



Technische Universität München  
Fakultät für Maschinenwesen  
Lehrstuhl für Leichtbau

# **Rechnerische und experimentelle Untersuchungen zum Versagensverhalten CFK-umwickelter Kryo-Druckbehälter**

**Timo Klaus Christ, M.Sc.**

Vollständiger Abdruck der von der Fakultät für Maschinenwesen der  
Technischen Universität München zur Erlangung des akademischen Grades eines

**Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)**

genehmigten Dissertation.

Vorsitzender: Prof. Dr.-Ing. Harald Klein  
Prüfer: 1. Prof. Dr.-Ing. Horst Baier i.R.  
2. Prof. Dr.-Ing. Klaus Drechsler

Die Dissertation wurde am 04.07.2017 bei der Technischen Universität München eingereicht und durch die Fakultät für Maschinenwesen am 28.11.2017 angenommen.

Beabsichtigte Leeseite

---

## Vorwort und Danksagung

Diese Arbeit entstand im Rahmen des Doktorandenprogramms „ProMotion“ der BMW AG am Standort München und des vom deutschen Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie (BMWi) geförderten Projekts „HyMod - Simulationsmethoden für die thermomechanische Auslegung und Lebensdauerprognose von Wasserstoff-(Kryo-)Druckspeichern in der Fahrzeuganwendung,“ (Förderkennzeichen 03ET6013).

Mein besonderer Dank gilt Herrn Professor Dr.-Ing. Horst Baier, Leiter des Lehrstuhls für Leichtbau (LLB) der Fakultät Maschinenwesen an der Technischen Universität München, für seine Bereitschaft zur Betreuung meiner Arbeit und die fördernden Diskurse während der Jahre meiner Dissertationszeit. Seine wohlwollende Haltung ermöglichte mir die selbstständige Gestaltung der Inhaltsschwerpunkte meiner Arbeit im Spannungsfeld zwischen industrieller Vorentwicklung und staatlich geförderter Forschung. Seine umfassenden Fachkenntnisse und sein Erfahrungsreichtum leiteten mich auf meinem Weg.

Ebenso möchte ich meinen Eltern, Helga und Wolfgang Christ, herzlich danken, die mir während der fordernden Jahre stets verständnisvoll, mit einem offenen Ohr und tatkräftiger Unterstützung beistanden. Zudem danke ich allen meinen Kollegen bei der BMW AG, besonders Ömer Ahmet-Tsaous, Julian Burtscher, Dr. Olivier Cousigné, Dr. Klaas Kunze, Dr. Hans-Ulrich Stahl und Manuel Tolosa, genannt in alphabetischer Reihenfolge, für die fachlichen und persönlichen Gespräche sowie die operative Unterstützung in allen Belangen. Weiterhin gilt mein Dank meinen guten Freunden, wegbegleitenden Doktoranden und meinem gesamten privaten Umfeld für ihre grenzenlose Geduld, den erbaulichen Zuspruch und Gedankenaustausch.

Ich danke außerdem dem Konsortium des Förderprojektes HyMod, namentlich in alphabetischer Reihenfolge dem Deutschen Zentrum für Luft- und Raumfahrt e.V. (DLR) in Braunschweig, dem Fraunhofer Institut für Werkstoffmechanik (IWM) in Freiburg im Breisgau, der Industrieanlagen-Betriebsgesellschaft mbH in Ottobrunn, dem Lehrstuhl für Leichtbau (LLB) der Technischen Universität München in Garching bei München und der P+Z Engineering GmbH in München. Der immer konstruktive Austausch sowie die partnerschaftliche Zusammenarbeit waren mir eine große Stütze.

München, Juli 2017

Timo Christ

## **Kurzfassung**

Per experimenteller Werkstoffcharakterisierung, Bauteilversuchen und Finite-Elemente (FE)-Analyse wird das Berstversagen eines mit kohlenstofffaserverstärktem Kunststoff (CFK) umwickelten Gasdruckspeichers für den Einsatz in wasserstoffbetriebenen Kraftfahrzeugen bei Betriebslasten in einem Temperaturspektrum zwischen 30 K und 360 K sowie einem Druckbereich von 20 bar bis 350 bar und darüber hinaus analysiert. Die Werkstoffcharakterisierung, bestehend aus mechanischen, thermischen und chemischen und optischen Versuchen, erfolgt anhand vorkonditionierter, gewickelter Rohr-, Ring- und Flachprobekörper, wobei sich der Flachprobekörper nur als bedingt tauglich herausstellt. Die Materialmodelle für die FE-Analyse werden in Abhängigkeit von Temperatur und dem über die Lagen des Laminats variierenden Faservolumenanteil formuliert. Die Notwendigkeit zur Abbildung geometrischer Details des gewickelten Laminats im Simulationsmodell wird über die Faserbruchanstrengung unter Behälterinnendruck mittels Sensitivitätsanalyse untersucht, woraufhin sich die genaue Modellierung der Querschnittsgeometrie der Lagenenden als besonders einflussreich zeigt. Die Untersuchung des Temperatureinflusses auf den Berstdruck des Behälters zeigt, dass CFK auch bei kryogenen Temperaturen ein geeigneter Werkstoff für den Anwendungszweck darstellt.

## **Abstract**

By experimental material characterization, component tests and Finite-Element (FE)-analysis the burst failure of carbon fibre reinforced composite (CFRC) overwrapped pressure vessels for usage in motor vehicles with operating loads within a temperature spectrum between 30 K and 360 K as well as a pressure range from 20 bar to 350 bar and above was investigated. The material characterization, containing mechanical, thermal, chemical and optical tests, were performed using preconditioned wrapped tube, ring and flat test specimens, whereby flat test specimens showed only limited suitability. The material models for FE-analysis were described in dependency of temperature and the varying fiber volume content within the CFRC laminate. The necessity of reproducing geometrical details of the wrapped laminate within the simulation model was investigated by sensitivity analysis of fiber breakage effort while pressurization of the vessel. Thus, the exact modelling of the cross-section geometry of the layer end caps showed to be quite important. The investigation of temperature influence on the burst pressure of the vessels showed that CFRC is a suitable material for the intended use also at cryogenic temperatures.

# Inhaltsverzeichnis

<b>1</b>	<b>Einleitung</b>	<b>1</b>
1.1	Motivation . . . . .	1
1.2	Untersuchungsgegenstand . . . . .	5
1.3	Stand der Technik . . . . .	10
1.4	Übersicht über die Verfahrensweise . . . . .	13
1.4.1	Experimentelle Werkstoffcharakterisierung und Werkstoffmodellbildung . . . . .	13
1.4.2	Aufbau des Finite-Elemente-Simulationsmodells . . . . .	14
1.4.3	Numerische Berechnungen zur Versagensanalyse . . . . .	15
<b>2</b>	<b>Werkstoffverhalten der CFK-Umwicklung des Druckspeichers</b>	<b>17</b>
2.1	Mathematische und mechanische Konventionen . . . . .	17
2.1.1	Größendefinition der „Skalenebenen“ . . . . .	17
2.1.2	Definition verwendeter Koordinatensysteme . . . . .	19
2.1.3	Symbole und Nomenklatur der Verzerrungen . . . . .	20
2.1.4	Symbole und Nomenklatur der Querkontraktionszahlen . . . . .	21
2.2	Werkstoffe und Verfahren zur Herstellung des Druckspeichers . . . . .	21
2.2.1	Kohlenstofffaser . . . . .	21
2.2.2	Expoxidharzmatrix . . . . .	22
2.2.3	Gewickeltes CFK-Laminat . . . . .	24
2.2.4	Autofrettageprozess zur Lastbereichsverschiebung . . . . .	26
2.2.5	Ausheizprozess . . . . .	28
2.3	CFK-Schädigungsevolution auf den Skalenebenen . . . . .	28
2.3.1	Die Mikroebene . . . . .	35
2.3.2	Die Mesoebene . . . . .	36
2.3.3	Die Makroebene . . . . .	38
2.4	Modellbildung zur Beschreibung des intralaminaren Werkstoffverhaltens . . . . .	41
2.4.1	Einfluss des In-Situ-Effekts auf die Werkstoffeigenschaften . . . . .	41
2.4.2	Berücksichtigung der Eigenspannungen im Laminat . . . . .	46
2.4.3	Modellierung des linear-elastischen Spannungs-Dehnungs-Verhaltens . . . . .	50
2.4.4	Auswahl und Beschreibung des FKV-Versagenskriteriums . . . . .	51
<b>3</b>	<b>Experimentelle CFK-Werkstoffanalyse zur Modellparametrisierung</b>	<b>55</b>
3.1	Prozessnachbildende Vorkonditionierung der Probekörper . . . . .	57
3.1.1	Ausheizen unter Vakuum . . . . .	57
3.1.2	Tiefemperaturvorbehandlung . . . . .	57
3.2	Thermomechanische Analyse zur Quantifizierung von Eigenspannungen . . . . .	61
3.2.1	Dynamische Differenzkalorimetrie und Dynamisch-mechanische Analyse . . . . .	61
3.2.2	Dilatometrie . . . . .	70
3.3	Bruchmechanische Analyse zur Quantifizierung des In-Situ-Effekts . . . . .	72
3.3.1	Double Cantilever Beam-Prüfung . . . . .	75

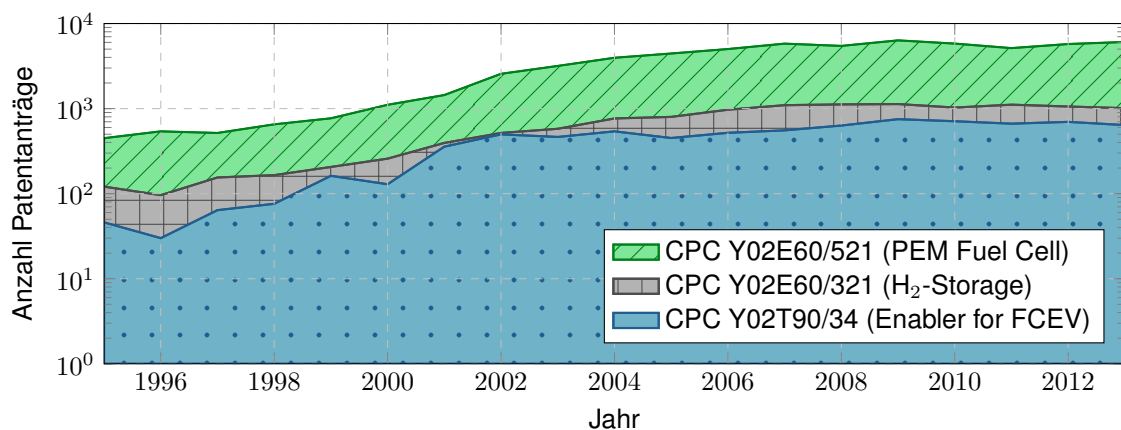
3.3.2	End Notched Flexure-Prüfung . . . . .	77
3.4	Vergleich der Prüfmethoden zur Festigkeitsanalyse von Wickellaminaten . . . . .	79
3.4.1	Zug/Druck-Torsionsprüfung . . . . .	79
3.4.2	NOL-Ring-Prüfung . . . . .	85
3.4.3	Flachprobekörper-Prüfung . . . . .	90
3.4.4	Zusammenfassung und Gegenüberstellung der Versuchsergebnisse . . . . .	100
<b>4</b>	<b>Aufbau und Validierung der Material- und Bauteilsimulationsmodelle</b>	<b>107</b>
4.1	Untersuchung des Wickellaminataufbaus zur Abbildung im FE-Modell . . . . .	107
4.1.1	Faservolumenanteile der Einzellagen . . . . .	108
4.1.2	Geometrie der Einzellagen . . . . .	111
4.1.3	Zusammenstellung der thermomechanischen Lamineigenschaften . . . . .	116
4.2	Aufbau FE-Gesamtmodell und Geometrie des Druckspeichers . . . . .	136
4.2.1	Wickelsimulation und FE-Modell . . . . .	136
4.2.2	FEA-Subroutine zur Berechnung der Anstrengung . . . . .	140
4.3	Validierung mittels Autofrettageversuchen am skalierten Druckspeicher . . . . .	143
<b>5</b>	<b>Versagensanalyse des Druckbehälters</b>	<b>145</b>
5.1	Experimentelle Untersuchung des Berstdruckes im Berstversuch . . . . .	145
5.2	Sensitivität der Berstdruckprognose auf Modellierungsvariationen . . . . .	146
5.3	FEA des Anstrengungszustands im Betriebsbereich . . . . .	157
<b>6</b>	<b>Diskussion und Ausblick</b>	<b>161</b>
<b>Anhang A</b>	<b>Statistische Methoden der Datenanalyse</b>	<b>165</b>
A.1	Wahrscheinlichkeitsverteilungen . . . . .	165
A.1.1	Normalverteilung . . . . .	165
A.1.2	Weibull-Verteilung . . . . .	165
A.1.3	Extremwertverteilung . . . . .	165
A.2	Diagramme . . . . .	166
A.2.1	Boxplot . . . . .	166
A.2.2	Wahrscheinlichkeitsnetz . . . . .	167
<b>Verzeichnisse</b>		<b>169</b>
Glossar . . . . .		169
Abkürzungsverzeichnis . . . . .		171
Symbolverzeichnis . . . . .		174
Abbildungsverzeichnis . . . . .		180
Tabellenverzeichnis . . . . .		184

# 1 Einleitung

## 1.1 Motivation

Alternative Antriebsmethoden für die individuelle Mobilität spielen in der öffentlichen Wahrnehmung, der Kraftfahrzeugindustrie und deren Zulieferern eine zunehmend wichtige Rolle. In diesem Zusammenhang stehen besonders die emissionsfreien Antriebe im Mittelpunkt der Aufmerksamkeit, jedoch nicht ohne frei von Kritik zu sein. Die rein batterieelektrisch angetriebenen Fahrzeuge erfordern aufgrund ihrer begrenzten Reichweite und langer Ladezeiten eine Umstellung des Nutzungsverhaltens. Zudem benötigt die massenhafte Herstellung der Batterien als primärer Energiespeicher, in der Automobilindustrie Hochvoltspeicher genannt, große Mengen an natürlichen Ressourcen mit begrenzter Verfügbarkeit.

Um die Vorteile der Elektromobilität, unter anderem die niedrige Geräuschemission und der wartungsarme, durchzugsstarke Antrieb, trotzdem ohne größere Komforteinbußen nutzen zu können, bietet sich Wasserstoff als Energieträger in Kombination mit der Brennstoffzelle als Energieumwandler an. Die zunehmende Anzahl an jährlichen internationalen Patentanträgen aus dem Bereich des Brennstoffzellenantriebs zeigt, dass die industrielle Weiterentwicklung dieser Technologie einen allgemeinen Trend darstellt (siehe Abb. 1.1).



**Abb. 1.1:** Jährliche Anzahl Patentanträge im Bereich brennstoffzellenbetriebener Kraftfahrzeuge.

Y02E ..: New techn. dev. / Enabling technologies or technologies with a potential or indirect contribution to greenhouse gas emissions mitigation.

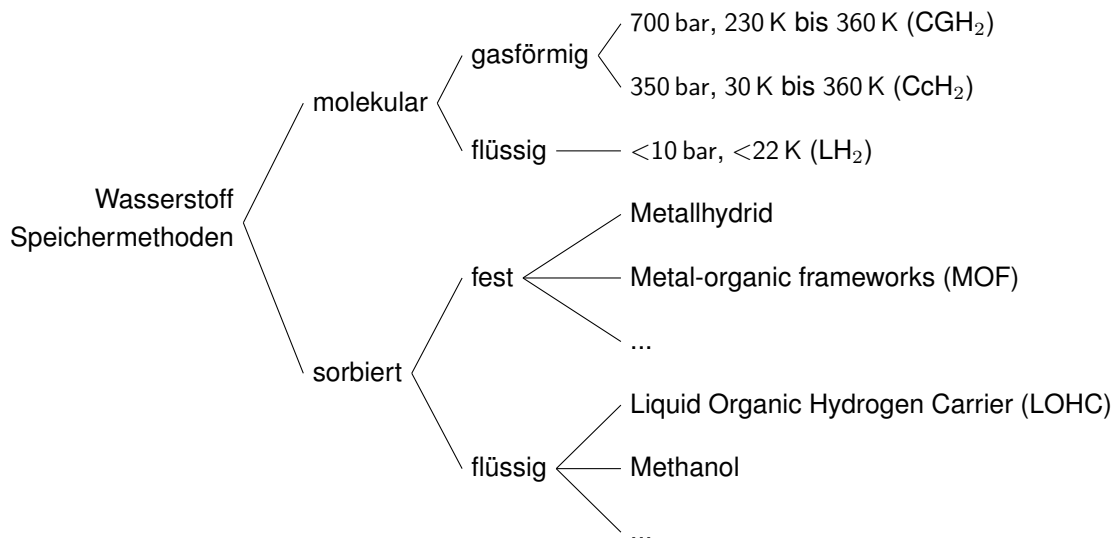
.. 60/521: PEMFC.

.. 60/321: Storage of liquefied, solidified, or compressed hydrogen in containers.

Y02T90/34: Climate change mitigation technologies related to transportation / FCEV.

(Quelle: Patentdatenbank PatBase<sup>1</sup> anhand CPC-Nummer)

Zur Speicherung des Wasserstoffs kommen mehrere Methoden in Frage, die sich in ihrem physikalischen Prinzip und/oder ihrer technischen Umsetzung teilweise grundlegend unterscheiden. Abb. 1.2 zeigt eine Auswahl an Speichermethoden in einem Reifegradspektrum zwischen Forschungsstadium und Serientauglichkeit.



**Abb. 1.2:** Ausgewählte Methoden zur Speicherung von Wasserstoff in Kraftfahrzeugen.

Der Vorteil der flüssigen Speicherung (LH<sub>2</sub>) ist eine hohe Speicherdichte, jedoch ist die Abdampftrate (Boil off) wegen des unvermeidbaren Wärmeeintrags bei längerer Standzeit auch in aufwendig isolierten Speichern inakzeptabel hoch. Speicher für chemisch oder physikalisch sorbierten Wasserstoff benötigen zur Dehydrierung bzw. Desorption des Wasserstoffs zusätzliche Systeme und Energie, was beim momentanen Stand der Technik noch keine Aussicht auf eine kurzfristige Serientauglichkeit bietet. Zum aktuellen Zeitpunkt wird in der Automobilindustrie die gasförmige Speicherung bevorzugt und vorangetrieben, die einen guten Kompromiss zwischen Systemkomplexität und Nutzwert darstellt. Um mit dieser Methode eine für Bauraum- und Reichweitenziele ausreichende Speicherdichte zu realisieren, ist bei Gastemperaturen im Bereich der Umgebungstemperatur ein hoher Druck nötig. Aktuelle internationale Standards sehen für die umgebungswarme Compressed Gaseous Hydrogen (CGH<sub>2</sub>)-Speichermethode einen Betriebsdruck (MOP) von 700 bar vor, womit eine theoretische H<sub>2</sub>-Gasdichte von 35 g/L bis 55 g/L zwischen 230 K und 360 K erreicht wird. Demgegenüber steht die tiefkalte Cryo-compressed Hydrogen (CCH<sub>2</sub>)-Speichermethode mit einem MOP von 350 bar bei Betriebstemperaturen zwischen rund 30 K und 360 K. Tab. 1.1 stellt die Vorteile der beiden Speichermethoden gegenüber.

<sup>1</sup><http://www.patbase.com> (Minesoft Limited, Richmond TW9 1QE, UK)

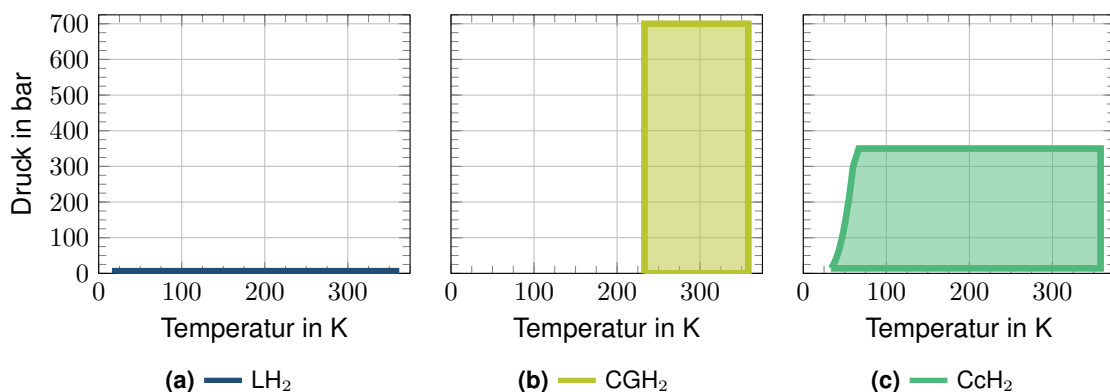


**Tab. 1.1:** Vergleich der H<sub>2</sub>-Druckspeichersysteme CGH<sub>2</sub> und CcH<sub>2</sub> hinsichtlich Performanz und Sicherheit.

Eigenschaft	Zielwert	CGH <sub>2</sub>	CcH <sub>2</sub>
max. Speichermenge pro Speichervolumen	hoch		o
max. Speichermenge pro Systemvolumen	hoch		o
Systemkomplexität	niedrig	o	
Systemgewicht	niedrig	o	
Adiabatische Expansionsenergie	niedrig		o
Systemkosten	niedrig	o	
Zusatznutzen	hoch		o <sup>2</sup>

o Vorteil

Ein großer Vorteil des CcH<sub>2</sub>-Systems liegt in der hohen Speicherdichte von bis zu 72 g/L, die durch den großen Druck- und Temperaturbetriebsbereich erreicht wird. Zusätzlich bietet das System neben dem Betrieb im Kryo-Modus auch die Möglichkeit zur Warmbetankung bis 350 bar. Abb. 1.3 zeigt die Betriebsbereiche und Abb. 1.4 die damit erreichbaren Speicherdichten der LH<sub>2</sub>-, CGH<sub>2</sub>- und CcH<sub>2</sub>-Speichersysteme.

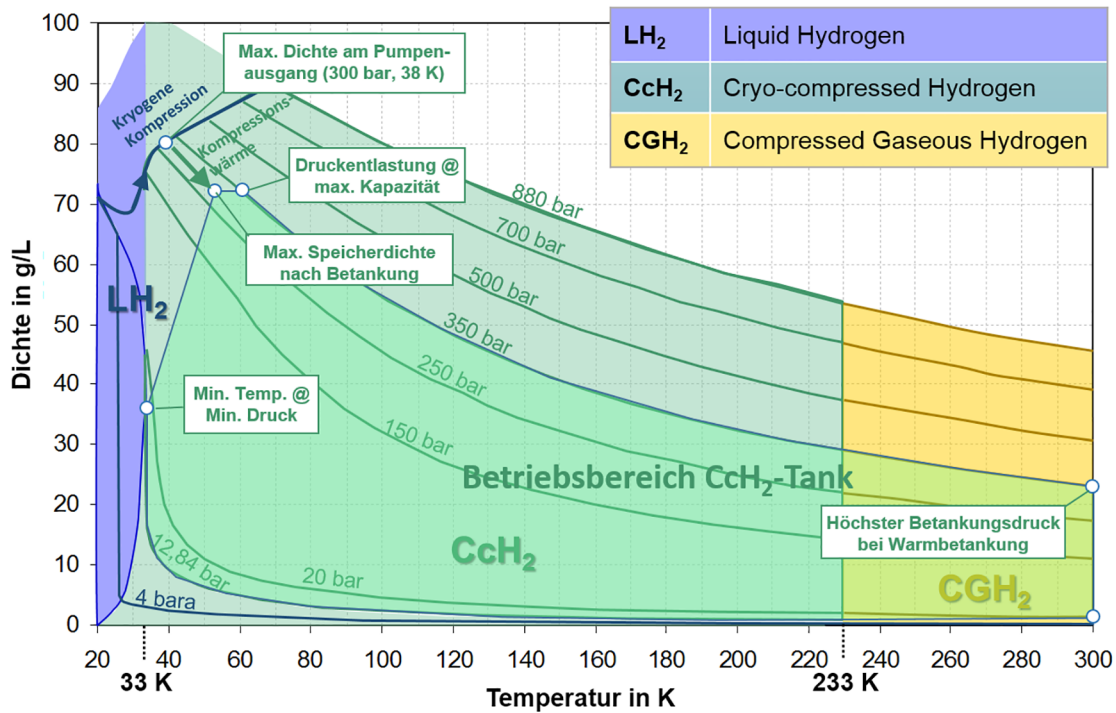


**Abb. 1.3:** Betriebsbereiche der LH<sub>2</sub>-, CGH<sub>2</sub>- und CcH<sub>2</sub>-Systeme im p(T)-Diagramm.  
(Quelle: BMW AG)

Die thermomechanischen Lasten innerhalb des Betriebsbereichs des CcH<sub>2</sub>-Speichersystems erfordern eine genaue Betrachtung der Eigenschaften der verbauten Werkstoffe. Speziell bei den funktions- und sicherheitsrelevanten Komponenten des Systems, darunter der faserumwickelte Druckbehälter (Composite Overwrapped Pressure Vessel (COPV)), muss ein kritisches Versagen nach dem Vorbild der höchsten Stufe D des Risikoklassifizierungssystems Automotive Safety Integrity Level (ASIL)<sup>3</sup> ausgeschlossen werden. Die äußerst unwahrscheinliche, beim

<sup>2</sup>Bereitstellung von Kühlleistung für Boost-Modus der PEMFC.

<sup>3</sup>Definition gemäß ISO 26262 „Road vehicles-Functional safety“.



**Abb. 1.4:** Betriebsbereiche der LH<sub>2</sub>-, CGH<sub>2</sub>- und CcH<sub>2</sub>-Systeme im  $\rho(T)$ -Diagramm.  
(Quelle: BMW AG)

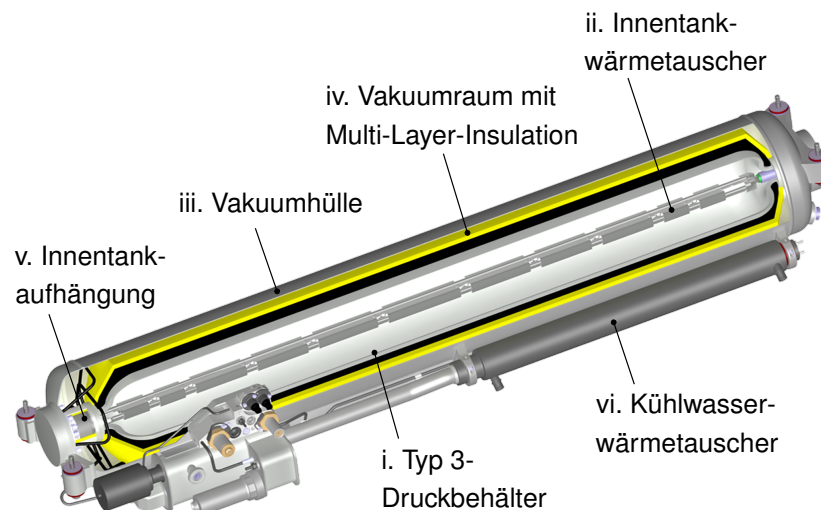
Eintritt des Ereignisses jedoch höchste Gefahr für den Anwender, geht vom spontanen Bersten des COPV (siehe Abb. 1.5) und der damit verbundenen Druckwelle bzw. der Zerstörung der ihn umgebenden Fahrgastzelle aus. Um diese Gefahren bereits in der Auslegungsphase des CcH<sub>2</sub>-Speichersystems weitestgehend auszuschließen, muss das Versagensverhalten der für die strukturelle Integrität verantwortlichen Werkstoffe untersucht und in den strukturmechanischen Berechnungen per Finite-Elemente-Methode (FEM) berücksichtigt werden. Die vorliegende Arbeit beschäftigt sich daher mit der mechanischen und geometrischen Charakterisierung der Druckspeicherarmierung aus carbonfaserverstärktem Kunststoff (CFK) sowie deren Verhalten unter quasistatischen, thermomechanischen Lasten, der Bildung der mathematischen Modelle zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens und deren Anwendung in Computer-aided Engineering (CAE)-Modellen zur Untersuchung des Berstverhaltens und der Betriebszustände.



**Abb. 1.5:** Im kontrollierten Berstversuch unter hydraulischem Druck bei rund  $4 \times \text{MOP}$  willentlich gebrochener Typ 3-Druckbehälter.

## 1.2 Untersuchungsgegenstand

Den **Untersuchungsgegenstand** der Arbeit bildet das Versagensverhalten eines tiefkalt betriebenen Typ 3-Druckbehälters am Beispiel eines kryogenen Wasserstoff-Druckspeichersystems ( $\text{CCH}_2$ ) der Firma BMW AG (siehe Abb. 1.6). Analysiert und beschrieben wird das Versagensverhalten mittels experimenteller Werkstoff- und Bauteilcharakterisierung bis in den Tieftemperaturbereich, FE-Modellierung des Druckbehälters mit Fokus auf dessen CFK-Armierung und schließlich numerischer Untersuchung des Berstdruckes.



**Abb. 1.6:** Schnittbild des  $\text{CCH}_2$ -Systems mit einer Auswahl an Teilsystemen und Komponenten. (Quelle: BMW AG)

Die zu untersuchende **Fragestellung** gilt der computergestützten Prognose des statischen Spontanversagens (Bersten) eines Typ 3-Druckbehälters unter Innendruck, Einfluss kryogener

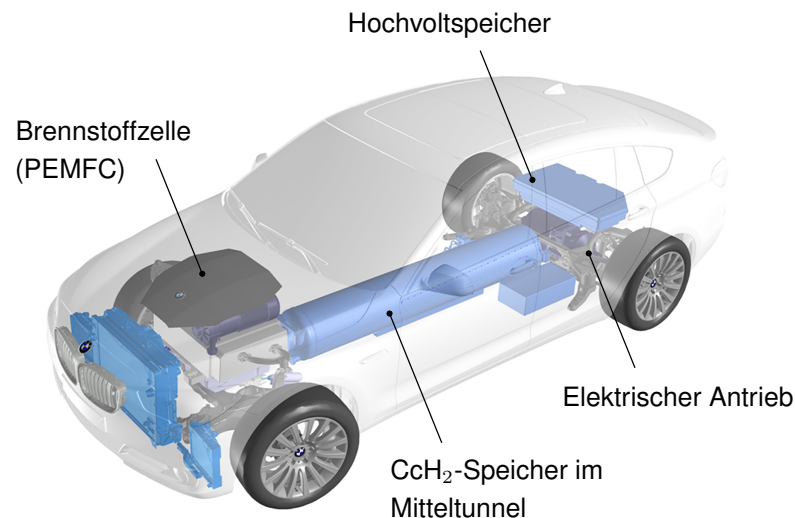
Betriebstemperaturen und spezieller Umgebungsbedingungen. Generell ist der Druckbehälter Druckaufbau- und Druckabbauvorgängen ausgesetzt und demzufolge sowohl mechanischen als auch thermischen Beanspruchungen unterworfen. Diese thermomechanischen Lasten führen zu einem komplexen Werkstoffverhalten, dessen Beschreibung eine Voraussetzung für die Berechnung des statischen Versagensverhaltens auf Werkstoff- und Bauteilebene ist. Die werkstoffgerechte Untersuchung und Beschreibung des gewickelten CFK-Laminats auch bei Tieftemperatur bilden somit einen Untersuchungsschwerpunkt. Weiterhin haben Geometrie, Werkstoffe und Fertigungsverfahren eines Bauteils entscheidenden Einfluss auf dessen Beanspruchbarkeit. Mit einem Hauptaugenmerk auf die CFK-Armierung des COPV soll der Einfluss der spezifischen geometrischen und werkstofftechnischen Charakteristika des Wickellaminats auf die Prädiktionsfähigkeit der Finite-Elemente-Analyse (FEA) untersucht werden. Als allgemeine Messgröße der Prädiktionsfähigkeit im Sinne der vorliegenden Fragestellung wird die Prognosegüte des Berstdruckes des Druckspeichers herangezogen. Das abstrakte, übergeordnete Ziel aller Bemühungen ist die Sicherstellung der strukturellen Integrität unter sowohl den regulativ geforderten als auch im Betrieb auftretenden Lasten.

Das den Typ 3-Druckbehälter (**Untersuchungsobjekt**) beinhaltende  $C_2H_2$ -System ist ein Tanksystem zur kryogenen Speicherung gasförmigen Wasserstoffs als Energieträger für brennstoffzellenbetriebene Personenkraftwagen (Fuel Cell Electric Vehicle (FCEV)). Der Druckbehälter spielt im System sowohl eine funktions- als auch sicherheitsrelevante Rolle. Die kryogene Temperatur von minimal 33 K innerhalb des Druckbehälters erfordert eine vakuumisolierte Ummantelung, um den Eintrag von Umgebungswärme und den einhergehenden unerwünschten Druckaufbau besonders während der Standzeit zu minimieren. Hierzu wird der innere Druckbehälter (siehe Abb. 1.6, i.) mithilfe spezieller Innentankaufhängungen (siehe Abb. 1.6, ii.) im evakuierten Außentank (siehe Abb. 1.6, iii.) gelagert. Im Isolationsspalt zwischen Innen- und Außentank befindet sich zur Abschirmung gegenüber Wärmestrahlung eine Multi-Layer-Insulation (siehe Abb. 1.6, iv.), bestehend aus einer alternierenden Schichtfolge von Glasfaservlies und reflektierender, silberbedampfter Kunststoffolie.

Eine weitere Funktion des  $C_2H_2$ -Systems ist, neben der Speicherung, die Bereitstellung von gasförmigem Wasserstoff für dessen Umwandlung in elektrischen Strom in der Polymerelektrolyt-Brennstoffzelle (PEMFC). Die Anforderungen an den Wasserstoff bei der Übergabe vom Speicher an die PEMFC sind Temperaturen im Bereich zwischen  $-40\text{ °C}$  und  $85\text{ °C}$ , ein Druck im niedrigen zweistelligen Bereich und ein ausreichender Massenstrom zum dauerhaften Betrieb des Fahrzeugs unter Vollast. Um bei niedrigen Temperaturen und geringem Füllstand im Speicher die Anforderungen an Druck und Massenstrom gewährleisten zu können, befindet sich im Inneren des Druckbehälters der Innentank-Wärmetauscher (siehe Abb. 1.6, v.), der bei Bedarf Wärme

einträgt und somit den Speicherdruck erhöht. Die geforderte Mindesttemperatur an der Schnittstelle zwischen Speicher und PEMFC wird mittels eines Kühlwasser-Wärmetauschers realisiert (siehe Abb. 1.6, vi.).

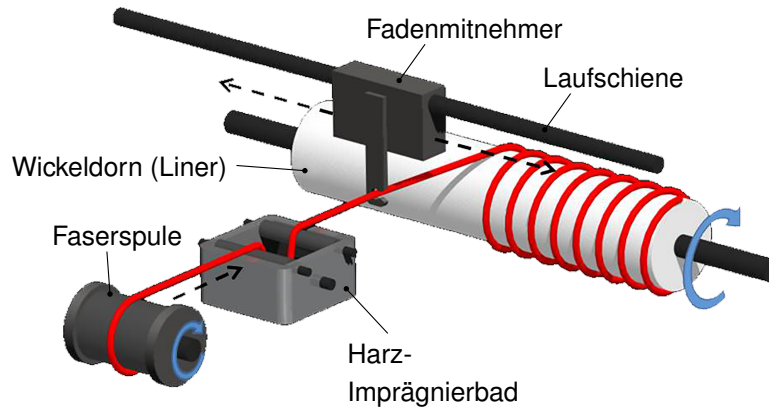
Der hohen gravimetrischen Energiedichte von Wasserstoff steht dessen geringe volumetrische Energiedichte gegenüber. Während die gravimetrische Energiedichte von Wasserstoff etwa dem Dreifachen der gravimetrischen Energiedichte von Benzin entspricht, ist die volumetrische Energiedichte bestenfalls zwischen einem Drittel und einem Viertel bei der  $CcH_2$ - bzw. zwischen einem Viertel und einem Fünftel bei der  $CGH_2$ -Speichermethode gegenüber der volumetrischen Energiedichte von Benzin. Um mit Wasserstoff eine vergleichbare Reichweite wie mit benzingetriebenen Fahrzeugen zu erreichen, werden große Speichervolumina benötigt, die zusammen mit den zuvor beschriebenen Nebensystemen einen erheblichen Bauraum im Fahrzeug beanspruchen. Die Einbaulage des  $CcH_2$ -Tanksystems im Fahrzeug sowie die gesamte Antriebsarchitektur sind in Abb. 1.7 dargestellt.



**Abb. 1.7:** Schematische Darstellung der Antriebsarchitektur eines wasserstoffbetriebenen Fahrzeugs mit  $CcH_2$ -Speichersystem.  
(Quelle: BMW AG)

Die zum Verbau des  $CcH_2$ -Speichersystems notwendige Bauraumhülle gleicht der des  $CGH_2$ -Speichers weitestgehend, weswegen bei der Fahrzeugentwicklung beide Systeme ohne Änderungsbedarfe im Rohbau vorgehalten werden können. Das Brennstoffzellensystem, also Brennstoffzellenstack und Nebensysteme, wird bei Nutzung vorhandener Karosserien (*engl.: conversion design*) meist im Motorraum des Vorderwagens untergebracht, wo im Spenderfahrzeug üblicherweise der Verbrennungsmotor verbaut ist. Bei einer FCEV-spezifischen, also zweckorientierten Architektur (*engl.: purpose design*), ist der Verbau beispielsweise im Unterflur oder Hinterwagen

ebenso möglich. Zur Leistungsunterstützung bei Beschleunigungsvorgängen und zur Speicherung der rekuperierten Bremsenergie ist zudem eine meist kleine Batterie (*auch: Hochvoltpeicher*) parallel integriert.

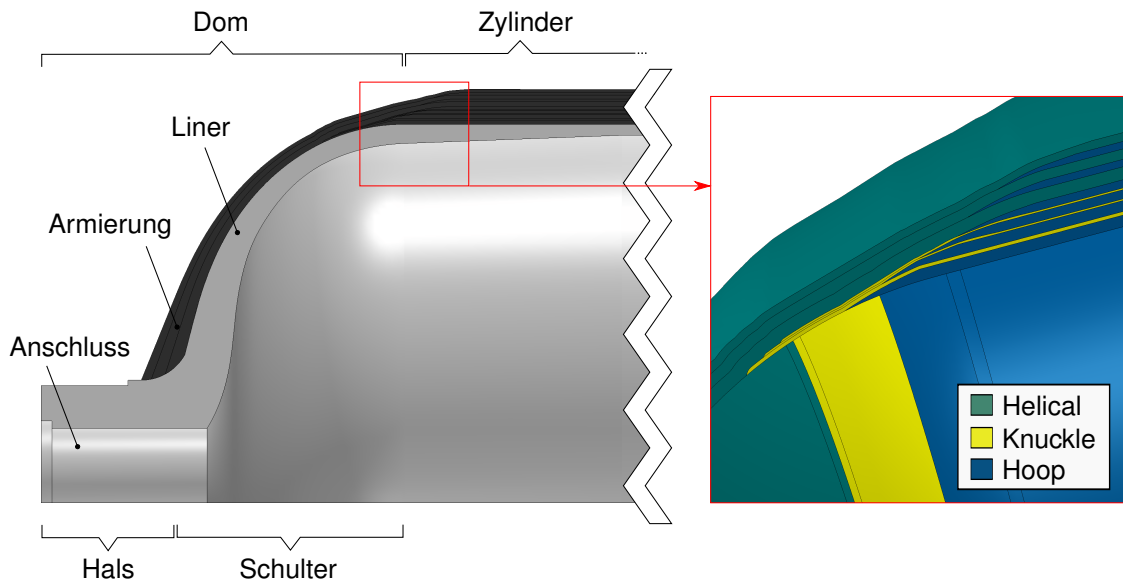


**Abb. 1.8:** Schematische Darstellung eines Nasswickelprozesses in Umfangsrichtung.  
(Quelle: Prof. Wesley Cantwell, UKCME, 2011, CC-BY-NC-SA 3.0)

Für einen Betriebsdruck (MOP) zwischen 20 bar und 350 bar sowie eine Betriebstemperatur zwischen 30 K und 360 K kommt als Druckbehälter nur ein mit Kohlenstofffasern umwickelter Typ 3-Druckbehälter infrage. Die hohe Festigkeit des CFK bei verhältnismäßig niedriger Massendichte ermöglicht einen geringen Bauraumbedarf und ein niedriges Gewicht, verglichen mit anderen Werkstoffen. Der COPV ist die ideale Anwendung für Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV), da sich der Werkstoff unter Innendruck im Behälter in einem weitgehend homogenen Membranspannungszustand befindet. Die hohe Zugfestigkeit der Fasern wird dabei optimal ausgenutzt. Negativ wirkt sich jedoch das große Betriebstemperaturspektrum aus, das zu hohen thermischen intra- bzw. interlaminaren Eigenspannungen in dem immanent heterogenen Faser-Matrix-Verbund bzw. Laminataufbau führt. Das CFK wird per Nasswickelverfahren auf den metallischen Liner des Druckspeichers in mehreren Kreuz- und Umfangslagen aufgebracht (siehe Abb. 1.8). Die Umfangslagen (Hoop-Lagen)<sup>4</sup> bedecken den zylindrischen Bereich des Liners, während die axialen Kreuzlagen (Helical-Lagen) die Dome stützen. Um Spannungsspitzen im Übergangsbereich zwischen Zylinder und Dom zu glätten, werden zusätzliche Kreuzlagen, sogenannte Knuckle-Lagen (siehe Abb. 1.9), in diesem Bereich abgelegt. Die Lagenwinkel, -dicke, -anzahl und -folge sind Auslegungsparameter des COPV.

**Definition 1.1:** Die im Folgenden FKV genannten Werkstoffe sind im Falle einer nicht anderslautenden Beschreibung ein duroplastisches (Epoxid-)Harz mit einer Intermediate (IM)-Kohlefaser.

<sup>4</sup>Die Begriffe „Schicht“, „Lage“, „Layer“ oder „Ply“ werden in dieser Arbeit je nach Kontext bzw. branchentypischem Terminus synonym verwendet.



**Abb. 1.9:** CAE-Schnittmodelle des Druckbehälters mit ausgewählten geometrischen bzw. funktionalen Merkmalen (links) und der CFK-Armierung mit Helical-, Knuckle- und Hoop-Lagen ohne Liner als Ausschnittvergrößerung (rechts).

Die Herstellung des Liners erfolgt durch Umformung eines Aluminium-Rohres, wobei die Form der Dome per Drückverfahren realisiert wird. Als Liner-Werkstoff stellt Metall den besten Kompromiss aus Lebensdauer, Dichtigkeit und thermomechanischem Verhalten dar, da kein wirtschaftlich akzeptabler Kunststoff die nötige Zähigkeit bei kryogenen Temperaturen aufweist. Wegen seines relativ geringen Gewichtes und seiner Resistenz gegenüber Wasserstoffversprödung wird eine erprobte Aluminiumlegierung aus dem Flugzeugbau verwendet. Dem Aluminium-Liner wird per Autofrettageprozess ein artifiziereller Druckeigenspannungszustand aufgeprägt (siehe Abschnitt 2.2.4), der die unter Betriebslast auftretenden maximalen Zugspannungen im Liner reduziert und so die Ermüdungsfestigkeit verbessert. Dazu wird der Druckbehälter bis weit über seinen Betriebsdruck hinaus mit einem Innendruck beaufschlagt, der in der Wandung des Liners einen kontrollierten Zugspannungszustand oberhalb der Fließgrenze des Aluminiums bewirkt. Nach der Druckentlastung verbleibt der Liner aufgrund der Plastifizierung in einem Verzerrungszustand unter Druckspannung, dem die im Gleichgewicht unter Zugspannung stehende CFK-Armierung entgegenwirkt.

