$

führen die analogen Betrachtungen eindimensionaler Spannungszustände zu der vollständigen Nachgiebigkeitsdarstellung:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1/E_1 & -\nu_{21}/E_2 & -\nu_{31}/E_3 & 0 & 0 & 0 \\ -\nu_{12}/E_1 & 1/E_2 & -\nu_{32}/E_3 & 0 & 0 & 0 \\ -\nu_{13}/E_1 & -\nu_{23}/E_2 & 1/E_3 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1/G_{23} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1/G_{13} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1/G_{12} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} \quad 8.38$$

Die Inversion dieser Matrix liefert wieder die Elemente der Steifigkeitsmatrix:

$$C_{11} = \frac{1 - \nu_{23}\nu_{32}}{E_2 E_3 \Delta} \quad 8.39$$

$$C_{22} = \frac{1 - \nu_{13}\nu_{31}}{E_1 E_3 \Delta} \quad 8.40$$

$$C_{33} = \frac{1 - \nu_{12}\nu_{21}}{E_1 E_2 \Delta} \quad 8.41$$

$$C_{12} = \frac{\nu_{21} + \nu_{31}\nu_{23}}{E_2 E_3 \Delta} = \frac{\nu_{12} + \nu_{32}\nu_{13}}{E_1 E_3 \Delta} \quad 8.42$$

$$C_{13} = \frac{\nu_{31} + \nu_{21}\nu_{32}}{E_2 E_3 \Delta} = \frac{\nu_{13} + \nu_{12}\nu_{23}}{E_1 E_2 \Delta} \quad 8.43$$

$$C_{23} = \frac{\nu_{32} + \nu_{12}\nu_{31}}{E_1 E_3 \Delta} = \frac{\nu_{23} + \nu_{21}\nu_{13}}{E_1 E_2 \Delta} \quad 8.44$$

$$C_{44} = G_{23} \quad 8.45$$

$$C_{55} = G_{13} \quad 8.46$$

$$C_{66} = G_{12} \quad 8.47$$

mit

$$\Delta = \frac{1 - \nu_{12}\nu_{21} - \nu_{23}\nu_{32} - \nu_{31}\nu_{13} - 2\nu_{21}\nu_{32}\nu_{13}}{E_1 E_2 E_3} \quad 8.48$$

**Anhang B:**

Insgesamt wurden an 20 unterschiedlichen Konfigurationen statische Kennwerte gemessen und daraus 5 Konfigurationen für die dynamischen Untersuchungen festgelegt. Für die dynamischen Untersuchungen wurde für jede Laminatvariation drei Geometrievarianten untersucht.

Nr.	Bezeichnung	Komponenten			Lagenaufbau							Dicke[mm]	Phi			
		Mech. Versuche	Fallturm Winkel	Crash MTT	[0°]	[(+/-45°)]	[0°/90°]	[0°/2/ (+/-45°)3]S	[0°/3/ (+/-45°)3]S	[0°/4/ (+/-45°)2]S	[(+/-45°)2 / 0°5]S		[(+/-45°)2 / 0°3]S	[(+/-45°)3 / 0°2]S	[(+/-45°)4 / 0°2]S	[(+/-45°)5 / 0°2]S
1	(+/-) 45-Laminat	x				x									4,23	39%
2	0/90-Laminat	x						x							4,15	55%
3	0-Laminat	x			x										4,19	42%
4	(+/-)45/0-Laminat A	x											x		4,26	48%
5	(+/-)45/0-Laminat B	x										x			4,21	47%
6	0/(+/-)45-Laminat	x						x							4,15	48%
7	(+/-)45/0-Laminat C	x													6,08	61%
8	(+/-)45/0-Laminat D	x												x	6,04	44%
9	(+/-) 45-Laminat	x				x									4,513	46%
10	(+/-) 45-Laminat	x				x									6,310	50%
11	0/90-Laminat	x						x							4,370	46%
12	0/90-Laminat	x						x							6,187	49%
13	(+/-) 45-Laminat	x				x									6,230	34%
14	(+/-) 45-Laminat	x				x									6,280	45%
15	(+/-) 45-Laminat	x				x									6,060	55%
16	0-Laminat	x			x										4,240	46%
17	0/90-Laminat	x						x							6,217	43%
18	0/90-Laminat	x						x							6,200	54%
21	(+/-) 45-Laminat R8-R15		x			x									4,033	52%
24	0/90-Laminat R8-R15		x					x							4,023	50%
27	(+/-)45/0-Laminat A R8-R15		x						x						4,043	51%
30	(+/-)45/0-Laminat B R8-R15		x							x					4,292	47%
33	0/(+/-)45-Laminat R8-R15		x											x	4,494	45%
34	(+/-) 45-Laminat GPX1R8-R15			x		x									4	52%
37	0/90-Laminat GPX2R8-R15			x				x							4	50%
40	(+/-)45/0-Lam A GPX3R8-R15			x					x						4	51%
43	(+/-)45/0-Lam B GPX4R8-R15			x						x					4	51%
46	0/(+/-)45-Lam GPX5R8-R15			x										x	4	51%