### 1.3 Stand der Technik

Faserumwickelte Druckspeicher sind aufgrund des Engagements verschiedener internationaler Organisationen und Interessengemeinschaften seit vielen Jahren ein Objekt wissenschaftlicher Bemühungen. Der zuerst in der Raumfahrt und später in Kraftfahrzeugen häufig als mobiler Kraftstoff- bzw. Gasspeicher eingesetzte COPV bietet einen nahezu optimalen Anwendungsfall für Verstärkungsfasern, weswegen ihm seit jeher ein gesteigertes akademische Interesse zugutekommt. Der sich unter Innendruck einstellende, größtenteils homogene Membranspannungszustand belastet die Verstärkungsfasern bei entsprechender Behälterauslegung primär auf Zug parallel zur Faserorientierung. Das übergeordnete Ziel der industriellen und akademischen Bemühungen besteht in der Regel direkt oder indirekt in der Optimierung des Behälters hinsichtlich der effizientesten Ausnutzung der Faserfestigkeit und des Bauraums, um bei minimalem Gewicht und maximalem Speichervolumen den höchstmöglichen Innendruck zuzulassen. Einen umfassenden Einblick in das Thema Faserwickelverfahren im Allgemeinen und in die Druckbehälterauslegung und -fertigung im Speziellen gibt PETERS in seinem Buch *Composite Filament Winding* [Pet11]. Arbeiten wie die von ZU et al. [ZKB10] verdeutlichen, dass die optimale Behälter- bzw. Linerkontur in direkter Wechselwirkung mit dem jeweils optimalen Laminataufbau der FKV-Armierung steht.

Besonders aktiv bei der Erforschung sämtlicher Aspekte im Zusammenhang mit COPV ist seit Jahrzehnten die US-amerikanische Weltraumbehörde NASA<sup>5</sup>, die faserumwickelte Druckspeicher erfolgreich als Treibstofftanks in Raketen einsetzt. Die langjährige Erfahrung mit COPV verschafft der Behörde eine inzwischen umfangreiche Datenbasis an Testergebnissen, die in den letzten Jahren verstärkt dahingehend verwendet wird, die Zuverlässigkeit statistisch und das Versagensverhalten phänomenologisch aufzuarbeiten. Beispiele für die Arbeiten jüngerer Datums sind ein Einführungs- und Review-Artikel über die Versagensmodi von COPV von McLAUGHLAN et al. [McL+11] und die vielbeachteten FKV-Versagenskriterien von PINHO et al. [Pin+05], DAVILA [Dav05], CAMANHO et al. [Cam+06] und MAIMÍ et al. [Mai+07]. Die neuen Versagenskriterien können im Wesentlichen als eine Weiterentwicklung und Erweiterung der auf der Festigkeitshypothese nach MOHR [Moh00] basierenden phänomenologischen Versagenskriterien, wie das von PUCK [Puc96], betrachtet werden. Jedoch geht die Parametrisierung der neuen Versagenskriterien über die typische werkstoffmechanische Charakterisierung von FKV hinaus und ist demnach deutlich aufwendiger. Außerdem ist seit einigen Jahren vom Phänomen „Stress Rupture“ die Rede, was ein Spontanversagen von COPV unter Innendruck, weit vor der Zeitfestigkeitsgrenze und weit unterhalb des Berstdruckes, meint. Das Phänomen wird genauer von THESKEN et al. [The+09] und MURTHY et al. [MPG10] beleuchtet, aber noch nicht geklärt.

<sup>5</sup><http://www.nasa.gov/centers/wstf/laboratories/composite/>



Ein weiteres Forschungsfeld und Hauptaugenmerk bildet der Herstellungsprozess von Wickellaminaten, also das Faserwickelverfahren (*engl.: filament winding*), bei dem meist mehrere harzimpregnierete Faserbündelstränge parallel zueinander auf der Oberfläche eines teilweise tragenden, aber hauptsächlich dichtenden Innenbehälters (*engl.: liner*) bis zur mehrfachen Vollbedeckung auf unterschiedlichen Pfaden abgelegt werden. Auf diesem Feld stechen besonders die Arbeiten von COHEN hervor, die sich unter Anderem der Fragestellung widmen, welchen quantitativen Einfluss verschiedene Prozessparameter auf die Faser-, FKV- und COPV-Eigenschaften nehmen [Coh91; Coh92; Coh97; CMZ01]. Von besonderer Relevanz für den Druckbehälter ist hierbei die Frage, welcher prozentuale Anteil der theoretischen Werkstoffkennwerte, besonders der Faserfestigkeit, letztlich noch am Druckbehälter im Berstversuch beobachtet werden kann. Unter der Voraussetzung reproduzierbarer Prozessparameter kann diese Fragestellung anhand von gewickelten Probekörpern und entsprechenden Prüfverfahren untersucht werden, wie beispielsweise die Arbeit von BLEIER [Ble11] zeigt. Nicht selten sind in diesem Zusammenhang Unklarheiten hinsichtlich der Eignung verschiedener Probekörpertypen zur Charakterisierung von Wickellaminaten vorzufinden.

Der Betrieb des COPV bei kryogenen Temperaturen überlagert dem Innendruck eine Temperaturlast, die bei der Auslegung und Berechnung des Behälters mit berücksichtigt werden sollte, da sowohl thermische Eigenspannungen im inhomogenen Laminat als auch temperaturabhängige mechanische Werkstoffkennwerte den globalen Spannungszustand in der Druckbehälterarmierung beeinflussen. Zudem wirkt sich die Temperatur einflussreich auf die Lebensdauer des metallischen Liners unter zyklischer Beanspruchung im Sinne eines beschleunigten Risswachstums aus. Hier sei besonders auf die Arbeiten am Lehrstuhl für Leichtbau der Technischen Universität München von HABERLE [Hab01] und RAFFAELLI [Raf06] hingewiesen, die die Thermomechanik von FKV auf Werkstoffebene bzw. am COPV, teilweise in werkstoffhybriden Verbunden, bei kryogenen Temperaturen untersuchten.

Die FEA zur Berechnung des strukturmechanischen Verhaltens von COPV dient naturgemäß als Werkzeug im Sinne des Untersuchungsbestrebens und nicht dem Selbstzweck. Allerdings können denkbar viele Aspekte der FEA eines COPV selbst als Untersuchungsobjekt dienen, indem infrage gestellt wird, ob das geschaffene Modell der Realität genügt. Diese Vorgehensweise wird üblicherweise angewendet, um ein Modell anhand von Versuchsdaten zu validieren bzw. zu kalibrieren. Spezifische Modellierungsrichtlinien für bestimmte Bauteile können im Vorfeld der Validierung bereits dazu dienen, die Prädiktionsfähigkeit der Analyse zu verbessern bzw. die potenziell notwendige Kalibrierung auf ein Minimum zu reduzieren. Die Literatur konzentriert sich dabei sehr auf die mikro- und mesoskopischen Materialmodelle [SDW99], auf die Faserorientierung [Par+02], auf die Auswahl des Versagenskriteriums [XZL09] oder auf das Finite Element selbst [Car02; Kap89].

Die **Abgrenzung der vorliegenden Arbeit** gegenüber der wissenschaftlichen Literatur zeigt sich in mehreren Aspekten. Die spezielle und spezifische geometrische und werkstoffliche Beschaffenheit von Wickellaminaten, die sich in einigen Punkten erheblich von Gelegenen oder Geweben unterscheidet, findet in der Literatur wenig Beachtung und soll im Kontext der hiesigen Analysen untersucht werden. Verschiedene, dem Wickelverfahren geschuldete, werkstoffwissenschaftliche und experimentelle Fragestellungen werden in der vorliegenden Arbeit beleuchtet. Im experimentellen Teil wird der Frage nach der Auswahl und Herstellung eines geeigneten Probekörpers zur Abbildung der Werkstoffeigenschaften der gewickelten Armierung des Druckspeichers nachgegangen. Zudem werden Prüfmethode erörtert, die speziell den kryogenen Einsatztemperaturen des Bauteils Rechnung tragen. Weitere Überlegungen, wie die korrekte Vorkonditionierung der Probekörper zur Abbildung der Betriebsumgebung, sind ebenfalls Bestandteil der Arbeit. Die Betrachtung der Kausalitäten, Verkettungen und damit auch Wechselwirkungen in der aufgeführten Durchgängigkeit, also bauteilgerechte Probekörper mit betriebslastgerechter Vorkonditionierung und Prüfung bei Temperaturen bis in den kryogenen Bereich, grenzt die vorliegende Arbeit gegenüber der vorhandenen Literatur ab. Im darauffolgenden Teil, der Modellbildung, wird im Materialmodell besonders auf die mathematische Formulierung der Abhängigkeit der CFK-Werkstoffeigenschaften vom variierenden Faservolumenanteil im Laminat und vom breiten Betriebstemperaturspektrum eingegangen. Ein weiterer Schwerpunkt der Modellierung ist die Abbildung der speziellen geometrischen und werkstofflichen Merkmale des gewickelten Laminats im Simulationsmodell, also die Variation der Lagendicken, der Porosität und des Faservolumenanteil über die Schichtensequenz sowie die der Form der Lagenenden. Deren Untersuchung, Beschreibung und Übertragung in die Finite-Elemente (FE)-Analyse tragen einen maßgeblichen Anteil zum Neuigkeitswert der vorliegenden Arbeit bei. Im dritten Teil der Arbeit wird mittels Sensitivitätsanalyse der Frage nachgegangen, ob die aufwändige experimentelle Analyse sowie die detaillierte mathematische und virtuelle Modellierung der Werkstoffe und Bauteile in Relation zu deren Einfluss auf des Berstdruck gerechtfertigt ist. Die Literatur kennt keine Empfehlungen für die in dieser Fragestellung zu bevorzugende Vorgehensweise. Zuletzt wird der Einfluss der tiefkalten Temperaturen auf das Berstversagen des CFK-umwickelten Druckbehälters untersucht, in dessen Zusammenhang hier auch besonders auf die Arbeiten der National Aeronautics and Space Administration (NASA) [NB96; AKR04; Arn+07] hingewiesen sei. Zudem zählen das Journal „Advances in cryogenic engineering“, erschienen von 1960 bis 2000 im Springer New York-Verlag (ISSN 0065-2482) und die Tagungsbände der „AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC“-Konferenzen zu den Hauptliteraturquellen dieses Themengebiets.

## 1.4 Übersicht über die Verfahrensweise

Die vorliegende Arbeit verfolgt einen deduktiven Ansatz und ist logisch und chronologisch aus drei Teilen aufgebaut. Ausgehend von ...

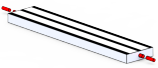
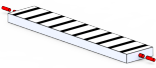





1. Experimenten an CFK-Elementarprobekörpern sowie theoretischen werkstoffwissenschaftlichen Ansätzen wird ...
2. sukzessive ein FE-Simulationsmodell zur Berechnung der Schädigung der COPV unter quasistatischen thermomechanischen Lasten aufgebaut und ...
3. in numerischen Versagensanalysen zum Zwecke von Parameterstudien und zur Untersuchung der Betriebszustände angewendet.

Die folgenden drei Abschnitte fassen die der vorliegenden Arbeit zugrundeliegende Vorgehensweise zusammen.

### 1.4.1 Experimentelle Werkstoffcharakterisierung und Werkstoffmodellbildung

Die experimentelle Werkstoffcharakterisierung zur Parametrisierung der Berechnungsmodelle findet auf der gleichen Größenskala statt, wie die Werkstoffmodellierung selbst. Für den FKV bedeutet dies, dass die charakterisierenden Versuche an Probekörpern durchgeführt werden, die aus unidirektionalen Schichten aufgebaut sind. Zur Plausibilisierung und zum Abgleich der experimentell gewonnenen, richtungsabhängigen Steifigkeiten und Festigkeiten, werden die quasistatischen Versuche sowohl an rohrförmigen, als auch an flachen Probekörpern durchgeführt. Während zur Bestimmung der matrixdominierten Werkstoffeigenschaften die Rohrprobe besonders geeignet erscheint, werden für die faserdominierten Eigenschaften aus Gründen des Herstellungsverfahrens und der Prüftechnik die Flachprobe und der NOL-Ring favorisiert. Die an der Rohrprobe ermittelten Eigenschaften werden anhand von korrespondierenden Versuchen mit der Flachprobe abgeglichen und umgekehrt. Da die matrixdominierten Eigenschaften relativ zu den faserdominierten eine hohe Streuung aufweisen, führt die genannte Vorgehensweise zu belastbaren Ergebnissen. Die Wärmeausdehnungskoeffizienten des Werkstoffes werden anhand eigens dafür hergestellter, quaderförmiger Probekörper ermittelt. Ein Großteil der Werkstoffeigenschaften wird temperaturabhängig im Rahmen der technischen Möglichkeiten bis hin zu kryogenen Temperaturen ermittelt. Tab. 1.2 zeigt eine Übersicht über das Versuchsprogramm mit den Dimensionen Probekörpertyp, Lastzustand und Prüftemperatur.

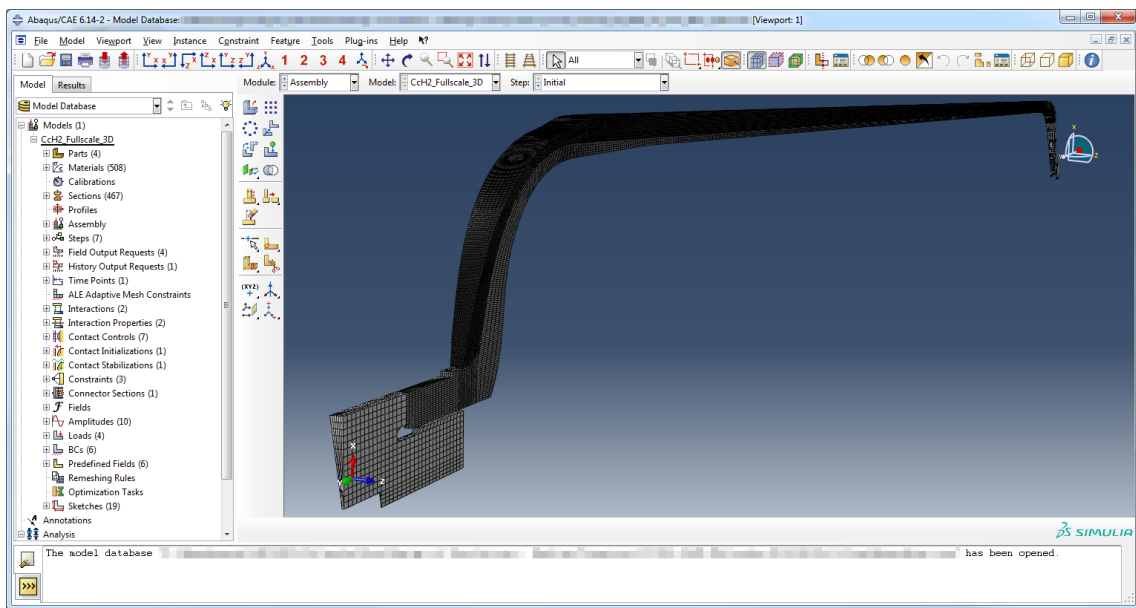
**Tab. 1.2:** Übersicht über das Versuchsprogramm zur temperaturabhängigen Charakterisierung der Werkstoffeigenschaften des CFK.

	 Flachprobe UD 0°	 Flachprobe UD 90°	 Rohrprobe UD 90°	 NOL-Ring UD 0°
	293 K 173 K ---	293 K 173 K ---	293 K --- 77 K	293 K --- ---
	293 K 173 K ---	293 K 173 K ---	293 K --- 77 K	--- --- ---
	---	---	293 K --- 77 K	--- --- ---

#### 1.4.2 Aufbau des Finite-Elemente-Simulationsmodells

Die Modellierung und Simulation des Druckbehälters wird mit der FEA-Software Abaqus 6.14-2 von Dassault Systèmes<sup>6</sup> durchgeführt. Der Aufbau der Geometrien findet teilweise per CAD und teilweise in Abaqus selbst statt. Zur geometrischen Modellierung und zur Parametrisierung der CFK-Armierung wird das Abaqus/CAE Plug-in „Wound Composite Modeler“, ebenfalls von Dassault Systèmes, verwendet. Die Einzellagen des Laminats werden als separate Geometrien modelliert und berücksichtigen die dem realen Produktionsprozess geschuldeten Geometrien der Lagenkonturen, wie zum Beispiel die Verjüngung einer Lage im Bereich der Umkehrpunkte des Wickelprozesses. Die Zusammenstellung des Laminats und seiner Eigenschaften aus den unidirektionalen Einzellagen findet unter Berücksichtigung weiterer dem Wickelprozess anlastbaren Besonderheiten statt, wie der schwankende Faservolumenanteil über die Laminatdicke. Das zum Einsatz kommende FE-Modell des Drucktanks ist ein mit Symmetriebedingungen belegtes 1/45-Modell eines dreidimensionalen rotationssymmetrischen Körpers, vernetzt mit Solid-Elementen (siehe Abb. 1.10).

<sup>6</sup>Dassault Systèmes SA, 78140 Vélizy-Villacoublay, Frankreich, <http://www.3ds.com/de/produkte-und-services/simulia/produktpalette/abaqus/>



**Abb. 1.10:** Vernetztes FE-Modell des Druckbehälters, dargestellt in der grafischen Benutzeroberfläche Abaqus/CAE 6.14-2.

### 1.4.3 Numerische Berechnungen zur Versagensanalyse

Zum Zweck einer Validierung bzw. Kalibrierung der virtuellen Behälterauslegung und zur Definition einer Festigkeitsgrenze auf Komponentenebene wird mittels experimenteller Komponentenversuche der Berstdruck des C<sub>2</sub>H<sub>2</sub>-Druckbehälters unter Innendruck untersucht.

Das Werkstoffverhalten der CFK-Armierung wird teilweise mit Bordmitteln der FEA-Software, teilweise mit eigens programmierten Subroutinen berechnet, welche die im vorherigen Abschnitt genannten Werkstoffmodelle nutzen. Untersucht werden die relevanten thermomechanischen Lastfälle der Betriebsszenarien Befüllung, Speicherung und Entnahme. Die Lösung der Gesamtsteifigkeitsmatrix erfolgt iterativ mit dem impliziten Gleichungslöser von Abaqus. Die Berechnung liefert neben der konstitutiven Materialantwort auch quantitative Aussagen über den Schädigungszustand der Werkstoffe. Mittels einer Parameterstudie wird die Sensitivität des berechneten Schädigungszustandes gegenüber Änderungen an Laminatgeometrie und Werkstoffeigenschaften untersucht, um relevante Merkmale für den Modellaufbau zu identifizieren.

Beabsichtigte Leeseite

## 2 Werkstoffverhalten der CFK-Umwicklung des Druckspeichers

In den ersten Abschnitten des Hauptkapitels sollen Begriffsdefinitionen und mathematische Konventionen aufgeführt sowie eine Beschreibung der im Zusammenhang mit dem CcH<sub>2</sub>-Druckspeicher verwendeten Werkstoffe und Herstellungsverfahren gegeben werden. Danach folgt eine Abhandlung über das Schädigungs- bzw. Versagensverhalten von FKV auf den drei Skalenebenen, gekennzeichnet durch die ebenenübergreifende Evolution einer Schädigung bis hin zum Versagen in Form der charakteristischen, ebenenspezifischen Schadensmodi.

Schließlich erfolgt die theoretische Beschreibung der für die spätere FE-Simulation des FKV-Verhaltens herangezogenen Schädigungs- und Versagensmodelle. Die mathematische Beschreibung findet auf Basis der Eigenschaften der unidirektionalen (UD) Schicht statt. Somit wird der FKV als orthotroper bzw. transversal isotroper Werkstoff betrachtet. Wie bereits in Abschnitt 1.4.1 beschrieben, sind unmittelbare Phänomene im Inneren der einzelnen Faser oder des Harzsystems sowie in deren Grenzfläche nicht Gegenstand der Experimente und Werkstoffmodelle. In der vorliegenden Arbeit werden die mechanischen Eigenschaften des FKV zur Parametrisierung der Konstitutiv- und Versagensmodelle der Einzelschicht auf Mesoebene, d.h. an der UD-Schicht, modellgerecht ermittelt.

### 2.1 Mathematische und mechanische Konventionen

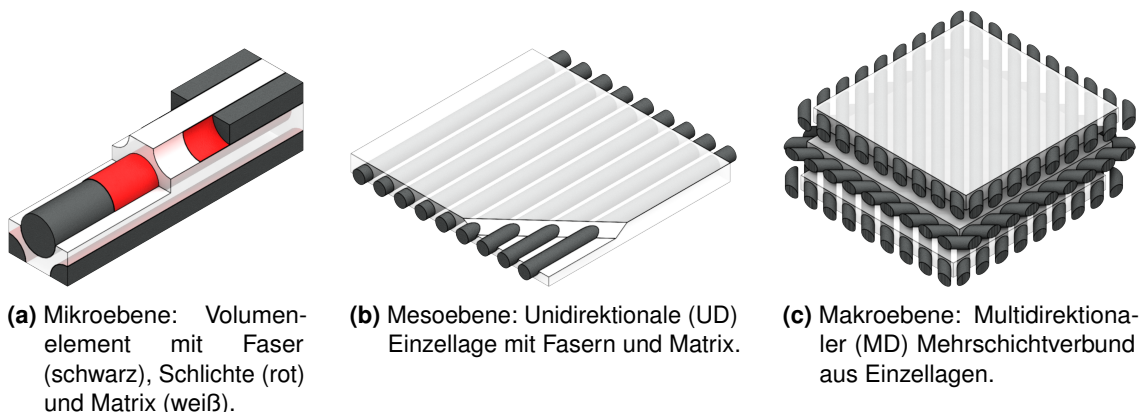
#### 2.1.1 Größendefinition der „Skalenebenen“

Bei der Untersuchung werkstoffwissenschaftlicher Kenngrößen von strukturierten Materialien sowie bei der Modellierung von deren mechanischem Verhalten, ist die Verdeutlichung der betrachteten Detailebene im Sinne der charakteristischen Dimensionen von geometrischen Einzelmerkmalen des Werkstoffes sehr hilfreich. Zur Beschreibung der Werkstoffeigenschaften auf der jeweiligen Ebene der Strukturheterogenität ist es üblich und zweckmäßig, die Einzelmerkmale der darunterliegenden Ebene(n) mittelnd zu „verschmieren“ und somit zu homogenisieren [Jon99; Gib94]. Ziel der Homogenisierung ist es, ein effektives Materialverhalten eines homogenen Ersatzmediums zu finden, welches sich kontinuumsmechanisch genauso verhält, wie das zu untersuchende heterogene, diskontinuierliche Medium. Diese Vorgehensweise wird bei der strukturellen Simulation angewendet, um die Komplexität der Modellierung zu reduzieren und

ein vertretbares Maß an Rechenaufwand zu gewährleisten. Daher findet die Werkstoffmodellierung zur Berechnung des strukturmechanischen Verhaltens eines Körpers häufig auf der dazu jeweils nächstkleineren Skala statt [KKP96], wie es das Prinzip der Mehrskalenmodellierung oder auch Multiskalenmodellierung vorsieht [Tal06].

In der vorliegenden Arbeit wird zwischen drei Ebenen unterschieden, der Mikro-, Meso- und Makroebene, die je nach betrachtetem Werkstoff dessen Charakteristika auf der jeweiligen Skala abbilden. Neben diesen drei Ebenen finden sich in der Wissenschaft noch die Molekular- und Nanoebene [Ste07], denen in dieser Arbeit aber keine Bedeutung zukommt. Auf der Mikroebene ist es nötig, die einzelnen Fasern der Rovings, die Matrix mit ihrem heterogenen Aufbau und die Interaktion zwischen Fasern und Matrix explizit zu modellieren. Für große Strukturen ist eine derart detaillierte Modellierung ohne Verwendung von Multiskalenmethoden jedoch zu rechenintensiv. Erst die Homogenisierung der Werkstoffeigenschaften auf Mikroebene stellt eine Beziehung zwischen Multiskalenmodell und Mesomodellierung her. Auf der Mesoebene, die Ebene der UD-Schicht, muss das Verhalten der Mikrostruktur nicht mehr detailgetreu aufgelöst werden, sodass Fasern und Matrix auf dieser Ebene als homogenes Material modelliert werden können. Bei einer Modellierung auf Makroebene kann das gesamte multidirektionale Laminat mit einem verschmierten Modell wiedergegeben werden, ohne dabei einzelne Schichten oder deren Grenzflächen zu berücksichtigen. Die Modellierung auf der Mesoebene stellt einen guten Kompromiss zwischen Genauigkeit, Effizienz und Variabilität dar.

**Definition 2.2:** In der hier untersuchten CFK-Armierung des Druckbehälters basiert die Werkstoffmodellierung der Laminatstrukturen (Makroebene) auf einer Schichtung von homogenisierten, transversal isotropen, unidirektionalen Einzellagen (Mesoebene).



**Abb. 2.1:** Mikro-, Meso- und Makroebene im FKV-Werkstoffmodell. Die Darstellungen sind lediglich illustrierend und deswegen nicht maßstabsgetreu.

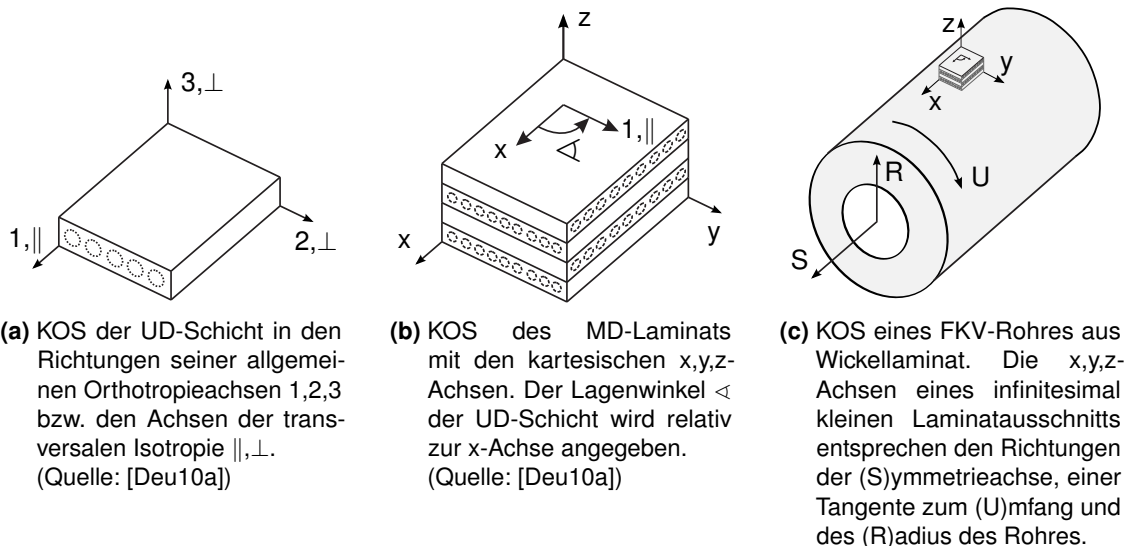


Die Geometrien der Einzellagen bleiben erhalten und werden separat dreidimensional modelliert. Die individuellen Eigenschaften von Faser, Matrix und deren Interaktion (Mikroebene) werden homogenisiert und somit bei der Modellierung nicht explizit parametrisch berücksichtigt, sind aber implizit als Teilmengen der Mesomodelle integriert und bilden deren Grundlage. Abb. 2.1 zeigt die in dieser Arbeit geltende Namenskonvention für die Granularität der jeweiligen Detailebenen.

Wendet man die Betrachtungsweise der Skalenebenen auch auf metallische Werkstoffe an, so lassen sich diese ebenfalls als den Verbund einer Substruktur beschreiben. Polykristalline Metalle, die als Aggregate von unterschiedlich orientierten Kristalliten (Körner im Bereich von  $1 \mu\text{m}$ ) angesehen werden, können in ausreichend großen Bereichen auf Makroebene als quasiisotrop gelten. Die Mesoebene besteht aus Gruppen von wenigen Kristalliten, die zwar sehr kleine Volumina bilden, denen man jedoch gerade noch Mittelwerteigenschaften zuordnen kann [Kuk01]. In dieser Arbeit finden die Mikro- und Mesoebene mit ihren Kristalliten und Korngrenzen in den Werkstoffmodellen keine Anwendung. Zur Modellierung und Berechnung des quasistatischen, strukturmechanischen Verhaltens des metallischen Liners wird ein auf der Makroebene homogener, isotroper Werkstoff angenommen.

**Definition 2.3:** Die Werkstoffmodelle in dieser Arbeit bewegen sich konsistent auf der Mesoebene für FKV und auf Makroebene für Metalle.

### 2.1.2 Definition verwendeter Koordinatensysteme



**Abb. 2.2:** Grafische Darstellung der verwendeten Koordinatensysteme (KOS).

Anhand der in Abb. 2.2 definierten Koordinatensysteme lassen sich den allgemeinen orthotropen Werkstoffeigenschaften des FKV jeweils transversal isotrope Eigenschaften zuordnen, wie sie bei der Beschreibung der UD-Schicht häufig Anwendung finden. Im transversal isotropen System bestimmen die Vorzugsrichtungen parallel und quer zur Verstärkungsfaser die Einheitsvektoren. Das System setzt voraus, dass die Werkstoffeigenschaften in allen Richtungen quer zur Faser, also in der 1,2- und 1,3-Ebene, quasiisotrop sind. Tab. 2.1 zeigt die Gegenüberstellung der typischen elastischen FKV-Werkstoffeigenschaften im orthotropen und transversal isotropen KOS.

**Tab. 2.1:** Zuordnung zwischen den elastischen FKV-Werkstoffeigenschaften im allgemeinen orthotropen KOS mit den Richtungen 1, 2, 3 zu denen im transversal isotropen System mit den Richtungen  $\parallel, \perp$ . Auf die Unterscheidung zwischen den Elastizitätsmoduln unter Zug  $E^+$  und unter Druck  $E^-$  wird hier verzichtet.

KOS	E-Moduln			G-Moduln			Querkontraktion			Bemerkungen
allgemein orthotrop	$E_1$	$E_2$	$E_3$	$G_{12}$	$G_{13}$	$G_{23}$	$\nu_{12}$	$\nu_{13}$	$\nu_{23}$	
transversal isotrop	$E_{\parallel}$	$E_{\perp}$	$E_{\perp}$	$G_{\parallel\perp}$	$G_{\parallel\perp}$	$G_{\perp\perp}$	$\nu_{\parallel\perp}$	$\nu_{\parallel\perp}$	$\nu_{\perp\perp}$	$G_{\perp\perp} = E_{\perp}/(2+2\nu_{\perp\perp})$ $\nu_{\perp\parallel} = \nu_{\parallel\perp} E_{\perp}/E_{\parallel}$

### 2.1.3 Symbole und Nomenklatur der Verzerrungen

Zur Vermeidung von Fehlinterpretationen der Begriffe und Symbole, speziell der Indizes, soll hier kurz deren Definition gegeben sein. Die Normalspannungen  $\sigma_{\parallel}$  und  $\sigma_{\perp}$  sind im natürlichen Koordinatensystem der UD-Schicht eine Funktion der Dehnungen  $\varepsilon_{\parallel}$  und  $\varepsilon_{\perp}$  in den jeweiligen Beanspruchungsrichtungen. Die (lineare) Dehnung ist als Ableitung der Verschiebung nach der Längskoordinate definiert. Für homogene Dehnungen ergibt sich daraus die Dehnung als Quotient aus Längenänderung und Ausgangslänge. Eine Schubspannung  $\tau_{\perp\perp}$  bewirkt eine Schiebung oder Gleitung  $\gamma_{\perp\perp}$ , eine Schubspannung  $\tau_{\perp\parallel} = \tau_{\parallel\perp}$  bewirkt eine Schiebung  $\gamma_{\perp\parallel} = \gamma_{\parallel\perp}$ . Negative Dehnungen werden auch als Stauchung bezeichnet [Sch05, Kapitel 7.1.2]. Dehnungen und Schiebungen, also Deformationen im Kontinuum, werden unter dem Oberbegriff „Verzerrungen“ zusammengefasst. Verzerrungen sind ein multidimensionales Problem und werden über den Verzerrungstensor beschrieben.

### 2.1.4 Symbole und Nomenklatur der Querkontraktionszahlen

Zur Vermeidung von Fehlinterpretationen der Begriffe und Symbole, speziell der Indizes, soll hier kurz deren Definition gegeben sein. Querkontraktionszahlen  $\nu_{ij}$  werden gemäß angelsächsischer bzw. inzwischen internationaler Schreibweise als das negative Verhältnis der Normaldehnung  $\epsilon_j$  in j-Richtung (Wirkung) zur Normaldehnung  $\epsilon_i$  in i-Richtung unter Zug in i-Richtung (Ursache) notiert:

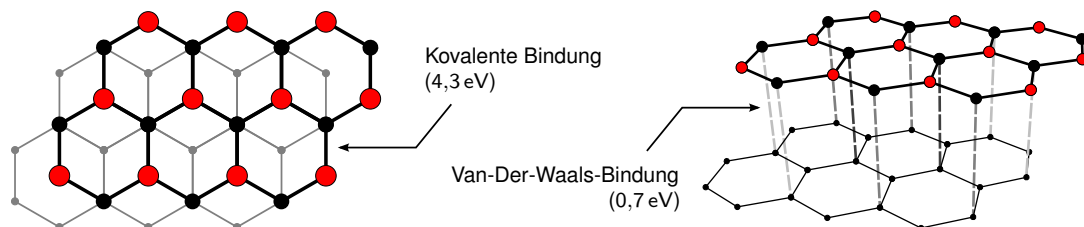
$$\nu_{ij} = -\frac{\epsilon_j}{\epsilon_i} \quad (2.1)$$

In transversal isotropen FKV werden die resultierenden beiden Querkontraktionszahlen im Deutschen auch als kleine Querkontraktionszahl (*engl.: minor Poisson's ratio*) und große Querkontraktionszahl (*engl.: major Poisson's ratio*) bezeichnet.  $\nu_{12}=\nu_{13}$  bzw.  $\nu_{\perp\perp}$  ist die größere der beiden Querkontraktionszahlen,  $\nu_{21}=\nu_{31}$  bzw.  $\nu_{\perp\parallel}$  die kleinere .

## 2.2 Werkstoffe und Verfahren zur Herstellung des Druckspeichers

### 2.2.1 Kohlenstofffaser

Kohlenstofffasern gehören zur Gruppe der Schichtwerkstoffe und bestehen aus kristallinem Graphit, dessen Strukturelement die Graphen-Schicht ist. Eine Schicht besteht aus kovalent verknüpften Kohlenstoffatomen in einer ebenen Anordnung von Hexagonen. Senkrecht zur Schichtebene sind Van-Der-Waals-Kräfte für eine Bindung zwischen den Graphen-Schichten verantwortlich (siehe Abb. 2.3). Während die  $sp^2$ -hybridisierten Kohlenstoffatome in der Ebene der Graphen-Schicht eine Bindungsenergie von 4,3 eV aufweisen, sind es bei den Van-Der-Waals-Bindungen lediglich 0,7 eV. Ein in Kohlenstofffasern meist hoher Orientierungsgrad bewirkt deren ausgeprägte Anisotropie bzw. transversale Isotropie der mechanischen, elektrischen und thermischen Eigenschaften.



**Abb. 2.3:** Gitterstruktur von Graphit, bestehend aus schwach per Van-Der-Waals-Wechselwirkung gebundenen Graphen-Schichten.  
(Quelle: Felix Kling, Wikimedia Commons, 2011, CC-BY-SA-3.0)

Die Herstellung der Kohlenstofffasern erfolgt durch Hochtemperaturpyrolyse in mehreren Schritten, ausgehend von meist synthetischen aber auch natürlichen Fasern, dem sogenannten Precursor. Als Precursormaterial werden hauptsächlich Rayon (Kunstseide), Pech und Polyacrylnitril (PAN) verwendet, woraus polykristalline Fasern gefertigt werden, deren Kristalle bevorzugt in Faserrichtung angeordnet sind. Die Ausrichtung der Kristalle ist letztlich dafür verantwortlich, dass die Graphen-Ebenen der fertigen Kohlenstofffaser parallel zur Faserachse verlaufen und die Faser in dieser Richtung ihre ausgesprochen hohe Festigkeit besitzt. PAN-Fasern, wie sie auch in der vorliegenden Arbeit verwendet werden, sind heute die am häufigsten verwendeten Precursor. Im ersten Schritt, der Stabilisierung bei 200 °C bis 300 °C, wird die Nitrilgruppe der PAN-Faser cyclisiert und die Kohlenstoffkette durch Oxidation dehydrogenisiert. Im zweiten Schritt, der Carbonisierung bei 1000 °C bis 1500 °C unter Inertgasatmosphäre, werden alle neben dem Kohlenstoff vorliegenden Elemente weitgehend entfernt und damit der Kohlenstoffgehalt erhöht. Je höher die Carbonisierungstemperatur, desto höher ist der zu erzielende Kohlenstoffgehalt. Durch eine zusätzliche Hochtemperaturbehandlung unter Inertgas bei 2000 °C bis 3000 °C, auch Graphitisierung genannt, kann die Steifigkeit in Faserrichtung weiter erhöht werden. Während sich die Steifigkeit in Faserrichtung durch die Erhöhung der Behandlungstemperatur kontinuierlich steigern lässt, erreicht die Festigkeit in Faserrichtung bei ca. 1300 °C ihr Maximum. Zudem beeinflusst die Reinheit des Ausgangsmaterials sowohl Steifigkeit als auch Festigkeit der Kohlenstofffaser.

Kohlenstofffasern zeichnen sich durch eine glatte Oberfläche und einen runden Querschnitt aus. Die hier verwendete, häufig in der Luftfahrt eingesetzte, hochfeste IM-Endlosfaser weist einen Durchmesser von ca. 5  $\mu\text{m}$  auf. IM-Fasern besitzen einen relativ hohen Elastizitätsmodul bei gleichzeitig relativ hoher Zugfestigkeit.

### **2.2.2 Expoxidharzmatrix**

Der Matrixwerkstoff ist für das physikalische und chemische Verhalten eines FKV von großer Bedeutung. Die Matrix gewährleistet die räumliche Fixierung der Verstärkungsfasern, verteilt die eingeleiteten mechanischen Lasten auf die Fasern und macht somit die hohe Steifigkeit und Festigkeit von Verstärkungsfasern erst nutzbar. Des Weiteren schützt die Matrix die Faser vor chemischen Aggressoren und mechanischer Beschädigung, nimmt Einfluss auf die thermischen und elektrischen Eigenschaften und ermöglicht die Formgebung der Bauteile zum Beispiel durch Spritzpressen.

Epoxidharze sind cyclische organische Verbindungen mit mehr als einer Epoxidgruppe, nach dem Hantzsch-Widman-System auch Oxirane, pro Molekül. Im Allgemeinen handelt es sich um niedermolekulare Monomere, die mit reaktiv abgestimmten Härtern ein meist thermisch oder

mittels UV-Licht härtendes Harz/Härter-System bilden. Epoxidharz-Systeme gehören zur Klasse der Duromere, die sich dadurch auszeichnen, dass sie im Gegensatz zu Thermoplasten nicht mehr aufschmelz- und umformbar sind. Die Aushärtung (Vernetzung) erfolgt bei allen duromeren Matrixsystemen im Rahmen einer chemischen Reaktion mit einem stöchiometrisch genau definierten Mengenverhältnis von Harz und Härter. Die physikalischen Eigenschaften der Epoxidharzmatrix sind stark vom Vernetzungsgrad abhängig. Der Vernetzungsgrad kann einerseits durch die Wahl der Reaktionspartner und andererseits durch die Aushärtetemperatur und -dauer bei der thermischen Aushärtung eingestellt werden. Eine engmaschige Vernetzung durch hohe Härte-temperaturen bewirkt eine höhere Glasübergangstemperatur  $T_g$  und eine höhere mechanische Festigkeit  $R$ , reduziert aber die Bruchdehnung  $\epsilon_R$  [Hwa13].

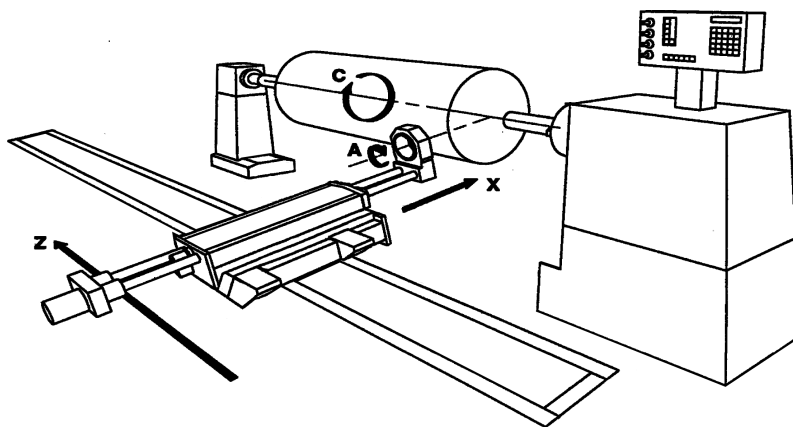
Gewöhnlich übertreffen Epoxidharze die meisten anderen Harztypen hinsichtlich ihrer mechanischen Eigenschaften und ihrer Widerstandsfähigkeit gegen Umwelteinflüsse. Aus diesem Grund sind Epoxidharze die am häufigsten eingesetzten Matrixwerkstoffe für FKV mit hohen Anforderungen, meist auf Basis von Bisphenol-A-diglycidylether (DGEBA) [Roş+02]. Ein Unterschied des teureren Epoxidharzes gegenüber Polyesterharzen oder Vinylesterharzen ist die Aushärtungsreaktion mit einem Härter, anstatt eines Katalysators. Während ein Katalysator bei Reaktionsende wieder im Ausgangszustand vorliegt, wird der Härter als Reaktionspartner mit in das Epoxidharzmolekül eingelagert. Diese Besonderheit sorgt für die geringe chemische Schwindung von 2% bis 7% [LN82; Sch+02; YMW05; Li+04] und ist mitverantwortlich für die besseren mechanischen Eigenschaften. Der Methylnetrahydrophthalic Anhydride (MTHPA)-Härter ist mit einem Imidazolderivat vorkatalysiert, wodurch die ansonsten notwendige, aber fehleranfällige Beimischung kleiner Mengen Reaktionsbeschleuniger entfällt. Die Verwendung des MTHPA-Härters führt zu einer hohen Wärmeformbeständigkeit des ausgehärteten Harzsystems. Da Epoxidharz ein amorph bis gering kristallines Kunstharz ist, korreliert die Wärmeformbeständigkeit mit der Glasübergangstemperatur [Bon09, Kapitel 1.6.4.1].