**Anhang C:**

Aufgrund der angesprochenen Schwierigkeiten bei der mechanischen Prüfung rein unidirektional verstärkter Materialien können die Versuche mit den viel robusteren  $[0^\circ/90^\circ]_{ns}$ -Proben durchgeführt werden. Um von der so gemessenen Festigkeit auf die Festigkeit des unidirektionalen Materials zu schließen wird nach [92] folgendes Verfahren, das sich aktuell gerade in der Normierungsphase befindet, angewendet:

Die gemessene Festigkeit wird mit einem Korrekturfaktor (KF), der mittels der klassischen Laminattheorie errechnet wird, multipliziert:

$$F_L = KF \cdot F_X$$

Für  $[0^\circ/90^\circ]_{ns}$ -Probekörper wird dieser KF unter der Annahme gleicher Verzerrungen in jeder Einzellage entsprechend der folgenden Formel errechnet:

$$KF = \frac{E_1 [mE_2 + (1-m)E_1] - (\nu_{12}E_2)^2}{[mE_1 + (1-m)E_2] \cdot [mE_2 + (1-m)E_1] - (\nu_{12}E_2)^2}$$

mit  $m$  = Anteil der  $0^\circ$ -Lagen im Gesamtverbund. Für symmetrisch aufgebaute Lamine mit jeweils gleich vielen Einzellagen in  $0^\circ$ - und  $90^\circ$ -Richtung ergibt sich dann:

$$KF = \frac{E_1 \left( \frac{E_1 + E_2}{2} \right) - (\nu_{12}E_2)^2}{\frac{(E_1 + E_2)^2}{4} - (\nu_{12}E_2)^2}$$

### Anhang D:

Die Versuchsanordnung zur Durchführung der Delaminationsversuche besteht aus folgenden Komponenten:

- Grundplatte
- zwei Führungsplatten
- zwei Scharnieraufnahmen (1 oben, 1 unten)
- Rollenaufgabe (Rollen der Firma INA)
- Radiuskeil
- Aluminium-Profil-Schiene (Schiene der Firma ITEM)
- Kraftangriffsblech mit zwei Laufrollen (Rollen der Firma INA)

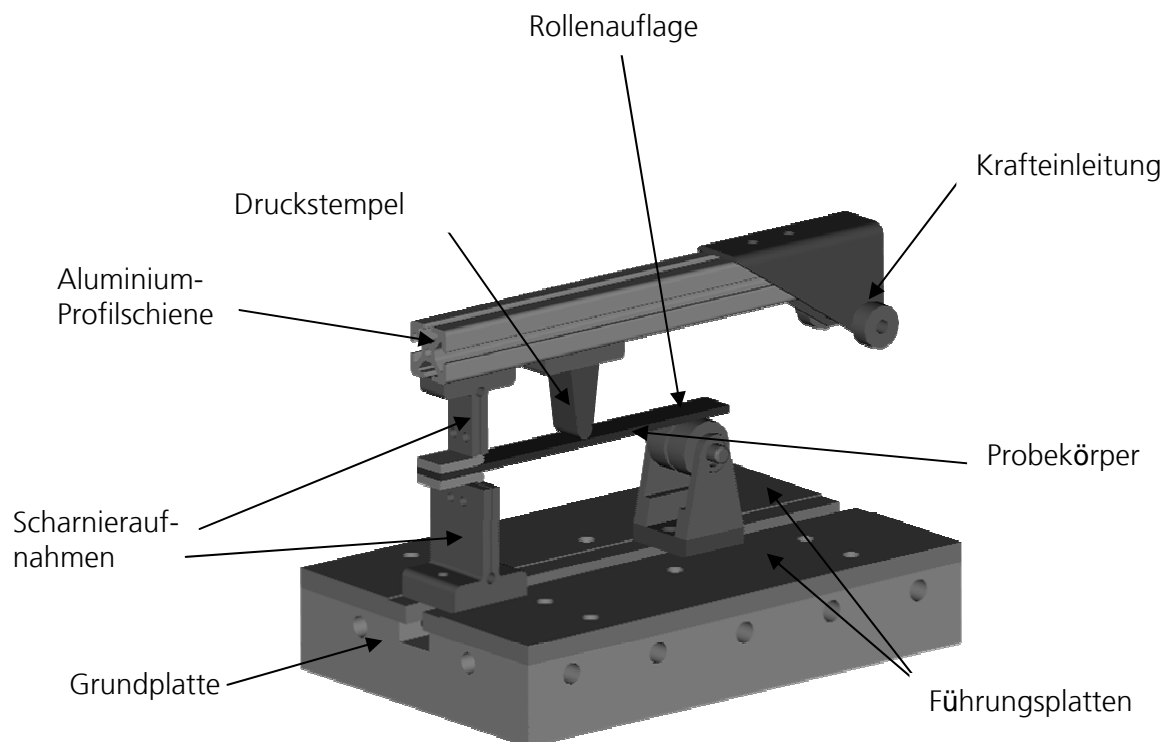


Bild 8.2: Versuchsanordnung zur Durchführung der Delaminationsversuche.

Die vertikale Kraft, die von der Servohydraulischen Prüfmaschine über den Arm in die Probe eingeleitet wird, soll möglichst punktuell und ohne Verluste (durch Reibung) beaufschlagt werden. Deshalb drückt der Stempel auf zwei Rollen

LR50/8 NPPU der Firma INA. Diese Rollen werden mit Hilfe eines U-förmigen Bleches an der Profilschiene befestigt. Zur Stabilität werden beide Laufrollen mit einer Schraube und einem Zwischenrohr als Abstandhalter mit dem Blech verschraubt.