Die Wahl der hier verwendeten Komponenten des Harzsystems sowie deren Mischungsverhältnis verfolgt drei Ziele:

- Eine maximale Glasübergangstemperatur  $T_g$  für einen möglichst großen entropieelastischen Bereich (siehe Abb. 3.5). Hierdurch kann die Temperatur im Ausheizprozess entsprechend hoch gewählt werden, ohne einen Verlust der im Autofrettageprozess erzielten Vorspannung durch Matrixkriechen zu riskieren.
- Minimales Ausgasen von Kohlenwasserstoffen und anderen Gasen, um das Vakuum im Isolationsspalt des CcH<sub>2</sub>-Speichersystems langfristig gewährleisten zu können.
- Minimale Beeinträchtigung der Eigenschaften (reversibel und irreversibel) durch bzw. bei kryogenen Temperaturen, um die Werkstoffermüdung zu reduzieren.

### 2.2.3 Gewickeltes CFK-Laminat

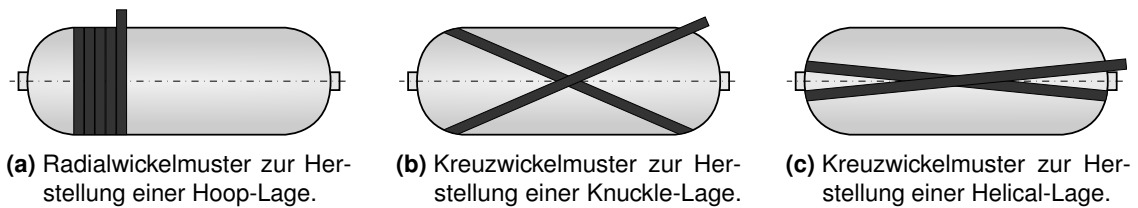
Faserumwickelte Druckbehälter werden auf computergestützten, meist CNC-gesteuerten Wickelmaschinen hergestellt. Die zuvor im Harzbad imprägnierten Rovings werden unter leichter Zugspannung, der sogenannten Fadenspannung, über das Fadenführungselement (Fadenaug) auf den Wickeldorn, also den Liner, aufgebracht. Der Liner und das Fadenauge bewegen sich in einer zeitlich abhängigen, definierten geometrischen Anordnung zueinander. Durch diesen Bewegungsablauf ergibt sich auf dem Liner das Wickelmuster [Rom97]. Weit verbreitet ist das Wickeln nach dem Drehbankprinzip mithilfe einer Maschine, deren Aufbau in Abb. 2.4 beispielhaft dargestellt ist. Der Liner dreht sich um Achse  $c$ , während sich der Wickelkopf mit Fadenaug auf einem Schlitten entlang der  $z$ -Achse bewegt. Durch den Wickelkopf werden die Endlosfasern von mehreren Spulen zugeführt und auf der Lineroberfläche abgelegt. Über das Verhältnis der Rotationsgeschwindigkeit zum Vorschub in Richtung der  $z$ -Achse lässt sich der schichtspezifische Faserorientierungswinkel einstellen.



**Abb. 2.4:** Schematische Darstellung einer Vier-Achs-Faserwickelmaschine. Die Pfeile zeigen in die positive Bewegungsrichtung der translatorischen bzw. rotatorischen Achsen.  
(Quelle: [Erm07])

Der Ablegewinkel beeinflusst das sich einstellende Wickelmuster. In Abb. 2.5 sind beide Grenzwickellagen des Kreuzwickelmusters, hier Knuckle- (Abb. 2.5b) und Helical-Lage (Abb. 2.5c) genannt, sowie das Radialwickelmuster zur Bedeckung mit einer Umfangslage, auch Hoop-Lage (Abb. 2.5a) genannt, abgebildet. Es wird deutlich, dass der minimale Ablegewinkel einer Kreuzlage, vom Abstand des zur Tankmittelachse nächsten Rovings, und somit vom Außendurchmesser der Polöffnung des Liners, bestimmt wird. Eine geschlossene Lage wird erreicht, indem nach jedem Umlauf des Bandes ein Vorschub entlang der  $z$ -Achse bei Hoop-Lagen bzw. eine zusätzliche Rotation um die Achse  $c$  bei Knuckle- und Helical-Lagen stattfindet. Auf die Weise werden die Bänder nach

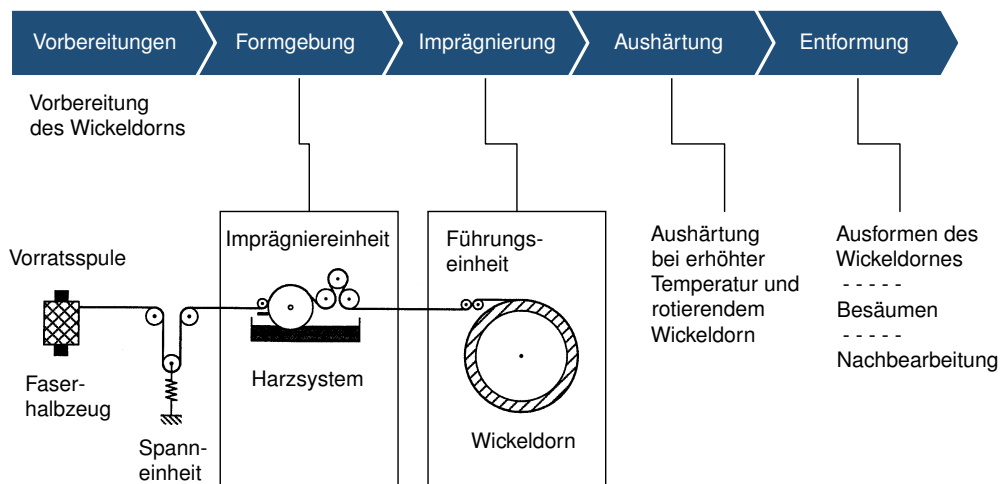
einem definierten Muster bis zur Vollbedeckung der Lineroberfläche abgelegt.



**Abb. 2.5:** Wickelmuster der Lagentypen des Wickellaminats für die Herstellung der CFK-Armierung des COPV.

Ein Typ 3-Druckbehälter zeichnet sich dadurch aus, dass dessen Liner metallisch und in jedem Tankabschnitt von der CFK-Armierung bedeckt ist, sodass also zumindest einzelne Lagen als Helical-Lagen gewickelt sein müssen. Ein Typ 2-Druckbehälter hingegen wird lediglich im zylindrischen Bereich armiert. In diesem Laminat werden somit ausschließlich Umfangslagen zu finden sein.

Die Fertigung der hier verwendeten Druckbehälter erfolgt nach dem Nasswickelverfahren (siehe Abb. 2.6), wobei das ursprünglich trockene Roving vor dem Ablegen auf den Liner mit dem flüssigen Harzsystem imprägniert wird. Da zum Wickelzeitpunkt noch keinerlei Vernetzung des Harzes eingesetzt hat, besteht zunächst keine feste Verbindung zwischen Liner und CFK-Armierung. Darüber hinaus ist die Haftreibung zwischen den Rovings und dem Liner sowie zwischen den einzelnen Lagen des Laminats untereinander zu klein, um eine zuverlässige Lagesicherung der Fasern gewährleisten zu können. Aus diesem Grund findet der Wickelprozess unter geodätischer Fadenablage statt. Die geodätische Linie beschreibt dabei die kürzeste Verbindung zwischen zwei Punkten entlang eines Pfades auf der Oberfläche eines Körpers und ermöglicht somit eine rutschsichere Ablagespur auf der gekrümmten Lineroberfläche. Neben dem Verrutschen der Rovings, also einer Verschiebung tangential zur Lineroberfläche, muss auch das Abheben der Fasern normal zur Lineroberfläche verhindert werden, was jedoch durch die Fadenspannung in der Regel kein Problem darstellt [Erm07]. Die Fadenspannung im Wickelprozess ist für einen Teil der Eigenspannungen im Laminat verantwortlich, der aber im Gegensatz zu den anderweitig bedingten Eigenspannungen (siehe Abschnitt 2.4.2) und der Vorspannung aus dem Autofrettageprozess (siehe Abschnitt 2.2.4) klein ist [Coh97; NI73].



**Abb. 2.6:** Schematische Darstellung der Prozessschritte beim Nasswickelverfahren.  
(Quelle: [Erm07; Rom97])

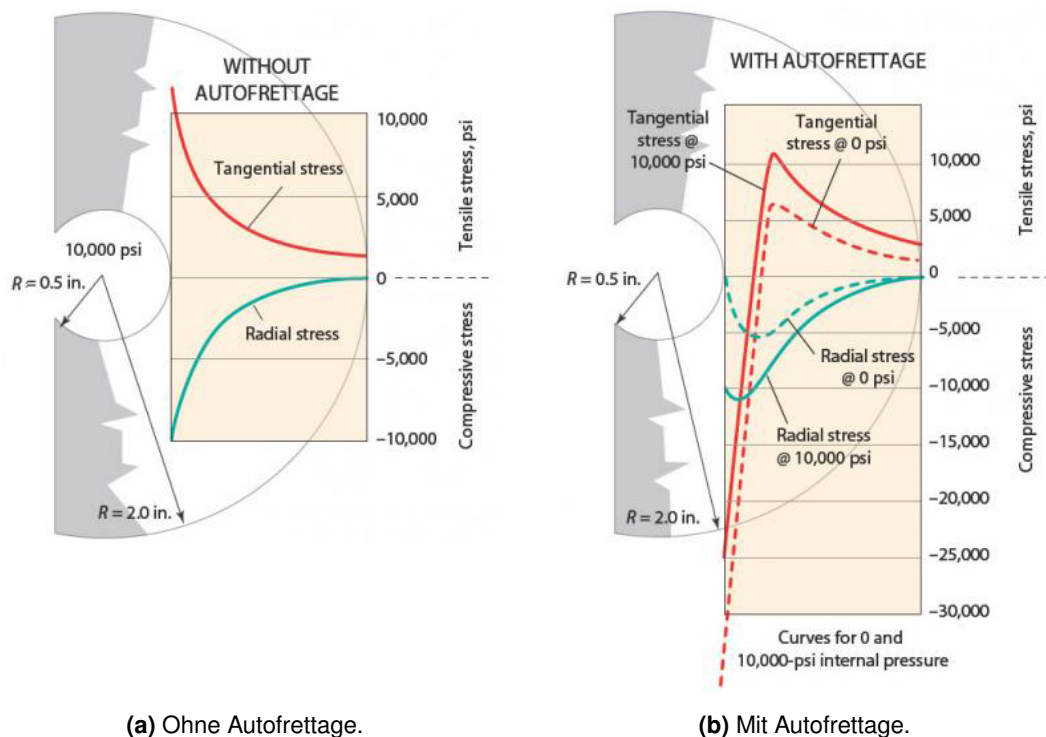
Auf den Wickelprozess folgt die Aushärtung des CFK im Ofen, währenddessen der Druckbehälter meist horizontal gelagert um seine Symmetrieachse rotiert. Die Rotation verhindert, dass sich das zu Beginn erwärmungsbedingt noch niedrigviskosere Harz-Härter-Gemisch auf der Unterseite sammelt. Die Aushärtung des Harzes erfolgt beim hier betrachteten COPV in zwei Stufen. In der ersten Stufe wird bei einer niedrigen Aushärtetemperatur von  $90\text{ }^{\circ}\text{C}$  die maximale Quervernetzung durch eine langsame Polymerisationsreaktion erzielt. Bei dieser Temperatur liegt der maximal erreichbare Aushärtegrad  $\alpha$  des verwendeten Harzsystems jedoch nur bei rund 85 %. Zur vollständigen Aushärtung folgt eine zweite Aushärtphase bei  $120\text{ }^{\circ}\text{C}$ , gefolgt von einer langsamen, definierten Abkühlphase, um thermische Eigenspannungen im Laminat zu reduzieren [Sch05, Kapitel 12.7].

## 2.2.4 Autofrettageprozess zur Lastbereichsverschiebung

Die Autofrettage ist ein Bearbeitungsprozess zur Erhöhung der Schwingfestigkeit von metallischen, innendruckbelasteten Bauteilen geschlossenen Querschnitts, ohne konstruktive oder werkstofftechnische Veränderungen vornehmen zu müssen. Das Prinzip beruht auf der Erzeugung von Druckeigenspannungen im Material, sodass unter Betriebslast auftretende Dehnungen geringere Zugspannungen zur Folge haben. Das während des Betriebs auftretende Spannungsspektrum wird also über den Nullpunkt hinaus zu negativen Werten hin verschoben, was letztlich einer Vorspannung des Bauteils entspricht. In Typ 3-Druckbehältern findet die Autofrettage sehr häufig zur Verbesserung der Schwingfestigkeit des metallischen Liners Anwendung. Dazu wird der hier verwendete COPV um ungefähr den Faktor zwei seines üblichen Betriebsdruck mit Innendruck



beaufschlagt, was zur Überschreitung der Streckgrenze und somit zur Plastifizierung des Aluminiumwerkstoffes führt, aus dem der Liner gefertigt ist. Nach der Druckentlastung bewirkt die verbleibende plastische Verformung des Liners eine elastische Verformung der ihn umschließenden CFK-Armierung. Die resultierende Zugeigenspannung in der Armierung steht nun im Gleichgewicht mit einer elastischen Druckeigenspannung im überdehnten Liner. Während somit die unter Betriebslast auftretende Zugspannung im Liner generell reduziert wird, kann durch geeignete Auslegung sogar erreicht werden, dass sich die Eigen- und Betriebsspannungen an der Innenseite in den drei Richtungen, tangential, axial und radial nur noch im Bereich der Druckspannungen bewegen. Die hinsichtlich der Rissinitiierung kritische Innenseite wird somit gar nicht mehr auf Zug belastet und die höchste Zugspannung von der Innenseite ins Vollmaterial verschoben (siehe Abb. 2.7).



**Abb. 2.7:** Auswirkungen des Autofrettageprozesses auf den Spannungszustand unter Innendruck am Beispiel eines dickwandigen Rohres.  
(Quelle: [WK11])

Innerhalb des großen Betriebsbereichs eines kryogen betriebenen Typ 3-Druckbehälters (siehe Abb. 1.3 und Abb. 1.4), ist es mit der klassischen Autofrettage allerdings nicht möglich, für jeden Punkt im Druck-Temperatur-Spektrum den zuvor beschriebenen, reinen Druckspannungszustand im Liner zu gewährleisten. Der weitaus niedrigere Wärmeausdehnungskoeffizient von CFK, ge-

genüber dem der Aluminium-Legierung im bei Raumtemperatur autofrettierten COPV, führt zum Abbau der Eigenspannungen bei tiefen Temperaturen und schlimmstenfalls zur Druckplastifizierung bei hohen Temperaturen. Die Druckplastifizierung, also die der Autofrettage gegensinnige Rückplastifizierung, bedeutet einen Abbau der Druckeigenspannung im Liner bei Raumtemperatur und somit eine Reduzierung der Schwingfestigkeit.

### 2.2.5 Ausheizprozess

Um das Ausgasen der Epoxidharzmatrix in die Vakuumisolation während des Betriebes zu reduzieren, wird der in der Vakuumhülle verbaute COPV bei 90 °C sieben Tage unter permanenter Evakuierung ausgeheizt. Der Ausheizprozess begünstigt eine etwaige Nachhärtungsreaktion des Harzes und beschleunigt die Diffusion und Desorption flüchtiger Kohlenwasserstoffe und anderer unerwünschter Stoffe, hauptsächlich aus dem CFK. Hierbei wird das gesamte CcH<sub>2</sub>-System in einer Vorrichtung temperaturgeregelt beheizt, sodass sich an der CFK-Armierung des Druckspeichers eine Temperatur von 90 °C einstellt und gehalten wird.

## 2.3 CFK-Schädigungsevolution auf den Skalenebenen

Bauteile aus FKV werden gemäß den Lasten ausgelegt, die während ihrer Lebensdauer auf sie einwirken werden. Dabei spielen neben den statischen und dynamischen mechanischen Betriebslasten auch Temperatur, chemische Aggressoren, Alterung und Sonderereignisse eine Rolle, um nur einige zu nennen. Alle diese Faktoren nehmen Einfluss auf die Schädigung und damit auf die Degradation der FKV-Eigenschaften, welche sich in vielerlei Hinsicht deutlich vom Degradationsverhalten von z.B. metallischen Werkstoffen unterscheidet. Wird das statische und zyklische Schädigungsverhalten eines metallischen Werkstoffes primär durch das Wachstum erst mikro-, dann makroskopischer Einzelrisse im Sinne der Bruchmechanik dominiert, müssen beim FKV generell zwei Fälle unterschieden werden [Tra01]:

**Die interlaminare Schädigung**, also die Schädigung der Verbindung zwischen zwei Schichten, kennzeichnet sich durch das Ablösen der beiden Schichten voneinander. Sie kann wie bei metallischen Werkstoffen mit bruchmechanischen Ansätzen ähnlich dem Einzelrissfortschritt beschrieben werden. Diese „Delamination“ genannte Schädigungsform tritt überwiegend aufgrund von drei Spannungszuständen auf:

- Schubspannungen in der Grenzschicht
- Zugspannungen in Dickenrichtung (Schälspannung)

- Eigenspannungen an freien Rändern durch gegenseitige Dehnungsbehinderung einzelner verbundener Schichten unterschiedlicher Faserorientierung

**Die intralaminare Schädigung**, also die Schädigung von Faser, Matrix oder deren Grenzfläche innerhalb der Schicht, tritt in Form von mikroskopischen und makroskopischen Faser- und Matrixrissen sowie Faser-Matrix-Delaminationen auf. Das Ausmaß der Schädigung wird von der im multiaxialen Spannungszustand herrschenden Werkstoffanstrengung bestimmt und kann mit kontinuumsmechanischen Ansätzen beschrieben werden.

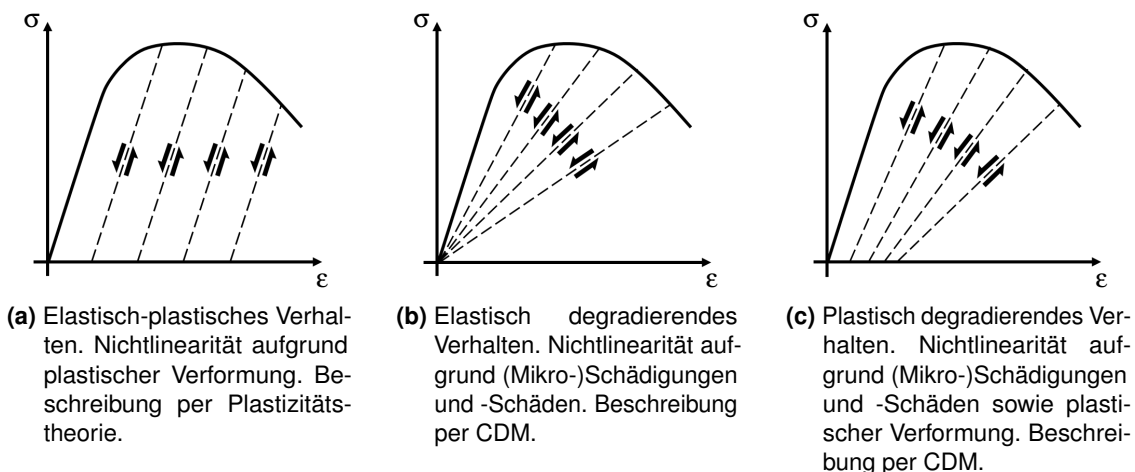
Im CcH<sub>2</sub>-Speichersystem ist der Druckbehälter und somit auch die CFK-Armierung thermisch entkoppelt innerhalb der Vakuumisolation aufgehängt (siehe Abb. 1.6). Durch diese Konstruktion ist der Druckbehälter neben seinen eigenen am Festlager der Aufhängung wirkenden Beschleunigungslasten nur den thermomechanischen Lasten durch Betankung, Speicherung und Entnahme des Wasserstoffs ausgesetzt. Weitere Umwelteinflüsse auf die Degradation der CFK-Armierung können also ausgeschlossen werden.

**Definition 2.4:** Aus den genannten Gründen wird in der vorliegenden Arbeit unter Degradation ein temperaturabhängiger Steifigkeits- oder Festigkeitsverlust als Folge statisch oder zyklisch einwirkender mechanischer oder thermischer Lasten verstanden. Korrosion und Feuchteinflüsse treten wegen des Betriebs im Vakuumraum nicht auf.

Bei der Modellierung der Schädigung bzw. Degradation sind zwei prinzipiell unterschiedliche Vorgehensweisen möglich [Cha89]: die mikrostrukturell (mikromechanisch) orientierte und die phänomenologische (thermodynamische) Betrachtung, wobei die Zuordnung nicht immer eindeutig ist. Der Ansatz mikromechanischer Modelle ist die konkrete Analyse der idealisierten, mikroskopischen Elementardefekte, die Ausgangspunkte der Schädigungen sind. Betrachtet werden deren Eigenschaften, mikromechanisches Verhalten und das eventuelle Wachstum im repräsentativen Volumenelement. Der Übergang von der Analyse der Mikrodefekte zu dem aus ihnen resultierenden makroskopischen Materialverhalten, erfolgt durch verschmieren (*engl.: smeared cracks*) bzw. homogenisieren (siehe auch Abschnitt 2.1.1). Bei den phänomenologischen Schädigungsmodellen auf Meso- oder Makroebene (siehe Abb. 2.1) wird im Hinblick auf das degradierte konstitutive Materialverhalten häufig auf die quantitative Betrachtung der Mikrodefektentstehung verzichtet [AAS90].

Ob eine Degradation auftritt und welche Mechanismen zum Steifigkeits- und/oder Festigkeitsverlust führen, lässt sich anhand des Werkstoffverhaltens im Laststeigerungsversuch beurteilen. Abb. 2.8 zeigt drei idealisierte, charakteristische Verhalten zur Kategorisierung von Materialantworten im Laststeigerungsversuch. In Abb. 2.8a ist ein typisches elastisch-plastisches Verhalten dargestellt, wie es z.B. Metalle bei Belastung über ihre Fließgrenze hinaus aufzeigen. Die

Spannungs-Dehnungs-Verläufe auf den Be- und Entlastungspfaden sind Geraden, die parallel zur linearen Spannungs-Dehnungs-Kurve im rein elastischen Bereich verlaufen. Die Nichtlinearität der Spannungs-Dehnungs-Kurve im plastischen Bereich lässt sich mit Modellen der Plastizitätstheorie beschreiben. Das gegenteilige Verhalten zeigt Abb. 2.8b, bei dem der Werkstoff nach der Entlastung in einen spannungs- und dehnungsfreien Zustand zurückkehrt, ohne eine plastische Verformung aufzuzeigen. Die Nichtlinearität im Spannungs-Dehnungs-Diagramm, verursacht durch kontinuierliche Steifigkeitsdegradation, lässt sich auf progressive Schädigungen und Schäden wie Risse und Delaminationen auf mikroskopischer (siehe Abschnitt 2.3.1) und mesoskopischer Ebene (siehe Abschnitt 2.3.2) zurückführen. Die Kombination aus beiden zuvor beschriebenen Verhaltensweisen gibt Abb. 2.8c wieder, in der die Materialantwort sowohl plastisches Verhalten als auch eine kontinuierliche Steifigkeitsdegradation aufweist. Das elastisch und das plastisch degradierende Verhalten können mit Modellen der Kontinuumschädigungsmechanik (CDM) beschrieben werden [Wit12].



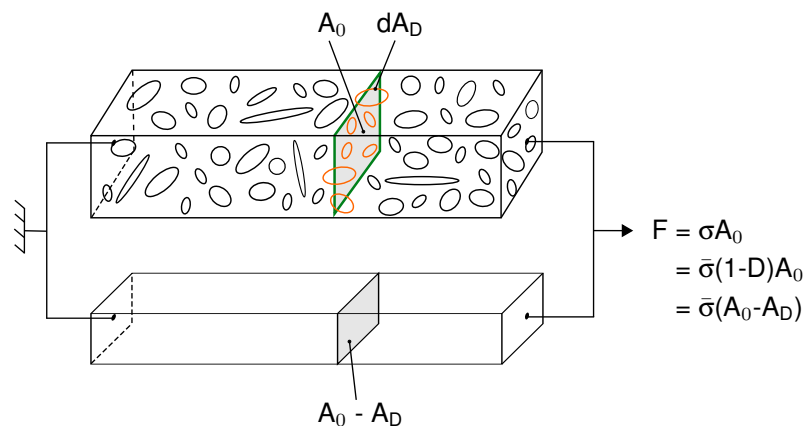
**Abb. 2.8:** Degradation der Steifigkeiten und Festigkeiten nach [CH88]. Die Kurven zeigen ein stereotypes Materialverhalten im Laststeigerungsversuch mit charakteristischen Spannungs-Dehnungs-Verläufen auf den Be- und Entlastungspfaden.

Die CDM ist eine Theorie, die die Lücke zwischen der Elastizitätstheorie und der Bruchmechanik schließt. Sie wurde 1958 zuerst von KACHANOV [Kac58] für duktile Materialien vorgeschlagen und 1981 von KRAJČINOVIĆ und FONSEKA [KF81] für spröde Materialien adaptiert, indem der Schädigungszustand eines Materialpunkts basierend auf thermomechanisch irreversiblen Prozessen über innere Zustandsvariablen ausgedrückt wird. Die CDM zieht mikromechanische Modelle heran, um die physikalischen Mechanismen hinter der Entstehung von Mikrorissen, deren Wachstum und Zusammenschluss in Werkstoffen mit heterogener Mikrostruktur zu beschreiben. Diese Veränderungen der Mikrostruktur führen bei zunehmender Belastung zu einer progressiven Schwächung

der elastischen Werkstoffeigenschaften und am Ende zum völligen Verlust der Steifigkeit. Die einfachsten phänomenologischen Modelle der CDM sind isotrope Schädigungsmodelle, in welchen die Steifigkeit durch einen skalaren Schädigungs- bzw. Degradationsfaktor  $D$  abgemindert wird.

$$D = 1 - \frac{A_0 - A_D}{A_0} = \frac{A_D}{A_0} \quad \text{mit } 0 \leq D \leq 1 \quad (2.2)$$

Anschaulich stellt der Schädigungsparameter das Verhältnis des durch Mikrodefekte zerstörten Teils  $A_D$  einer Querschnittsfläche  $A_0$  dar, der keinen Beitrag mehr zur betrachteten Größe leistet (siehe Abb. 2.9).



**Abb. 2.9:** Grafische Veranschaulichung des Degradationsfaktors  $D$  und des Konzeptes der effektiven Spannung  $\bar{\sigma}$ .

Für ein ungeschädigtes Material gilt demnach  $D = 0$ , während ein vollständig durch Defekte zerstörtes Material durch  $D = 1$  definiert wird. Die Anwendung des Degradationsfaktors  $D$  auf den Elastizitätsmodul  $E$  bzw. die Anwendung der abgeminderten effektiven Querschnittsfläche führt zum Konzept der effektiven Spannungen, welches RABOTNOV 1963 [Rab63] vorschlug. Das Konzept besagt, dass sich die effektive Spannung  $\bar{\sigma}$  aus der nominalen Spannung  $\sigma$  bezogen auf die abgeminderte effektive Querschnittsfläche  $A_0 - A_D$  ergibt.

$$\sigma A_0 = \bar{\sigma}(1 - D)A_0 \quad \rightarrow \quad \bar{\sigma} = \frac{\sigma}{1 - D} \quad (2.3)$$

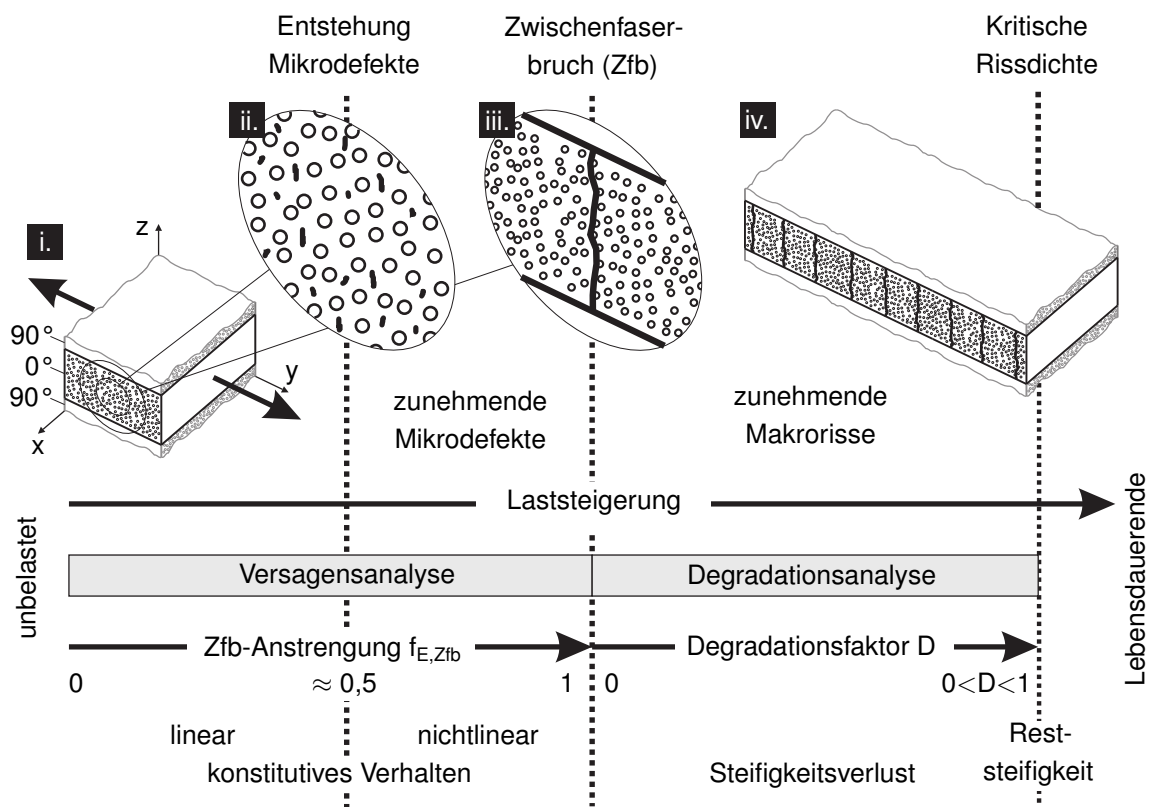
Eine Erweiterung auf anisotrope Schädigung erfolgt unter der Verwendung von vektor- und tensorwertigen Schädigungsparametern, wie sie auch in den FKV-Versagenskriterien für statische Schädigung der vorliegenden Arbeit Anwendung finden (siehe Abschnitt 2.4).

Die Heterogenität des FKV auf allen Skalenebenen führt zu einer komplexen Schädigungsevolution mit verschiedenartigen Ursachen, Ursprüngen und Auswirkungen. Generell enthalten reale

Materialien bereits im Neuzustand mikroskopische Defekte, welche die makroskopische Festigkeit des betreffenden Bauteils entscheidend beeinflussen können. Die Anzahl, Größe sowie Verteilung dieser Mikrodefekte in der Matrix sind für die auftretenden mikromechanischen Schädigungsprozesse bedeutsam. Wird das Bauteil durch eine äußere Belastung beansprucht, vergrößern sich die Mikrorisse und -delaminationen weiter und wachsen letztlich zusammen. Gleichzeitig können sich in Gegenden mit hoher Spannungskonzentration, z. B. an Poren, neue irreversible Mikrodefekte bilden. Am Ende dieses Prozesses der Strukturschädigung im Werkstoff steht der vollständige Verlust der Materialbindung und es entsteht durch Materialtrennung ein makroskopischer Schaden [Wit12], der je nach Modus bzw. individueller Definition bereits ein Versagen der Schicht darstellt. Allgemein stoppt die Ausbreitung eines über die Dicke einer Lage wachsenden Risses an der Grenzfläche zur nächsten Lage im multidirektionalen Laminat und bewirkt deswegen noch kein katastrophales Versagen des gesamten Laminats. Die Ausbreitung von Matrixbrüchen in einzelnen Lagen eines Laminats wird individuell als ein normaler und akzeptabler Vorgang vor dem Erreichen der Festigkeitsgrenze des Laminats angesehen und stellt noch kein Versagen auf makroskopischer Ebene dar. Aus diesem Grund wird von vielen Autoren die Unterscheidung zwischen dem ersten Schichtversagen (*engl.: first ply failure (FPF)*) und dem katastrophalen Laminatversagen (*engl.: ultimate failure*) bevorzugt [CL06]. Solche Schäden, die kein direktes Versagen des Laminats zur Folge haben, sind in der Regel aber auch die Ursache für Spannungsumlagerungen im Material und können je nach Spannungszustand zusätzliche Schädigungen bzw. Schäden, auch von anderen Modi, in den Nachbarregionen verursachen.

**Definition 2.5:** Bei der Behälterauslegung wird der FPF mit räumlich ausgedehnten Faserbrüchen im Sinne des Versagenskriteriums (siehe Abschnitt 2.4.4) als inakzeptables Versagen der CFK-Armierung gewertet. Bei der virtuellen und experimentellen Berstprüfung wird das katastrophale Laminatversagen (*ultimate failure*), also der spontane Verlust der strukturellen Integrität, als Kriterium herangezogen.

Das Versagen eines FKV-Laminats ist durch das Auftreten von charakteristischen Schädigungs- bzw. Schadensmodi geprägt, die unter quasistatischen und zyklischen Lasten synchron oder sequenziell auf den ihnen zuordenbaren Skalenebenen auftreten. Die zwei bis drei Größenordnungen überspannende Skala von der Mikro- über die Meso- bis zur Makroebene erschwert die mathematische Modellierung des Versagensverhaltens. Abb. 2.10 zeigt die Evolution von Mikrodefekten in einer querzugbelasteten 90°-Lage zwischen zwei 0°-Lagen unter zunehmender Last.



**Abb. 2.10:** (i.) Schädigungsevolution im multidirektionalen Laminat.

(ii.) Entstehung und Wachstum von Mikrodefekten in der Matrix.

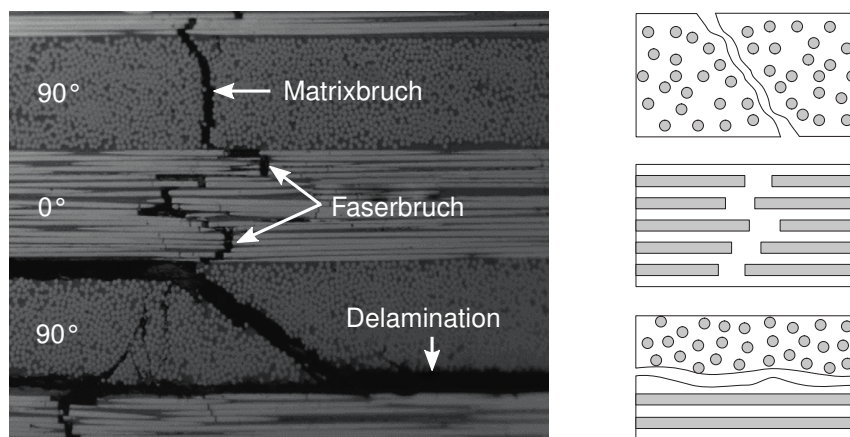
(iii.) Akkumulation von Mikrodefekten zu makroskopischen Matrixbrüchen durch die gesamte Schicht.

(iv.) Zunehmende Anzahl an makroskopischen Matrixbrüchen.

(Quelle: [Deu10a])

Ab etwa der Hälfte der ertragbaren Last beginnen die Entstehung neuer und das Wachstum vorhandener Mikrodefekte in der Matrix (siehe Abb. 2.10, ii.). Ab diesem Zeitpunkt beginnt das bis dahin linear-elastische Verhalten einen nichtlinearen Verlauf aufgrund von Steifigkeitsreduktion anzunehmen. Bei weiterer Laststeigerung wachsen die Mikrodefekte zu makroskopischen Rissen zusammen, die schließlich in Matrixbrüchen durch die gesamte Dicke der Schicht enden (siehe Abb. 2.10, iii.). Ab diesem Moment, also dem Erreichen einer Anstrengung  $f_E$  von 1, beginnt die Degradationsanalyse des Laminats durch Abminderung ihrer mechanischen Eigenschaften mit dem Degradationsfaktor  $D$ . Eine weiterführende Beschreibung von Matrixbrüchen findet sich in Abschnitt 2.3.2. Eine UD-Schicht unter wenigstens partieller Quersugbelastung hätte zu diesem Zeitpunkt im Sinne ihrer vorgesehenen Funktion bereits versagt. Dieses Szenario ist jedoch größtenteils akademischer Natur, da Laminare gemäß der Betriebslasten ausgelegt werden und somit die Fasern in Lastrichtung orientiert sind. Obwohl die isolierte UD-Schicht quer zur Faserrichtung

also keinerlei Festigkeit und Steifigkeit mehr besitzen würde, kann sie im Laminat durch Schubspannung über die Grenzfläche zu den benachbarten Schichten noch eine reduzierte Last tragen. Auch wenn die Ausbreitung eines Matrixrisses zunächst an der Grenzfläche zur Nachbarschicht gestoppt wird, sind Spannungskonzentrationen an der Rissspitze oft Auslöser für interlaminare Schädigungen in Form von Delaminationen (siehe Abschnitt 2.3.3). Mit zunehmender Rissdichte sinkt die von der Schicht noch getragene Last, da die im Mittel kleiner werdenden zusammenhängenden Teilstücke in wachsender Anzahl eine zu kleine Grenzfläche aufweisen, um die für die Bruchlast notwendige Schubspannung zu übertragen. Es kommt vermehrt zu Delamination, somit zu einem fortschreitenden Verlust an Tragfähigkeit der Schicht und folglich zur Umlagerung der Spannung in die benachbarten Schichten. Ab einer Sättigungsdichte an Makrorissen (siehe Abb. 2.10, iv.) trägt die Schicht nur noch ein Mindestmaß an Last, dass sich ab diesem Zeitpunkt nicht weiter verringert [Deu10a]. Dieses Verhalten kann mit dem Shear-Lag-Modell beschrieben werden, wie es in KELLY und TYSON [KT65] analog für die Faser-Matrix-Grenzfläche aufgezeigt. Weiter zunehmende Beanspruchung in  $y$ -Richtung führt beim Erreichen der Festigkeitsgrenze  $R_{\parallel}^+$  zu Faserbruch (siehe Abschnitt 2.3.2) und letztendlich zum katastrophalen Versagen im Sinne von Definition 2.5. Abb. 2.11 zeigt die lichtmikroskopische Aufnahme eines  $(0/90/\bar{0})_s$ -Laminats mit den drei primären Schadensmodi Delamination, Matrixbruch und Faserbruch, wie sie häufig aufgrund der Interaktion zusammen vorzufinden sind.



**Abb. 2.11:** Lichtmikroskopische Aufnahme eines  $(0/90/\bar{0})_s$ -Laminats mit den drei Schadensmodi Delamination, Matrix- und Faserbruch (links) und deren schematische Darstellung (rechts).  
(Quelle: [Lou11; Hör02])



### 2.3.1 Die Mikroebene

**Die Mikroebene ist die Ebene von Faser, Matrix und Diskontinuität.** Auf der hier kleinsten, der Mikroebene, werden Fasern und Harz als separate Werkstoffe mit unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften betrachtet. In der modellhaften Betrachtung ist dies die Ebene des diskontinuierlichen Werkstoffes. Zusammen bilden Fasern und Harz einen heterogenen, anisotropen Verbund mit einer räumlich nicht periodischen Verteilung der Verstärkungsfasern innerhalb der sie umgebenden Matrix. Die Annahme einer periodischen Anordnung führt auf mikromechanischer Ebene zu falschen Voraussagen über Querdehnung [BSW91], lokale thermische Eigenspannungen [ST93] sowie transversales konstitutives Verhalten und Bruchwinkel [Pyr94b; Pyr94a]. MATSUDA et al. [Mat+03] fanden heraus, dass die räumliche Verteilung der Verstärkungsfasern in einem RVE keinen Einfluss auf das globale mechanische Verhalten eines Laminats nimmt, die transversale Zufallsverteilung der Fasern aber ein wichtiger Aspekt bei der Untersuchung der Schadensinitiierung und des -fortschritts auf Mikroebene ist. Generell finden auf der Längenskala der Mikroebene die mikromechanischen Schädigungsmechanismen im FKV statt, die als Auslöser eines Schadens oder ermüdungsbedingter Werkstoffdegradation angesehen werden [NH94]. Bereits bei der Herstellung werden abhängig vom Prozess verschiedene Schädigungen unterschiedlich starker Ausprägung in den Werkstoff eingetragen, die sich bereits degradierend auf die Werkstoffeigenschaften auswirken [Puc92]. Im Falle des hier betrachteten Nasswickelprozesses wirkt sich besonders der Bruch von einzelnen Filamenten im Roving aufgrund der Fadenführung degradierend auf die Festigkeit und Steifigkeit des Werkstoffes aus. Daneben spielen thermische Eigenspannungen nach der Aushärtung eine ausschlaggebende Rolle, die in der Heterogenität und Orthotropie von FKV begründet sind. Während Eigenspannungen für die faserdominierten Eigenschaften nahezu keine Rolle spielen [SN12, Kapitel 5.6.1], können sich diese in der Matrix aber bereits schädigend auswirken. Produktionsbedingte Schädigungen müssen bei der Werkstoffmodellierung und Versagensberechnung nur dann erfasst und explizit berücksichtigt werden, wenn die Werkstoffkennwerte zur Parametrisierung der Modelle aus theoretischen mikromechanischen Berechnungen stammen und nicht anhand von wirklichkeitsgetreuen Probekörpern experimentell ermittelt wurden. Abschnitt 3.4 stellt die in der vorliegenden Arbeit gewonnenen experimentellen Werkstoffkennwerte den mikromechanisch berechneten Kennwerten gegenüber. Das teilweise signifikante Ausmaß dieser Vorschädigungen erfordert es, ein besonderes Augenmerk auf die Kondition der Probekörper als Ausgangssituation für die experimentelle Werkstoffcharakterisierung zu legen. In der Praxis muss daher berücksichtigt werden, welchen potenziell schädigenden Lasten der Werkstoff bereits vor seinem eigentlichen Einsatz ausgesetzt ist, um die Probekörper entsprechend vorzukonditionieren. In Abschnitt 3.1 wird dieser Sachverhalt für den vorliegenden Fall genauer erörtert. Wegen des identischen Herstellungsprozesses stimmt der Zustand

der Probekörper nach der Herstellung mitsamt seinen fertigungsbedingten Schädigungen mit dem Ausgangszustand der zu simulierenden Bauteile überein. Indem während der experimentellen Werkstoffcharakterisierung also bereits degradierte Kennwerte gemessen werden, wird die fertigungsbedingte Werkstoffschädigung implizit innerhalb der Werkstoffmodelle berücksichtigt. Ungeachtet dessen treten die zuvor genannten Schädigungsmodi auch als Folge der Betriebslasten auf, wie sie im Rahmen der vorliegenden Arbeit untersucht werden. Im Folgenden werden die auf der Mikroebene charakteristischen Schädigungen und Schäden beschrieben.

**Mikrodefekte** in der Matrix sind in der Regel die ersten Schädigungen in einer Reihe von schädigenden Ereignissen, die letztlich zum Versagen des Werkstoffes unter Last führen [NH94; Rei91]. Mikrodefekte bewirken eine Degradation sämtlicher thermomechanischer Eigenschaften des FKV, wie Elastizitätsmodul  $E$ , Schubmodul  $G$ , Querkontraktionszahl  $\nu$  und Wärmeausdehnungskoeffizient  $\alpha$ . Primär jedoch sind die matrixdominierten Eigenschaften von Degradation betroffen, wohingegen die faserdominierten Eigenschaften in der Regel weniger in Mitleidenschaft gezogen werden [Tal85; Bon+97]. Mikrodefekte werden durch statisch sowie zyklisch auftretende mechanische und thermische Lasten hervorgerufen, wobei thermische Lasten vornehmlich durch erhöhte Eigenspannungen schädigend wirken. Zunehmende äußere Lasten führen zu einem Wachstum der Größe und Anzahl von Mikrodefekten. Sie entstehen in allen Lagen eines Laminats, wobei deren Dichte und Entstehungssequenz in den Einzellagen des multidirektionalen (MD-)Laminats jedoch von der Lastrichtung relativ zum Schichtkoordinatensystem abhängig ist. Wegen der rotations-symmetrischen Geometrie des Druckbehälters und der homogenen Flächenlast per „Innendruck“ als einziges Betriebsszenario, ist die äußere mechanische Last von überschaubarer Komplexität. Die Überlagerung der Temperaturlast verkompliziert den Spannungszustand jedoch deutlich. Da beide Lasten mit einer relativ weiten Schwingbreite auftreten (siehe Abb. 1.3c), sind Schädigungen während des Betriebs zu erwarten.

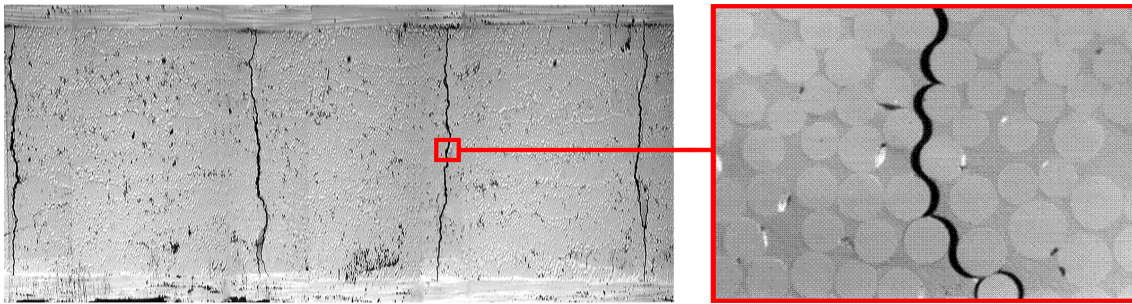
### 2.3.2 Die Mesoebene

**Die Mesoebene ist die Ebene der UD-Schicht und der Kontinuumsschädigungsmechanik.** Die Skala der Mesoebene ist groß genug, um das Material als Kontinuum aufzufassen, jedoch auch fein genug, um Schädigungen lokal aufzulösen. Auf der Mesoebene wird die endlosfaserverstärkte UD-Schicht als homogener, transversal isotroper Grundbaustein des Laminats betrachtet. Häufig wird die UD-Schicht auf dieser Skalenebene geometrisch abstrahiert, in dem ihre laterale Ausdehnung als unendlich definiert wird. Dadurch werden Effekte an freien Rändern in den lateralen Dimensionen ausgeblendet. Effekte in Dickenrichtung bzw. solche, die auf der Schichtdicke beruhen, werden hier hingegen betrachtet und beschrieben. Die mechanischen Eigenschaften der Schicht werden meist auf dieser Ebene experimentell bestimmt, allerdings lässt die Werk-

stoffmodellierung auf der Mesoebene keine Aussage über die Wechselwirkung zwischen den Verbundpartnern, also Faser und Matrix, zu. Das Ausmaß der Schädigungen wird auf dieser Ebene durch einen orts aufgelösten Schädigungsparameter gekennzeichnet [Son03]. Schädigungen, die sich auf der Mesoebene zeigen bzw. hier zum Tragen kommen, finden ihren Ursprung meist in den komplexen Vorgängen auf der Mikroebene. Schäden auf der Mesoebene sind häufig Auslöser für weitere Schäden in Nachbarschichten bzw. auf der Makroebene und somit auch häufig Ursache für das kritische Versagen des Bauteils.

Spricht man vom **Faserbruch** als Schadensmodus ist nicht das Versagen einzelner Filamente, sondern der Bruch einer größeren Anzahl an Filamenten bzw. ganzen Faserbündeln gemeint, wobei hierfür keine klare Definition vorliegt. Einzelne Filamente brechen bereits weit unterhalb der makroskopischen Bruchfestigkeitsgrenze des Bündels aufgrund von Schwankungen im Faserdurchmesser und Defekten im Material. Da durch den Fertigungsprozess eine Defektgrößenverteilung vorliegt, weisen die einzelnen Filamente eines Bündels statistisch verteilte Bruchfestigkeitswerte auf. Zur Simulation des Versagensverhaltens von Multifilamentgarnen werden seit Jahrzehnten Faserbündelmodelle (FBMs) benutzt [BP96; HKH01; VC06], die zwar auf der Skala einzelner Fasern, jedoch oberhalb der typischen Dimensionen von Rissen in der Einzelfaser agieren.

Der **Matrixbruch** soll in diesem Abschnitt als Phänomen betrachtet und deswegen begrifflich von der Modellierung getrennt werden, wo er in den Versagenskriterien (Abschnitt 2.4.4) als Zwischenfaserbruch (Zfb) bezeichnet wird. Wie in Abschnitt 2.3.1 beschrieben, entstehen Matrixbrüche durch die Akkumulation von Mikrodefekten, also Mikrorissen, Hackles, Faser-Matrix-Mikrodelaminationen und intrinsischen Werkstoffimperfektionen wie z.B. Poren. Während Mikrodefekte jedoch immer eine unvermeidbare und akzeptable Schädigung darstellen, können hinreichend große Matrixrisse definitionsgemäß das Totalversagen des FKV bedeuten. Matrixbrüche verlaufen parallel zu den Fasern in Dickenrichtung der Schicht, teils als Adhäsivbrüche in der Faser-Matrix-Grenzfläche, teils als Kohäsivbrüche in der Matrix [Sch05, Kapitel 16.5]. Aus Querspannung  $\sigma_{\perp}^{+}$  resultierende Brüche sind die am häufigsten auftretenden Schäden in der Matrix [LH89].



**Abb. 2.12:** Matrixriss durch eine FKV-Schicht. Der Riss verläuft entlang der Grenzflächen benachbarter Fasern durch die Matrix.

(Quelle: [Gia13])

Matrixbrüche entstehen unter Quer- und Schubbeanspruchung bereits früh und machen sich im Spannungs-Dehnungs-Diagramm durch einen Knick, also einen Steifigkeitsverlust, bemerkbar [HT74]. In der UD-Schicht bedeutet ein in allen drei Raumrichtungen bis zu den Rändern ausgehnter Matrixbruch die Trennung der Schicht in zwei Teile. Wird ein Laminat nach dem ersten Matrixbruch, also nach einer über den Knick hinausgehenden Belastung, ent- und wieder belastet, zeigt sich häufig ein plastisch degradierendes Verhalten (siehe Abb. 2.8c) [vBD06]. Ebenso wie irreversible Schädigungen in Form von Mikrodefekten zu einem nichtlinearen Spannungs-Verzerrungsverhalten in der UD-Schicht führen (siehe Abschnitt 2.3.1), ist der degressive Steifigkeitsverlauf im Spannungs-Verzerrungs-Diagramm des MD-Laminats ein Nachweis für irreversible Schäden in Form von Matrixbrüchen [Sch05]. Diese fortschreitende Abnahme der Steifigkeit ist auf die Ausbildung weiterer Matrixbrüche bis zu einer Sättigungsrissdichte<sup>1</sup> zurückzuführen. Zur Beschreibung dieses Phänomens schlug REIFSNIDER [Rei80], vor dem Hintergrund einer Schadensakkumulationshypothese im Sinne der CDM, die Einführung einer kritischen Rissdichte (CDS) vor, die in diesem Zusammenhang lediglich erwähnt werden soll.

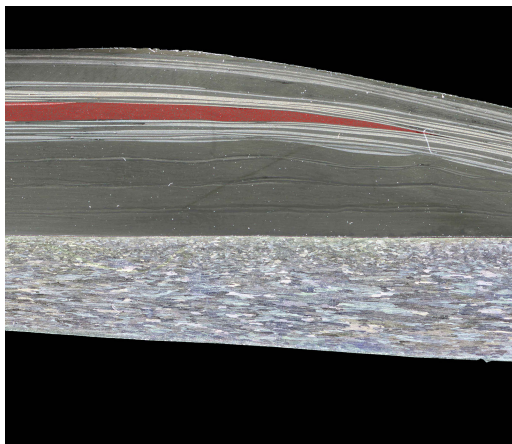
### 2.3.3 Die Makroebene

**Die Makroebene ist die Ebene des MD-Laminats und der Strukturmechanik.** Auf der Makroebene werden mehrere UD-Lagen durch Schichtung, Verbindung und Formgebung zu MD-Laminaten zusammengesetzt. Während sich die Beschreibung der UD-Schichtgeometrie und der darauf beruhenden Phänomene auf Mesoebene weitestgehend auf die Schichtdicke beschränkt, ist die UD-Schicht auf der Makroebene, isoliert oder innerhalb des MD-Laminats, geometrisch voll

<sup>1</sup>Die Begriffe „Riss“ und „Bruch“ sind für den vorliegenden Zusammenhang in der Fachliteratur nicht eindeutig voneinander abgegrenzt. Wenn im Folgenden von der Sättigungsrissdichte die Rede ist, ist damit im engeren Sinne eine Sättigungsbruchdichte gemeint. Der Begriff Sättigungsbruchdichte ist jedoch kein üblicher Terminus und deswegen ggf. irreführend.

ausgestaltet. Auf dieser Ebene wird der FKV erstmals als Bauteil betrachtet, geometrisch modelliert und strukturmechanisch berechnet. Neben dem intralaminaren Verhalten der Einzelschicht wird hier auch deren Interaktion über die Grenzfläche zu den Nachbarschichten, also das interlaminaire Verhalten, analysiert.

Ein Schädigungsmechanismus auf dieser Ebene ist die **Schichtentrennung** (Interlaminaire Delamination). Aufgrund der rotationssymmetrischen Bauweise des Druckbehälters mit geschlossenem Querschnitt existieren keine Bauteilkanten im üblichen Sinne, weswegen kaum Randeffekte auftreten. Geht man intensiv auf die Suche nach Randeffekten, können die Enden von Hoop- und Knuckle-Lagen innerhalb des Laminats sowie die Enden der Helical-Lagen direkt am Hals des Liners am ehesten als (freie) Ränder betrachtet werden. Die eingeschränkten Freiheitsgrade in den eingebetteten Lagenenden von Hoop- und Knuckle-Lagen sowie deren an den Enden kontinuierlich abnehmender Dickenverlauf (siehe Abb. 2.13a) glätten mögliche Spannungsspitzen. Die Schälspannungen in den Helical-Lagen an ihren Enden im Bereich der Ports sind höher, wirken sich aber wegen der dem Wickelprozess geschuldeten Aufdickung der Lagen (siehe Abb. 2.13b) weniger stark aus.



(a) Eingebettetes, spitz zulaufendes Ende einer Hoop-Lage (rot).



(b) Aufdickungen am Ende der Helical-Lagen.

**Abb. 2.13:** Lichtmikroskopische Aufnahmen einer Schnittfläche durch die Druckflasche, deren Normalenvektor tangential zum Umfang verläuft. Zu sehen sind die Dickenverläufe der Lagenenden.

Generell kann festgestellt werden, dass die Schichttrennung keine betrachtenswerte Bedeutung für das Berstversagen von COPV hat. Der aus der rotationssymmetrischen Geometrie und dem Innendruck resultierende Spannungszustand kennt in Dickenrichtung des Laminats fast

ausschließlich Druckspannung, was einer Schichtentrennung sogar hinderlich gegenübersteht.

**Definition 2.6:** Wegen ihrer untergeordneten Bedeutung bei der Versagensanalyse des COPV, wird die Schichttrennung im CFK-Laminat der Druckspeicher-Armierung in der vorliegenden Arbeit vernachlässigt.

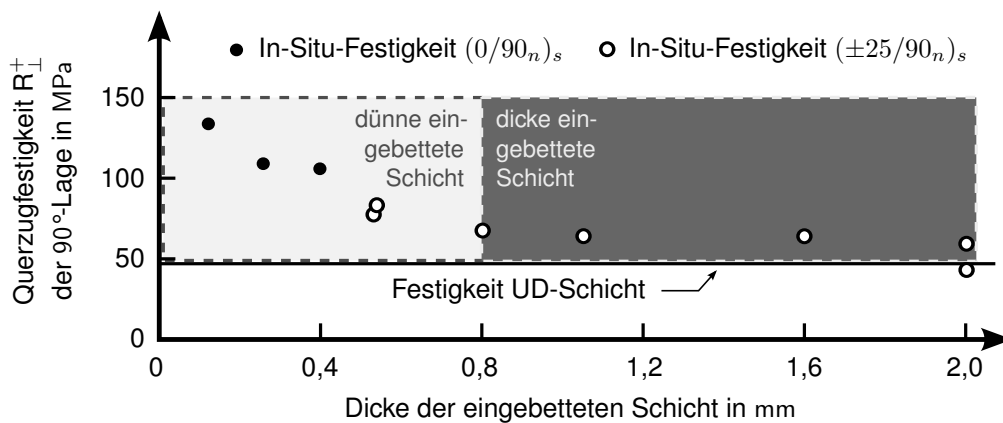
Ein zweiter Schädigungsmechanismus auf der Makroebene ist das **Erstschichtversagen** (First-Ply-Failure (FPF)). Als FPF wird das erste Schichtversagen einer oder mehrerer Schichten in einem MD-Laminat bezeichnet. Die Anzahl der Schichten, deren FVA sowie die globale Last- bzw. Spannungsverteilung bestimmen das Verhältnis zwischen dem FPF und dem Ultimate-Failure, also dem Versagen der letzten Schicht des Laminats. Je nach Betriebsszenario eines FKV-Bauteils kann erst der Bruch von ganzen Faserbündeln als FPF angesehen werden, oder bereits ein Matrixbruch, der durch das Auftreten des Knicks im Spannungs-Dehnungs-Diagramm eines MD-Laminats (siehe Abschnitt 2.3.2) gekennzeichnet ist. Das Spannungsniveau beim Auftreten des FPF wird vom In-Situ-Effekt (siehe Abschnitt 2.4.1) beeinflusst. Der In-Situ-Effekt besagt, dass die matrixdominierten Festigkeiten  $R_{\perp}^+$  und  $R_{\perp\parallel}$  einer eingeschlossenen Lage im Laminat höher sind, als die Festigkeiten der isolierten aber ansonsten identischen UD-Schicht [Pin+05; Deu10a]. Das Ausmaß der Festigkeitssteigerung ist dabei von der Lagendicke abhängig. Je dünner eine solche innere Lage im Laminat ist, desto höher ist ihre Festigkeit [Pet84; CW82]. Die logische Konsequenz daraus wäre nun, ein Laminat mit möglichst vielen dünnen Lagen auszulegen, um dessen Festigkeit zu optimieren. In der Realität sind diesem Vorgehen halbzeug- und herstellungsbedingte Grenzen gesetzt. Häufig ist der Grenzbereich zwischen zwei Schichten dadurch gekennzeichnet, dass er harz- und porenreicher ist als der Kern der Schichten. Der somit geringere Faservolumenanteil wirkt sich negativ auf die Festigkeit und Steifigkeit des Laminats aus. Zudem benötigen aktuelle serientaugliche Wickelprozesse zur Herstellung von Druckbehältern einen Übergang zwischen Helical-Lage und Hoop-Lage, um die Winkeländerung innerhalb einiger Umdrehungen zu durchlaufen. Diese zusätzlichen Bänder, auch Übergangslagen genannt, wirken sich aufgrund zusätzlicher Ondulationen und harzreicher Regionen in ihrer Konsequenz letztlich negativ auf wichtige Eigenschaften des Druckbehälters aus, darunter Kosten, Gewicht und Bauraum.

**Definition 2.7:** In der vorliegenden Arbeit wird erst der Faserbruch im Sinne des Versagensmodells (siehe Abschnitt 2.4.4) als FPF gewertet.

## 2.4 Modellbildung zur Beschreibung des intralaminaren Werkstoffverhaltens

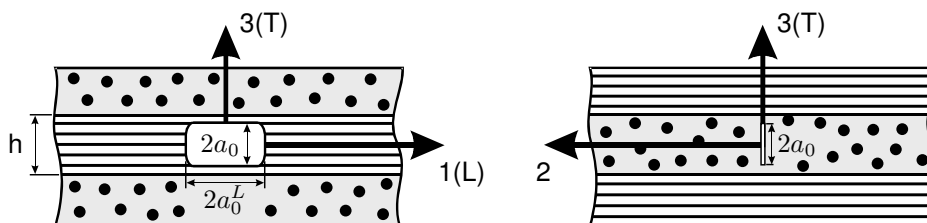
### 2.4.1 Einfluss des In-Situ-Effekts auf die Werkstoffeigenschaften

Größeneffekte treten im FKV auf allen Skalenebenen auf. Auf der Mesoebene kann beobachtet werden, dass die matrixdominierten Festigkeiten einer Einzelschicht im MD-Laminat von deren Dicke abhängen, was allgemein „In-Situ-Effekt“ genannt wird. Der In-Situ-Effekt, der ursprünglich von PARVIZI et al. während seiner Zugversuche an  $(0/90)$ -glasfaserverstärkten Kunststoff (GFK)-Kreuzlaminaten entdeckt wurde [PGB78], kennzeichnet sich durch erhöhte Schub- und Querkzugfestigkeiten einer im inneren eines MD-Laminats eingebetteten Schicht, gegenüber den Festigkeiten, die an der isolierten UD-Schicht gemessen werden [Pin+05; Deu10a]. CUNTZE beschreibt dieses Phänomen, indem er das Prinzip des schwächsten Glieds (Reihenmodell) dem Prinzip der redundanten Anordnung (Parallelmodell) gegenüberstellt [Cun04; TM86]. Das Ausmaß des In-Situ-Effekts hängt von der Dicke der Schicht, ihrer Position im Laminat und dem Faserwinkel der Nachbarschichten ab. Je dünner eine innere Lage im Laminat ist, desto höher ist ihre In-Situ-Festigkeit [Pet84; CW82]. Signifikant tritt der Effekt jedoch erst unterhalb einer bestimmten Lagendicke ein, während die Festigkeiten oberhalb dieser Grenze weitestgehend konstant leicht oberhalb der Kennwerte der isolierten UD-Schicht sind (siehe Abb. 2.14) [GB77; Pin+05]. Anhand experimenteller Daten aus Querkzugversuchen an  $(0/90_n)_s$  und  $(\pm 25/90_n)_s$  CFK-Laminaten mit Epoxidharz-Matrix von CROSSMAN und WANG [CW82] sowie WANG et al. [Wan+84] ziehen DVORAK und LAWS [DL87] die Grenze zwischen einer dünnen und einer dicken eingebetteten Schicht bei ca. 0,8 mm. Laut PARVIZI et al. [PGB78] ist der In-Situ-Effekt, in dem von ihnen untersuchten  $(0/90_n)_s$  GFK-Laminat mit Epoxidharzmatrix, bereits oberhalb einer Einzelschichtdicke von 0,4 mm zu vernachlässigen. Auch bei den äußeren Schichten eines Laminats ist der In-Situ-Effekt zu beobachten, jedoch weitaus weniger ausgeprägt. Da die Oberflächen in der Regel frei sind, ist die Entwicklung von Oberflächenrissen in der äußeren Schichten am wahrscheinlichsten [Cam+06].



**Abb. 2.14:** In-Situ-Querzugfestigkeit der im MD CFK-Laminat eingebetteten 90°-Lage als Funktion der Lagendicke. Daten aus [CW82] und [Wan+84].

Die quantitative Berücksichtigung des In-Situ-Effekts bei der Bruchvorhersage von MD-Laminaten kann schließlich über die Korrektur der experimentell über die isolierte UD-Schicht gewonnenen Basisfestigkeiten mittels bruchmechanischer Werkstoffkennwerte erfolgen. PINHO et al. und CAMANHO et al. qualifizieren und quantifizieren die Abhängigkeit der In-Situ-Festigkeit von der Schichtdicke anhand der kritischen Energiefreisetzungsraten beim Versagen einer Schicht unter Querzug- oder Schubspannung [Pin+05; Cam+06]. Das Modell unterscheidet dabei zwischen drei verschiedenen Konfigurationen: der dicken eingebetteten Schicht, der dünnen eingebetteten Schicht und der dünnen äußeren Schicht. Die Korrekturterme entwickelten PINHO et al. und CAMANHO et al. auf Basis der bruchmechanischen Risswachstumsanalysen und -modellierung von DVORAK und LAWS [DL87], worin der Riss („slit crack“) im Modell einen in der 1,3-Ebene befindlichen, aus herstellungsbedingten Defekten idealisierten, effektiven Riss repräsentiert (siehe Abb. 2.15). Physikalisch ist der effektive Riss als der makroskopische Effekt einer größeren Anzahl verteilter Mikroddefekte, wie Matrix-Mikrorisse, Faser-Matrix-Delaminationen und Poren, einzuordnen [Wan+84].



**Abb. 2.15:** Geometrie des effektiven Risses („slit crack“) im FKV nach DVORAK und LAWS [DL87]. (Quelle: [Cam+06])



Der effektive Riss mit der Länge  $2a_0$  über die Schichtdicke  $h$  kann je nach Spannungszustand in Richtung 1 (longitudinal), in Richtung 3 (transversal) oder in beide Richtungen wachsen. Für die dabei durch Entstehung eines Hohlraums frei werdende Energie schlug LAWS im Jahr 1977 die von ihm sogenannte „interaction energy“ ( $E_{int}$ ) vor [Law77], die ein lineares Schubspannungs-Schiebungs-Verhalten voraussetzt und den Einfluss benachbarter Schichten vernachlässigt. Bezieht man die freigesetzte Energie  $E_{int}$  auf die wachsende Rissoberfläche, erhält man die Energiefreisetzungsrates. Für beide Wachstumsrichtungen, transversal (T) und longitudinal (L), schlugen DVORAK und LAWS [DL87] individuelle Energiefreisetzungsrates  $G^T$  und  $G^L$  für das Risswachstum bei multiaxialem Spannungszustand vor.  $G^T$  und  $G^L$  wurden jeweils um einen Koeffizienten zur Abminderung des Spannungsintensitätsfaktors ergänzt, um den einschränkenden Effekt der Nachbarschichten auf die Rissausbreitung zu berücksichtigen. Diese Koeffizienten sind für  $2a_0 \ll h$  nahezu gleich 1 und für  $a_0 \approx h$  kleiner 1. Weiterhin dient die Grenze von  $2a_0 \ll h$  bei der Berechnung der In-Situ-Festigkeiten zur Unterscheidung zwischen einer dicken und einer dünnen Schicht. Experimente von FLAGGS und KURAL [FK82] zeigten, dass die Koeffizienten mit zunehmender Steifigkeit der Nachbarschichten größer werden. Ausgehend davon, dass Matrixbrüche der Auslöser für Schichtdelamination sein können, merkten DVORAK und LAWS an, dass der effektive Wert der Koeffizienten größer sein kann als solche, die aus der Analyse der Matrixbrüche gewonnen werden, die in der Grenzfläche enden. Sie schlugen einen Wert der Koeffizienten von 1 vor. PINHO et al. erweiterten die Theorie von DVORAK und LAWS schließlich um nichtlineares Schubverhalten [Pin+05], indem sie ein Polynom dritter Ordnung mit einem Fitting-Parameter  $\beta$  einführen, um das experimentell ermittelte nichtlineare Schubspannungs-Schiebungs-Verhalten des FKV unter Quer-Längs-Schub zu beschreiben.

Zur Beschreibung des Beitrages der einzelnen Spannungsanteile zur Energiefreisetzungsrates und damit zur Rissentstehung werden die Rissöffnungsmoden der klassischen Bruchmechanik herangezogen (siehe Abb. 3.13). Querzugspannung in der Schichtebene  $\sigma_2^+$  ist mit der Rissöffnungsart nach Modus I assoziiert, die Quer- und Längsschubspannungen  $\tau_{21}$  bzw.  $\tau_{32}$  sind den Rissöffnungsarten nach Modus II bzw. Modus III zugeordnet.

Die Energiefreisetzungsrates  $G^T$  und  $G^L$  werden in einzelne, den Moden zugeordnete Komponenten zerlegt, wobei die Energiefreisetzungsrates für Modus II und III in einem gemeinsamen Schubmodus SH zusammengefasst und die entsprechenden Energiefreisetzungsrates addiert werden:

$$G_{SH} = G_{II} + G_{III}. \quad (2.4)$$

Laut PINHO et al. [Pin+05] gibt es keinen schlüssigen Beweis, dass ein Unterschied in den Energiefreisetzungsrates für die Moden II und III existiert, was die Kombination der beiden Moden

rechtfertigt. Durch die Kombination der Moden II und III entfällt die Notwendigkeit, die Orientierung der Rissfront relativ zu den Rissufern in der Rissebene zu verfolgen. Sobald die den Moden assoziierten Lastzustände während des Risswachstums ihre In-Situ-Bruchschub bzw. In-Situ-Festigkeitsgrenze erreicht haben, ist der jeweilige Versagensfall eingetreten und man spricht von den kritischen Energiefreisetzungsraten  $G_{Ic}$  und  $G_{SHc}$ . Im Umkehrschluss können auf diese Weise die In-Situ-Festigkeitsgrenzen anhand der kritischen Energiefreisetzungsraten ermittelt werden. Wie oben erwähnt, unterscheidet das Modell von CAMANHO et al. [Cam+06] zwischen drei verschiedenen Konfigurationen der UD-Einzelschicht im Laminat: der dicken eingebetteten, der dünnen eingebetteten und der dünnen äußeren Schicht.

Die **dicke eingebettete Schicht** definiert sich durch eine Dicke  $h$  größer als  $2a_0$ . Es wird deshalb davon ausgegangen, dass der Riss im Gegensatz zur dünnen Schicht, in transversaler und longitudinaler Richtung ungehindert wachsen kann, ähnlich wie in einer isolierten Einzelschicht. Nach DVORAK und LAWS [DL87] ist die Energiefreisetzungsraten in transversaler Richtung doppelt so groß wie in longitudinaler Richtung, weswegen sich der Riss zuerst in transversaler Richtung ausbreitet. Die In-Situ-Festigkeitsgrenzen unter reiner Modus I- bzw. Modus SH-Belastung ergeben sich somit aus der Energiefreisetzungsraten für Risswachstum in transversaler Richtung  $G^T$ . Die In-Situ-Querzugfestigkeit  $R_{\perp is}^+$  berechnet sich mittels

$$R_{\perp is}^+ = \sqrt{\frac{G_{Ic}^T}{\pi a_0 \left( \frac{1}{E_{\perp}^+} - \frac{\nu_{\perp \parallel}^2}{E_{\parallel}^+} \right)}} \quad \text{dicke Schicht } (h \gg 2a_0), \text{ linear} \quad (2.5)$$

DVORAK und LAWS [DL87] beobachteten, dass eine UD-Schicht als Spezialfall einer freien dicken Schicht mit dem ursprünglichen, rissauslösenden Defekt in der Oberfläche angesehen werden kann. Hierdurch kann der Riss in transversaler Richtung ungehindert wachsen, da er nicht durch eine benachbarte Schicht einer anderen Faserorientierung gestoppt wird. Unter Verwendung der klassischen bruchmechanischen Lösung für Spannungsintensitätsfaktoren von Oberflächenrissen in UD-Schichten [TPI00], vereinfacht sich Glg. (2.5) nach DVORAK und LAWS zu einer Beschreibung der In-Situ-Querzugfestigkeit  $R_{\perp is}^+$  rein auf Basis der Festigkeit  $R_{\perp}^+$  der isolierten UD-Schicht:

$$R_{\perp is}^+ = 1,12\sqrt{2}R_{\perp}^+ \quad \text{dicke Schicht } (h \gg 2a_0), \text{ linear, vereinfacht.} \quad (2.6)$$

Die In-Situ-Schubfestigkeit  $R_{\perp \parallel is}$  bei nichtlinearem Schub-Schiebungs-Verhalten wird beschrieben

durch

$$R_{\perp\parallel is} = \sqrt{\frac{\sqrt{1 + \beta \left( \frac{12R_{\perp\parallel}^2}{G_{\perp\parallel}} + 18\beta R_{\perp\parallel}^4 \right) G_{\perp\parallel}^2 - 1}}{3\beta G_{\perp\parallel}}} \quad \text{dicke Schicht } (h \gg 2a_0), \text{ nichtlinear,} \quad (2.7)$$

während sich Glg. (2.7) unter der Voraussetzung eines linearen Schubverhaltens mit  $\beta \rightarrow 0$  reduziert zu

$$R_{\perp\parallel is} = \sqrt{2}R_{\perp\parallel} \quad \text{dicke Schicht } (h \gg 2a_0), \text{ linear } \left( \lim_{\beta \rightarrow 0} \right). \quad (2.8)$$

Die **dünne eingebettete Schicht** ist dadurch gekennzeichnet, dass ihre Dicke  $h$  kleiner oder gleich  $2a_0$  ist. Man geht somit davon aus, dass Risse nur in longitudinaler Richtung wachsen können, da die Defektgröße mit  $2a_0$  in transversaler Richtung bereits die gesamte Dicke der Schicht überspannt. Die In-Situ-Festigkeiten werden aufgrund dessen anhand der Energiefreisetzungsrates für Risswachstum in longitudinaler Richtung  $G^L$  beschrieben. Unter reiner Modus I-Belastung, also reinem Querzug  $\sigma_{\perp}^+$ , ergibt sich die In-Situ-Querzugfestigkeit  $R_{\perp is}^+$  mit der initialen effektiven Risslänge von  $2a_0 = h$  nach CAMANHO et al. zu

$$R_{\perp is}^+ = \sqrt{\frac{4G_{Ic}^L}{\pi h \left( \frac{1}{E_{\perp}^+} - \frac{\nu_{\perp\parallel}^2}{E_{\parallel}^+} \right)}} \quad \text{dünne Schicht } (h \leq 2a_0), \text{ linear} \quad (2.9)$$

und die nichtlineare In-Situ-Schubfestigkeit  $R_{\perp\parallel is}$  zu

$$R_{\perp\parallel is} = \sqrt{\frac{\sqrt{1 + \beta \frac{48G_{SHc}^L G_{\perp\parallel}^2}{\pi h} - 1}}{3\beta G_{\perp\parallel}}} \quad \text{dünne Schicht } (h \leq 2a_0), \text{ nichtlinear.} \quad (2.10)$$

Den Fall einer linearen In-Situ-Schubfestigkeit  $R_{\perp\parallel is}$  erhält man, indem man wieder  $\beta$  gegen null gehen lässt:

$$R_{\perp\parallel is} = \sqrt{\frac{8G_{SHc}^L G_{\perp\parallel}}{\pi h}} \quad \text{dünne Schicht } (h \leq 2a_0), \text{ linear } \left( \lim_{\beta \rightarrow 0} \right). \quad (2.11)$$

Die dritte Konfiguration ist die **dünne äußere Schicht**. Die In-Situ-Festigkeit von dünnen äußeren Schichten ist geringer als deren eingebettete Pendanten, da sie nur einseitig gebunden sind und somit weniger Energie für das Risswachstum an freien Oberflächen benötigt wird [LGC08]. Die

In-Situ-Querzugfestigkeit  $R_{\perp is}^+$  berechnet sich zu

$$R_{\perp is}^+ = 1,79 \sqrt{\frac{G_{Ic}^L}{2\pi h \left( \frac{1}{E_{\perp}^+} - \frac{\nu_{\perp\parallel}^2}{E_{\parallel}^+} \right)}} \quad \text{dünne äußere Schicht } (h \leq 2a_0), \text{ linear.} \quad (2.12)$$

Die nichtlineare In-Situ-Schubfestigkeit  $R_{\perp\parallel is}$  der dünnen äußeren Schicht ist

$$R_{\perp\parallel is} = \sqrt{\frac{\sqrt{1 + \beta \frac{24G_{SHc}^L}{\pi h} G_{\perp\parallel}^2} - 1}{3\beta G_{\perp\parallel}}} \quad \text{dünne äußere Schicht } (h \leq 2a_0), \text{ nichtlinear,} \quad (2.13)$$

die lineare In-Situ-Schubfestigkeit  $R_{\perp\parallel is}$  mit  $\beta \rightarrow 0$  ist

$$R_{\perp\parallel is} = \sqrt{\frac{4G_{SHc}^L G_{\perp\parallel}}{\pi h}} \quad \text{dünne äußere Schicht } (h \leq 2a_0), \text{ linear } \left( \lim_{\beta \rightarrow 0} \right). \quad (2.14)$$

In Abschnitt 3.3 wird die experimentelle Ermittlung der kritischen Energiefreisetzungsraten  $G_{Ic}$  und  $G_{SHc}$  beschrieben, die schließlich zur Korrektur der matrixdominierten UD-Festigkeitswerte in Abschnitt 4.1.3.2 und Abschnitt 4.1.3.3 für die FEA herangezogen werden.

## 2.4.2 Berücksichtigung der Eigenspannungen im Laminat

Die Ursache von Eigenspannungen bzw. Eigendehnungen in FKV ist auf die Überlagerung mehrerer Phänomene zurückzuführen. Einen großen Beitrag zu den Eigenspannungen liefern die voneinander stark abweichenden Wärmeausdehnungskoeffizienten  $\alpha$  von Faser und Harz, zudem die Faser selbst noch ein transversal isotropes thermisches Expansionsverhalten ( $\alpha_{\parallel f} \neq \alpha_{\perp f}$ ) aufweist. Weitere Beiträge zu Eigenspannungen liefern die Reaktionsschwindung des Harzes beim Aushärten und die aufgenommene Feuchtigkeit. Generell kann eine Unterscheidung zwischen **mikro- und makromechanischen Eigenspannungen** getroffen werden, d.h. mechanische Spannungen, die in der Grenzfläche zwischen Faser und Matrix oder in der Grenzfläche zwischen zwei Schichten wirken. Auf der Mikroebene treten Eigenspannungen zwischen jeder Faser und der sie umgebenden Matrix auf. Sie haben ihren Ursprung im unterschiedlichen Dehnungsverhalten von Fasern und Matrix unter den zuvor genannten äußeren Einflüssen, also in der Heterogenität der UD-Schicht auf Mikroebene. Sie werden in der schichtweisen Spannungs- und Verformungsanalyse zwar nicht direkt, in der Festigkeitsanalyse des CFK-Laminats der Druckbehälter-Armierung jedoch korrekt berücksichtigt. Die experimentelle Werkstoffcharakterisierung an UD-Probekörpern in Abschnitt 3.4 impliziert alle mikromechanischen Eigenspannung in den ermittelten Festigkeiten

und bei nichtlinearem Verhalten auch in den Steifigkeitskennwerten. Die Höhe mikromechanischer Eigenspannungen ist bei der Auslegung nur geringfügig beeinflussbar [Sch05].

Die Einflüsse mikromechanischer Eigenspannungen sind durch die Verwendung experimenteller Kennwerte der UD-Schicht in der FEA also bereits berücksichtigt, während die makromechanischen Eigenspannungen in den Simulationsmodellen explizit formuliert werden müssen. Auf der Makroebene treten die Eigenspannungen in einem MD-Laminat in Form von Schichtspannungen auf, in ihrer Art gleichzusetzen mit den Schichtspannung aufgrund äußerer mechanischer Lasten. Diese Eigenspannungen sind im natürlichen orthotropen Eigendehnungsverhalten der UD-Schichten begründet, deren Orthotropieachsen in der Schichtebene zueinander verdreht sind. Die Verklebung der UD-Schichten zu einem MD-Laminat behindert die freie Dehnung der Einzelschichten und führt somit zu schichtweisen Eigenspannungen [Sch05]. Um einen Verzug bzw. eine Krümmung durch thermische Eigenspannungen zu vermeiden, werden Lamine fast ausschließlich symmetrisch zur Mittenebene aufgebaut.

**Definition 2.8:** Wegen des geschlossenen Querschnitts eines COPV entfällt die Problematik des eigenspannungsbedingten Verzugs und somit die Notwendigkeit eines mittensymmetrischen Laminataufbaus. Die Asymmetrie des Laminataufbaus der hier untersuchten, gewickelten CFK-Armierung bedarf keiner besonderen Aufmerksamkeit.

Eigenspannungen werden durch Relaxations- und Kriechvorgänge zum Teil wieder abgebaut und sind somit also zeitabhängig. Da diese Prozesse bei höheren Temperaturen schneller ablaufen, ist es von Vorteil, die Abkühlung nach dem Aushärtprozess langsam ablaufen zu lassen. Nach der Aushärtung und Abkühlung des FKV liegen die höchsten Eigenspannungen, dominiert vom Anteil der thermischen Eigenspannungen, vor. Der FKV hat in diesem Zustand die geringste mechanische Belastbarkeit. SCHÜRMAN [Sch05] empfiehlt, bei der experimentellen Werkstoffcharakterisierung besonderes Augenmerk auf die Auslagerung der Probekörper zu legen, um realistischere Festigkeitskennwerte zu messen. Sie sollten in einer Atmosphäre ähnlich dem späteren Einsatzklima gelagert werden, um Feuchte- und Zeiteinfluss wirksam werden zu lassen. Außerdem sollten die Zeiträume zwischen der Herstellung und der Prüfung aller Probekörper möglichst gleich sein und sich an dem Zeitraum zwischen Herstellung und Erstbelastung des Bauteils orientieren, da ansonsten wegen unterschiedlich stark reduzierter Eigenspannungszustände die Ergebnisse zusätzlich streuen. Um diesem Sachverhalt Rechnung zu tragen, werden die verwendeten Probekörper einer prozessnahen Vorkonditionierung unterzogen (siehe Abschnitt 3.1).

Als Hauptursachen für Eigenspannungen in FKV können hygroskopische, chemische und thermische Eigenspannungen genannt werden, die teils implizit über die experimentelle Werkstoffcharakterisierung, teils explizit über die Lasten im Simulationsmodell berücksichtigt werden. Folgende

Abschnitte legen dar, wie die Eigenspannungen in die Berechnung einfließen.

#### 2.4.2.1 Hygroskopische Eigenspannungen

In einer ausreichend feuchten Atmosphäre lagern FKV Feuchtigkeit durch Diffusion in der Matrix, jedoch nicht in der Faser ein. Die absorbierte Feuchtigkeit bewirkt somit eine hygroskopische Dehnung des Harzes, der Dehnungszustand der Faser bleibt aber unverändert. Diese Differenz führt zu einem Spannungszustand, der bereits eine Schädigung der Haftung zwischen Faser und Matrix bzw. der Matrix in Grenzflächennähe bewirken kann, zumal sich die mechanischen Eigenschaften des FKV mit zunehmender Feuchtigkeit teilweise nachteilhaft verändern. Da der COPV in dem hier behandelten CcH<sub>2</sub>-Speichersystem mehrere Tage unter Vakuum ausgeheizt und ausschließlich unter Vakuum betrieben wird, können Feuchtigkeitseinflüsse ausgeschlossen werden. Um diesem Prozessschritt bei der Fertigung der FKV-Probekörper Rechnung zu tragen, werden diese ebenfalls eine Woche bei Unterdruck ausgeheizt und im evakuierten Vakuumsack bis zur Verwendung gelagert (Details siehe Abschnitt 3.1).

#### 2.4.2.2 Chemische Eigenspannungen

Während der Aushärtung reduziert sich das Volumen eines üblichen Epoxidharzes um 2 % bis 7 % [LN82; Sch+02; YMW05; Li+04], aufgrund der Ausbildung von kovalenten Bindungen bei der Polymerisationsreaktion. Die Verkleinerung des Volumens bei gleichbleibender Masse ist gleichbedeutend mit einer Zunahme der Dichte.

Da die Volumenkontraktion bei Aushärtetemperatur stattfindet, wurde in den frühen Arbeiten über Eigenspannungen bedingt durch Reaktionsschwindung davon ausgegangen, dass diese Eigenspannungen durch viskoelastische Relaxationsvorgänge fast gänzlich abgebaut werden [HP75; Hah76]. HARPER et al. [HPW83] konnten zeigen, dass dies nur bei einer Aushärtetemperatur oberhalb der Glasübergangstemperatur  $T_g$  der Fall ist. Da die Maximaltemperatur während des Aushärteprozesses (*engl.: curing*) des vorliegenden Epoxidharzes unterhalb der Glasübergangstemperatur  $T_g$  liegt, muss von der Anwesenheit schwindungsbedingter Eigenspannungen ausgegangen werden.

**Definition 2.9:** Weil es sich bei den chemischen Eigenspannungen fast ausschließlich um mikro-mechanische Eigenspannungen in der Faser-Matrix-Grenzfläche handelt, ist deren Einfluss bereits durch die experimentelle Werkstoffcharakterisierung berücksichtigt. Die minimalen makromechanischen Auswirkungen werden vernachlässigt.

### 2.4.2.3 Thermische Eigenspannungen

Thermische Dehnungen sind für den größten Teil aller mikromechanischen und makromechanischen Eigenspannungen verantwortlich. Auch hier sind die mikromechanischen thermischen Eigenspannungen, ausgelöst durch einen deutlich höheren  $\alpha_m$  gegenüber  $\alpha_{||f}$  und  $\alpha_{\perp f}$ , durch die experimentelle Werkstoffcharakterisierung an UD-Probekörpern bereits implizit in den Festigkeitskennwerten berücksichtigt. Die makromechanischen thermischen Eigenspannungen jedoch müssen wegen ihrer oft hohen Werte in die Festigkeitsanalyse mit einbezogen werden. Aufgrund ihres Aufbaus und der unterschiedlichen thermischen Eigenschaften von Faser und Matrix besitzt die UD-Schicht einen stark anisotropen Wärmeausdehnungskoeffizienten  $\alpha$ . Während der Wärmeausdehnungskoeffizient der UD-Schicht in Faserrichtung  $\alpha_{||}$  bei CFK nahezu Null ist, liegt der Wärmeausdehnungskoeffizient in transversaler Richtung  $\alpha_{\perp}$  bei Verwendung einer Epoxidharzmatrix bei ungefähr dem dreifachen Wert von Stahl. Die temperaturabhängigen Wärmeausdehnungskoeffizienten werden in einem definierten Temperaturspektrum per Dilatometrie bestimmt. An die gewonnenen Messdaten werden halbempirische Funktionen  $\alpha_{||}(T)$  bzw.  $\alpha_{\perp}(T)$  für die Verwendung in der FEA angefügt (siehe Abschnitt 3.2.2).

Treten thermische Dehnungen auf, behindern sich in der Ebene verschieden orientierte, verklebte UD-Schichten gegenseitig bei der Verformung, was zu makromechanischen schichtenweisen thermischen Eigenspannungen führt. Bei großen Temperaturdifferenzen können die thermischen Eigenspannungen so hoch werden, dass das Laminat in Form von Mikrodefekten oder sogar Matrixbrüchen geschädigt wird [Sch05]. Zur einfachen Berechnung der thermisch verursachten Eigenspannungen ist die Definition einer spannungsfreien Temperatur, in der Regel die untere Starttemperatur des Glasübergangsbereichs  $T_g(\text{onset})$ , gebräuchlich. Während bei der Glasübergangstemperatur  $T_g$  die Matrix noch zu weich ist, ist deren Elastizitätsmodul ab  $T_g(\text{onset})$  hin zu tieferen Temperaturen hoch genug, dass sich bei weiterer Abkühlung nennenswerte thermische Eigenspannungen aufbauen können. Quer zur Faserrichtung führt dies zu schädlichen Zugeigenspannungen, die in Matrixbrüchen resultieren können. Die Werte von  $T_g$  und  $T_g(\text{onset})$  können mit der Dynamisch-mechanischen Analyse (DMA) oder der Dynamischen Differenzkalorimetrie (DDK) (*engl.: Differential Scanning Calorimetry (DSC)*) bestimmt werden. Die Analyse und Auswertung der Glasübergangstemperaturen ist in Abschnitt 3.2.1 beschrieben.