Die Kraft wird per Impaktorstempel in die Versuchapparatur bzw. auf den Probekörper eingeleitet. Diese Impaktoreinheit besteht aus einer Aufnahme zur Integration in die Maschine, einer Messeinheit und einem U-Profil.

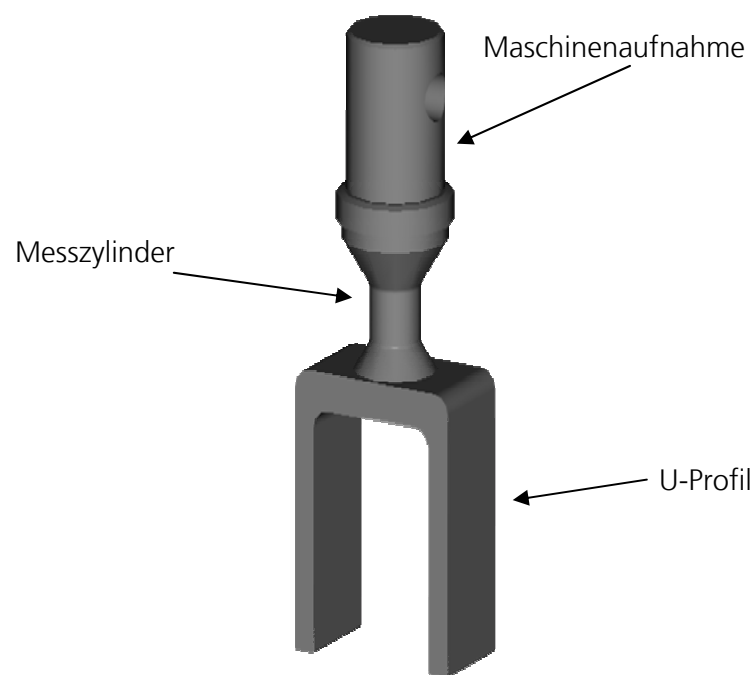


Bild 8.3: Kräfteinleitungsstempel mit Messanordnung zur Durchführung der Delaminationsversuche.

Die Messung der Kraft erfolgt mittels DMS. Auf die Stempelinheit werden Dehnmessstreifen aufgeklebt, die die Stauchung des Materials im Stempel aufnehmen. Dazu wird über das U-Profil ein zylindrischer Bereich mit möglichst geringem Querschnitt konstruiert, damit eine ausreichende Dehnung/Stauchung realisiert werden kann. Auf diesen Bereich, der während des Versuches elastisch verformt wird, werden zwei DMS aufgeklebt. Somit kann eine ungleiche Stauchung infolge einer Biegung des Zylinders rechnerisch ausgeglichen werden. Anstelle eines Vollstabes wird der Messbereich des Kraftstempels zu einem Hohlzylinder mit dem Außendurchmesser 16 mm und dem Innendurchmesser 14 mm bearbeitet, damit eine höhere Steifigkeit und Stabilität (vor allem gegen Knickung) erreicht werden kann.

## 9 Literatur

- [1] **ADAMS D.F., ODOM E.M.:** "Influence of Specimen Tabs on the Compressive Strength of a Unidirectional Composite Material", *Journal of Composite Materials*, vol.25, pp. 774-785, June 1991.
- [2] **ALFANO G., CRISFIELD M.A.:** "Numerical Simulation of Delamination in Composites via Interface Elements", *European Congress on Computational Methods in Applied Sciences and Engineering*, pp.1-20, 2000.
- [3] **ALIYU A., DAVIES I. M.:** "Effects of strain rate on delamination fracture toughness of graphite/epoxy", *Delamination and debonding of materials*, W. S. Johnson, ed., ASTM STP 876, 1985, pp. 336-348.
- [4] **ALLIX O., DAUDEVILLE L., LADEVEZE P.:** "Delamination and damage mechanics", *Mechanics and mechanisms of damage in Composites and Multi-materials*, 1991.
- [5] **ALLIX O., FEISEL P.:** "Identification of a Consistent Damage Mesomodel for Impact Problems", *World Congress on Computational Mechanics*, pp. 1-20, 2002.
- [6] **ALLIX O., LADEVEZE P. , CORIGLIANO A.:** "Damage Analysis of Interlaminar Fracture Specimens", *Composite Structures* 31, pp. 61-74, 1995.
- [7] **ALLIX O., LADEVEZE P.:** "Interlaminar interface modelling for the prediction of delamination", *Composite Structures* 22, pp. 235-242, 1992.
- [8] **AMODIO D., BROGGIATO G.B., CAMPANA F., DIPRESA J.:** "Energy Absorption of Composite Materials", *Proceedings of European Automotive Congress - EAEC '99, Barcelona (Spain), June 30 - July 2, 1999.*
- [9] **ANDERSEN C.E.:** "AN OVERVIEW OF THE THEORY OF HYDROCODES", *Journal of Impact Engineering*, Vol. 5, pp. 33-59, 1987.
- [10] **ASTM STANDARD D2344-84:** ASTM Standards and Literature References for Composite Materials, 2<sup>nd</sup> Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, 1990.
- [11] **ASTM STANDARD D3410-87:** "Standard Test Method for Compressive Properties of Unidirectional or Crossply Fiber-Resin Composites", May 29, 1987.