Unter der Annahme eines linearen Steifigkeitsverlaufs wird sich aus pragmatischen Gründen häufig durch die Linearisierung der thermischen Eigenspannungen als Funktion der Temperatur beholfen. Um den Relaxationsprozessen direkt nach der Herstellung des Laminats Rechnung zu tragen, wird eine spannungsfreie Temperatur unterhalb  $T_g(\text{onset})$  definiert, ab der sich die thermischen Eigenspannungen linear aufbauen. Gemäß der Empfehlung von SCHÜRMAN [Sch05, Kapitel 12.5]

wird als spannungsfreie Temperatur und somit als Starttemperatur der FEA, der um  $20^\circ\text{C}$  reduzierte Wert von  $T_g(\text{onset})$  angesetzt, um die interlaminaren thermischen Eigenspannungen bei der Simulation des Versagensverhaltens des Druckbehälters zu berücksichtigen. Weiterhin kann angenommen werden, dass sich die thermischen Eigenspannungen innerhalb eines Jahres um ca. 50% gegenüber ihrem Ausgangswert aufgrund weiterer Relaxationsprozesse reduzieren. Um bei der Simulation eine konservative Herangehensweise zu verfolgen, wird jedoch davon ausgegangen, dass die Relaxation der thermischen Eigenspannungen kurz nach der Herstellung abgeschlossen ist. Dies erscheint in der Konsequenz auch deswegen sinnvoll, weil kryogene Betankungen bereits zu Beginn der Lebensdauer des COPV stattfinden und folglich maximale thermischen Eigenspannungen hervorrufen.

### 2.4.3 Modellierung des linear-elastischen Spannungs-Dehnungs-Verhaltens

Der UD-Schicht wird ein transversal isotropes Werkstoffverhalten zugrunde gelegt [Hil63; Puc96]. In allen Richtungen quer zur Faser werden dem Werkstoff auf mesoskopischer Ebene innerhalb des Kontinuums identische, also homogene, quasiisotrope Eigenschaften zugeschrieben. Infolgedessen werden die Indizes 2 und 3 der Orthotropieachsen des Werkstoffs im allgemeinen orthotropen UD-KOS zu einem gemeinsamen Index  $\perp$  im transversal isotropen UD-KOS zusammengefasst (siehe Abschnitt 2.1.2). Zudem werden aufgrund kontinuumsmechanischer Symmetriebedingungen im Kraft-Verformungs-Verhalten weitere Koeffizienten der Steifigkeits- bzw. Nachgiebigkeitsmatrix obsolet, sodass die Nachgiebigkeitsmatrix  $[S]$  für räumliche Spannungszustände (Glg. (2.15)) nur noch zwölf unabhängige Einträge, anstatt sechsunddreißig bei voller Besetzung, benötigt. Details können der Richtlinie *VDI 2014 Blatt 3, Entwicklung von Bauteilen aus Faser-Kunststoff-Verbund - Berechnungen* [Ver06] für räumliche Spannungszustände entnommen werden. Die Koeffizienten selbst, also die Werkstoffkennwerte zur Beschreibung des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens, fließen linear in die Berechnung ein. Diese Idealisierung ist für die Versagensanalyse von COPV zulässig, da deren Charakteristik vom nahezu linearen Verhalten der Kohlenstofffaser dominiert wird.

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{21} \end{bmatrix} = \underbrace{\begin{bmatrix} \frac{1}{E_{\parallel}} & -\frac{\nu_{\perp\parallel}}{E_{\perp}} & -\frac{\nu_{\perp\parallel}}{E_{\perp}} & & & \\ -\frac{\nu_{\parallel\perp}}{E_{\parallel}} & \frac{1}{E_{\perp}} & -\frac{\nu_{\perp\perp}}{E_{\perp}} & & & \\ -\frac{\nu_{\parallel\perp}}{E_{\parallel}} & -\frac{\nu_{\perp\perp}}{E_{\perp}} & \frac{1}{E_{\perp}} & & & \\ & & & \frac{1}{G_{\perp\perp}} & & \\ & & & & \frac{1}{G_{\perp\parallel}} & \\ & & & & & \frac{1}{G_{\perp\parallel}} \end{bmatrix}}_{= \text{Nachgiebigkeitsmatrix } [S]} \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{21} \end{bmatrix} \quad (2.15)$$



### 2.4.4 Auswahl und Beschreibung des FKV-Versagenskriteriums

In den vergangenen Jahrzehnten, seitdem die Faserverbundwerkstoffe immer stärker auch in den industriellen Fokus gelangen, wurden zunehmend viele Modelle entwickelt, die das Versagen von FKV unter äußeren, hauptsächlich mechanischen Lasten beschreiben. Die Modelle dienen dem Zweck, eine quantifizierende Beschreibung der physikalischen Ereignisse mit mathematischen Mitteln bereitzustellen. Während ein Teil dieser Theorien einen physikalischen Hintergrund aufweist, basieren andere lediglich auf der Abbildung empirischer Beobachtungen des Werkstoffverhaltens durch Fitting-Funktionen. Die Modelle können wie folgt untergliedert werden:

- **Pauschale Modelle**

ohne physikalischen Bezug zum Schädigungsmechanismus und ohne Unterscheidung zwischen den Bruchmoden.

- **Phänomenologische Modelle**

basierend auf makroskopischen Kausalzusammenhängen, zur abrupten oder sukzessiven Degradation von physikalisch messbaren Größen (z.B. Festigkeit, Steifigkeit).

- **Progressive Modelle**

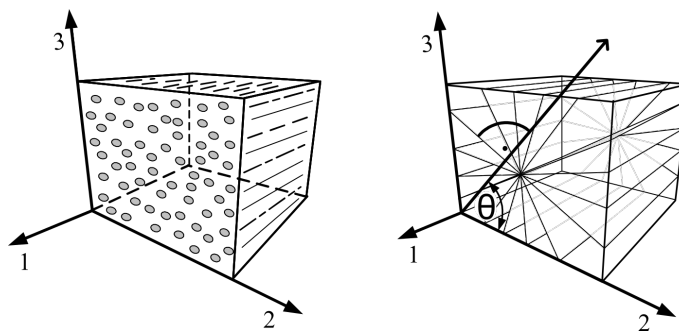
basierend auf mikromechanischen Schädigungsmechanismen, zur sukzessiven Werkstoffdegradation und Festigkeitsanalyse.

Zu den bekanntesten Vertretern der Pauschalmodelle zählen das Tsai-Hill- und das Tsai-Wu-Versagenskriterium, die einen Versagenskörper aus einem Polynom zweiter Ordnung und den Festigkeiten  $R$  unter verschiedenen Spannungszuständen bilden. Überlagerte Spannungszustände, deren Resultierende sich außerhalb des Versagenskörpers befinden, führen zum Materialversagen - über die Bruchart kann keine Aussage getroffen werden. Je nach Anforderungen an die Vorhersagegüte sowie den Modellierungs- und Berechnungsaufwand, kann diese einfachste Variante der Versagensmodelle beispielsweise zur Bewertung größerer Strukturen zweckmäßig sein.

Demgegenüber stehen die progressiven Modelle, die ein möglichst genaues Abbild der physikalischen Vorgänge auf mikromechanischer Ebene anstreben, um die Prognosequalität und die mögliche Tiefe der Analyse zu maximieren. Üblicherweise werden hierbei Faser, Matrix und deren Grenzfläche separat als kleinste Strukturelemente herangezogen und anhand bruchmechanischer Ansätze untersucht. Der so erreichte Zugewinn an Genauigkeit wird meist von einem immensen Modellierungs- und Berechnungsaufwand begleitet, sofern komplexere Strukturen berechnet werden sollen. Zum aktuellen Stand der Technik werden progressive Modelle deswegen hauptsächlich für Grundsatzuntersuchungen an Primitivmodellen verwendet.

Als Kompromiss zwischen pauschalen und progressiven Modellen bietet sich die Kategorie der

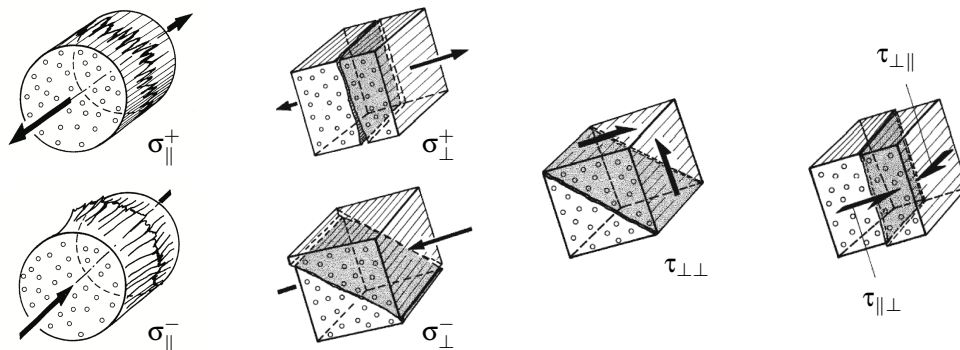
phänomenologischen Modelle an, die zum Entstehungszeitpunkt der vorliegenden Arbeit die größte Verbreitung in Industrie und Wissenschaft für sich beanspruchen. Phänomenologische Versagenskriterien berücksichtigen im Allgemeinen sogenannte Versagens- oder Bruchmoden, also der Anisotropie und Heterogenität geschuldeten charakteristischen Bruchbilder des FKV. Mit den Bruchmoden werden in der Regel verschiedene Formen des Werkstoffversagens in Faserrichtung und quer dazu beschrieben. Der Übergang zwischen zwei Bruchmoden bei Veränderung des Spannungszustands führt häufig zu Sprüngen in der Funktion des Bruchkörpers. Phänomenologische Versagenskriterien werden meist auf der Größenskala der Mesoebene (siehe Abb. 2.1b) verwendet. Zu den einfachsten phänomenologischen Versagenskriterien gehört das Kriterium der maximalen Spannung mit insgesamt fünf Festigkeiten für Faserzug und -druck, Matrixzug und -druck sowie Schub. Überschreitet die Spannung eine der Festigkeiten, tritt Werkstoffversagen ein, wobei der Effekt überlagerter, multiaxialer Spannungszustände nicht berücksichtigt wird. Weitere Vertreter der phänomenologischen Versagenskriterien, darunter das HASHIN [Has80]-, PUCK [Puc96]- und CUNTZE [Cun97]-Versagenskriterium, basieren auf der wirkebenenbezogenen Festigkeitshypothese nach MOHR [Moh00] und COULOMB [Cou76] für sprödbrechende, isotrope Werkstoffe, jedoch erweitert um die verschiedenen charakteristischen Bruchmoden im Versagensbild von FKV. In der späteren FEA wird zur Analyse des katastrophalen Laminatversagens beim Erreichen des Berstdruckes der COPV, das wirkebenenbezogene Versagenskriterium nach PUCK [Puc96; PS69; Puc69] (siehe Abb. 2.16) angewendet. Ausschlaggebend für die Bewertung des FKV-Versagens nach PUCK ist die Anstrengung  $f_E$ , die für Matrix und Faser separat bewertet wird. Das Versagen der Druckspeicher-Armierung wird über die Faserbruchanstrengung  $f_{E, Fb}$  beurteilt, die beim Erreichen eines Wertes von 1 die Entstehung von Faserbruch-Clustern auf Meso- bzw. Makroebene der UD-Schicht des FKV voraussagt.



**Abb. 2.16:** Iteration zur numerischen Ermittlung der Lage der Bruchebene aus einer Anzahl an Wirkebenen, die mittels faserparalleler Schnitte durch den FKV erzeugt und definiert werden.  
(Quelle: [Sch05] nach PUCK)

Das hier eingesetzte Modell nach PUCK wird mit Ausnahme der hier erweiterten Formulierung der Faserbruchanstrengung genau in der Form verwendet, wie sie in *VDI 2014 Blatt 3, Entwicklung von Bauteilen aus Faser-Kunststoff-Verbund - Berechnungen* [Ver06] für räumliche Spannungszustände detailliert beschrieben ist. Es wird hier auf die ausführliche Beschreibung des PUCKschen Versagenskriteriums verzichtet - stattdessen sei auf [Ver06] verwiesen - und nur eine kurze Übersicht zur Verdeutlichung des Begriffes der Anstrengung  $f_E$  bzw. Faserbruchanstrengung  $f_{E,Fb}$  gegeben. Zur mathematischen Beschreibung der Faserbruchanstrengung findet hier, anstatt der einfachen Maximalspannungshypothese, die erweiterte Formulierung (Glg. (2.16)) Anwendung, um dem multiaxialen Spannungszustand in der CFK-Armierung des Druckspeichers Rechnung zu tragen.

Nach PUCK existieren für FKV, die ein überwiegend sprödes Werkstoffverhalten aufweisen, sechs Bruchmoden, die sich den Kategorien Faserbruch  $F_b$  und Zwischenfaserbruch  $Z_{fb}$  zuordnen lassen (siehe Abb. 2.17). Während den Schubspannungen beim  $Z_{fb}$  eine zentrale Bedeutung zukommt, spielen für den Faserbruch ( $F_b$ ) nur die Normalspannungen im lokalen Koordinatensystem der Faser, dabei primär die faserparallelen Normalspannungen  $\sigma_{\parallel}^+$  und  $\sigma_{\parallel}^-$ , eine Rolle. Der Grund dafür ist, dass die Schubspannung  $\tau_{\parallel\perp}$  in ihrer Wirkebene senkrecht zur Faser keinen Bruch auslösen kann. Weit bevor die Schubbeanspruchung einen Wert erreicht, der ein Schubversagen der Faser zur Folge hätte, führt die Schubspannung  $\tau_{\perp\parallel}$  ausnahmslos zu einem faserparallelen  $Z_{fb}$  in der Wirkebene der  $\tau_{\perp\parallel}$ -Beanspruchung.



**Abb. 2.17:** Fb- und Zfb-Bruchmoden nach PUCK mit der jeweils zugeordneten Last. Das Bruchverhalten ist typisch für sprödbrechende FKV.  
(Quelle: [Puc96] und [Kno08])

In [Ver06] wird die Anstrengung  $f_E$  allgemein als das Verhältnis der Länge des Vektors der auftretenden Spannungen zur Länge des zugehörigen Bruchvektors mit identischer Richtung definiert. Im Fall der Faserbruchanstrengung ist darunter das Verhältnis von tatsächlich im multiaxialen Spannungszustand wirkender faserparalleler Zug- oder Druckspannung und der jeweils zugeordneten Festigkeit zu verstehen. Wegen der unterschiedlichen Querkontraktionszahlen und Moduln von

Faser und Matrix tritt unter kombinierter Beanspruchung eine Verspannung von Fasern und Matrix in faserparalleler Richtung ein, die bei der Berechnung der Fb-Anstrengung berücksichtigt werden kann. Dabei ist zu beachten, dass wegen der unterschiedlichen Quer-Elastizitätsmoduln von Faser und Matrix, die Querspannung  $\sigma_{\perp}$  ungleichmäßig verteilt ist. Zur Korrektur der etwas höheren Spannung in der Faser wird ein mittlerer Vergrößerungsfaktor der Querspannung für die Faser  $m_{\sigma,f}$  mit einem Wert von 1,1 für CFK eingeführt. Damit formuliert sich die Berechnungsformel für die mikromechanische Fb-Anstrengung  $f_{E,Fb}$  nach PUCK zu

$$f_{E,Fb} = \left| \frac{1}{R_{\parallel}^{\pm}} \left( \sigma_1 - \left( \nu_{\parallel\perp} - \nu_{\parallel\perp,f} \frac{E_{\parallel}}{E_{\parallel,f}} m_{\sigma,f} \right) (\sigma_2 + \sigma_3) \right) \right| \quad (2.16)$$


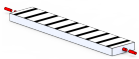


Der Index f zeigt an, dass jeweils der Kennwert der Kohlenstofffaser selbst und nicht der Wert der UD-Schicht zu verwenden ist. Je nachdem, ob in Faserrichtung eine Zug- oder Druckspannung vorliegt, ist der zutreffende Festigkeitskennwert  $R_{\parallel}^{+}$  oder  $R_{\parallel}^{-}$  im Nenner des ersten Terms einzusetzen.

In Abschnitt 4.2.2 findet sich die Beschreibung der Implementierung des PUCKschen Versagenskriteriums in die FEA-Software per Postprocessing-Subroutine.

### 3 Experimentelle CFK-Werkstoffanalyse zur Modellparametrisierung

Die experimentelle Werkstoffcharakterisierung des FKV findet mittels verschiedener nassgewickelter Probekörper statt, die jeweils speziell für ihren Zweck im Rahmen der gegebenen prüfstands-technischen Möglichkeiten ausgewählt wurden. Vor dem eigentlichen Versuchsprogramm wurden die Probekörper auf die etwaige Notwendigkeit einer Vorkonditionierung (siehe Abschnitt 3.1) hin untersucht, die bestimmte Schritte im Herstellungsprozess und die Erstbetankung mit tiefkaltem Wasserstoff imitieren sollen. Während bei der Festigkeitsanalyse (siehe Abschnitt 3.4) die faserdominierten Werkstoffkennwerte primär an Flachprobekörpern ermittelten werden, findet die Prüfung der matrixdominierten Kennwerte anhand von rohrförmigen Probekörpern statt. Tab. 3.1 zeigt eine Übersicht der Wickelmuster und Probekörpergeometrien und die anhand von ihnen bestimmten Werkstoffkennwerte. Unterschieden wird zwischen Kennwerten für Zug-, Druck- oder Torsionslasten. Jeder Werkstoffkennwert wird mit dem für ihn am besten geeigneten Probekörper bzw. dem mit der umfangreichsten Datenbasis bestimmt (durch **Fettschrift** gekennzeichnet). Versuche zur Ermittlung des gleichen Kennwerts an verschiedenen Probekörpergeometrien dienen zur Validierung der Ergebnisse bzw. zur Untersuchung der Vergleichbarkeit der Probekörper.

**Tab. 3.1:** Zuordnung zwischen Probekörpertypen und den daran bestimmten Werkstoffkennwerten. Bei doppelter Kennwertbestimmung ist der Primärversuch durch **Fettschrift** kenntlich gemacht.

	 Flachprobe UD 0°	 Flachprobe UD 90°	 Rohrprobe UD 90°	 NOL-Ring UD 0°
$E_{\parallel}^{+} / R_{\parallel}^{+}$	<b>Zug</b>	---	---	Zug
$E_{\parallel}^{-} / R_{\parallel}^{-}$	<b>Druck</b>	---	---	---
$E_{\perp}^{+} / R_{\perp}^{+}$	---	Zug	<b>Zug</b>	---
$E_{\perp}^{-} / R_{\perp}^{-}$	---	Druck	<b>Druck</b>	---
$G_{\perp\parallel} / R_{\perp\parallel}$	---	---	<b>Torsion</b>	---

Unter der Anwendungsprämisse des Nasswickelverfahrens sind Flachprobekörper den ring- und rohrförmigen Probekörpern tendenziell unterlegen, wie die Gegenüberstellung in Tab. 3.2 zeigt. Sollen jedoch zusätzlich zur quasistatischen Prüfung Dauerschwingversuche zur Charakterisierung

der Werkstoffermüdung durchgeführt werden, muss bei der Wahl des Probekörpers die allgemein übliche Prüfstandstechnik mit in Betracht gezogen werden. Für schwingende Lasten sind im Feld der industriellen und akademischen Prüflandschaft nur wenige bis keine Methoden zur Durchführung von z.B. Wöhlerversuchen an ring- und rohrförmigen Probekörpern im Einsatz. Für den NOL-Ring existieren Prüfverfahren mit teilweise zusätzlichen Anforderungen an die Kantengüte, wie das Innendruck- bzw. das Elastomer-Innendruckverfahren [Sch08; Ble11], die in der vorliegenden Arbeit wegen der aufwendigen Methodik und Technik nicht in Frage kommen. Beide Verfahren basieren auf der Beaufschlagung eines FKV-Rings mit einem hydrostatischen Innendruck, entweder per Hydraulikflüssigkeit oder einem passenden Elastomer-Körper.

**Tab. 3.2:** Gegenüberstellung der Vor- und Nachteile von nassgewickelten Flach- und Rohrproben.

	Flachprobe	Rohrprobe
Randeffekt	-	+
Versuchsaufwand	+	o
Prüfkraft	+	-
Fertigung UD 0°	o	-
Fertigung UD 90°	o	+
Fertigung MD	-	+
Prozesskonformität <sup>1</sup>	o	+

+ positiv   o neutral   - negativ

Neben den Prüfungen zur Gewinnung der Steifigkeits- und Festigkeitskennwerte des FKV werden bruchmechanische Untersuchungen zur Bestimmung der kritischen Energiefreisetzungsrate  $G_{IC}$  und  $G_{SHC}$  anhand von Double Cantilever Beam (DCB)- und End Notched Flexure (ENF)-Versuchen beschrieben (siehe Abschnitt 3.3). Die Kennwerte dienen zur Berechnung der In-Situ-Festigkeits  $R_{IS}$  mittels der Gesetzmäßigkeiten aus Abschnitt 2.4.1. Neben der mechanischen Charakterisierung wird auf die thermische bzw. thermomechanische Prüfung des Werkstoffs (siehe Abschnitt 3.2) eingegangen, deren resultierende Kennwerte für die Berechnung der thermischen Eigenspannungen im CFK-Laminat der COPV-Armierung ausschlaggebend sind.

<sup>1</sup>Vergleichbarkeit der Herstellung von Probekörper und Komponente hinsichtlich der Prozessparameter.

## 3.1 Prozessnachbildende Vorkonditionierung der Probekörper

Im Vorfeld der mechanischen Werkstoffcharakterisierung wurden Ausheiz- und Tieftemperaturversuche durchgeführt, um den Ausheizprozess während der Herstellung der Druckflasche und die kryogene Erstbetankung nachzustellen. Sollte als Folge der kryogenen Vorkonditionierung eine Werkstoffdegradation festgestellt werden, bedarf es einer entsprechenden Vorkonditionierung aller zu prüfenden Probekörper für die Festigkeits- und Bruchmechanikanalyse.

### 3.1.1 Ausheizen unter Vakuum

Zur Verbesserung der Vakuumqualität im Isolationsspalt des CcH<sub>2</sub>-Systems wird der COPV eine Woche im Vakuum ausgeheizt (siehe auch Abschnitt 2.2.5). Um den Prozessschritt auch bei den Probekörpern zu berücksichtigen, wurden alle Probekörper bei einem Druck von maximal 10E-3 mbar sieben Tage bei 90 °C ausgelagert und anschließend luftdicht verpackt. Die Vorkonditionierung soll vorrangig einen realitätsnahen Aushärtegrad und Feuchtegehalt der CFK-Proben gewährleisten. Außerdem spielen Relaxationsvorgänge zum Abbau von Eigenspannungen ebenfalls eine Rolle, wenn auch von untergeordneter Bedeutung. Ein direkter Einfluss auf die matrixdominierten, statischen Festigkeiten kann weder festgestellt noch ausgeschlossen werden. Zumal aber die zu erwartenden Relaxationsprozesse zu einem Abbau von Eigenspannungen und somit zu einer Steigerung der Leistungsfähigkeit des Werkstoffes führen, kann der Sachverhalt vor dem Hintergrund einer konservativen Auslegungsphilosophie vernachlässigt werden.

### 3.1.2 Tieftemperaturvorbehandlung

Thermische Eigenspannungen können bei ausreichend hohen Temperaturdifferenzen zwischen Aushärte- und Einsatztemperatur Ausmaße annehmen, die auch im quasistatischen Lastfall zu Schädigungen im FKV führen. Gesetzt diesen Fall, wäre die CFK-Armierung des Druckbehälters bereits nach der ersten kalten H<sub>2</sub>-Betankung einer Werkstoffdegradation unterworfen, die somit den Grundzustand des FKV zu Beginn seiner Lebensdauer mitbestimmt. Dieser Umstand würde es erfordern, die Probekörper vor deren experimenteller Charakterisierung ebenfalls in den vorgeschädigten Grundzustand zu versetzen. Die Existenz einer potenziellen Vorschädigung und die daraus resultierende Notwendigkeit einer kryogenen Vorkonditionierung aller CFK-Probekörper wurde experimentell untersucht. Es wurden zwei Probekörpertypen mit verschiedenen Geometrien, NOL-Ring und UD-Rohrprobe, jeweils zweimal in einem zweistufigen Prozess von Raumtemperatur

auf unter 10 K abgekühlt und anschließend quasistatisch zerstörend geprüft.



(a) Probekörper im Liquid Nitrogen (LN<sub>2</sub>)-Bad als Zwischenschritt im Kühlprozess.

(b) Manuelle Überführung des Probekörpers vom LN<sub>2</sub>- ins Liquid Helium (LHe)-Bad.

(c) Apparatur zur Abkühlung des Probekörpers im LHe-Bad auf unter 10 K.

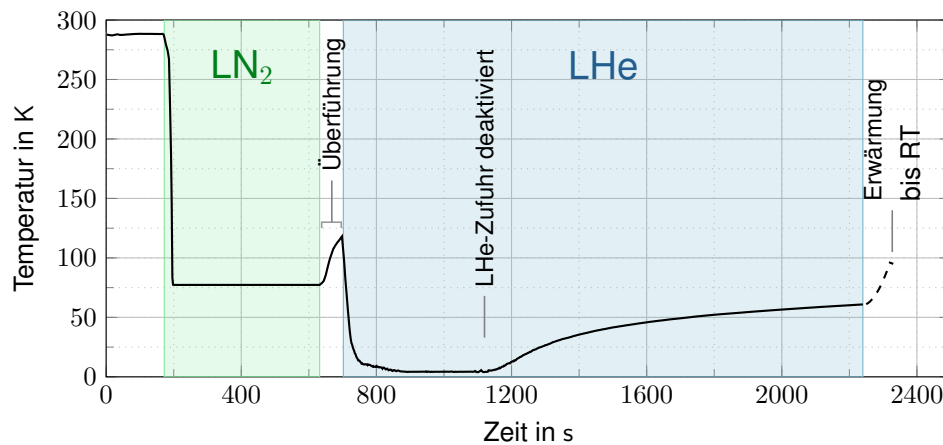
**Abb. 3.1:** Prozessschritte zur kryogenen Vorkonditionierung der CFK-Probekörper in LHe.

(Quelle: TU Dresden, Bitzer-Stiftungsprof. für Kälte-, Kryo- und Kompressorentchnik)

Die Fotografien in Abb. 3.1 zeigen die Schritte des Abkühlprozesses in flüssigem Stickstoff (LN<sub>2</sub>) bis 77 K und flüssigem Helium (LHe) bis 4 K am Beispiel einer Rohrprobe. In Abb. 3.2 ist der Temperaturverlauf aufgetragen, wie er an der Oberfläche des Probekörpers während der in Abb. 3.1 gezeigten Prozessschritte aufgezeichnet wurde. Nach der Entnahme aus dem LHe-Bad wurde der Probekörper bei Raumtemperatur (= 293 K) (RT) bis zum thermischen Gleichgewichtszustand an Luft gelagert und anschließend einem zweiten Tieftemperaturzyklus unterzogen. Der Vergleich der Werkstoffkennwerte der kryogen vorkonditionierten Probekörper mit solchen ohne Tieftemperaturbehandlung, ermöglicht die Feststellung einer potenziellen Werkstoffdegradation. Mit zwei Probekörpertypen, dem NOL-Ring UD 0° und der Rohrprobe UD 90°, kann die intralaminare Schädigung anhand von Steifigkeits- und Festigkeitsdegradation in Faserrichtung und quer dazu untersucht werden. Tab. 3.3 zeigt die Versuchsmatrix. Informationen zu den Prüfmethode und zur Beschaffenheit der Probekörper finden sich in den Abschnitten 3.4.1 und 3.4.2.

Abb. 3.3 zeigt den Vergleich der experimentell gewonnenen Werkstoffkennwerte von kryogen bei 4 K vorkonditionierten Probekörpern mit solchen ohne Tieftemperaturbehandlung. Dem hohen Aufwand für die Tieftemperaturbehandlung mit flüssigem Helium geschuldet, kann keine ausreichende Anzahl an Prüfergebnissen vorgewiesen werden, die eine statistisch gesicherte Aussage zuließen. Die Daten lassen aber tendenziell erkennen, dass die kryogene Vorkonditionierung





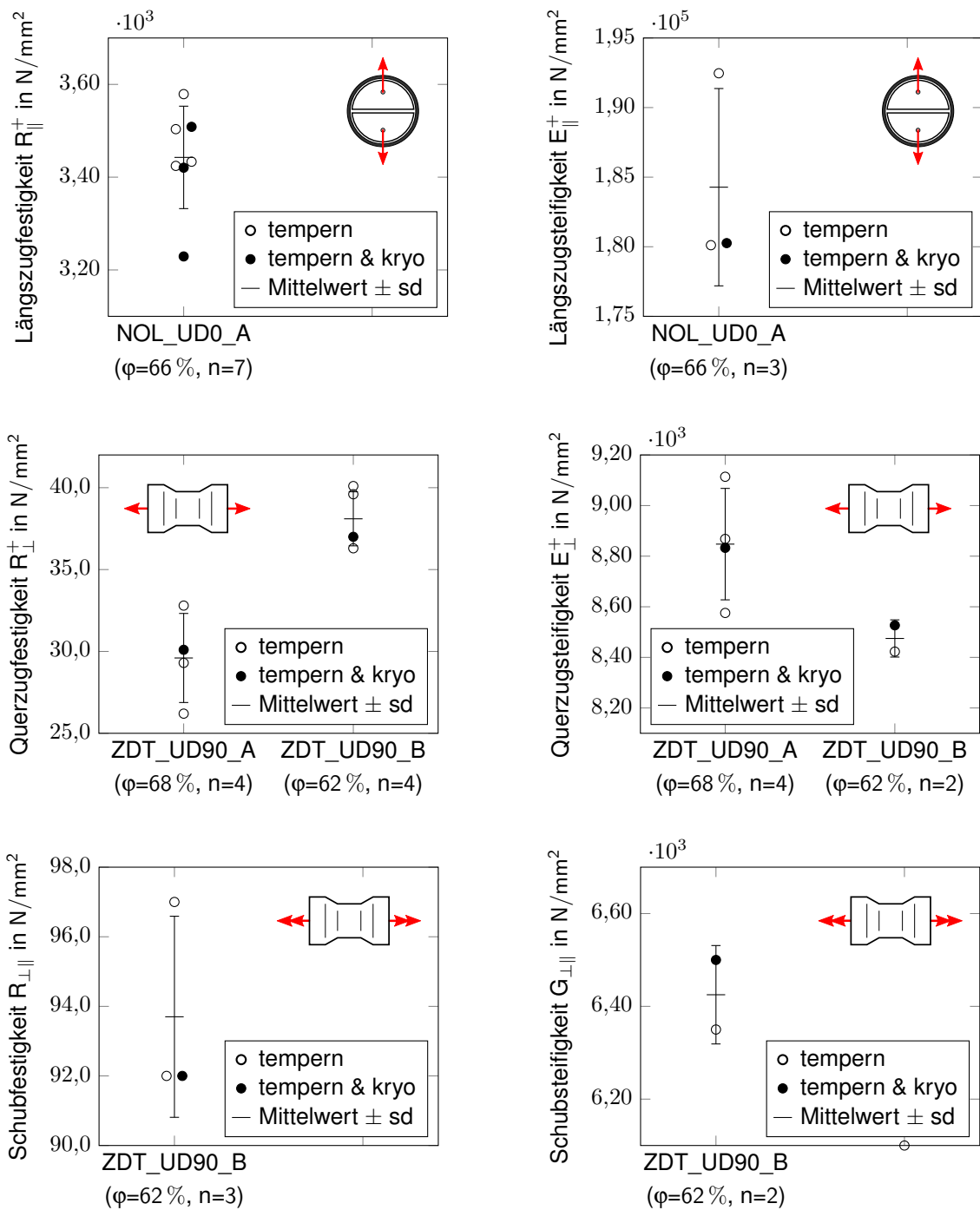


**Abb. 3.2:** Temperatur-Zeit-Verlauf an der Oberfläche des Probekörpers bei dessen kryogener Vorkonditionierung in  $\text{LN}_2$  und LHe. Der Zyklus wurde je zweimal durchlaufen.

keinen Einfluss auf die geprüften Werkstoffkennwerte nimmt. Die akzeptable Streuung der gemessenen Kennwerte unterstützt die Erkenntnis. Im leichten Gegensatz zu den Kennwerten von nicht kryogen vorkonditionierten Probekörpern, befinden sich nahezu alle Werkstoffkennwerte der kryogen vorkonditionierten Probekörper innerhalb der einfachen Standardabweichung  $s_d$  vom Mittelwert. Für alle nachfolgenden Versuche und Berechnungen wird davon ausgegangen, dass die kryogene  $\text{H}_2$ -Erstbetankung keine tieftemperaturbedingte Werkstoffdegradation im COPV zur Folge hat und somit keine kryogene Vorkonditionierung der Probekörper notwendig ist.

**Tab. 3.3:** Versuchsprogramm zur Bewertung des Einflusses der kryogenen Vorkonditionierung auf die Werkstoffeigenschaften des FKV.

	 NOL-Ring UD $0^\circ$		 Rohrprobe UD $90^\circ$	
	Referenz	Messung	Referenz	Messung
Anzahl	4	3	a. 6 b. 2	a. 2 b. 1
Vorkonditionierung	tempern	tempern & kryo	tempern	tempern & kryo
Prüfmethode	Faserzug		a. Querzug b. Torsion	
Werkstoffkennwert	$E_{\parallel}^+, R_{\parallel}^+$		a. $E_{\perp}^+, R_{\perp}^+$ b. $G_{\perp\parallel}, R_{\perp\parallel}$	



**Abb. 3.3:** Vergleich der Längszugfestigkeit  $R_{\parallel}^+$  und des Längszugmoduls  $E_{\parallel}^+$ , der Querzugfestigkeit  $R_{\perp}^+$  und des Querzugmoduls  $E_{\perp}^+$  sowie der Schubfestigkeit  $R_{\perp\parallel}$  und des Schubmoduls  $G_{\perp\parallel}$  (linearisiert zwischen  $0\% < \gamma_{\perp\parallel} < 0,4\%$ ) von kryogen vorkonditionierten Probekörpern gegenüber Probekörpern ohne Tieftemperaturbehandlung. Untersucht wurden drei Probekörper-Serien NOL\_UD0\_A (NOL-Ring,  $\varphi=66\%$ ), ZDT\_UD90\_A (Rohrprobe,  $\varphi=68\%$ ) und ZDT\_UD90\_B (Rohrprobe,  $\varphi=62\%$ ). Es kann kein statistisch signifikanter degradierender Einfluss der Vorkonditionierung festgestellt werden.

## 3.2 Thermomechanische Analyse zur Quantifizierung von Eigenspannungen

Das breite Temperaturspektrum im Betriebsbereich des CcH<sub>2</sub>-Speichersystems von 30 K bis 360 K erfordert die Berücksichtigung der Auswirkung thermomechanischer Phänomene auf den Spannungszustand und somit das Versagen des Laminats. Im folgenden Abschnitt wird die experimentelle Bestimmung der hierfür notwendigen Werkstoffkennwerte beschrieben und diskutiert.

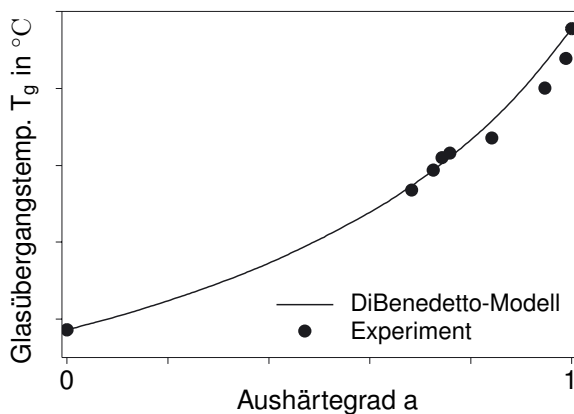
### 3.2.1 Dynamische Differenzkalorimetrie und Dynamisch-mechanische Analyse

In der vorliegenden Arbeit dienen die Untersuchungen per Dynamischer Differenzkalorimetrie (DSC) und Dynamisch-mechanischer Analyse (DMA) der Gewinnung zweier Werkstoffkenngrößen des CFK,

- dem Aushärtegrad  $a$
- und der Glasübergangstemperatur  $T_g$  bzw.  $T_g(\text{onset})$ .

Der Aushärtegrad  $a$  spielt als Parameter der Qualitätssicherung eine entscheidende Rolle, da die nahezu vollständige Aushärtung der Epoxidharzmatrix vorausgesetzt wird. Der Aushärtegrad nimmt wesentlich Einfluss auf die Glasübergangstemperatur  $T_g$  und somit auf die mechanischen Eigenschaften des Harzes bei einer jeweiligen Temperatur. DiBENEDETTO [DiB87] stellte im Jahr 1987 einen nichtlinearen Zusammenhang zwischen  $T_g$  und dem Aushärtegrad  $a$  fest und beschrieb ihn in Form einer empirischen Funktion, die später von PASCAULT und WILLIAMS [PW90] sowie HALE et al. [HMB91] aufgegriffen und erweitert wurde. Die empirische Funktion von DiBENEDETTO in der Schreibweise von NIELSEN [Nie69] ist in Glg. (3.1) gezeigt, mit der Glasübergangstemperatur des nicht ausgehärteten Monomers  $T_{g0}$ , der Glasübergangstemperatur des voll ausgehärteten Harzsystems  $T_{g\infty}(=T_g)$  und einem von PASCAULT und WILLIAMS [PW90] definierten, von der Wärmekapazität abhängigen Parameter  $\lambda$  zwischen 0 und 1. Einen typischen Kurvenlauf  $T_g(a)$  zeigt Abb. 3.4.

In Abb. 3.4 ist ersichtlich, dass  $T_g$  zum Ende der Aushärtereaktion zunehmend steil ansteigt. Der Grund dafür ist, dass bereits durch wenige zusätzliche Vernetzungspunkte der Polymerketten jeweils ganze Segmente eingefroren werden. Geringe Unterschiede im Aushärtegrad zweier ansonsten identischer Epoxidharzproben können demnach mehrere °C Unterschied von  $T_g$  bewirken. Ein stabiler und sicherer Aushärteprozess ist demnach die Basis für konstante und reproduzierbare mechanische Eigenschaften eines polymeren Matrixwerkstoffs. Die Dokumentation des produkti-

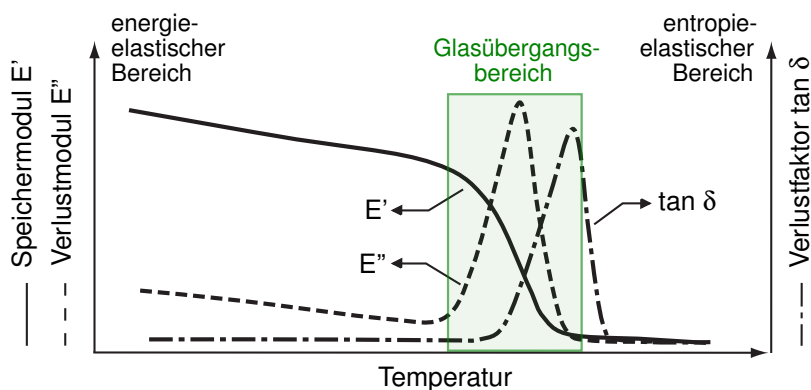


$$T_g = T_{g0} \frac{(T_{g\infty} - T_{g0}) \lambda a}{1 - (1 - \lambda) a} \quad [T \text{ in } ^\circ\text{C}] \quad (3.1)$$

**Abb. 3.4:** Glasübergangstemperaturen  $T_g$  eines typischen Epoxidharzes, aufgetragen über dem Aushärtegrad  $a$ . Vergleich zwischen DiBenedetto-Modell [DiB87] gemäß Glg. (3.1) und den experimentell gewonnenen Daten. (Quelle: [Urb07])

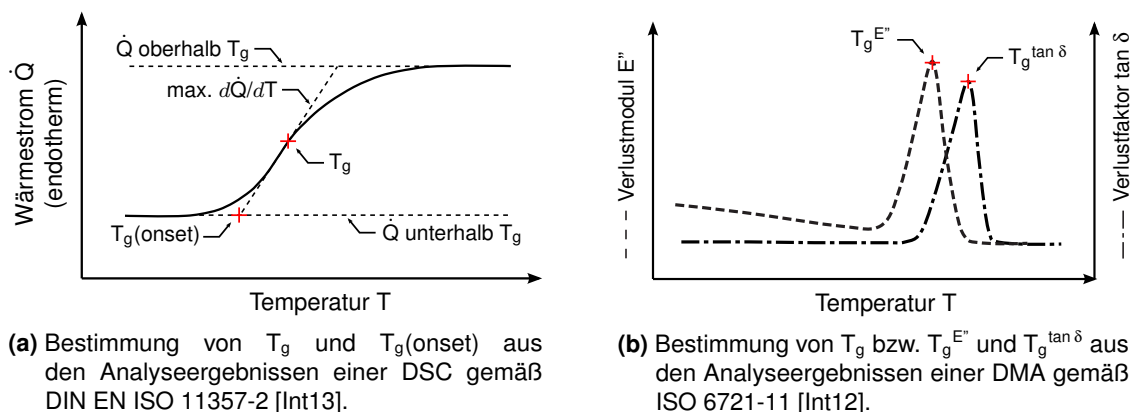
onsbegleitenden Qualitätssicherungsprozesses während der Probekörperfertigung zeigt, dass die Epoxidharzmatrix bei der Routine-DSC keine Nachhärtungsreaktion aufwies und somit von einem messbaren Aushärtegrad  $a$  gegen 100 % ausgegangen werden kann.

Der Glasübergangsbereich trennt zwei, sich im Werkstoffverhalten gravierend unterscheidende Zustandsbereiche von Kunststoffen. Bei Temperaturen oberhalb des Glasübergangsbereichs befindet sich der Kunststoff im entropieelastischen Zustand, bei Temperaturen darunter im energieelastischen Glaszustand. Im Glasübergangsbereich ändern sich die thermischen und mechanischen Eigenschaften drastisch. Steifigkeit und Festigkeit sinken deutlich, während spezifische Wärmekapazität, Wärmeausdehnungskoeffizient, mechanische Dämpfung und Bruchdehnung steigen. Abb. 3.5 zeigt den Effekt des Glasübergangs am Beispiel einer typischen DMA-Messkurve.