- [12] **ASTM STANDARD D3846-79**, ASTM Standards and Literature References for Composite Materials, 2<sup>nd</sup> Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, 1990.
- [13] **ASTM STANDARD D5528-94A**, "Mode I Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Continuous Fiber Reinforced Composite Materials", Annual Book of ASTM Standards, Vol. 15.03, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA..
- [14] **AZZI V.D., TSAI S.W.** : "Anisotropic Strength of Composites", *Journal of Experimental Mechanics*, Vol. 5, No.9 pp. 283-288, 1965.
- [15] **BAKELITE AG**: "Harzsysteme für Faserverbundwerkstoffe", Produktdatenblatt 2003.
- [16] **BATHE K.-J.**: "Finite Element Methoden", Springer Verlag, Berlin, 1990.
- [17] **BEISSEL S.R. , JOHNSON G.R., POPELAR C.H.** : "An Element-Failure Algorithm for Dynamic Crack Propagation in General Directions", *Engineering Fracture Mechanics* 61, pp. 407-425, 1998.
- [18] **BELINGARDI G., GUGLIOTTA A., VALDORI R.** : "Numerical Simulation of Fragmentation of Composite Material Plates due to Impact", *Int. J. Impact Engng*, Vol. 21, N°5, pp. 335-347, 1998.
- [19] **BENSON D.J.**: "Computational Methods in Lagrangian and Eulerian Hydrocodes", *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 99, pp. 235-394, 1992.
- [20] **BERTHELOT J.M.**: *Composite Materials: Mechanical behavior and Structural Analysis*, F.F. Ling (Ed.), Springer, 1998.
- [21] **BETTEN J.**: *Kontinuumsmechanik*, Springer Verlag, Berlin, 1993.
- [22] **BLAZYNSKI T.Z.** : "Mechanical Properties of Fibre Reinforced Plastics at high Rates of Strain: Testing techniques", *Materials at high strain rates*, pp.159-186.
- [23] **GRUENN, RALF**: „Die Karosserie des neuen 6er Cabrios von BMW - Ableitungskonzept, Leichtbaustrategie und Fertigungsprozess“, BMW, Mai 2004, Bild 18
- [24] **BOLUKBASI A.O., LAANANEN D.H.** : "Analytical and Experimental Studies of Crushing Behavior in Composite Laminates", *Journal of Composite Materials*, Vol. 29, N° 8, 1995.

- [25] **BOTKIN M., JOHNSON N., ZYWICZ E., SIMUNOVIC S.** : "Crashworthiness Simulation of Composite Automotive Structures", *Lawrence Livermore National Laboratory*, pp. 1-25, 1998.
- [26] **BREWER C.J., LAGACE P.A.** : "Quadratic Stress Criterion for initiation of Delamination", *Journal of Composites Materials*, Vol. 22, pp. 1141-1155, 1988.
- [27] **BROUGHTON W.R., SIMS G.D.** : "An Overview of Through-Thickness Test Methods for Polymer Matrix Composites", *National Physical Laboratory Report*, pp. 1-14, 1994.
- [28] **BROWNING C.E., SCHWARTZ H.S.** : "Delamination Resistant Composite Concepts", *Composite Materials: testing and Design*, pp. 256-265, 1986.
- [29] **CAMANHO P.P., DAVILA C.G.** : "Mixed-Mode Decohesion Finite Elements for the simulation of Delamination in Composite Materials", *Technical Memorandum NASA Langley Research Center*, 2002.
- [30] **CARLSSON L. A., GILLESPIE JR J. W., PIPES R. B.**: "On the analysis and design of the End Notched Flexure (ENF) specimen for Mode testing", *Composite materials*, Vol. 20, 1986, pp. 594-604.
- [31] **CARLSSON L. A., GILLESPIE JR J. W.**: "Mode II interlaminar fracture of composites", Application of fracture mechanics to composite materials, K. Friedrich, ed., Composite materials series, Vol. 6, 1989.
- [32] **CAROL I., RIZZI E., WILLAM K.**: "On the formulation of anisotropic elastic degradation. I. Theory based on a pseudo-logarithmic damage tensor rate", *J. Solids Structures*, Vol. 38/4, pp. 491-518, 2001.
- [33] **CHAMIS C.C.**: "Simplified Composite Micromechanics Equations for Hygral, Thermal and Mechanical Properties." Sampe, 1984.
- [34] **CHANG F-K, CHANG K-Y** : "A Progressive Damage Model for Laminated Composites Containing Stress Concentrations", *Journal of Composite Materials*, Vol. 21, pp. 834-855, 1987.
- [35] **CHEN J.K. , ALLAHDAI F.A.** : "A Quadratic Yield Function for Fiber-Reinforced Composites", *Journal Of Composite Materials*, Vol.31,N° 8, pp. 788-811, 1997.
- [36] **CHRISTENSEN R.M.** : "Stress based yield/failure criteria for fiber composites", *Int. J. Solids Structures*, vol. 34, N°5, pp.529-543, 1997.