**Abb. 3.5:** Schematische Darstellung der typischen DMA-Messkurve eines amorphen Polymers, mit den viskoelastischen Speicher- und Verlustmoduln  $E'$  und  $E''$  sowie dem Verlustfaktor  $\tan \delta = E'' / E'$ . (Quelle: Nach [ERT04])

Als Glasübergangstemperatur  $T_g$  wird die Temperatur bezeichnet, bei der die temperaturabhängige Änderung der Eigenschaften am größten ist. FKV mit duroplastischer Matrix werden ausschließlich unterhalb von  $T_g$  eingesetzt. Die untere Temperatur des Glasübergangsbereichs, bei der die temperaturabhängige Änderung der Eigenschaften beginnt, wird  $T_g(\text{onset})$  genannt.  $T_g(\text{onset})$  ist eine entscheidende Einflussgröße für die Höhe der thermischen Eigenspannungen im Laminat. Bei der Abkühlung eines FKV-Laminats beginnen sich ab  $T_g(\text{onset})$ , aufgrund des orthotropen Wärmeausdehnungskoeffizienten  $\alpha$ , zunehmend thermische Eigenspannungen im Laminat aufzubauen (siehe Abschnitt 2.4.2.3).  $T_g(\text{onset})$  ist ausschlaggebend für die Wahl der Starttemperatur in der FEA, um die thermischen Eigenspannungen im Laminat bei der Simulation korrekt zu berücksichtigen.  $T_g$  und  $T_g(\text{onset})$  wurden per DSC und DMA bestimmt. Die Durchführung der DSC erfolgte gemäß DIN EN ISO 11357-1:2010, die Auswertung gemäß dem Wendepunktverfahren aus ISO 11357-2:2014 [Int13]. Die Durchführung der DMA per Biegeschwingung erfolgte gemäß ISO 6721-3:1994 [Int94a], per Zugschwingung gemäß ISO 6721-4:2008 [Int94b] und die Auswertung in Anlehnung an ISO 6721-11:2012 [Int12]. Abb. 3.6 zeigt die jeweiligen Methoden zur Bestimmung der Werte anhand der Messdaten bzw. -kurven.



**Abb. 3.6:** Auswertemethoden nach ISO zur Ermittlung der Glasübergangstemperatur  $T_g$  eines Harzes aus den Messkurven von DSC- und DMA-Versuchen.  
(Quelle: Nach [Int13] und [Int12])

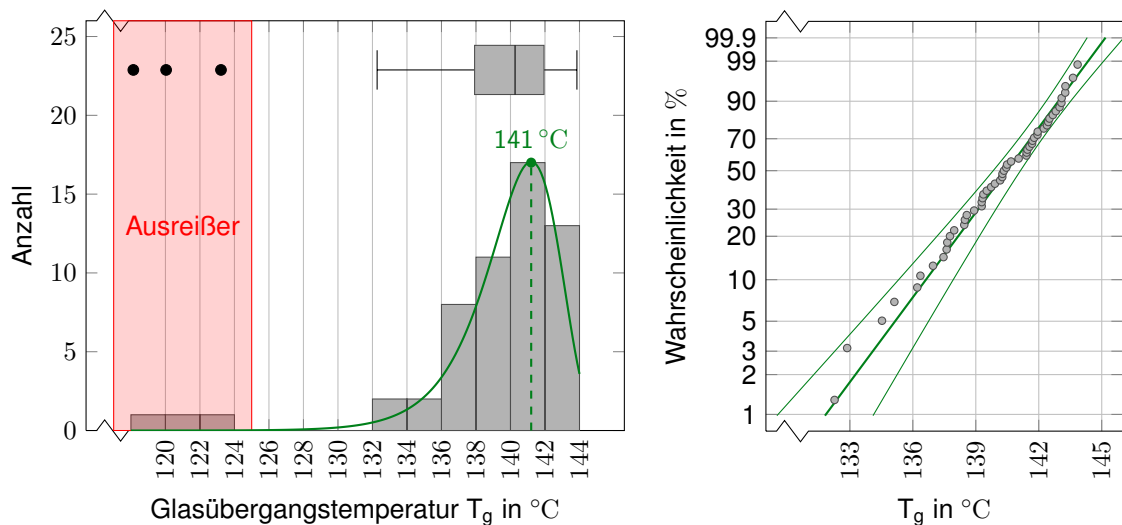
In der Literatur finden sich zahlreiche quantitative Vergleiche zwischen Glasübergangstemperaturen, die per DMA und DSC bestimmt wurden. In vielen Fällen kommen die Autoren zu dem Schluss, dass die beiden Prüfmethoden keine direkt vergleichbaren Ergebnisse liefern, zumal die DMA zwei Auswertemethoden,  $T_g^{\tan \delta} = T(\max. \tan \delta)$  und  $T_g^{E''} = T(\max. E'')$ , kennt [RMM07; AF94; Mao+10; ACC10]. Die  $T_g$  ist ein kinetisch kontrolliertes Phänomen, das die Werkstoffeigenschaften in Erwiderung der jeweiligen experimentellen Bedingungen widerspiegelt [Mao+10]. Bei der Messung per DSC hat die Heizrate [RMM07], bei der Messung per DMA die Schwingfrequenz einen entscheiden-

den Einfluss auf das Ergebnis [BJ08; GK07; KW04]. Bei Epoxidharzen kann beobachtet werden, dass die per DMA bestimmte  $T_g$  mit steigender Torsionsschwingfrequenz größer wird [Met09]. Selbigen Einfluss zeigen die Arbeiten von GOERTZEN und KESSLER [GK07] sowie KARBHARI und WANG [KW04] für schwingende Zuglasten und Polymere im Allgemeinen. Dieses frequenzabhängige Verhalten wird klassisch mit der Arrhenius-Gleichung [LLT00; KW04; GK07] oder deren Erweiterung, dem VOGEL-FULCHER-Gesetz beschrieben [Vog21; Ful25; BJ08]. RIEGER [Rie01] bestätigt diese Einflüsse und zeigt, dass  $T_g$  gemessen per DSC mit einer Heizrate von 20 K/min und  $T_g$  gemessen per DMA bei einer Torsionsschwingfrequenz von 1 Hz ( $= 2\pi$  rad/s), in einem Korridor von einigen K (in Einzelfällen  $\pm 10$  K) durchaus vergleichbar sind. ACHORN und FERRILLO [AF94; FA97] konnten feststellen, dass bei einer Torsionsschwingfrequenz von 0,16 Hz ( $= 1$  rad/s) die Messung von  $T_g$  per DSC dem Mittelwert der beiden DMA-Auswertemethoden  $(T_g^{\tan \delta} + T_g^{E'})/2$  mit einer Unsicherheit von  $\pm 4$  K entspricht. Die hier per DMA im nicht-resonanten Zugmodus bei 1 Hz und 3 K/min gemessenen Glasübergangstemperaturen betragen  $T_g^{\tan \delta} = 153,3$  °C (sd=0,4 °C, n=3) und  $T_g^{E'} = 141,4$  °C (sd=0,5 °C, n=3) bzw. 147,4 °C nach ACHORN und FERRILLO. Der per DMA ermittelte Wert von  $T_g(\text{onset})$  beträgt 130,6 °C.

Abb. 3.7a und Abb. 3.8a zeigen jeweils das Histogramm und den Boxplot der per DSC gemessenen Glasübergangstemperaturen  $T_g$  und  $T_g(\text{onset})$ . Die Messwerte beider Größen weisen eine linksschiefe Verteilung auf. Die Linksschiefe ist physikalisch mit einem oberen Grenzwert von  $T_g$  bei einem Aushärtegrad  $a$  gegen 100 % zu rechtfertigen. Wegen des oberen Grenzwertes können bei  $a < 100$  % oder einem gestörten stöchiometrischen Verhältnis des Harz-Härter-Gemisches theoretisch nur Glasübergangstemperaturen kleiner als  $T_g(a = 100 \%)$  auftreten. Wie DIBENEDETTO [DiB87] zeigte, wirkt sich bereits ein etwas unter 100 % liegender Aushärtegrad stark mindernd auf die Glasübergangstemperaturen aus (siehe Abb. 3.4). Eine schmale, normalverteilte Streuung der Messwerte um den Grenzwert wäre zu erwarten und auf Messunsicherheiten bzw. die sensible Auswertemethode nach dem Wendepunktverfahren aus ISO 11357-2:2014 [Int13] zurückzuführen.

Die Datenbasis von  $T_g$  und  $T_g(\text{onset})$  wurde von Ausreißern (siehe auch Abb. 3.11) bereinigt, die unterhalb des dreifachen Interquartilsabstands (IQR) vom unteren Quartil liegen und somit extreme Ausreißer darstellen. Milde Ausreißer, also Werte innerhalb eines Abstandes von 1,5 bis  $3 \times$  IQR, wurden beibehalten. Die linksschiefe Verteilung von  $T_g$  ist mit höchster Signifikanz (siehe Abb. 3.7b) durch eine minimale Extremwertverteilung nach Gumbel (siehe Glg. (A.6)) zu beschreiben. Mit geringerer, aber dennoch ausreichender Signifikanz, ist diese Verteilung auch zur Beschreibung der  $T_g(\text{onset})$ -Messwerte am besten geeignet (siehe Abb. 3.8b).  $T_g(\text{onset})$  wird als Starttemperatur der FEA zur Berücksichtigung thermischer Eigenspannungen im Laminat herangezogen.

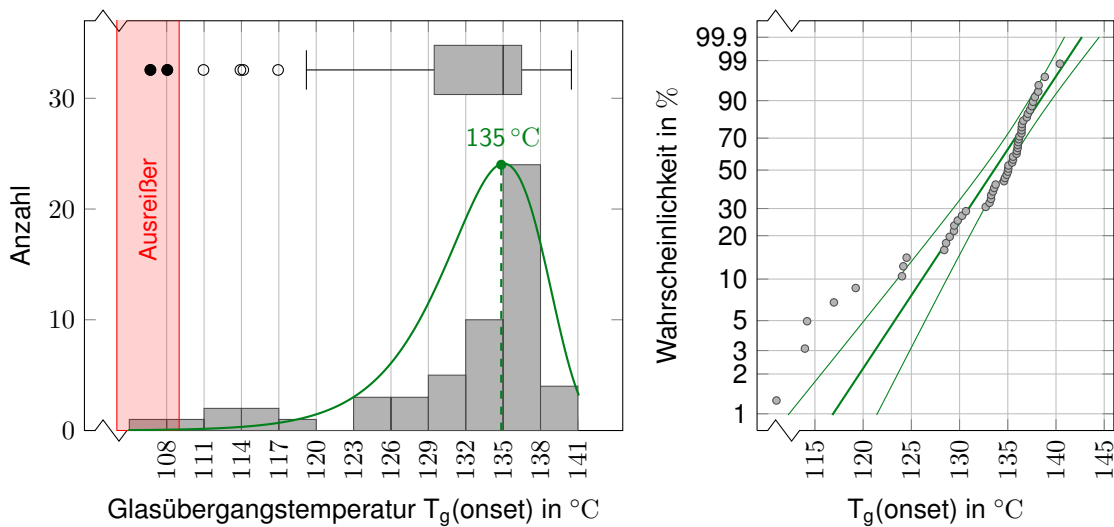
Da anhand der DSC-Messkurven eine Nachhärtungsreaktion bei allen gemessenen Proben ausgeschlossen wurde, muss von einem Harz- oder Härterüberschuss ausgegangen, oder andere



- (a) Boxplot und Histogramm der  $T_g$ -Messwerte. Drei Messwerte unterhalb des Wiskers mit einem Abstand von  $> 3,0 \times \text{IQR}$  wurden als extreme Ausreißer gekennzeichnet und aus der Datenbasis gestrichen. An die verbleibenden Werte ist eine minimale Extremwertverteilung gefittet. Die Temperatur im Maximum der Verteilungsfunktion von rund  $141\text{ °C}$  wird im Weiteren als für den Werkstoff allgemeingültige Glasübergangstemperatur  $T_g$  gewählt.
- (b)  $T_g$  ohne Ausreißer, aufgetragen im Wahrscheinlichkeitsnetz der minimalen Extremwertverteilung mit einem Konfidenzintervall von 95 %, einem Anderson-Darling-Koeffizient von  $A^2 = 0,261$  und der Signifikanz von  $p\text{-Wert} > 0,25$ . Mit  $p\text{-Wert} \gg \alpha = 0,05$  und  $A^2 \ll A_{\text{critical}}^2 = 2,492$  [Ste77] folgt die Verteilung sehr gut der Messreihe.

**Abb. 3.7:** Statistische Auswertung der DSC-Versuche zur Bestimmung der Glasübergangstemperatur  $T_g$ .

Einflüsse, wie zu hohe Feuchtigkeit, als Ursache für die linksschiefe Verteilung in Betracht gezogen werden. Die Reaktion des Anhydridhärters mit Wasser oder generell ein falsches Mischungsverhältnis von Anhydrid- zu Epoxidgruppen bedeuten eine Störung des stöchiometrischen Verhältnisses und können zu einer Beeinträchtigung der mechanischen Eigenschaften des Matrixsystems führen. In Untersuchungen mit bifunktionalen DGEBA-Harzen und MTHPA-Härtern konnte gezeigt werden, dass bei einem stöchiometrischen Verhältnis  $r_{A/E}$  (Anhydridgruppen/Epoxidgruppen) im Bereich von 0,8 bis 1,0 die Glasübergangstemperatur  $T_g$  ihren maximalen Wert [BPT89; GSP86; Gue+96] und der Elastizitätsmodul  $E$  seinen minimalen Wert erreichen [Gue+96]. Die Erhöhung des Elastizitätsmoduls bei Abweichungen vom stöchiometrischen Verhältnis mit maximaler  $T_g$  erklären MUNZ et al. [MSS05] mit dem Antiplastifizierungseffekt. Der Effekt beschreibt die Einlagerung der unvernetzten Harzmonomere in die freien Räume zwischen den Vernetzungsknoten des Polymers. Die eingelagerten Moleküle behindern mikroskopisch die Verschiebung der Vernetzungsknoten bzw. makroskopisch die elastische Deformation unter äußerer Last, was sich in einer Steifigkeitszunahme des Netzwerks äußert. Der Antiplastifizierungseffekt, der für Mischungen mit Harzüberschuss beschrieben wurde, lässt die gleiche logische Schlussfolgerung auch für Gemische mit Härterüberschuss zu. Weil die MTHPA-Moleküle jedoch deutlich kleiner



- (a) Boxplot und Histogramm der  $T_g(\text{onset})$ -Messwerte. Zwei Messwerte unterhalb des Wiskers mit einem Abstand von  $> 3,0 \times \text{IQR}$  wurden als extreme Ausreißer gekennzeichnet und gestrichelt. An die reduzierte Datenbasis wurde eine minimale Extremwertverteilung gefittet. Zur Verwendung einer sowohl konservativen, als auch möglichst allgemeingültigen Glasübergangstemperatur  $T_g(\text{onset})$  in der FEA, wurde die Temperatur im Maximum der Verteilungsfunktion von rund 135 °C ausgewählt.
- (b)  $T_g(\text{onset})$  ohne Ausreißer, aufgetragen im Wahrscheinlichkeitsnetz der minimalen Extremwertverteilung mit einem Konfidenzintervall von 95 %, einem Anderson-Darling-Koeffizient von  $A^2 = 2,007$  und der Signifikanz von  $0,05 < \text{p-Wert} < 0,10$ . Mit  $\text{p-Wert} > \alpha = 0,05$  und  $A^2 < A^2_{\text{critical}} = 2,492$  [Ste77] folgt die Verteilung in ausreichender Übereinstimmung der Messreihe.

**Abb. 3.8:** Statistische Auswertung der DSC-Versuche zur Bestimmung der Glasübergangstemperatur  $T_g(\text{onset})$ .

als die DGEBA-Monomere ausfallen, dürfte auch der Effekt weitaus geringer ausgeprägt sein [Kap10]. Da ein Harz- oder Härterüberschuss aber gleichzeitig eine geringere Vernetzungsdichte im ausgehärteten Harzsystem bedeuten, nimmt die Glasübergangstemperatur bei unter- und überstöchiometrischen Gemischen etwa in gleichem Umfang ab. Dieser Effekt ist bei Verwendung von Aminhärttern asymmetrischer und ausgeprägter als bei Verwendung von Anhydridhärttern [GSP86].

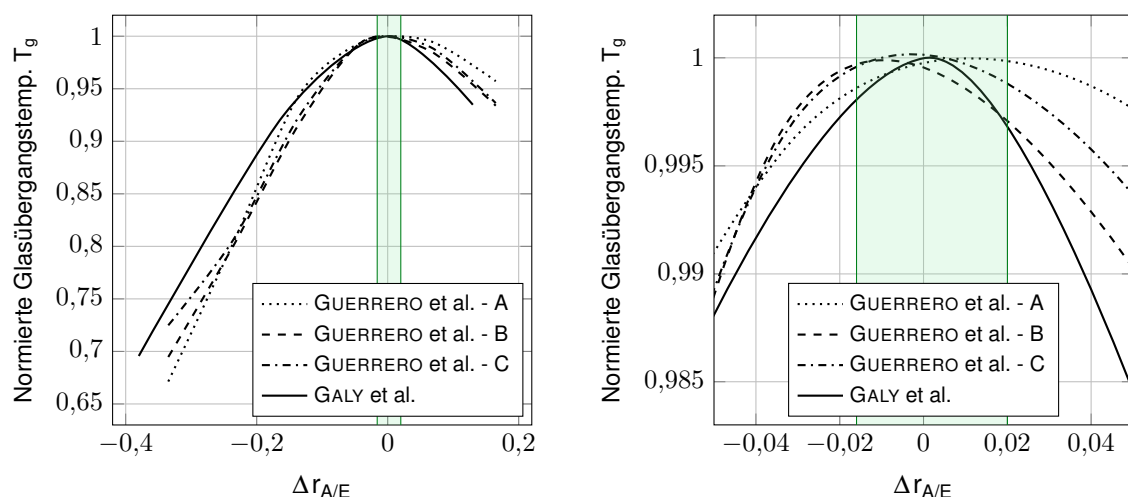
Eine Verschiebung des stöchiometrischen Verhältnisses wegen schwankender Konzentrationen der reaktionsbestimmenden Gruppen der Edukte kann mittels der Titrationsergebnisse aus den produktionsbegleitenden Qualitätsprüfungen untersucht werden. Die gemessenen Äquivalentgewichte EW, also die Masse  $m$  eines Stoffes pro Stoffmenge  $N$  reaktiver Gruppe, liegen bei Harz und Härter mit geringer Streuung innerhalb der Herstellerspezifikationen (siehe Tab. 3.4).



**Tab. 3.4:** Epoxid- und Anhydridäquivalentgewichte von Harz und Härter vor der Mischung. Sollwerte nach Spezifikation, Istwerte aus Qualitätskontrolle.

	Sollwerte		Istwerte	
	EW in g/mol	EW in g/mol	sd in %	n
Epoxidgruppen	184 – 190	184,5	0,5	69
Anhydridgruppen	165 – 175	167,7	0,6	6

Betrachtet man bei gegebenem gravimetrischen Mischungsverhältnis die beiden EW-Extremwertkombinationen, also die maximale Konzentration des Härters gegenüber minimaler Konzentration des Harzes und umgekehrt, weicht das stöchiometrische Verhältnis  $r_{A/E}$  nur wenig ab. Im Falle des höher konzentrierten Harzes und niedriger konzentrierten Härters beträgt die Abweichung von  $r_{A/E}$  vom Sollwert 0,020, im umgekehrten Falle sind es -0,016. Werden die von GUERRERO et al. [Gue+96] und GALY et al. [GSP86] für typische DGEBA/MTHPA-Harzsysteme gefundenen Messkurven  $T_g(r_{A/E})$  auf einen Maximalwert von 1 normiert und die Maxima auf der Abszisse bis zur Deckung verschoben, ergeben sich die in Abb. 3.9 gezeigten Kurvenverläufe.

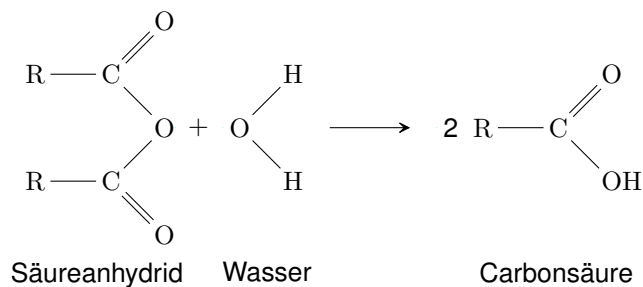


**Abb. 3.9:** Relative Minderung der Glasübergangstemperatur  $T_g$  von typischen DGEBA/MTHPA-Harzsystemen bei Abweichung des stöchiometrischen Verhältnisses von  $r_{A/E} = r_{A/E}(\max.T_g)$  um  $\Delta r_{A/E}$ . Der grün markierte Bereich umrahmt das Spektrum der möglichen Verschiebung des stöchiometrischen Verhältnisses innerhalb der Grenzen von oberer und unterer Extremkombination der hier gemessenen Äquivalentwerte. (Quelle: Daten aus GUERRERO et al. [Gue+96] und GALY et al. [GSP86].)

In der Auslegungsphase wurde der Sollwert von  $r_{A/E}$  für das hier betrachtete Harzsystem hin zu einer maximalen Glasübergangstemperatur optimiert, um während des Ausheizprozesses des

COPV keine Liner-Vorspannung zu verlieren (siehe Abschnitt 2.2.2 und 2.2.4). Es kann somit davon ausgegangen werden, dass beim Sollwert von  $r_{A/E}$  der  $T_g(r_{A/E})$ -Kurvenlauf des hier betrachteten Harzsystems ebenfalls sein Maximum durchläuft und ein dem in Abb. 3.9 ähnelndes Verhalten bei einer Abweichung des stöchiometrischen Verhältnisses zeigt. Auf Basis dieser Überlegungen kann für die beiden EW-Extremwertkombinationen mit einer maximalen Abweichung des stöchiometrischen Verhältnisses von  $-0,016 < \Delta r_{A/E} < 0,020$  (grün hinterlegter Rahmen in Abb. 3.9) behauptet werden, dass sich die Glasübergangstemperatur  $T_g$  um maximal 0,5 % oder 0,7 °C reduziert. Dieser Effekt alleine kann also nicht als mögliche Ursache der linksschiefen Verteilung dienen.

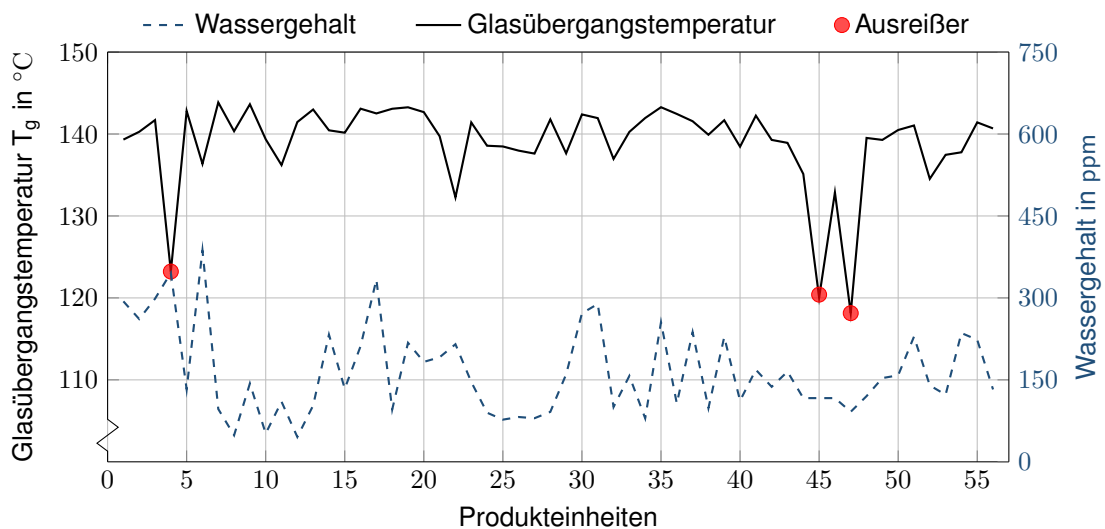
Als weitere potenzielle Ursache kann die Feuchtigkeit in Betracht gezogen werden. Nach der Aushärtung durch Diffusion in der Matrix aufgenommene Feuchtigkeit in Form von Wasser, kann in Epoxidharzen mit einem Massenanteil von bis zu 10 % eine Reduzierung von  $T_g$  auf bis zu 50 % verursachen, ist aber vollständig reversibel [Sch96, Kapitel 4]. Die neben den Druckbehältern im Aushärteprozess mitlaufenden Probekörper werden unter Luftabschluss bis zur DSC-Prüfung gelagert und können keine Feuchtigkeit aufnehmen, die die Glasübergangstemperatur reduzieren würde. Vor der Härtingsreaktion aufgenommenes Wasser kann die Polymerisation des Harzsystems empfindlich stören und einen negativen Einfluss auf das stöchiometrische Verhältnis bzw. den Aushärtegrad und schließlich auf die Glasübergangstemperatur nehmen. Aufgrund der Neigung des Anhydridhärter mit Wasser zu einer Carbonsäure zu reagieren (siehe Abb. 3.10), steht der im Kontext nun inerte Härter der eigentlichen Vernetzungsreaktion mit dem Epoxidharz nicht mehr zur Verfügung.



**Abb. 3.10:** Schema der unerwünschten Reaktion von Anhydrid-Härter mit Wasser zu einer Carbonsäure, wodurch der Härter nicht mehr für die Vernetzungsreaktion mit dem Epoxidharz zur Verfügung steht. Der Anhydridhärter bzw. die Harz-Härter-Mischung müssen in trockener Atmosphäre gelagert und verarbeitet werden.

Der Wassergehalt des Harz-Härter-Gemisches unterliegt einer regelmäßigen produktionsbegleitenden Prüfung per Karl-Fischer-Titration [AST00] und zeigt keine besonderen Auffälligkeiten. Der Wassergehalt des Gemisches weist im Verlaufsdiagramm (siehe Abb. 3.11) zwar Schwankungen bis zu einem Faktor von acht auf, liegt im Mittel aber bei nur 160 ppm, bleibt immer unterhalb von

400 ppm und in 95 % der Fälle sogar unter 300 ppm.



**Abb. 3.11:** Verlaufsdiagramm der Glasübergangstemperatur  $T_g$  des ausgehärteten Harzsystems und des Wassergehalts der flüssigen Harz-Härter-Mischung, jeweils am Ende des Wickelprozesses einer Charge.

Bei gegebenem gravimetrischen Mischungsverhältnis von Harz und Härter sowie dem Anhydrid-EW aus Tab. 3.4 lässt sich anhand des stöchiometrischen Reaktionsverhältnisses aus Abb. 3.10 berechnen, dass ein Wasseranteil von 400 ppm bei einer vollständigen Umsetzung 0,83 % der Anhydrid-Moleküle für die Härtungsreaktion unbrauchbar macht. Berechnet man unter Berücksichtigung dessen erneut das stöchiometrische Verhältnis  $r_{A/E}$ , wird deutlich, dass der Wasseranteil eine maximale Abweichung des stöchiometrischen Harz-Härter-Verhältnisses von lediglich 0,008 zu Folge hat. Diese geringe Abweichung  $\Delta r_{A/E}$  ist in Abb. 3.9 nicht mehr spezifisch aufzulösen und nimmt nur einen vernachlässigbar kleinen Einfluss auf die Glasübergangstemperatur  $T_g$ .

Der Wassergehalt kann also ebenfalls nicht als Ursache der linksschiefen Verteilung dienen, was die mangelnde Korrelation zwischen den Verläufen der Glasübergangstemperatur und des Wassergehalts mit einem Spearmans Rangkorrelationskoeffizienten (Spearmans Rho) von 0,149 zusätzlich widerspiegelt. Auch im direkten Vergleich der Glasübergangstemperaturen mit dem zugehörigen Wassergehalt der Mischung in Abb. 3.11, kann kein eindeutiger Zusammenhang festgestellt werden. Um die Verweilzeit des Gemisches im Harzbad und damit die Wasseraufnahme zu minimieren, wurden Harz und Härter für jeden Wickelvorgang frisch angemischt.

Nach Ausschluss der bekannten Einflussgrößen kann geschlussfolgert werden, dass die verwendete minimale Extremwertverteilung die empirischen Beobachtungen am besten widerspiegelt und somit zur Findung einer konservativen Starttemperatur für die FEA, z.B. nach SCHÜRMANN

[Sch05, Kapitel 12.5], generell geeignet ist. Die DMA-Ergebnisse bestätigen die Vergleichbarkeit mit der per DSC gewonnenen Glasübergangstemperatur nur bedingt. Während die anhand des Verlustmoduls  $E''$  ermittelte Glasübergangstemperatur  $T_g^{E''}$  den Wert aus der DMA innerhalb der Standardabweichung exakt trifft, liegt die mittels des Verlustfaktors  $\tan \delta$  bestimmte Glasübergangstemperatur um rund  $12^\circ\text{C}$  deutlich darüber. Die nach ACHORN und FERRILLO [AF94] anhand des Mittelwerts aus  $T_g^{\tan \delta}$  und  $T_g^{E''}$  gebildete Glasübergangstemperatur liegt mit  $6^\circ\text{C}$  nur leicht außerhalb des von ACHORN und FERRILLO prognostizierten Korridors von  $\pm 4\text{K}$ . Die Abweichung kann rein spekulativ mit der Frequenzabhängigkeit der Ergebnisse aus der DMA-Prüfung begründet werden, die trotz einer normgerechten und auch von RIEGER [Rie01] verwendeten Messfrequenz von  $1\text{Hz}$  noch um das ca. Sechsfache größer ist als die Messfrequenz von ACHORN und FERRILLO. Anders als  $T_g$  liegt  $T_g(\text{onset})$  mehr als  $4^\circ\text{C}$  unterhalb des per DSC gemessenen Wertes. Wegen Phänomenen wie diesem sowie der Frequenzabhängigkeit der Ergebnisse, birgt die Bestimmung der Glasübergangstemperaturen per DMA ein nicht akzeptables Maß an Unsicherheit, sofern rein thermisch belastete Bauteile, gegebenenfalls überlagert mit quasistatischen Lasten, beurteilt werden sollen. Da der COPV im Allgemeinen eine quasistatische Belastung widerfährt, wird zur Bestimmung von  $T_g$  und  $T_g(\text{onset})$  die Methode per DSC empfohlen. Für schwingend belastete Bauteile mit entsprechender Schwingfrequenz ist die DMA das Mittel der Wahl.

### 3.2.2 Dilatometrie

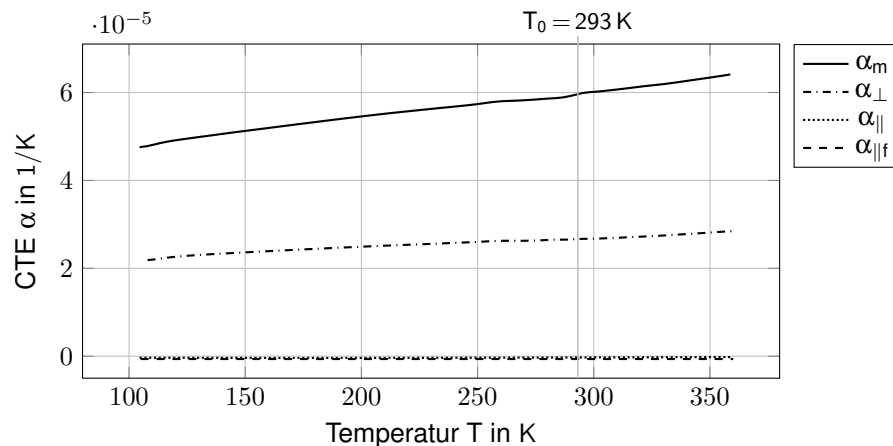
Die Messung der temperaturabhängigen, orthotropen, mittleren Längen- oder Wärmeausdehnungskoeffizienten (CTE)  $\alpha_{\parallel}$  und  $\alpha_{\perp}$  längs und quer zur Faserorientierung zwischen rund  $100\text{K}$  und  $380\text{K}$  erfolgt gemäß DIN 51005 [Deu05] und DIN 53752 [Deu80] mit einem Dilatometer der 800er-Serie der Firma Bähr<sup>2</sup>. Die Ermittlung des isotropen CTE des Reinharzes  $\alpha_m$  findet mittels der gleichen Methode statt. Die Methode sieht für den Ausdehnungsversuch quaderförmige Probekörper im Dilatometer vor, hier mit einer Grundfläche von  $6\text{mm} \times 4\text{mm}$  und einer Länge von  $50\text{mm}$ , die in der vorliegenden Arbeit im Plattenwickelverfahren nach DIN EN ISO 14126 [Deu00] (siehe auch Abschnitt 3.4.3.1) hergestellt und ausgefräst wurden. Im Ausdehnungsversuch wird die Längenausdehnung  $\Delta L$  über der Temperatur  $T$  aufgezeichnet.

$$\alpha(T) = \frac{1}{L_0} \frac{\Delta L}{\Delta T} = \frac{1}{L_0} \frac{\Delta L}{T - T_0} \quad (3.2)$$

Der mittlere CTE, definiert nach Glg. (3.2), beschreibt die Längenausdehnung des Körpers  $\Delta L$  relativ zur Ausgangslänge  $L_0$  im Temperaturintervall  $\Delta T$ . Im Gegensatz zum differentiellen Ausdehnungskoeffizienten ist für den mittleren Ausdehnungskoeffizient bei temperaturabhängiger

<sup>2</sup>BÄHR-Thermoanalyse GmbH, 32609 Hüllhorst, <http://www.baehr-thermo.de>

Formulierung immer die Angabe einer Referenztemperatur  $T_0$  notwendig. Zur Verwendung in der FEA-Software Abaqus ist nur der mittlere Ausdehnungskoeffizient zulässig. Anhand der Messkurven  $\Delta L/L_0$  über  $T$ , aus den Ausdehnungsversuchen des Reinharzes sowie des CFK ( $\varphi = 61\%$ ) parallel und quer zur Faser, wurden die korrespondierenden mittleren Ausdehnungskoeffizienten  $\alpha_m(T)$ ,  $\alpha_{||}(T)$  und  $\alpha_{\perp}(T)$  gemäß Glg. (3.2) berechnet (siehe Abb. 3.12).



**Abb. 3.12:** Mittlere Wärmeausdehnungskoeffizienten als Ergebnisse der Dilatometrie parallel und quer zur Faserrichtung der CFK- ( $\varphi = 61\%$ ) und Reinharz-Probekörper. Jede Kurve repräsentiert den Mittelwert aus mindestens acht Einzelbestimmungen. Der konstante, longitudinale (achsparallele) CTE der isolierten Faser  $\alpha_{||f}$  entstammt dem Herstellerdatenblatt. Die Referenztemperatur  $T_0$  beträgt 293 K (= RT).

Die teilweise orthotropen, mittleren CTE von Reinharz, CFK und Kohlenstofffaser (Herstellerangabe) werden für Temperaturen zwischen 100 K und 380 K durch die empirischen Funktionen 3.3, 3.4, 3.5 und 3.6 abgebildet. Der weitgehend lineare Kurvenverlauf der CTE von Reinharz und CFK innerhalb des gemessenen Temperaturbereichs sowie das bekannt lineare Verhalten des Harzes bis hinunter zu ca. 50 K [HK84; KF13], lassen den Schluss zu, dass eine Extrapolation der Kurven im Tieftemperaturbereich zulässig ist. Bei kryogenen Temperaturen unterhalb ca. 50 K flacht die Funktion  $\alpha_m(T)$  ab, was dazu führt, dass die lineare Extrapolation den CTE der Matrix überschätzt und somit eher in einer konservativen Beurteilung der resultierenden thermischen Eigenspannungen mündet.

$$\alpha_m(T) = 6,12E-8 K^{-2} \cdot T + 4,20E-5 K^{-1} \quad (3.3)$$

$$\alpha_{\perp}(T) \Big|_{\varphi=61\%} = 2,19E-8 K^{-2} \cdot T + 2,04E-5 K^{-1} \quad (3.4)$$

$$\alpha_{\parallel}(T) \Big|_{\varphi=61\%} = 8,65E-10 K^{-2} \cdot T - 5,34E-7 K^{-1} \approx -3,16E-7 K^{-1} \text{ (const.)} \quad (3.5)$$

$$\alpha_{\parallel f} = -6,4E-7 K^{-1} \quad (3.6)$$

Im Gegensatz zur rein empirischen mathematische Beschreibung der CTE-Kurven  $\alpha_{\parallel}(T)$  und  $\alpha_{\perp}(T)$  besteht die Möglichkeit, das Verhalten mittels Fitting der mikromechanischen Bestimmungsgleichungen von SCHÜRMAN [Sch05, Kapitel 12.3] unter Zuhilfenahme des ebenfalls experimentell ermittelten CTE des Reinharzes  $\alpha_m(T)$  zu beschreiben. Einen genaueren, jedoch aufwändigeren Ansatz bietet SCHNEIDER [Sch77], der das gesamte Elastizitätsgesetz in sein Modell mit einbezieht. Der Vorteil bei der Verwendung der mikromechanischen Bestimmungsgleichungen ist, dass diese neben der Temperaturabhängigkeit auch die Abhängigkeit des CTE vom FVA abbilden, was bei der Berücksichtigung der variierenden FVA im Wickellaminat (siehe Abschnitt 4.1.1 und Abschnitt 4.1.3.5) für die FEA von Relevanz ist. Allerdings ist der Aufwand nur dann gerechtfertigt, wenn eine großes FVA-Spektrum in guter Näherung von der Funktion abgebildet werden soll. Für den hier vorzufindenden, relativ schmalen Bereich von  $54\% < \varphi < 68\%$ , können die Funktionen  $\alpha_{\parallel}(\varphi)$  und  $\alpha_{\perp}(\varphi)$  deutlich vereinfacht ausgeführt sein. Die mathematische Ausarbeitung der Abhängigkeiten findet sich in Abschnitt 4.1.3.5.

### 3.3 Bruchmechanische Analyse zur Quantifizierung des In-Situ-Effekts

Die geometrische Beschreibung eines sich ausbreitenden Risses kann anhand zweier werkstoffwissenschaftlicher Ansätze erfolgen: der Kontinuumschädigungsmechanik (CDM) (siehe auch Abschnitt 2.3) und der Bruchmechanik. In der CDM wird der Riss als eine auf Mikroebene „verschmierte“, diffuse Schädigung angesehen, die auf der Meso- und Makroebene als eine lokale Werkstoffdegradation beschrieben wird. Die CDM betrachtet also nicht den Riss selbst, sondern nur seine Auswirkung auf die Eigenschaften des Materials. Die Bruchmechanik jedoch formuliert den Riss als eine diskrete geometrische Diskontinuität und beschreibt im klassischen Sinne nur dessen Ausbreitung, nicht aber dessen Entstehung. Beiden Ansätze liegt zur Berechnung der Entfestigung des betrachteten Werkstoffes im Sinne des Materialmodells die kritische

Energiefreisetzungsrate  $G_c$  zugrunde [Hör02]. Tab. 3.5 stellt die Merkmale der beiden Ansätze gegenüber.

**Tab. 3.5:** Gegenüberstellung des kontinuumsmechanischen und bruchmechanischen Ansatzes zur Beschreibung eines Risses.  
(Quelle: [Wei95; Hör02])

Kontinuumsmechanischer Ansatz	Bruchmechanischer Ansatz
<b>Rissbeschreibung:</b>	
<ul style="list-style-type: none"> <li>• unveränderte Topologie</li> <li>• Schädigung des Materials im Bereich um den Riss</li> <li>• Rissöffnung als homogenisierte, innere Größe</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• veränderte Topologie</li> <li>• keine Schädigung des den Riss umgebenden Materials</li> <li>• Rissöffnung als diskrete, strukturelle Größe</li> </ul>
<b>Rissinitiierung:</b>	
<ul style="list-style-type: none"> <li>• Spannungs- oder Verzerrungskriterium</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Riss bereits vorhanden</li> </ul>
<b>Rissfortschritt:</b>	
<ul style="list-style-type: none"> <li>• zunehmende Werkstoffdegradation</li> <li>• körperfeste Betrachtungsweise</li> <li>• Schädigung in Abhängigkeit der dissipierten Energie</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• zunehmende Änderung der Topologie</li> <li>• Betrachtung der Rissfront</li> <li>• Anwendung eines Stabilitätskriteriums (GRIFFITH-Kriterium [Gri21])</li> </ul>

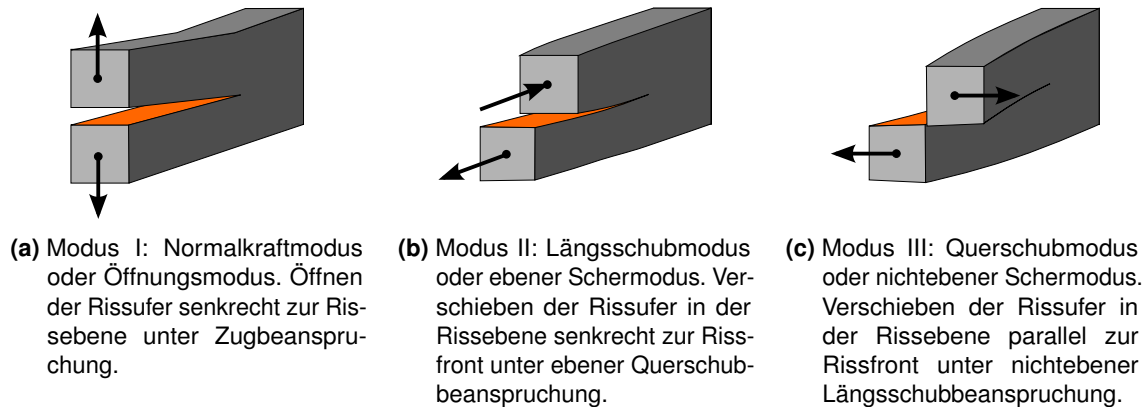
Der bruchmechanische Ansatz setzt einen bereits vorhandenen Riss voraus, der unter mechanischer Lasteinwirkung über seine Risspitze, infolge der dort auftretenden Spannungskonzentration, wächst. Die beim Wachstum eines Risses pro neu erzeugter Rissoberfläche frei werdende Bruchenergie bzw. die Änderung der potentiellen Energie pro Rissfläche wird als Energiefreisetzungsrate bezeichnet. Nach GRIFFITH [Gri21; Gri25] findet ein Risswachstum dann statt, wenn die zu erwartende Energiefreisetzungsrate, die durch ein Risswachstum entstehen würde, einen kritischen Wert  $G_c$  erreicht. Für eine Platte mit unendlicher lateraler Ausdehnung und einem linear-elastischen Materialverhalten, was für spröde Werkstoffe näherungsweise zutrifft, berechnet sich die kritische Energiefreisetzungsrate  $G_c$  für ebene Spannungszustände nach GRIFFITH zu

$$G_c = \frac{\pi \sigma_c^2 a_{cr}}{2E}, \quad (3.7)$$

mit der Bruchspannung  $\sigma_c$ , der Bruchlänge  $a_{cr}$  und dem Elastizitätsmodul  $E$ . Die kritische Energie-

freisetzungsrates ist ein Werkstoffkennwert.

In der Bruchmechanik wird von drei verschiedenen Möglichkeiten einer Werkstofftrennung an der Risspitze ausgegangen und infolgedessen zwischen drei Rissöffnungsmoden unterschieden (siehe Abb. 3.13).



**Abb. 3.13:** Die elementaren Rissöffnungsarten (Moden) der klassischen Bruchmechanik.

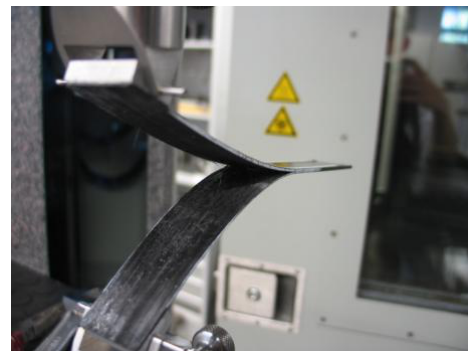
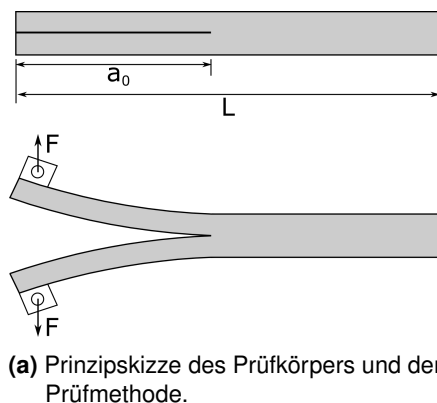
Rissöffnungsmodus I hat für die Auslegung von Bauteilen unter Innendruck die größte Bedeutung, da hier die Zug-Normalspannung  $\sigma^+$  in der Regel den überwiegenden Anteil zur Anstrengung der Werkstoffe beiträgt. In der vorliegenden Arbeit wird der Rissöffnungsmodus I im Kontext einer Querkzugbeanspruchung  $\sigma_{\perp}^{\pm}$  der UD-Schicht betrachtet. Es soll an dieser Stelle darauf hingewiesen sein, dass das interlaminare Bruchverhalten, also die Schichtentrennung (Delamination), nicht Teil der Untersuchungen ist und ggf. einer separaten experimentellen Analyse bedarf. Die Rissöffnungsmoden II und mit geringerer Bedeutung auch III spielen für FKV primär bei der Untersuchung des intralaminaren Bruchverhaltens in der Grenzfläche eine Rolle, sind bei einer gemischten Beanspruchung aber auch im inneren Volumen von Bedeutung. Im allgemeinen Fall dieses multiaxialen Spannungszustandes tritt das Risswachstum nämlich nicht in einzelnen, sondern in mehreren Rissöffnungsmoden gleichzeitig auf („Mixed-Mode“). Zur umfassenden Beschreibung des Rissausbreitungsverhaltens sind daher Interaktionsbedingungen zwischen den einzelnen Bruchmoden notwendig. Dementgegen wird in der vorliegenden Arbeit ein kontinuumsmechanischer Ansatz zur Beschreibung des Degradations- und Versagensverhaltens der CFK-Armierung des Druckbehälters verfolgt. Die bruchmechanische Untersuchung wird zur Gewinnung der Kennwerte  $G_{Ic}$  und  $G_{IIc}$  zur Berücksichtigung des In-Situ-Effekts nach PINHO et al. [Pin+05] und CAMANHO et al. [Cam+06] durchgeführt. Eine Beschreibung des In-Situ-Effekts findet sich in Abschnitt 2.4.1 und die korrespondierende Berechnung der In-Situ-Festigkeiten in Abschnitt 4.1.3. Zur Berechnung der In-Situ-Festigkeiten der dünnen Schicht benötigt man die longitudinalen kritischen Energiefreiset-



zungsraten  $G_{Ic}^L$  und  $G_{SHc}^L$ , die per DCB- und ENF-Prüfung bestimmt werden. Transversale kritische Energiefreisetzungsraten mit der Rissflächennormalen parallel zur Faser werden nicht benötigt. Die In-Situ-Festigkeiten der dicken Schicht sind unter der Annahme eines linearen Schubverhaltens alleine von den Basisfestigkeiten  $R_{\perp}^+$  und  $R_{\perp\parallel}$  der UD-Schicht abhängig und somit, im Gegensatz zur dünnen Schicht, keine Funktion der kritischen Energiefreisetzungsraten.

### 3.3.1 Double Cantilever Beam-Prüfung

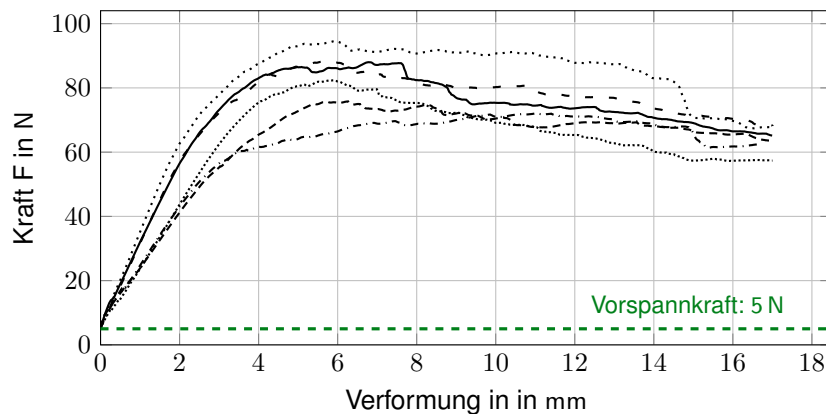
Die longitudinale, quasistatische kritische Energiefreisetzungsrate  $G_{Ic}^L$ , im Folgenden nur noch als  $G_{Ic}$  bezeichnet, wird durch die Rissöffnung nach Modus I (siehe Abb. 3.13a) per DCB-Prüfung in Übereinstimmung mit ISO 15024 [Int01a] experimentell bestimmt. Die Herstellung der UD-CFK-Flachproben erfolgt per Nasswickelverfahren, analog zum in Abschnitt 3.4.3.1 beschriebenen Verfahren. Zur Realisierung des für die Prüfmethode notwendigen Anrisses im Probekörper, wird eine UD-Lage vor der Überwicklung mit der nächstfolgenden Lage auf einer Teilfläche mit einer Teflonfolie bedeckt. Die Teflonfolie bewirkt, dass die beiden Lagen auch nach dem Aushärteprozess in diesem Teilbereich der Fläche getrennt bleiben, was einem initialen Anriss gleichkommt. In der Prüfeinrichtung wird der streifenförmige UD-Probekörper an dem bereits mit dem Anriss versehenen Ende transversal zur Faserrichtung, Rissebene und -front mit einer Kraft beaufschlagt. Die Lasteinleitung erfolgt gemäß JIS K 7086 [Jap01] mittels zwei gegenüberliegend auf dem Probekörper verklebter Endblöcke aus Stahl (siehe Abb. 3.14a). Die Norm ISO 15024 [Int01a] macht keine Vorgaben zu den Abmessungen der Endblöcke, sodass die Maße ebenfalls der Norm JIS K 7086 [Jap01] entnommen wurden.



**Abb. 3.14:** Exemplarischer DCB-Versuchsaufbau zur Ermittlung der kritischen Energiefreisetzungsrate  $G_{Ic}$  gemäß Norm ISO 15024 [Int01a].

Alle Messungen zur Ermittlung des Kraft-Verformungs-Verhaltens wurden mittels der Universalprüf-

maschine Zwick Z020 der Fa. Zwick/Roell<sup>3</sup> bei Normbedingungen (23 °C, 50 % relative Feuchte) durchgeführt. Die Prüfgeschwindigkeit betrug einheitlich 1 mm/min. Alle Abmessungen der DCB-Prüfkörper inklusive der Risslänge waren normgerecht. Um gültige Ergebnisse zu generieren, ist eine stabile Rissausbreitung, also ein langsames und kontrolliertes Risswachstum, notwendig. Ein ideal spröder Werkstoff verhält sich jedoch genau gegenteilig - er versagt gemäß Stabilitätskriterium unter instabiler Rissausbreitung. Die duroplastische Matrix des hier untersuchten CFK verhält sich in diesem Kontext quasispröde. Der Riss wächst über einen gewissen Weg instabil, bis die geringe Plastifizierung an der Rissspitze die dort vorliegende Spannung auf einen Wert unterhalb der Bruchspannung reduziert. Durch weiteres aufbringen äußerer Last wiederholt sich der Prozess (siehe Abb. 3.15). Die Rissausbreitung ist während des Versuchs kontrollierbar, also im Sinne der Prüfmethode stabil.



**Abb. 3.15:** Kraft-Verformungs-Diagramme als Ergebnis der DCB-Prüfungen. Es zeigt sich zuerst ein nahezu linear-elastisches Verhalten, worauf sich ein kontrolliertes Risswachstum anschließt.

Anhand der Rissfortschrittsweglänge und der zur Rissbildung aufgewendeten Energie, von GRIFFITH [Gri21] Separationsarbeit (*work of separation*) genannt und gemäß seinem Stabilitätskriterium mit  $G_c$  gleichzusetzen, definiert sich die kritische Energiefreisetzungsrate  $G_{Ic}$  für den Rissöffnungsmodus I zu

$$G_{Ic} = \frac{\Delta W}{b a_{cr}}, \quad (3.8)$$

mit der Separationsarbeit  $\Delta W$ , der Breite der Rissfront bzw. des Probekörpers  $b$  und der Rissfortschrittsweglänge  $a_{cr}$ , also der Risslänge abzüglich der initialen Anrisslänge  $a_0$ . Die Auswertung erfolgt nach ISO 15024 [Int01a], Methode A „Corrected beam theory (CBT)“, jedoch mit einem auf der Nachgiebigkeit fußenden Verfahren zur Bestimmung der Rissfortschrittsweglänge [WK96]. Da die in der Norm ISO 15024 vorgeschlagene Methode zur Festlegung von stabilen Rissverlängerungen

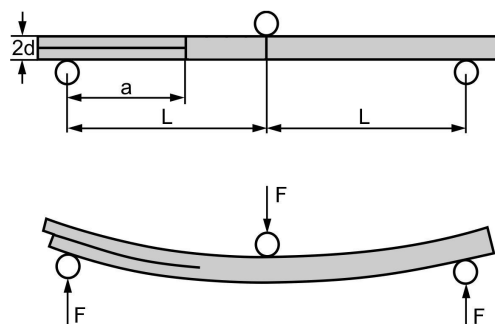
<sup>3</sup>Zwick GmbH & Co. KG, August-Nagel-Str. 11, D-89079 Ulm

einem zu großen subjektiven Einfluss unterliegt, wird eine auf der Bestimmung der Prüfkörpernachgiebigkeit basierende Ermittlung von stabilen Rissverlängerungen durchgeführt. Dabei wird vorausgesetzt, dass linear-elastisches Werkstoffverhalten vorliegt und dass die Spannungskonzentrationszone (Nahfeld) vor der Risspitze klein gegenüber den Prüfkörperabmessungen in Rissausbreitungsrichtung ist. Beides ist für den vorliegenden Werkstoff und die verwendeten Prüfkörper gegeben. Die so berechnete kritische Energiefreisetzungsrate  $G_{Ic}$  besitzt einen Wert von  $0,082 \text{ kJ/m}^2$  ( $n = 6$ ,  $sd = 0,038 \text{ kJ/m}^2$ ). Die relative Standardabweichung von 46,2% ist hoch, jedoch nicht untypisch für FKV.

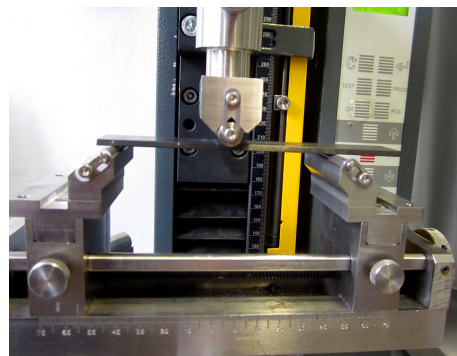
Die kritische Energiefreisetzungsrate  $G_{Ic}$  wird in Abschnitt 4.1.3.2 zur Berechnung der In-Situ-Querzugfestigkeit  $R_{\perp is}^+$  verwendet.

### 3.3.2 End Notched Flexure-Prüfung

Die longitudinale, statische kritische Energiefreisetzungsrate  $G_{IIc}^L$ , im Folgenden nur noch als  $G_{IIc}$  bezeichnet, wird durch die Rissöffnung nach Modus II (siehe Abb. 3.13b) per ENF-Prüfung experimentell bestimmt. Wie bei der DCB-Prüfung wird ein auf gleiche Weise gefertigter, streifenförmiger Flachprobekörper aus UD-CFK mit bereits vorhandenem Anriss verwendet. Die parallel zur Laminatebene an der Rissfront angreifende Schublast wird in der Prüfeinrichtung per Drei-Punkt-Biegung gemäß Norm JIS K 7086 [Jap01] aufgebracht (siehe Abb. 3.16a).



(a) Prinzipskizze des Prüfkörpers und der Prüfmethode.

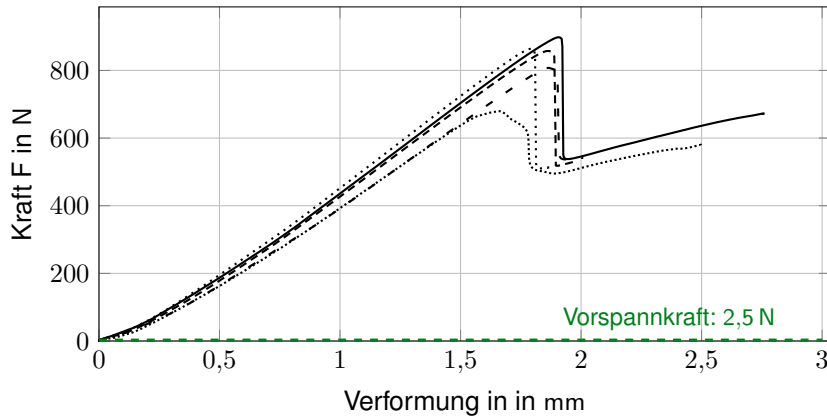


(b) Foto des Prüfaufbaus.

**Abb. 3.16:** Drei-Punkt-Biegeversuch (ENF-Prüfung) zur Ermittlung der kritischen Energiefreisetzungsrate  $G_{IIc}$  gemäß Norm JIS K 7086 [Jap01].  
(Quelle: Polymer Service GmbH Merseburg, Merseburg).

Alle Messungen zur Ermittlung des Kraft-Verformungs-Verhaltens wurden mittels der Universalprüfmaschine Zwicki vom Hersteller Zwick/Roell bei Normbedingungen ( $23^\circ\text{C}$ , 50% relative Feuchte)

durchgeführt (siehe Abb. 3.16b). Die Prüfgeschwindigkeit betrug einheitlich 1 mm/min. Der Auflagerabstand  $2L$  der ENF-Prüfkörper war 100 mm bei einem Radius der Auflagerrollen von 2 mm und des Biegestempels von 5 mm. Alle Abmessungen der ENF-Prüfkörper waren normgerecht inklusive der Risslänge  $a_0$  von 25 mm. In die bruchmechanischen Prüfkörper wurde während der Herstellung eine Gewebefolie aus PTFE zur Nachahmung eines scharfen Anrisses einlaminiert.



**Abb. 3.17:** Kraft-Verformungs-Diagramme als Ergebnis der ENF-Prüfungen. Es zeigt sich, abgesehen vom Einlaufverhalten bei kleinen Verformungen, ein größtenteils linear-elastisches Werkstoffverhalten mit instabilem Risswachstum.

Da die Kraft-Verformungs-Diagramme (siehe Abb. 3.17) durchgängig nahezu linear-elastisches Werkstoffverhalten mit instabilem Risswachstum zeigen, ergibt sich die kritische Last  $P_c$  aus der maximalen Kraft. Die zur kritischen Last zugehörige Durchbiegung  $v_c$ , die zur Berechnung der Prüfkörpernachgiebigkeit beim Erreichen der kritischen Last notwendig ist, wurde um das Anlaufverhalten bei kleinen Verformungen korrigiert. Die anhand der kritischen Last  $P_c$ , der Durchbiegung  $v_c$ , dem axialen Biegemodul  $E_B$ , der Risslänge  $a$  sowie der Prüfkörperdicke  $2d$  und -breite  $W$  gemäß Glg. (3.9) berechnete kritische Energiefreisetzungsrate beträgt  $G_{IIc} = 0,61 \text{ kJ/m}^2$  ( $n = 5$ ,  $sd = 0,04 \text{ kJ/m}^2$ ).

$$G_{IIc} = \frac{9 \cdot P_c^2 \cdot a^2}{16 \cdot W \cdot v_c \cdot d^3 \cdot E_B} \quad (3.9)$$

Der für  $G_{IIc}$  bestimmte Wert ist folgend der Argumentation in Abschnitt 2.4.1 mit  $G_{SHc}$  gleichzusetzen und wird zur Berechnung der In-Situ-Schubfestigkeit  $R_{\perp||is}$  in Abschnitt 4.1.3.2 verwendet.

## 3.4 Vergleich der Prüfmethoden zur Festigkeitsanalyse von Wickellaminaten

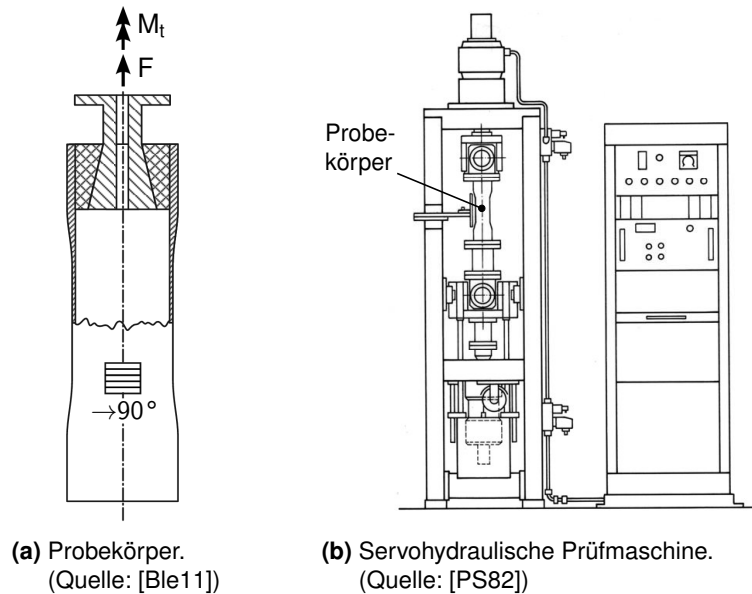
Die Besonderheiten bei der Herstellung gewickelter Probekörper bzw. FKV-Bauteilen gegenüber beispielsweise Gelegen, machen eine angepasste, werkstoffgerechte Prüfung erforderlich. Deswegen findet die Festigkeitsanalyse mittels drei verschiedener Probekörpergeometrien statt, dem NOL-Ring, der Flachprobe und der Zug/Druck-Torsion (ZD/T)-Rohrprobe. Alle wurden von TARNOPOL'SKII und KINCIS [TK85] als geeignet zur Charakterisierung gewickelter FKV beschrieben. Tab. 3.1 zeigt die Versuchsmatrix zur CFK-Festigkeitsanalyse. Abschließend sollen die gewonnenen Werkstoffkennwerte und die ihnen zugrunde liegenden Prüfmethoden gegenübergestellt und hinsichtlich ihrer Tauglichkeit zur mechanischen Werkstoffcharakterisierung von CFK-Wickellaminaten bewertet werden.

### 3.4.1 Zug/Druck-Torsionsprüfung

Die Zug/Druck-Torsionsprüfung wurde Mitte der 1960er Jahre am Deutschen Kunststoff-Institut (DKI) entwickelt und von PUCK und SCHÜRMAN [PS82] im Jahr 1982 aufgegriffen und weiterentwickelt. Das Verfahren dient der uni- und multiaxialen, mechanischen Prüfung von dünnwandigen, rohrförmigen Probekörpern aus FKV. Diese Form der rohrförmigen Probekörper erlaubt es, sowohl Kräfte in Zug- und Druckrichtung, als auch Torsionsmomente um die Längsachse der Probe aufzubringen. Hierbei wird der Probekörper reinen oder überlagerten Normal- und Schubspannungen ausgesetzt, um die matrixdominierten Elastizitäts- und Festigkeitsgrößen der gewickelten UD-Schicht zu bestimmen. Die kombinierten Lastfälle mit Normal- und Schubspannung ermöglichen die genaue Charakterisierung des Bruchkörpers nach PUCK für den ebenen Spannungszustand [Deu10a].

Die Durchführung der Zug/Druck- bzw. Torsionsprüfung ist an die Normen ASTM D5450/D5450M-12 [AST12b] für Zug/Druck bzw. ASTM D5448/D5448M-11 [AST11] für Torsion angelehnt, jedoch ohne den Rohrprobekörper mit der darin vorgeschlagenen Vorrichtung zu verkleben. Stattdessen kommt die von PUCK und SCHÜRMAN [PS82] beschriebene ZD/T-Rohrprobe mit Aufdickungen im Einspannbereich zum Einsatz. Abb. 3.18a zeigt schematisch einen Probekörper mit der ebenfalls von den beiden Autoren entwickelten Zug-Schnellspannvorrichtung, sowie deren ZD/T-Prüfmaschine in Abb. 3.18b. Zur Einleitung von Druckspannung kommt eine separate Spannvorrichtung zum Einsatz, die im Gegensatz zur Zug-Schnellspannvorrichtung im Wesentlichen einen umgekehrt orientierten Konus aufweist. Die Spannvorrichtungen von PUCK und SCHÜRMAN [PS82] wurden zur quasistatischen Prüfung der Probekörper-Serien ZDT\_UD90\_A und ZDT\_UD90\_B verwendet.

Probekörper-Serie ZDT\_UD90\_C wurde in einer Aufnahme mit Spanndorn und Klemmring geprüft (siehe Abb. 3.19), die im Gegensatz zu der Vorrichtung mit Konus auch dynamisch wechselnde Belastung zulässt.



**Abb. 3.18:** ZD/T-Probekörper mit Zug-Schnellspanvorrichtung und ZD/T-Prüfmaschine nach PUCK und SCHÜRMAN [PS82].

### 3.4.1.1 Probenbeschaffenheit

Viele Autoren sind der Ansicht, dass die gewickelte, dünnwandige UD-Rohrprobe der am besten geeignete Probekörper zur Erzeugung homogener, ebener Spannungszustände ist [Ver06; Cun97; Huy95; Puc96]. Diese Form erlaubt es, sowohl Kräfte  $F$  in Zug- und Druckrichtung, als auch Torsionsmomente  $M_t$  um die Längsachse des Probekörpers aufzubringen (siehe Abb. 3.18a). Andere Probekörpergeometrien bzw. Prüfmethode haben den Nachteil, dass sie zu einer inhomogenen Schubspannungsverteilung und Schubspannungsspitzen in den Kräfteinleitungspunkten führen [Sch05]. Die Rohrprobe bietet den Vorteil, keine Schnittkanten mit offenen Faserenden im Prüfbereich der Probe zu besitzen. Interlaminare Randspannungen an den freien Rändern bzw. Rohrenden [Ver06; MWH95] üben keine negative Wirkung auf den Beanspruchungszustand des Laminats aus [Bas11]. Unter Querzug liegt im ungestörten Prüfbereich des Probekörpers ein nahezu idealer, einachsiger Spannungszustand vor, unabhängig von der Rohrgeometrie [Ble11].

Der zum Wickeln eines (vermeintlichen) UD-Rohres erforderliche Vorschub des Wickelkopfes führt zu einem Lagenwinkel  $\Phi < 90^\circ$  und folglich zu einem ausgeglichenen Winkelverbund (AWV), anstatt einer UD-Schicht. Je kleiner der Durchmesser des Rohres und je größer die Breite des Bandes ist,

desto größer ist die Abweichung des Wickelwinkels von den idealen  $90^\circ$ . Der Winkelwinkel kann mit einfachen geometrische Beziehungen berechnet werden (siehe Glg. (3.10)). Nach genau einer vollen Umdrehung des Wickeldorns muss das Band um genau eine Bandbreite in Richtung der Wickelachse versetzt worden sein, um ohne Überlappung direkt neben der Position des Bandes vor der Umdrehung abgelegt zu werden. In der Realität kann eine geringe Überlappung nicht ganz ausgeschlossen werden und ist keineswegs immer unerwünscht. Bei einem linsenförmigen Querschnitt des Bandes kann eine Überlappung der Kanten dazu beitragen, eine konstante Lagendicke zu gewährleisten. Effekte wie dieser fließen selten bereits beim initialen Design eines Wickelaminats ein, sondern kommen erst in einer Optimierungsschleife durch empirisch gewonnene Erkenntnisse über die spezifischen Eigenheiten der Wickelanlage bzw. des -prozesses zum tragen. Die Geometrie der Anlage bzw. Anlagenteile, wie z.B. der Fadenführung, Prozessparameter, wie die Fadenspannung, und natürlich die Charakteristika des Rovings selbst sind einflussnehmende Größen, um nur einige zu nennen.

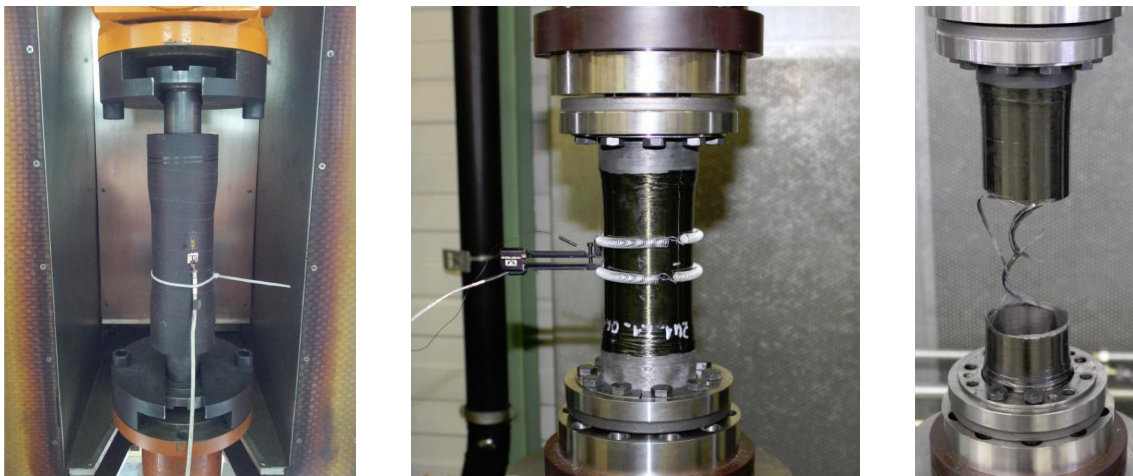
Mit den oben beschriebenen geometrischen Überlegungen berechnet sich der Wickelwinkel  $\Phi_{UD}$  des dünnwandigen UD-Rohres mit der Breite des Bandes  $n \cdot b_{rov}$  und dem Innenradius  $r$  zu:

$$\Phi_{UD} = \arctan \frac{2\pi r}{n b_{rov}}. \quad (3.10)$$

Die in dieser Arbeit verwendete UD-Rohrprobe wurde mit einer Anzahl Rovings pro Band  $n = 1$ , einer Rovingbreite  $b_{rov} = 3 \text{ mm}$  und einem Innenradius  $r = 35 \text{ mm}$  gewickelt, woraus sich ein Wickelwinkel  $\Phi_{UD}$  von  $89,2^\circ$  berechnet. Laut CUNTZE [Cun97, Kapitel 7.2] und BLEIER [Ble11] führt eine Abweichung des Wickelwinkels von bis zu ca.  $3^\circ$  von den idealen  $90^\circ$  unter Querkzug zu praktisch keiner Änderung der Anstrengungen  $f_E$  im Vergleich zu einem streng transversal isotropen Prüfkörper. Unter Schubbelastung ist der Einfluss des Wickelwinkels jedoch deutlich gravierender. Hier resultiert die Querkontraktionsbehinderung im AWV in einem zu steifen Verhalten und somit zu einem überschätztem Quer-Längs-Schubmodul  $G_{\perp\parallel}$ . Da die Faser wegen der Querkontraktionsbehinderung mit zur Lastaufnahme beiträgt und der AWV eine Rissstoppwirkung ausübt, kommt es zu einer Überbewertung der Quer-Längs-Schubfestigkeit  $R_{\perp\parallel}$ . BLEIER [Ble11] konnte aber zeigen, dass der Fehler bei einer Abweichung des Wickelwinkels  $\Phi$  von bis zu  $1^\circ$  noch klein genug ist, sodass keine korrigierenden Maßnahmen getroffen werden müssen. Die anhand der hier verwendeten Rohrproben mit  $\Phi_{UD} = 89,2^\circ$  experimentell gewonnenen UD-Werkstoffkennwerte können und werden demnach ohne Korrekturen in der FEA verwendet.

### 3.4.1.2 Experimentelle Untersuchung

Die Zug/Druck-Prüfung erfolgt in Anlehnung an die Norm ASTM D5450/D5450M-12 [AST12b], die Torsionsprüfung in Anlehnung an ASTM D5448/D5448M-11 [AST11]. Die Auswertung der Messergebnisse folgt DIN EN 2597 [Deu98a] für Querzug-, DIN EN ISO 14126 [Deu00] für Querdruck- und DIN EN ISO 14129 [Deu98b] für Schubeigenschaften. Zug- und Druckversuche wurden mit einer Prüfgeschwindigkeit von 2 mm/min, die Torsionsversuche mit 2 °/min durchgeführt. Die Rohrproben weisen ein überwiegend gültiges Versagen innerhalb des dünnwandigeren Prüfbereichs in der Mitte der Rohrprobe auf.

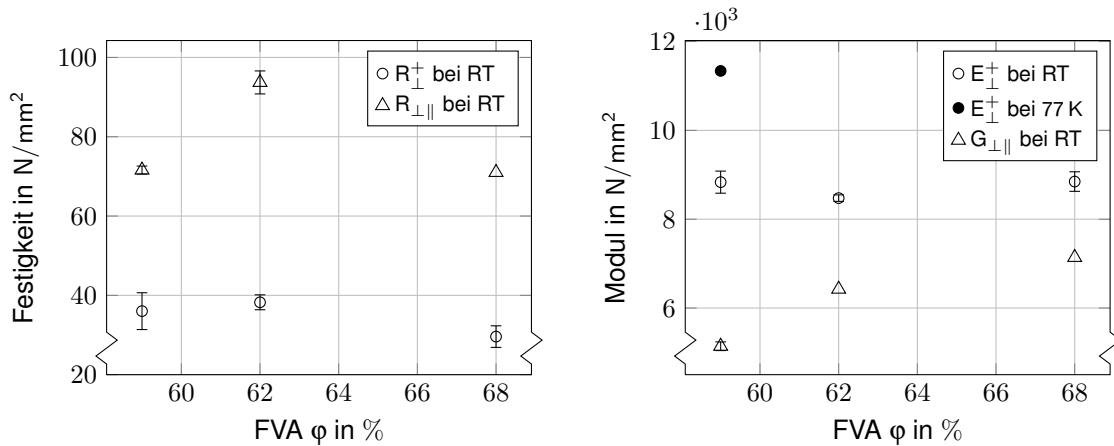


**Abb. 3.19:** Links: Prüfvorrichtung für Probekörper-Serien ZDT\_UD90\_A und ZDT\_UD90\_B bei RT mit eingespannter ZD/T-Rohrprobe und appliziertem Dehnungsmessstreifen (DMS). Mitte: Prüfvorrichtung für Probekörper-Serie ZDT\_UD90\_C bei Raum- und Tieftemperatur mit eingespanntem Probekörper und appliziertem Extensometer. Rechts: Zerstörter Probekörper der Serie ZDT\_UD90\_C in der Prüfvorrichtung nach dem Versuch.  
(Quelle: TU Darmstadt, KLuB und IABG mbH, Ottobrunn)

Abb. 3.20 und Tab. 3.6 zeigen die ausgewerteten Moduln und Festigkeiten der ZD/T-Prüfungen. In Abb. 3.20a kann im Verlauf der Querzugfestigkeit als Funktion des FVA bei Raumtemperatur ein typischer Knick beobachtet werden. Die Abnahme der Querzugfestigkeit  $R_{\perp}^{+}$  bei  $\varphi = 68\%$  gegenüber  $\varphi = 62\%$  liegt darin begründet, dass bei Wickellaminaten häufig ab etwa  $\varphi = 65\%$  bei zunehmendem FVA ein plötzlicher Abfall der Querzugfestigkeit  $R_{\perp}^{+}$  zu beobachten ist. Dies ist auf die Zunahme von „Fasernestern“ zurückzuführen, also wenig bzw. nicht lasttragende, harzarme bzw. harzfreie Bereiche, die zu Spannungsüberhöhungen in der Umgebung führen und ein frühes Versagen verursachen [Ble11; Sch05]. Bis zu dem charakteristischen Knick kann jedoch eine Zunahme der Querzugfestigkeit beobachtet werden, wohingegen die mit steigendem FVA zuneh-



mende Dehnungsüberhöhung in der Matrix eine Abnahme der Querkzugfestigkeit vermuten lassen würde. Tatsächlich aber steigt mit zunehmendem FVA auch die Homogenität der Faserverteilung in der Matrix, die letztlich aber mit der Bildung der Fasernester eine Ende findet. Unterhalb dieser Grenze werden so zusätzliche Lastpfade geschaffen, die einen zusätzlichen Beitrag der Fasern an der Belastbarkeit des CFK unter Querkzug bewirken [RG69].



(a) Querkzugfestigkeit  $R_{\perp}^+$  und Schubfestigkeit  $R_{\perp||}$ , aufgetragen über  $\phi$  und T.

(b) Querkzugmodul  $E_{\perp}^+$  und Schubmodul  $G_{\perp||}$ , aufgetragen über  $\phi$  und T.

**Abb. 3.20:** Mittels ZD/T-Prüfung experimentell ermittelte matrixdominierte CFK-Werkstoffeigenschaften bei verschiedenen Faservolumenanteilen  $\phi$  und Temperaturen T.

Abb. 3.20b zeigt entgegen der Erwartung, dass mit steigendem FVA keine Zunahme der Querkzugsteifigkeit beobachtet werden kann, wie es die Modelle zur Beschreibung der Abhängigkeit  $E_{\perp}^+(\phi)$  voraussagen und wie es beim ebenfalls matrixdominierten und deshalb prinzipverwandten Schubmodul  $G_{\perp||}$  klar der Fall ist. Die Modelle, z.B. von HALPIN-TSAI [HK76], prognostizieren für einen FVA  $59\% < \phi < 68\%$  eine Zunahme des Querkzugmoduls  $E_{\perp}^+$  um ca. 15%. Über die Gründe des hier vorgefundenen Verhaltens kann lediglich gemutmaßt werden. Vorstellbar ist ein deutlich flacherer Verlauf der Funktion  $E_{\perp}^+(\phi)$  aufgrund der erhöhten Porosität des CFK. Die Fehlstellen mindern die Steifigkeit der Matrix und führen dazu, dass der Beitrag der Faser zur Gesamtsteifigkeit in dem Modell in Reihe geschalteter Verbundpartner an Bedeutung verliert. Der Mittelwert aller unter Querkzug bei RT getesteten Rohrproben entspricht mit  $E_{\perp}^+ = 8774 \text{ N/mm}^2$  ( $n = 11$ ,  $sd = 248 \text{ N/mm}^2$ ) jedoch den Erwartungen an einen typischen CFK mit Epoxidharzmatrix und  $\phi = 60\%$  bis  $65\%$  - der Wert ist somit plausibel. Um ein nutzbares Wertepaar aus Querkzugmodul und zugehörigem FVA für die Parametrisierung der Einzelschichten des Laminats in der FEA zu generieren, kann bei Kenntnis der notwendigen Werkstoffkennwerte der isolierten Verbundpartner der FVA berechnet werden. BLEIER [Ble11] zeigt zwei implizite Gleichungen, die zur analytischen Berechnung des

FVA herangezogen werden können. Eine davon ist die von PUCK [Puc67] für GFK vorgeschlagene halbempirische Näherungsgleichung auf Basis des Scheibchenmodells, die von BLEIER für CFK adaptiert wurde (siehe Glg. (3.11)).

$$E_{\perp}^{+}(\varphi) = \frac{E_m}{1 - \nu_m^2} \frac{1 - 0,02\varphi^2}{(1 - \varphi)^{1,25} + \varphi \frac{E_m}{(1 - \nu_m^2) E_{\perp f}^{+}}} \quad (3.11)$$

Mit dem Elastizitätsmodul  $E_m = 2955 \text{ N/mm}^2$  und der Querkontraktionszahl  $\nu_m = 0,35$  des isolierten Epoxidharzes, dem Querkzugmodul der isolierten Faser  $E_{\perp f}^{+} = 21\,000 \text{ N/mm}^2$  (Herstellerangabe) sowie dem Querkzugmodul des CFK  $E_{\perp}^{+} = 8774 \text{ N/mm}^2$  ergibt sich aus Glg. (3.11) ein Wert für den FVA von  $\varphi = 63,8\%$ . Die zweite von BLEIER [Ble11, Glg. 4.11 und 4.12] per numerischer Variantenrechnung und Regression bestimmte Funktion liefert einen Wert von  $\varphi = 61,9\%$ . Im Weiteren wird davon ausgegangen, dass der mittlere Querkzugmodul von  $8774 \text{ N/mm}^2$  einem FVA von rund  $63\%$  zugeordnet werden kann.

Zur mechanischen Prüfung bei Tieftemperatur befinden sich die eingespannten Rohrproben in einem Bad mit flüssigem Stickstoff  $\text{LN}_2$  (77 K). Sobald der Stickstoff zu sieden endet, herrscht thermisches Gleichgewicht zwischen der Rohrprobe und dem Kühlmittel, woraufhin der Prüfvorgang gestartet wird. Die transversalen Steifigkeiten weisen unter Zug- und Druckbelastung eine Zunahme um  $28,2\%$  bzw.  $31,9\%$  gegenüber des Wertes bei RT auf. Ähnliche Werte findet auch HABERLE [Hab01] mit einem Anstieg um  $25\%$  bis  $36\%$  für ein vergleichbares Faser-Matrix-System im identischen Temperaturbereich. Tab. 3.6 listet alle mittels der Rohrprobe gewonnenen Werkstoffkennwerte bei Raum- und Tieftemperatur auf.

**Tab. 3.6:** Übersicht der Ergebnisse aus den Werkstoffprüfungen mit der Rohrprobe.

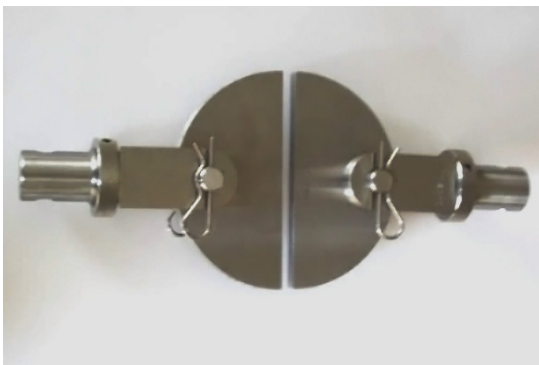
FVA $\varphi$ in %	Temp. T in K	Festigkeiten in $\text{N/mm}^2 \pm \text{sd}$			Moduln in $\text{N/mm}^2 \pm \text{sd}$		
		$R_{\perp}^{+}$	$R_{\perp}^{-}$	$R_{\perp\parallel}$	$E_{\perp}^{+}$	$E_{\perp}^{-}$	$G_{\perp\parallel}$
68	293	29,6 $\pm 10,2\%$	n.v.	71 <sup>(4)</sup>	8847,6 $\pm 2,5\%$	n.v.	7140 <sup>(4)</sup>
62	293	38,3 $\pm 4,9\%$	n.v.	93,7 $\pm 3,1\%$	8474,8 $\pm 0,9\%$	n.v.	6425 <sup>(4)</sup>
59	293	36,0 $\pm 12,9\%$	141,0 $\pm 11,2\%$	71,6 $\pm 1,4\%$	8834,2 $\pm 2,8\%$	8890,8 $\pm 6,2\%$	5140,0 $\pm 1,9\%$
	77	n.v. <sup>(5)</sup>	273 <sup>(4)(5)</sup>	n.v.	11 338 <sup>(4)</sup>	11 730 <sup>(4)</sup>	n.v.

<sup>4</sup>Ohne Angabe einer Standardabweichung sd mangels ausreichender Anzahl an Messwerten.

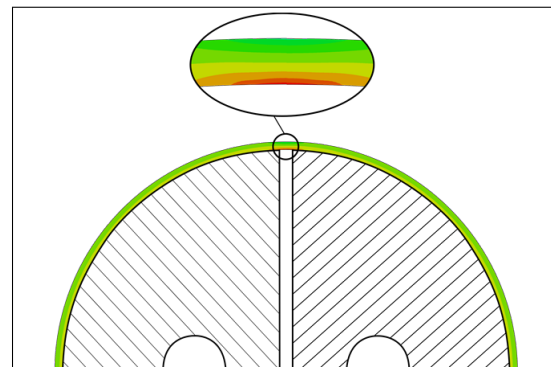
<sup>5</sup> Abbruch der Messung, weil die Bruchlast die maschinenseitig maximal zulässige Prüflast übersteigt. Die so ermittelten Festigkeiten sind als Mindestfestigkeiten des Werkstoffes anzusehen. Die tatsächliche Festigkeit kann höher sein.

### 3.4.2 NOL-Ring-Prüfung

Zur Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften von gewickelten FKV sind rohr- bzw. ringförmige Probekörper bestens geeignet (siehe Tab. 3.2). Die NOL-Ring-Prüfung (angelehnt an ASTM D2290-12 [AST12a]), als deren Namensgeber das Naval Ordnance Laboratory in den USA diente, ist eine im Prüfaufwand überschaubare Methode zur Bestimmung faserparalleler Steifigkeits- und Festigkeitskennwerte von umfangsgewickelten FKV-Ringen. Für die Methode wird eine dem Innenradius des Probekörpers entsprechende Scheibe durch ihre Mitte in zwei Hälften getrennt und in den Probekörper eingelegt. Wegen des charakteristischen Einspannwerkzeugs (siehe Abb. 3.21), wird das Verfahren häufig auch als Split-Disk-Prüfung bezeichnet. Die beiden Halbscheiben können anschließend in einer üblichen Zugprüfvorrichtung in radialer Richtung senkrecht zur Schnittkante gezogen werden, bis der Probekörper versagt. Die Prüfmethode erzeugt jedoch keinen homogenen Spannungszustand im FKV-Ring, der dem eines Rings unter Innendruck gleichen würde, sondern überlagert der Zugspannung im Ring eine unerwünschte Biegespannung in der Umgebung der beiden Endpunkte des Spaltes zwischen den Halbscheiben. Die resultierende Spannungsüberhöhung führt dazu, dass der Probekörper in einem dieser beiden Punkte vorzeitig von innen her versagt, bevor die reine Zugspannung in den anderen Bereichen des Probekörpers die wahre UD-Festigkeitsgrenze  $R_{||}^+$  erreicht. Das Ausmaß des Fehlers ist erheblich und wird ausführlich von KNIGHT [Kni76], YOON et al. [YCK97] und BLEIER [Ble11] analysiert und diskutiert.