- [37] **CHRISTENSEN R.M.** : "The Numbers of Elastic Properties and Failure Parameters for Fiber Composites", *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol.120, pp.110-113, April 1998.
- [38] **CHRISTENSEN R.M.** : "Yield Functions/Failure Criteria for Isotropic Materials", *Proc. R. Soc. Lond. A*, pp. 1473-1491, 1997.
- [39] **CORIGLIANO A.** : "Formulation, Identification and Use of Interface Models in the Numerical Analysis of Composite Delamination", *Int. J. Solids Structures*, Vol. 30, N° 20, pp. 2779-2811, 1993.
- [40] **CRISFIELD M.A., JELENIC G., MI Y., ZHONG H.G., FAN Z.** : "Some Aspects of the non-linear Finite Element Method", *Finite Elements in Analysis and Design* 27, pp. 19-40, 1997.
- [41] **CROSSMAN F.W., WANG A.S.D.**: "The Dependence of Transverse Cracking and Delamination on Ply Thickness in Graphite/Epoxy Laminates", *Damage in Composite Materials*, pp. 118-139, 1982.
- [42] **CUNTZE R.G.** : "The Failure Mode Concept –a New Comprehensive 3D-strength Analysis Concept for Any Brittle and Ductile behaving Material-", *Proceeding European Conference on Spacecraft Structures*, pp. 269-287, 1998.
- [43] **DANIEL I.M., ISHAI O.**: "Engineering Mechanics of Composite Materials", Oxford University Press, ISBN 0-19-5075506-4, 1994.
- [44] **DAVIDSON B.D., KRÜGER R., KÖNIG M.** : "Three Dimensional Analysis and Resulting Design Recommendations for Unidirectional and Multidirectional End-Notched Flexure Tests", *Journal of Composite Materials*, Vol. 29, N° 16, 1995.
- [45] **DAVIES P.**: "A Protocol for Interlaminar Fracture Testing", European Group on Fracture Task Group on Polymers, 1988.
- [46] **DAVIES P., BENZEGGAGH M. L.**: "Interlaminar Mode I fracture testing", Application of fracture mechanics to composite materials, K. Friedrich, ed., Composite materials series, Vol. 6, 1989.
- [47] **DAVILA C.G., CAMANHO P.P., DE MOURA M.F.**: "Mixed-Mode Decohesion Elements for Analyses of Progressive Delamination", 42nd Structural Dynamics and Materials Conference Seattle, pp. 1-12, 2001.
- [48] **DUCEPT F., GAMBY D., DAVIES P.**: "A Mixed-mode Failure Criterion Derived from Test on Symmetric and Asymmetric Specimens", *Composites Science and Technology* 59, pp. 609-619, 1999.

- [49] **FARLEY G.L.** : "Effect of Specimen Geometry on the Energy Absorption Capability of Composite Materials", *Journal of Composite Materials*, Vol. 20, pp. 390-400, 1986.
- [50] **FARLEY G.L.** : "Relationship Between Mechanical-Property and Energy-Absorption Trends for Composite Tubes", pp. 1-13, 1992.
- [51] **FARLEY G.L., JONES R.M.** : "Prediction of the Energy-Absorption Capability of Composite Tubes", *Journal of Composite Materials*, Vol. 26. N° 3, pp. 388-404, 1992.
- [52] **FRIEDRICH K.**: "Vorlesungsskriptum Verbundwerkstoffe", Universität Kaiserslautern, 1999.
- [53] **GEBBEKEN N.**: „Zur Untersuchung des linearen Tragverhaltens von Faserverbundkonstruktionen mittels numerischer Methoden“, Mitteilungen des Instituts für Mechanik und Statik, Fakultät für Bauingenieur- und Vermessungswesen, Universität der Bundeswehr München, Habilitation, 1996.
- [54] **GEIB W.**: „Technologieträger BMW Z22, das superleichte Mechatronik-Auto“, Landshuter Leichtbaukolloquium 2003.
- [55] **GOL'DENBLATT I.I., KOPNOV V.A.**: "Strength of Glass Reinforced Plastics", *Journal of Polymer Mechanics*, Vol. 1, No.2, pp. 54-59, 1966.
- [56] **GROVES S.E.**: "Failure Characterization of Composite Materials", *Lawrence Livermore Laboratory*, 1989.
- [57] **GUO C., SUN C. T.**: "Dynamic Mode I crack propagation in a carbon/epoxy composite", *Composites Science and Technology*, vol. 58, 1998, pp. 1405-1410.
- [58] **GUPTA N.K., VELMURUGAN R., GUPTA S.K.**: "An Analysis of Axial Crushing of Composite Tubes", *Journal of Composite Materials*, Vol. 31, N° 13, pp. 1262-1286, 1997.
- [59] **HAHN H.T., TSAI S.W.**: "Nonlinear Elastic Behavior of Unidirectional Composite Laminae", *Journal of Composite Materials*, Vol. 7, pp102-118, 1973.
- [60] **HALLQUIST JO.**: "LS-DYNA3D theoretical manual" Livermore Software Technology Cooperation, 1994.
- [61] **HAMADA H., RAMAKRISHNA S.**: "A FEM Method for Prediction of Energy Absorption Capability of Crashworthy Polymer Composite Materials", *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Vol. 16, N° 3, pp. 226-242, 1997.



- [62] **HART-SMITH L.J.:** "How to calculate in-plane strengths of fiber-polymer composite laminates", *Sampe journal*, Vol. 28, N° 6, pp. 25-35, 1992.
- [63] **HASHIN Z.:** "Failure Criteria for Unidirectional Fiber Composites", *Journal of Applied Mechanics*, vol.47, pp. 329-334, June 1980.
- [64] **HIERMAIER S., RIEDEL W.:** "Numerical Simulation of Failure in Brittle Materials using Smooth Particle Hydrodynamics", Cameron I.G. (Hrsg.), Proc. International Workshop on New Models and Numerical Codes for Shock Wave Processes in Condensed Media, St. Catherine's College, Oxford, Uk, 15-19 Sept. 1997, S. 505-518.
- [65] **HIERMAIER S.:** „Numerik und Werkstoffdynamik der Crash- und Impaktvorgänge“, Schriftenreihe & Forschungsergebnisse aus der Kurzzeitdynamik, Ernst-Mach-Institut Freiburg, Habilitation, 2002.
- [66] **HIERMAIER S.:** „Numerische Simulation von Impaktvorgängen mit einer netzfreien Lagrange-Methode (Smooth Particle Hydrodynamics)“, Mitteilungen des Instituts für Mechanik und Statik, Fakultät für Bauingenieur- und Vermessungswesen, Universität der Bundeswehr München, Dissertation, 1996.
- [67] **HILL R.:** "Constitutive Modelling of Orthotropic Plasticity in Sheet Metals", *J. Mech. Phys. Solids*, Vol.38, N° 3, pp. 405-417, 1990.
- [68] **HILL R.:** "The Mathematical Theory of Plasticity", Oxford University Press, pp.313- 349, 1950.
- [69] **HILLEBORG A., MODEER M., PETERSSON I.E.,:** "Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements", *Cement Concrete Research* 6, pp.773-782, 1976.
- [70] **HINTON M.J., KADDOUR A.S., SODEN P.D.:** "A comparison of the predictive capabilities of current failure theories for composite laminates, judged against experimental evidence", *Composites Science and Technology* 62, pp. 1725–1797, 2002.
- [71] **HOFFMAN O.:** "The brittle strength of Orthotropic Materials", *Journal of Composite Materials*, Vol. 1, No.2, pp. 200-206, 1967.
- [72] **HOU J.P., PETRINIC N., RUIZ C.:** "A delamination criterion for laminated composites under low-velocity impact", *Composites sciences and Technology*, vol. 61, pp. 2069-2074, 2001.

- [73] **HOU J.P., PETRINIC N., RUIZ C., HALLETT S.R.:** "Prediction of Impact Damage in Composite Plates", *Composites Sciences and Technology* 60, pp. 273-281, 2000.
- [74] **HWU C., KAO C.J., CHANG L.E.:** "Delamination Fracture Criteria for Composite Laminates", *Journal of Composite Materials*, Vol. 29, N° 15, pp. 1962-1987, 1994.
- [75] **JIRASEK M.:** "Numerical Modeling of Failure", *Short course given at the University of the Armed Forces Munich*, pp. 1-109, June 2000.
- [76] **JORDAN W.M., BRADLEY W.L., MOULTON R.J. :** "Relating Resin Mechanical Properties to Composite Delamination Fracture Toughness", *Journal of Composite Materials*, vol. 23, pp.923-943, September 1989.
- [77] **JUNGINGER, M.:** „Charakterisierung und Modellierung unverstärkter thermoplastischer Kunststoffe zur numerischen Simulation von Crashvorgängen“, Ernst-Mach-Institut, Freiburg, EMI-Bericht 6/00, Dissertation.
- [78] **KACHANOV L.M.:** "Time rupture process under creep conditions", *Izv. A Rad. Nauk. SSSR otd Tekh. Nauk.* 8, pp. 26-31, 1958.
- [79] **KINDERVATER C.M., GEORGI H:** "Composite strength and energy absorption as a aspect of structural crash resistance" *Structural Crashworthiness and Failure*, N. Jones and T. Wierzbicki, Eds., Elsevier Applied Science, London, pp. 189-235, 1993.
- [80] **LAANANEN D.H., BOBULKBASI A.O.:** "Prediction of Energy Absorption in Composite Stiffeners", *Composite Structures* 32, pp. 173-186, 1995.
- [81] **LABOSSIERE P., NEALE K.W.:** "A General Theory for Orthotropic Fiber-Reinforced Composite Laminae", *Polymer Composites*, Vol. 9, N°5, pp. 306-317, 1998.
- [82] **LADEVEZE P., LE DANTEC E.:** "Damage modelling of the elementary ply for laminated composites", *Composites Sciences and Technology* 43, pp. 257-267, 1992.
- [83] **LEMAITRE, J., CHABOCHE, J.L.:** „Aspect phenomenologique de la rupture par endommagement", *J. de Mecanique Theorique et Appliquee* 2, pp. 317-365, 1978.
- [84] **LEMAITRE, J., CHABOCHE, J.L.:** *Mechanics of Solid Materials*, Cambridge University Press, Cambridge UK, 1990.

- [85] **MAHMOOD H.F., ZHOU J.H.:** "Local Buckling and Maximum Strengths of Plate Type Composite Components", pp. 385-390.
- [86] **MAHMOOD H.F., ZHOU J.H., LEE M.S.:** "Axial strength and Modes of Collapse of Composite Components", *Proceeding of the seventh international conference on Vehicle Structural Mechanics*, pp. 67-73, April 1988.
- [87] **MAIER , M.:** „Experimentelle Untersuchung und numerische Simulation des Crashverhaltens von Faserverbundwerkstoffen“, Universität Kaiserslautern, 1990, Dissertation.
- [88] **MAMALIS A.G., MANOLAKOS D.E.:** "Crashworthy Behaviour of Thin-Walled Tubes of Fibreglass Composite Materials Subjected to Axial Loading", *Journal of Composite Materials*, vol. 24, pp. 72-91, January 1990.
- [89] **MAMALIS A.G., MANOLAKOS D.E., DEMOSTHENOUS G.A., IOANNIDIS M.B.:** "The Static and Dynamic Axial Crumpling of Thin-walled Fibreglass Composite Square Tubes", *Composites, Part B*, 28 B, pp. 439-451, 1996.
- [90] **MAMALIS A.G., MANOLAKOS D.E., VIEGEL G.L.:** "Crashworthy characteristics of thin fibre-reinforced composite frusta under axial collapse", *Int. J. of Vehicle Design*, vol.10, N° 2, pp. 165-174, 1989.
- [91] **MI Y., CRISFIELD M.A., HELLWEG H-B, DAVIES G.A.O.:** "Progressive Delamination Using Interface Elements", pp. 1-26, 1996.
- [92] **MIL-HDBK-17-1E:** Unites States Department of Defense, Vol.1-3, 1997.
- [93] **NORM:** „Klimate und ihre technische Anwendung, DIN 50014, Juli 1985.
- [94] **NORM:** Luft- und Raumfahrt, Kohlenstoffaserverstärkte Kunststoffe, Prüfverfahren, „Bestimmung der interlaminaren Energiefreisetzungsrates Mode I,  $G_{IC}$ “, DIN EN 6033, April 1996.
- [95] **NORM:** Luft- und Raumfahrt, Kohlenstoffaserverstärkte Kunststoffe, Prüfverfahren, „Bestimmung der interlaminaren Energiefreisetzungsrates Mode II,  $G_{IIc}$ “, DIN EN 6034, April 1996.
- [96] **PAMCRASH FE CODE:** Engineering Systems International, 20 Rue Saarinen, Silic 270, 94578 Rungis-Cedex, France.
- [97] **PAPIRNO R.:** "Average Stress-Strain Curves for Resin Matrix Composites", *Journal of Composites Technology and Research*, vol. 8, N° 3, pp. 107-116, Fall 1986.

- [98] **PEROS V.:** "Thick-Walled Composite Material Pressure Hulls: Three-Dimensional Laminate Analysis Considerations", *Journal of Composite Materials*, vol. 24, pp. 1213-1224, November 1990.
- [99] **PETER J., SAUER M.; REINHARDT A., THOMA K.:** "Simulation des Energieaufnahmeverhaltens von CFK-Strukturen unter Crashbelastung mittels adaptiver numerischer Methoden", Deutsche Gesellschaft für Materialkunde DGM, Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde, Wien, 2003.
- [100] **PORSCHÉ AG:** Internetseite [www.porsche.de](http://www.porsche.de).
- [101] **PRICE J.N., HULL D.:** "Axial Crushing of Glass Fibre-Polyester Composite Cones", *Composites Science and Technology* 28, pp. 211-230, 1987.
- [102] **PUCK A., SCHÜRMAN H.:** "Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models", *Composites Science and Technology* Vol. 62 pp 1633–1662, 2002.
- [103] **PUCK A.:** "Festigkeitsanalyse von Faser-Matrix-Laminaten" Hanser, 1996.
- [104] **ROBINSON P., SONG D.Q.:** "A Modified DCB Specimen for Mode I Testing of Multidirectional Laminates", *Journal of Composite Materials*, Vol. 26, N° 11, pp. 1554-1577, 1992.
- [105] **RUSSELL J., STREET K. N.:** "Factors affecting the interlaminar fracture energy of graphite/epoxy laminates", *Progress in Science and Engineering of Composites*, ICCM-IV, T. Hayashi, K. Kawata, S. Umekawa, eds., Tokyo, 1982, pp. 279-286.
- [106] **SAITO H., INAI R., HAMADA H.:** "Crushing Properties of Pultruded Square Glass Tubular Reinforced Pipe", *International Crashworthiness Conference*, pp. 470-482, 2000.
- [107] **SAUER M., HIERMAIER S., PETER J., THOMA K.:** "Modeling the Continuum/Discrete Transition using Adaptive Meshfree Methods", Fifth World Congress on Computational Mechanics, Vienna, Austria, 2002.
- [108] **SAUER, M.:** Adaptive Kopplung des netzfreien SPH-Verfahrens mit finiten Elementen zur Berechnung von Impaktvorgängen, Bericht aus dem Konstruktiven Ingenieurbau, Heft 00/5, Universität der Bundeswehr München, Dissertation, 2000.
- [109] **SHELLEKENS J.C., DE BOORST R.:** "Free Edge Delamination in Carbon-Epoxy laminates; a novel numerical/experimental approach", *Composite Structures* 28, pp.357-373, 1993.

- [110] **SCHWEIZERHOF K., MAIER M., MATZENMILLER A., RUST W.:** "Composite Crash Elemente zur Energieabsorption im Frontalcrash", 11. CAD-FEM Users' Meeting, 27.-29.10. 1993, Bamberg.
- [111] **SCHWEIZERHOF K., MÜNZ T.:** "Crashsimulation von Bauteilen aus Faserverbundwerkstoffen -Möglichkeit und Grenzen-", pp. 13-21
- [112] **SELA N., ISHAI O.:** "Interlaminar fracture toughness and toughening of laminated composite materials: a review", *Composites*, vol.20, N° 5, pp. 423-435, September 1989.
- [113] **SINCLAIR J.H., CHAMIS C.C.:** "Compressive Behaviour of Unidirectional Fibrous Composites", *Compression Testing of Homogeneous Materials and Composites*, pp. 155-174, 1983.
- [114] **SOLTESZ U., THIELICKE B.:** "The unsymmetrical compression-shear-test for the determination of the interlaminar shear strength (ILSS) of ceramic matrix composites under different loading conditions", *Proc. Conference on Spacecraft Structures*, pp.1305-1310, 1996.
- [115] **STARBUCK J.M., SIMUNOVIC S., CHENNAKATTU JACOB G.:** "Test Methodologies for Determining Energy Absorbing Mechanisms of Automotive Composite Material System", *Society of Automotive Engineers*, 1998.
- [116] **TALREJA R.:** "A continuum mechanics characterization of damage in composite materials", *Proc. R. Soc. Lond. A* 399, pp. 195-216, 1985.
- [117] **THIELICKE B.:** "Mechanical Properties of C/C Composites", *Key Engineering Vols 164-165*, pp.145-150, 1999.
- [118] **THOMA K., VINCKIER D., MAIER M., ALTSTÄDT V.:** „Entwicklung eines mikromechanischen Modells auf Finite-Element-Basis zur Untersuchung des Versagens von Faserverbundwerkstoffen bei transienten Belastungen“ Abschlußbericht zum EU-Projekt CARMAT-2000 an die BASF AG, Ludwigshafen, 1991.
- [119] **THOMA K.:** „Vorlesungsskriptum Werkstoffmodellierung in Statik und Dynamik“, Universität der Bundeswehr München, 2002.
- [120] **THORNTON P.H. :** "Energy Absorption in Composite Structures", *J. Composite Materials*, vol.13, pp. 247-262, July 1979.
- [121] **THORNTON P.H. :** "Effect of Trigger Geometry on Energy Absorption in Composite Tubes", pp. 1183-1199.

- [122] **THORNTON P.H., HARWOOD J.J., BEARDMORE P.:** "Fiber-reinforced Plastic Composites for Energy Absorption Purposes", *Composites Science and Technology* 24, pp. 275-298, 1985.
- [123] **THORNTON P.H., JERYAN R.A.:** "Crash Energy Management in Composite Automotive Structures", *Int. J. Impact Engng*, Vol. 7, N° 2, pp. 167-180, 1988.
- [124] **TODO M., JAR P-Y. B., TAKAHASHI K.:** "Initiation of a Mode-II Interlaminar Crack from an Insert Film in the End-notched Flexure Composite Specimen", *Composite Science and Technology* 60, pp. 263-272, 2000.
- [125] **TORAY:** Internetseite [www.toray.com](http://www.toray.com).
- [126] **TRIPP D.E., HEMANN J.H.:** "A Review of Failure Models for Ceramic Matrix Composite Laminates under Monotonic Loads", pp. 1-18.
- [127]  **TSAI J. L., GUO C., SUN C. T.:** "Dynamic delamination fracture toughness in polymeric composites", *Composites Science and Technology*, vol. 61, 2001, pp. 87-94.
- [128] **TSAI S.W., WU E.M.:** "A general Theory of Strength for Anisotropic Materials", *Journal of Composite Materials*, Vol. 5, pp. 58-80, 1971.
- [129] **VOGT H., BEARTMORE P. HULL D.:** "Crash-Energieabsorption mit faserverstärkten Kunststoffen im Karosseriebau", pp. 239-269.
- [130] **WILKINS D.J., EISENMANN J.R., CAMIN R.A., MARGOLIS W.S., BENSON R.A.:** "Characterizing Delamination Growth in Graphite-Epoxy", *Damage in Composite Materials*, pp.168-183, 1982.
- [131] **WILKINS M.L.:** "Computer Simulation of Dynamic Phenomena", Springer Verlag, 1999.
- [132] **YANIV G., DANIEL I.M.:** "Height-tapered double cantilever beam specimen for study of rate effects on fracture toughness of composites", *Composite Materials: Testing and Design*, ASTM STP 972, J.D. Whitcomb, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1988, pp. 241-258.
- [133] **ZHAO A., YU J.:** "The overall elastic moduli of orthotropic composite and description of orthotropic damage of materials", *Solids and Structures* 37, pp. 6755-6771, 2000.