**Abb. 3.21:** Split-Disk Einspannvorrichtung für 6 in-Ringe der Firma Wyoming Test Fixtures Inc., USA.

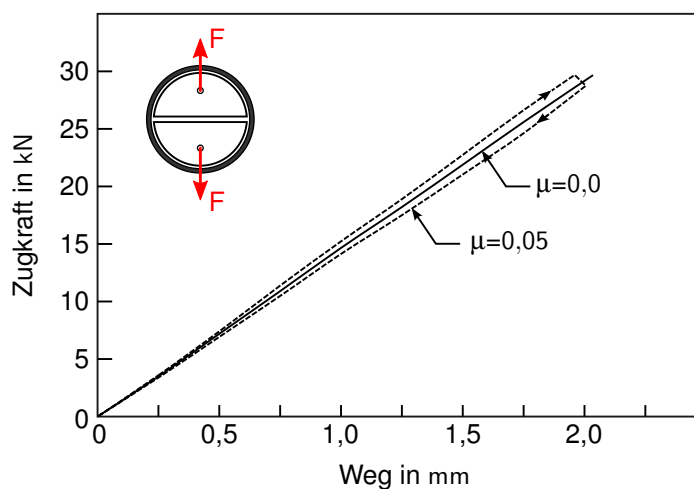


**Abb. 3.22:** FEA der NOL-Ring-Prüfung zur Korrektur der Messung. Der vergrößerte Ausschnitt zeigt den Biegespannungseinfluss neben dem Spalt. (Quelle: TU Darmstadt, KLuB).

Zur Korrektur wird heute häufig, so auch in der vorliegenden Arbeit, der Einfluss der überlagerten Biegespannung per FEA quantifiziert (siehe Abb. 3.22) und der gemessenen maximalen

Zugspannung, also der vermeintlichen Zugfestigkeit, gutgeschrieben. Die per NOL-Ring-Prüfung gemessenen maximalen Zugspannungen müssen üblicherweise mit Faktoren von 1,35 bis 1,50 korrigiert werden, um die wahre UD-Zugfestigkeit  $R_{\parallel}^+$  zu erhalten [Ble11].

Als eine weitere potenzielle Fehlerquelle gilt die Reibung in der Kontaktfläche zwischen den Halbscheiben und dem Probekörper. Sie bewirkt eine Hysterese im Kraft-Weg-Diagramm (siehe Abb. 3.23), die dazu führt, dass der Elastizitätsmodul  $E_{\parallel}^+$  des FKV auf dem Belastungspfad über- und auf dem Entlastungspfad unterschätzt wird. YOON et al. [YCK97] konnten zeigen, dass bei Abwesenheit von Reibung der Be- und Entlastungspfad im Kraft-Weg-Diagramm exakt aufeinander liegen.



**Abb. 3.23:** Typische Kraft-Weg-Kurve einer NOL-Ring-Prüfung. Die Hystereseschleife über den Be- und Entlastungspfad ist auf Reibung in der Kontaktfläche zwischen Einspannvorrichtung und Probekörper zurückzuführen. Die Gerade zeigt den Kraft-Weg-Verlauf in Abwesenheit von Reibung. (Quelle: [YCK97]).

Zudem stellen YOON et al. fest, dass die reibungsbedingte Hysterese symmetrisch ober- und unterhalb der bei Reibungsfreiheit entstehenden Geraden verläuft. Diese Erkenntnis führte zu dem Schluss, dass der Mittelwert, der in der Regel unter Reibungseinfluss auf dem Be- und Entlastungspfad gemessenen Steifigkeiten, als Elastizitätsmodul  $E_{\parallel}^+$  des Werkstoffes herangezogen werden kann. Die Reibung zwischen den Halbscheiben und dem Probekörper wirkt sich nicht auf die gemessene Festigkeit aus [Ble11].

Es wird also festgestellt, dass die gemessene Festigkeit um den Einfluss der überlagerten Biegespannung und die Steifigkeit und den Einfluss der Reibung korrigiert werden müssen. Die Quantifizierung der Effekte und Korrektur der Werkstoffkennwerte finden sich im Abschnitt 3.4.2.2.

### 3.4.2.1 Probenbeschaffenheit

Die ringförmigen, hier ungekerbten Probekörper, werden in der Regel entweder von gewickelten Rohren abgeschnitten oder direkt in Einzelkavitäten (siehe Abb. 3.24) gewickelt. Der Vorteil der ersten Variante ist die einfache Gewinnung vieler makroskopisch homogener Probekörper. Deren Nachteil ist ein Lagenwinkel  $\Phi$  unter  $90^\circ$  und die Durchtrennung der Fasern beim Abschneiden der Ringe, was zu stärker ausgeprägten Randeffekten führt. Die Vorteile bei der Verwendung von Einzelkavitäten sind ein Wickelwinkel von nahezu  $90^\circ$  und eine, dem realen Produktionsprozess nähere Streuung der Qualitätsmerkmale. Der Nachteil ist die höhere Gefahr ungleichmäßig verteilter Fasern im Laminatquerschnitt, hervorgerufen durch die Verwendung breiter Bänder in den schmalen Kavitäten. Die hier zum Einsatz kommenden NOL-Ringe wurden in loser Anlehnung an ASTM D2291-09 [AST09] in Einzelkavitäten gefertigt. Selbst im Falle der hier verwendeten 12 k Rovings ist, auch bei entsprechender Sorgfalt während der Herstellung, eine homogene Faserverteilung und eine gleichmäßige Wandstärke schwer realisierbar.



**Abb. 3.24:** Zur Herstellung der NOL-Ringe verwendetes Wickeldorn mit Einzelkavitäten.  
(Quelle: Optimum Composite Technologies LLC, USA).

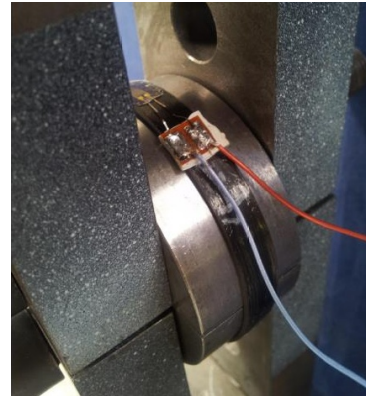
### 3.4.2.2 Experimentelle Untersuchung

Da die Versagensposition durch die Orientierung der Probe im Versuchsaufbau vorgegeben ist (siehe Abb. 3.22), werden zwei auf dem Ring gegenüberliegende Versagensbereiche bestimmt. Hierbei wird darauf geachtet, dass keine Unregelmäßigkeiten der Probe hinsichtlich Geometrie und visueller Werkstoffbeschaffenheit im Versagensbereich liegen. Pro möglicher Versagensposition wird die Laminatdicke und Ringbreite mehrfach gemessen und der Mittelwert protokolliert. Die Ringproben werden unter Beachtung der korrekten Ausrichtung um die zwei Stahlhalbscheiben gelegt und in die Prüfvorrichtung eingebaut. Abb. 3.25a zeigt einen Probekörper vor dem Einbau in die Prüfvorrichtung. Zur Messung der faserparallelen Elastizitäten werden DMS aufgebracht, die um  $90^\circ$  versetzt zur voraussichtlichen Versagensposition an den beiden Endpunkten des Spaltes

zwischen den Halbscheiben positioniert sind. Per FEA kann gezeigt werden, dass an dieser Position die Spannungsüberhöhung abgeklungen und eine Messung des Elastizitätsmoduls  $E_{\parallel}^+$  uneingeschränkt möglich ist. Der eingebaute und instrumentierte Probekörper ist in Abb. 3.25b abgebildet. Die Lötstützpunkte des DMS werden mit schubweichem doppelseitigem Klebeband fixiert, um Steifigkeitssprünge zu reduzieren.



(a) NOL-Ring vor dem Einbau und der zerstörenden Prüfung.



(b) NOL-Ring in der Prüfeinrichtung mit appliziertem DMS.



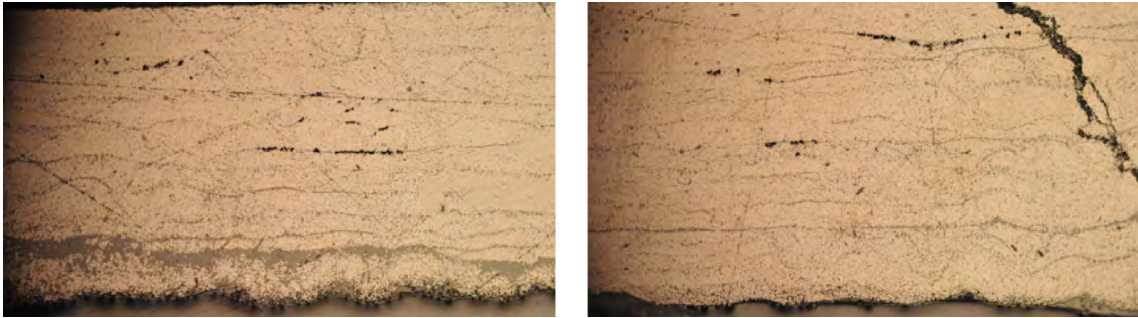
(c) Zerstörte NOL-Ringe nach der Prüfung.

**Abb. 3.25:** Fotos der NOL-Ring-Probekörper vor, während und nach der zerstörenden Prüfung. (Quelle: TU Darmstadt, KLuB)

Die Probekörper werden in der Prüfvorrichtung weggesteuert bis zum Versagen beansprucht. Alle Proben versagten im zuvor markierten Bereich (siehe Abb. 3.25c). Die Kraft-Weg-Verläufe und die Dehnungssignale zur Bestimmung des Elastizitätsmoduls  $E_{\parallel}^+$  werden mitgeschrieben.

Mit einem geschätzten Reibkoeffizienten zwischen den Stahlhalbscheiben und dem Probekörper von 0,05 ergibt sich eine Reduktion der auf dem Belastungspfad gemessenen Moduln um 5%. Unter Berücksichtigung der Reibung errechnet sich der Mittelwert aus den korrigierten Elastizitätsmoduln  $E_{\parallel}^+$  zu  $184\,279\text{ N/mm}^2$  mit einer Standardabweichung  $s_d$  von  $7089\text{ N/mm}^2$  bzw. 3,8%. Mit dem vom Hersteller bekannten Modul der Kohlenstofffaser von  $276\,000\text{ N/mm}^2$  ergibt sich anhand der Mischungsregel ein FVA von 66,3%. Dieser Wert kann durch die Auswertung von Mikroskopaufnahmen der Querschnittsfläche der NOL-Ringe (siehe Abb. 3.26) und durch die

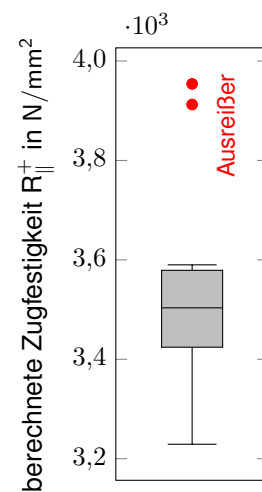
Thermogravimetrische Analyse (TGA) mit  $\varphi = 66,9\%$  bestätigt werden.



**Abb. 3.26:** Mikroskopieaufnahmen der Schnittkante eines NOL-Rings. Der Faservolumenanteil ist insgesamt hoch.

Die maximale Spannung der Probe im ungestörten Bereich berechnet sich aus der maximalen Kraft im Versuch dividiert durch die Bruchfläche der Probe. Die berechneten maximalen Spannungen sind in Abb. 3.27 abgebildet. Zusätzlich ist die wahre UD-Festigkeit  $R_{\parallel}^+$  der Probe angegeben, deren Wert sich aus der geprüften Festigkeit, multipliziert mit dem in der FEA ermittelten Überhöhungsfaktor von 1,49 berechnet.

maximale Zugspannung $\sigma_{\parallel}^+$ in N/mm <sup>2</sup>	FEA- Korrektur- faktor	berechnete Zugfestigkeit $R_{\parallel}^+$ in N/mm <sup>2</sup>
2354,7	1,49	3508,5
2295,6	1,49	3420,4
2351,4	1,49	3503,5
2653,7	1,49	3954,0
2304,3	1,49	3433,3
2167,2	1,49	3229,1
2625,8	1,49	3912,5
2402,0	1,49	3579,0
2298,2	1,49	3424,3



**Abb. 3.27:** Faserparallele Zugfestigkeitskennwerte  $R_{\parallel}^+$  aus der NOL-Ring-Prüfung. Angegeben ist die aus dem Versuch direkt geprüfte Bruchspannung sowie die wahre Bruchspannung unter Berücksichtigung der Spannungsüberhöhung.

Die Standardabweichung der rohen Messdaten ist mit 6,7% untypisch hoch für Split-Disk-Prüfungen. Es wird vermutet, dass die Streuung der Ergebnisse mit dem Fertigungsverfahren der NOL-Ringe in Einzelkavitäten zu erklären ist. Die Proben weisen teilweise variierende Dicken über den Umfang und die Breite auf, was auf eine ungleichmäßige Faserverteilung zurückzuführen ist

und damit die Streuung erklären kann. Um den beobachteten Merkmalen Rechnung zu tragen, werden Werte außerhalb des dreifachen IQR vom oberen oder unteren Quartil des Box-Plots (siehe auch Abschnitt A.2.1) als Ausreißer gekennzeichnet und aus der Datenbasis gestrichen (siehe Abb. 3.27, rechts). Nach der Bereinigung der Datenbasis berechnet sich der Mittelwert der faserparallelen Zugfestigkeit  $R_{||}^+$  zu  $3443 \text{ N/mm}^2$  mit einer Standardabweichung  $sd$  von  $110 \text{ N/mm}^2$  bzw.  $3,2\%$ . Die faserparallele Zugfestigkeit liegt somit bei  $91,5\%$  des theoretischen Festigkeitswertes bei  $\varphi = 66,3\%$ , der anhand der Mischungsregel und der mittleren Faserfestigkeit  $R_{||f}^+$  aus dem Datenblatt des Herstellers mit ausreichender Genauigkeit berechnet werden kann [Sch05; Ble11]. Derartige Verluste sind nicht unüblich und unter anderem auf Qualitätsmängel im Laminat und Schädigung des Rovings durch die Fadenführung zurückzuführen. Im Vergleich zu COHEN [Coh92], der im NOL-Ring-Versuch lediglich  $80\%$  der Festigkeit des imprägnierten Rovings erreichte, ist der hier gefundene Wert mit  $91,5\%$  deutlich höher. COHEN führt die Verluste unter anderem auf den starken Einfluss der Effekte an freien Rändern zurück, die hier aufgrund der Fertigung in Einzelkavitäten und der damit verbundenen Abwesenheit von offenen Faserenden geringer ausfallen. BLEIER [Ble11] hingegen erreicht bei seinen NOL-Ring-Versuchen mit einer ähnlichen Faser-Harz-Kombination einen mittleren Übertragungsfaktor  $\bar{U}$  von fast  $99\%$ , was im starken Gegensatz zu den Ergebnissen von COHEN steht. Ohne die Ursachen dafür klären zu können, kann jedoch davon ausgegangen werden, dass der hier gefundene Übertragungsfaktor von  $91,5\%$  beim NOL-Ring-Versuch plausibel ist.

**Tab. 3.7:** Übersicht der Ergebnisse aus der Zugprüfung mit dem UD-NOL-Ring.

FVA $\varphi$ in %	Temp. T in K	Festigkeiten in $\text{N/mm}^2 \pm sd$		Moduln in $\text{N/mm}^2 \pm sd$	
		$R_{  }^+$	$R_{  }^-$	$E_{  }^+$	$E_{  }^-$
66,9	293	$3443 \pm 3,2\%$	n.v.	$184\,279 \pm 3,8\%$	n.v.

### 3.4.3 Flachprobekörper-Prüfung

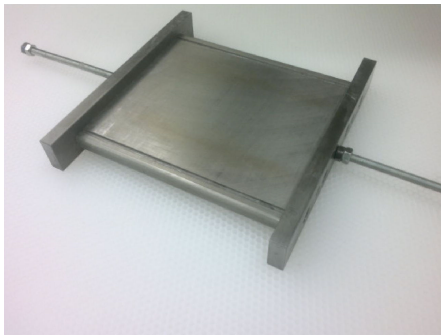
Der streifenförmige Flachprobekörper ist die am weitesten verbreitete Probekörpergeometrie im Bereich der Werkstoffprüfung. Die dafür notwendigen Prüf- und Einspannvorrichtungen gehören zur Grundausstattung mechanisch prüfender Werkstofflabore. Der Flachprobekörper stellt eine adäquate und naheliegende Probekörpergeometrie zur Werkstoffcharakterisierung von FKV für Schalenbauteile dar, darunter hauptsächlich Gewebe und Gelege. Nichtsdestotrotz werden nicht selten auch Flachprobekörper mit genormten Werkzeugen per Wickelverfahren hergestellt und gemäß den etablierten Normen zur Prüfung von Kunststoffen und FKV mechanisch charakterisiert. Der Probekörper ermöglicht die Untersuchung von sowohl Faser- als auch matrixdominierten Kennwerten, jedoch mit einigen Nachteilen. Insbesondere bei der Untersuchung faserdominierter



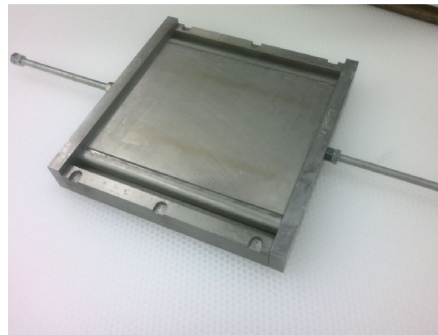
Kennwerte kommt die Querkontraktionsbehinderung innerhalb der Einspannbereiche zum tragen, die wegen der hier wirkenden größeren Querkontraktionszahl  $\nu_{||\perp}$  zu Querkzugspannungen führt. Die Querkzugspannung kann Matrixbrüche in faserparalleler Richtung auslösen, die in einer Spaltung des Probekörpers münden. Dagegen spielen beim Querkzugversuch die überlagerte Druckspannung im Einspannbereich und die Randeinflüsse im freien Bereich eine besondere Rolle für die Versagensspannung und -position. Enden die Fasern an den Schnittkanten im freien Bereich des Probekörpers, treten dort Spannungskonzentrationen auf. Mikromechanische Schubspannungen in Faser-Matrix-Grenzfläche können zur Enthftung und Rissbildung führen. Aus den genannten Gründen ist bei der Querkzugprüfung vermehrt mit Brüchen in und an der Kante zum Einspannbereich zu beobachten. Im Folgenden werden die Herstellung und Prüfung gewickelter Flachprobekörper mit den spezifischen Besonderheiten, Vor- und Nachteilen beschrieben und diskutiert.

#### 3.4.3.1 Probenbeschaffenheit

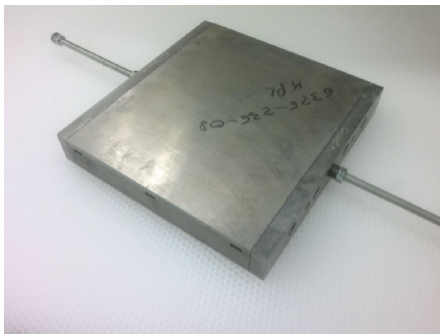
Die Herstellung der Flachprobekörper erfolgt durch die Entnahme von streifenförmigen Frästeilen aus nassgewickelten CFK-Platten. Die Geometrie der Flachproben zur Ermittlung der Zugeigenschaften ist an DIN EN ISO 527-1 [Deu12] und an DIN EN ISO 527-5 [Deu10b] angelehnt, die der Flachproben zur Druckprüfung an DIN EN ISO 14126 [Deu00]. Die Platten werden in enger Anlehnung an ISO 1268-5:2001 [Int01b] gefertigt, die das Bewickeln eines plattenförmigen Wickeldorns über zwei abgerundete Kanten beschreibt. Das Normverfahren sieht anschließend die Montage des bewickelten Dorns in eine Pressform und die Aushärtung in der Presse vor. Nach dem Aushärtprozess werden die runden Seiten des im Querschnitt stadionförmigen CFK-Körpers entfernt, sodass zwei Platten gewonnen werden. Abb. 3.28 zeigt den Montageablauf des Wickelwerkzeugs und die Entnahme der CFK-Streifen aus den Platten per Fräsen.



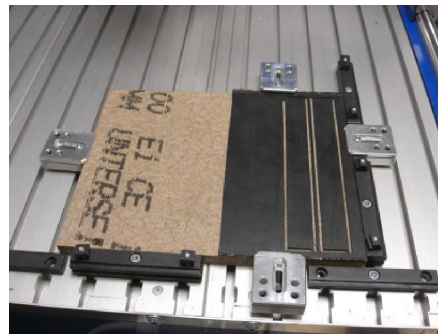
(a) Dorn mit Seitenteilen und Wickelachse.



(b) Wickeldorn mit Unterform.



(c) Press- und aushärtefertig geschlossene Form.



(d) Aufgespannte CFK-Platte mit ausgefrästen Rohlingen.

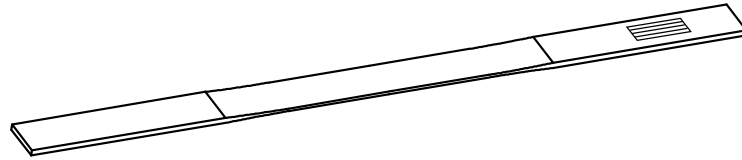
**Abb. 3.28:** Abb. 3.28a bis Abb. 3.28c zeigen den Montageablauf des Wickelwerkzeugs zur Probekörperherstellung, Abb. 3.28d das Ausfräsen der Rohlinge für die Flachproben. Der Wickelprozess erfolgt zwischen den Montagezuständen in Abb. 3.28a und Abb. 3.28b. (Quelle: Thüringisches Institut für Textil- und Kunststoff-Forschung e.V., Rudolstadt)

Beim Wickeln der Probekörper auf einer Anlage von Bolenz & Schäfer, Typ FWA 3/II/1 wurde auf die Vergleichbarkeit der Prozessparameter mit denen der Druckbehälterherstellung geachtet. Alle Parameter wurden aus Gründen der Qualitätssicherung kontinuierlich erfasst und dokumentiert. So kann sichergestellt werden, dass die Werkstoffeigenschaften der Probekörper keine oder nur geringstmögliche prozessbedingte Abweichungen vom Laminat der COPV aufweisen. Mittels des Plattenwickelwerkzeugs aus Abb. 3.28 und einem weiteren ähnlichen Werkzeug für multidirektionale Flachproben wurden Probenserien hergestellt, die sich anhand folgender Merkmale kategorisieren lassen:

- Probekörperform mit Dickentaillierung für Zugbelastung (+) oder ohne Dickentaillierung für Druckbelastung (-).
- Faserorientierung parallel (0°) oder quer (90°) zur Prüfkraft.

Die UD-Flachprobekörper für Zugversuche wurden mit einer gefrästen Dickentaillierung versehen

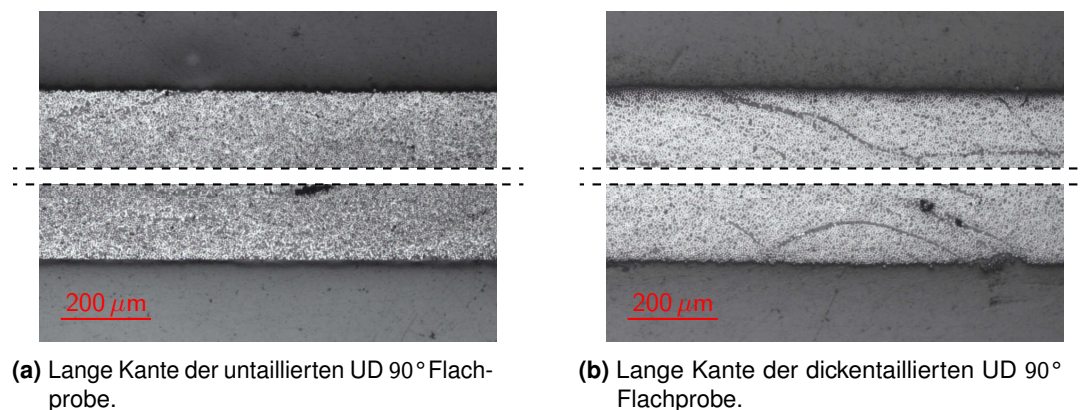
(siehe Abb. 3.29), wie sie auch bei BANSEMIR [Ban09] Anwendung finden. Die Dickentaillierung ermöglicht einen besonders sanften Übergang vom Einspannbereich in den Prüfbereich der Probe. Aus Abb. 3.29 wird ersichtlich, dass bei Faserzugversuchen die durchtrennten Fasern im Übergangsbereich zwischen Einspann- und Prüfbereich keinen Beitrag zur Festigkeit leisten, sondern lediglich zur Lasteinleitung in den Prüfbereich per Schubspannung dienen.



**Abb. 3.29:** Isometrische Zeichnungsansicht eines dickentaillierten UD 0° Flachprobekörpers.

Die Vermessung der Schichtdicken des Laminats der COPV-Armierung in Abschnitt 4.1.2 zeigt, dass die Dicke der äußeren Harzschicht rund 3% der Gesamtdicke des Laminats  $\hat{h}$  beträgt. Dieser Wert ist sogar für nassgewickelte CFK-Lamine als eher hoch einzustufen und darf bei der geometrischen FE-Modellierung nicht als faserverstärkter Anteil einfließen. Auf der Innenseite der CFK-Armierung des COPV ist keine reine Harzschicht erkennbar. Stellt man die äußeren Harzsschichten einer nicht dickentaillierten sowie einer dickentaillierten Flachprobe gegenüber (siehe Abb. 3.30), wird ersichtlich, dass die gefräste Dickentaillierung der Authentizität des Probekörpers im zuvor diskutierten Sinne nicht schadet. Beide weisen quasi keine äußere Harzschicht auf, was beim Probekörper ohne Dickentaillierung hauptsächlich der Aushärtung unter Presseudruck geschuldet ist. Weitere Vorteile der Dickentaillierung sind die konstantere, exaktere, definiertere und reproduzierbarere Prüfbereichsdicke und Oberflächenqualität des Probekörpers. Dieser Vorteil fällt im Vergleich mit nicht dickentaillierten, nassgewickelten Flachprobekörpern nach ISO 1268-5:2001 [Int01b] jedoch weniger ins Gewicht, da der Aushärteprozess in der Presse ebenfalls bereits hochwertige Probekörper ermöglicht.

Als Konsequenz der Dickentaillierung sind sowohl positive, als auch negative Einflüsse auf die Eigenschaften des Probekörpers denkbar. Ein Nachteil könnte darin bestehen, dass der Fräsprozess oberflächennahe Fasern im Prüfbereich zerstört und dadurch das Ergebnis hin zu verminderten Steifigkeits- und Festigkeitskennwerten verfälscht. Zudem kann der Fräsprozess den Probekörper durch starke Wärmeentwicklung schädigen, indem beispielsweise Harz in oberflächennahen Schichten thermisch zersetzt wird. Im Weiteren sollen die genannten Argumente gegen eine Dickentaillierung diskutiert werden.

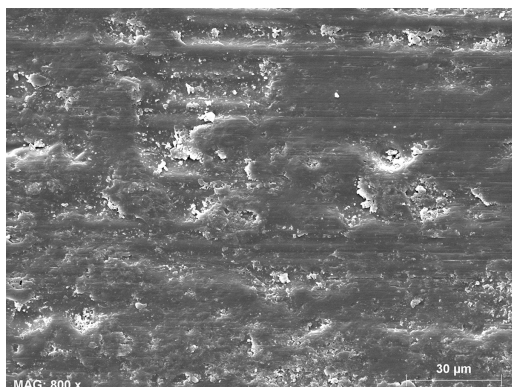


(a) Lange Kante der untaillierten UD 90° Flachprobe.

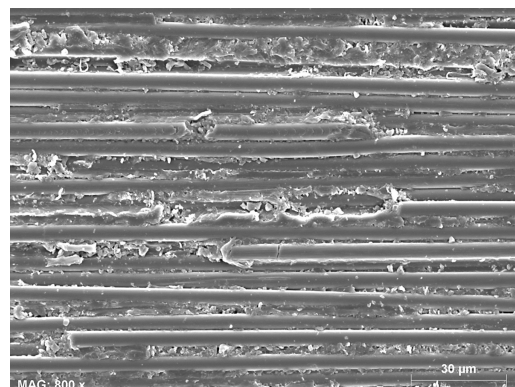
(b) Lange Kante der dickentaillierten UD 90° Flachprobe.

**Abb. 3.30:** Vergrößerte Ansicht der Kanten von klassischen gegenüber per Fräsverfahren dickentaillierten UD 90° Flachproben.

Es kann durchaus bezweifelt werden, dass eine kurzfristige, oberflächliche Temperaturerhöhung zu einer messbaren Degradation der mechanischen Eigenschaften des Probekörpers führt. Eine signifikanter Glühverlust durch Oxidation der Fasern ist unwahrscheinlich, eine geringe Zersetzung der Matrix bleibt ohne messbare Folgen im Zugversuch. Nichtsdestotrotz findet der Fräsprozess temperaturkontrolliert statt, um eine thermische Schädigung nachweislich auszuschließen. Schwerer wiegt das Argument der Schädigung bzw. Durchtrennung oberflächennaher Filamente, die schließlich zu einer Unterschätzung des fasernparallelen Zugmoduls  $E_{\parallel}^+$  und der Zugfestigkeit  $R_{\parallel}^+$  führen. Aus den Rasterelektronenmikroskop (REM)-Aufnahmen in Abb. 3.31 ist ersichtlich, dass der Fräsprozess zweifellos oberflächennahe Filamente in Mitleidenschaft zieht, wobei in der Konsequenz jedoch die Frage nach dem quantitativen Einfluss auf die Werkstoffeigenschaften gestellt werden muss.



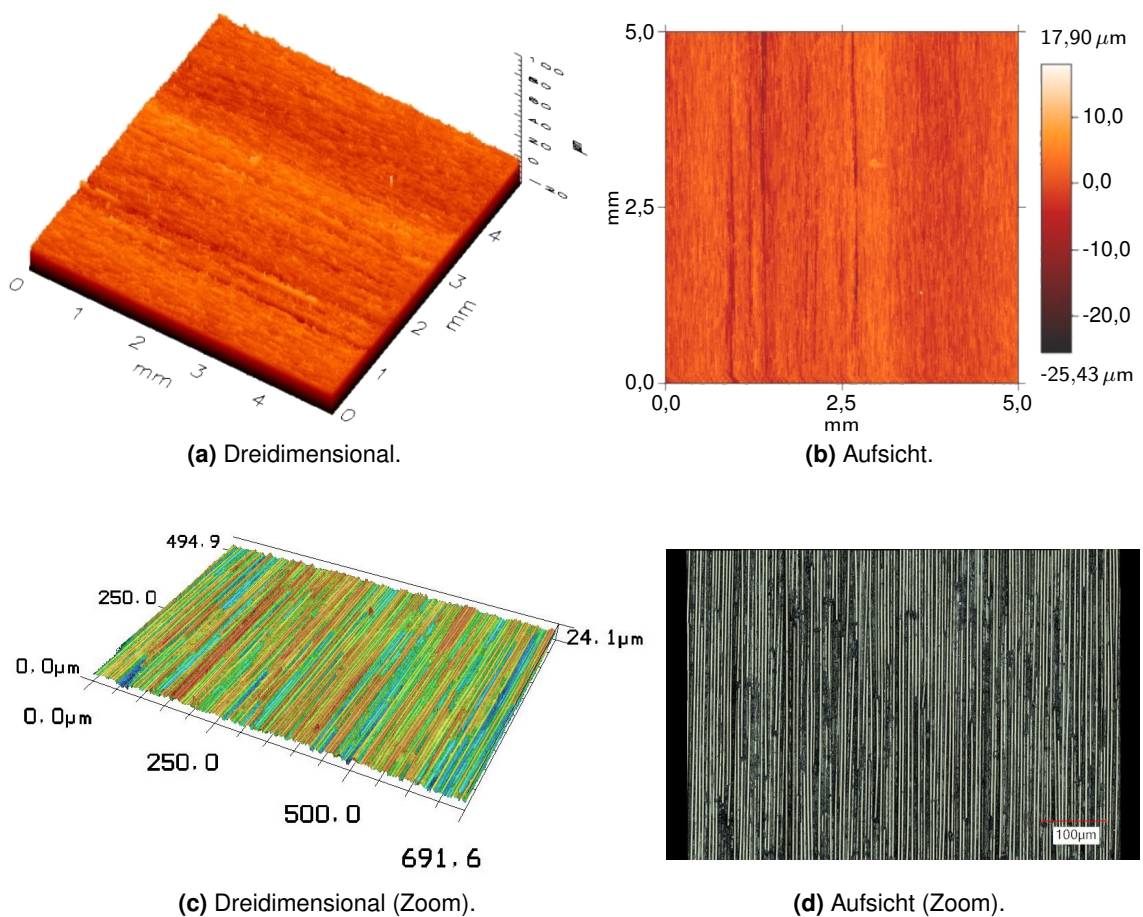
(a) Ausschnitt aus dem harzbedeckten Prüfbereich der nicht dickentaillierten Flachprobe.



(b) Ausschnitt aus dem Prüfbereich der dickentaillierten Flachprobe. Harz und teilweise geschädigte Fasern bilden die Oberfläche.

**Abb. 3.31:** REM-Aufnahmen der Oberfläche der CFK-Flachprobe vor und nach dem Fräsprozess.

Zur Beurteilung der Schädigung wird eine topographische Oberflächenuntersuchung herangezogen, da der Vergleich per Zugversuch wegen hoher Messwertstreuung nur mit einer großen Anzahl Versuchen zu einer signifikanten Aussage führt. Anhand der Höheninformationen kann festgestellt werden, bis in welche Tiefen der Probekörper mechanisch in Mitleidenschaft gezogen wurde. Die mittlere flächenbezogene Rautiefe  $sR_z$  nach DIN EN ISO 4287 [Deu10c] liefert eine zweckmäßige Information zur quantitativen Beurteilung der Oberflächenbeschaffenheit und somit der Faserschädigung. Jedoch darf nicht davon ausgegangen werden, dass die Fasern unterhalb der makroskopischen Oberfläche bis zur mittleren Rautiefe zerstört sind und keinerlei Last mehr tragen. Der Fräsprozess ist derart gestaltet, dass die verursachten Riefen hauptsächlich parallel zur Faserrichtung orientiert sind (siehe Abb. 3.32), was die Anzahl an durchtrennten oberflächennahen Filamenten reduziert.


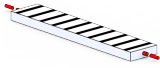


**Abb. 3.32:** Oberflächentopographie eines Ausschnitts des gefrästen Prüfbereichs einer dicken-taillierten Flachprobe. Vermessen mit optischer Oberflächenmesstechnik aus der MicroProf-Serie der FRT GmbH<sup>7</sup>.

Zudem ist zu berücksichtigen, dass durchtrennte Fasern zwar eine Minderung der Steifigkeit und Festigkeit zur Folge haben, deren Beitrag jedoch nicht null ist. Wie in kurz- oder langfaserverstärkten Kunststoffen tragen die Fasern weiterhin per Schub eingeleitete mechanische Lasten. Mit einem gemessenem  $sR_z$  von  $25 \mu\text{m}$  und einer geschätzten Degradation der mechanischen Werkstoffeigenschaften von 50 % innerhalb der mittleren flächenbezogenen Rautiefe  $sR_z$ , reduziert sich die effektive Dicke der 1 mm dicken Flachprobe um  $12,5 \mu\text{m}$  bzw. um 1,25 %. Folglich werden das auf die Querschnittsfläche bezogene faserparallele Zugmodul  $E_{\parallel}^+$  und die Zugfestigkeit  $R_{\parallel}^+$  ebenfalls um 1,25 % degradiert. Aufgrund dieser geringen Auswirkungen auf die faserparallelen Werkstoffkennwerte und vor dem Hintergrund einer gewünscht konservativen Festigkeitsanalyse, wird die Schädigung der Flachprobekörper durch fräsen einer Dickentaillierung als akzeptabel bewertet.

Für Querkzugproben birgt die Dickentaillierung nur eine Untermenge der soeben für Längszugproben diskutierten Nachteile. Daraus wird abgeleitet, dass die Dickentaillierung auch keinen nennenswerten Einfluss auf die Festigkeitsanalyse der Querkzugproben nimmt. Als zusätzliche Maßnahme zur Sicherstellung eines gültigen Versagens wurden alle Flachproben UD  $0^\circ$  im Einspannbereich mit 2 mm dicken Aufleimern aus einem (+45/-45)-GFK-Kreuzlaminat versehen. Tab. 3.8 zeigt die zur Festigkeitsuntersuchung hergestellten Flachprobekörper-Serien, kategorisiert anhand der kapitaleingangs aufgezählten Merkmale.

**Tab. 3.8:** Zur Festigkeitsanalyse hergestellte UD-Flachprobekörper-Serien, kategorisiert anhand der charakteristischen Merkmale und der jeweils vorgesehenen Prüfungen unter Zug- und Drucklasten.

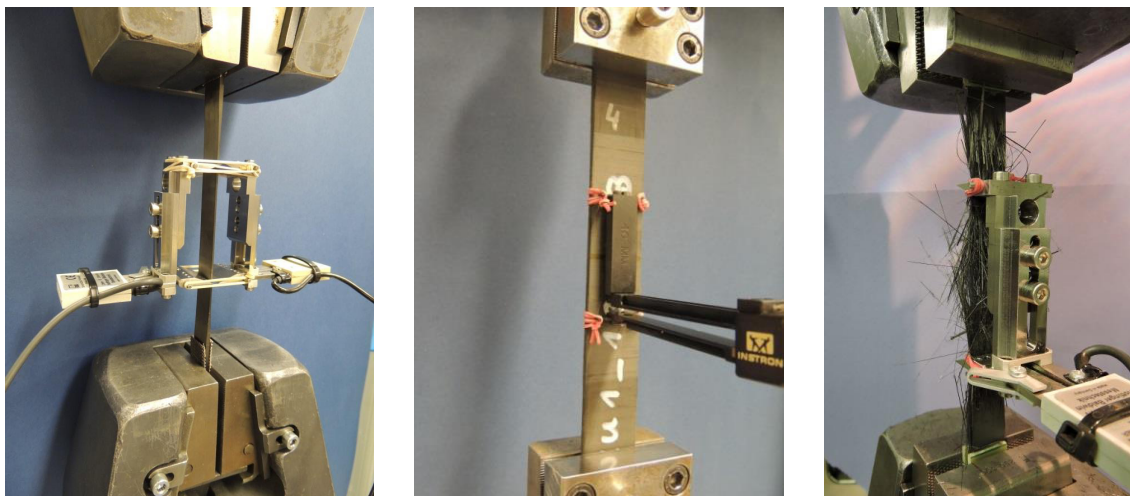
	Lagen- aufbau	Faser- orientierung	Prüf- methode	Dicken- taillierung	Maße gesamt $l \times b \times \hat{h}$ in mm	Maße Prüf- bereich $l \times b \times \hat{h}$ in mm
	UD	$0^\circ$	Zug	✓	$250 \times 15 \times 2$	$70 \times 15 \times 1$
	UD	$0^\circ$	Druck		$155 \times 10 \times 2$	
	UD	$90^\circ$	Zug	✓	$250 \times 25 \times 2,5$	$70 \times 25 \times 2$
	UD	$90^\circ$	Druck		$155 \times 10 \times 2,5$	

### 3.4.3.2 Experimentelle Untersuchung

Die Geometrie der Flachproben, die zerstörende, quasistatische Zugprüfung in und quer zur Faserichtung sowie die Auswertung der Messdaten sind eng an die Normen DIN EN ISO 527-1 [Deu12]

<sup>7</sup>FRT GmbH, 51429 Bergisch Gladbach, Deutschland, <https://frtmetrology.com>

und DIN EN ISO 527-5 [Deu10b] angelehnt. Die Lasteinleitung im uniaxialen Zugversuch findet mittels einer Spannvorrichtung bestehend aus Keilspannzangen für Längszugversuche und Parallelspannzangen für Querszugversuche statt. Zur Dehnungsmessung werden die Flachproben mit Ansetzaufnehmern, also taktilen Extensometern, ausgestattet (siehe Abb. 3.33). Die Prüfgeschwindigkeit beträgt 1,0 mm/min. Mit einer faserparallelen Zugfestigkeit bei RT von  $R_{||}^+ = 2741 \text{ N/mm}^2$  ( $n = 5$ ,  $sd = 32 \text{ N/mm}^2$ ) liegt der Wert im erwarteten Bereich und zeigt nur eine minimale Streuung. Bei einem per Thermogravimetrischer Analyse (TGA) bestimmten FVA von 60,9 % erreicht die gemessene faserparallele Zugfestigkeit einen Wert von 79,6 % der theoretischen Festigkeit, berechnet per Mischungsregel mit Werkstoffkennwerten aus dem Datenblatt des Herstellers. BLEIER [Ble11] kommt bei seinen Zugversuchen mit CFK-Flachproben mit ähnlichem Harzsystem auf sogenannte Übertragungsfaktoren  $\bar{U}$  von 77 % bei Verwendung von handlaminierten, bzw. 85 % bei nassgewickelten Probekörpern. BLEIER erklärt die Differenz von relativ etwa 10 % mit der deutlich ausgeprägteren Ondulation der Fasern in den handlaminierten Flachproben, die zu einer heterogenen Spannungsverteilung im tragenden Querschnitt der Probekörper und somit zu einem früheren Versagen führt. Da die hier verwendeten gewickelten Flachprobekörper durch das Verpressen während der Aushärtung ebenfalls leichte Ondulationen aufweisen, ist der gefundene Übertragungsfaktor von rund 80 % plausibel.



(a) Flachprobe UD 0° im Vorversuch (ohne Aufleimer).

(b) Flachprobe UD 90°.

(c) Zerstörter UD 0° Flachprobekörper.

**Abb. 3.33:** Prüfstandsauftbauten mit eingespannten UD 0° und UD 90° Flachprobekörpern für Quer- und Längszugversuche.

(Quelle: Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM, Freiburg)

Der gemessene faserparallele Zugmodul bei RT von  $E_{||}^+ = 167\,060 \text{ N/mm}^2$  ( $n = 5$ ,  $sd = 3298 \text{ N/mm}^2$ ) liegt auf normalem Niveau und weist ebenfalls eine nur geringe Streuung auf. Der daraus glei-

cherweise per Mischungsregel berechenbare FVA bestätigt mit einem Wert von  $\varphi = 60,1\%$  den Messwert aus der TGA mit akzeptabler Abweichung von  $\Delta\varphi = 0,8\%$ . Die hier aufgezeigten faserparallelen Werkstoffkennwerte treffen in ihrer Kombination in guter Übereinstimmung die Herstellerangaben für eine typische UD-Schicht mit  $\varphi = 60\%$  von  $R_{\parallel}^+ = 2732 \text{ N/mm}^2$  und  $E_{\parallel}^+ = 164\,000 \text{ N/mm}^2$ , gemessen vom Hersteller mittels einer Flachprobe gemäß ASTM D3039/D3039M-14 [AST14]. Die Differenz von über 20% zwischen theoretischer und gemessener Festigkeit in Faserrichtung kann also nicht der Dickentaillierung der Probekörper angelastet werden.

Der Zugmodul quer zur Faserorientierung  $E_{\perp}^+$  ist mit  $9966 \text{ N/mm}^2$  ( $n = 5$ ,  $sd = 825 \text{ N/mm}^2$ ) etwas hoch, bewegt sich aber in einem akzeptablen Rahmen. Die Querkzugfestigkeit bei RT liegt im Mittel mit  $R_{\perp}^+ = 11,9 \text{ N/mm}^2$  ( $n = 5$ ,  $sd = 6,1 \text{ N/mm}^2$ ) deutlich unter dem erwarteten Wert, wobei zudem auch die Streuung mit 51,6% einen besonders hohen Wert aufweist. Die Ursache dafür ist in einem meist ungültigen Versagen der Probekörper zu suchen, die außerhalb des taillierten Prüfbereichs in der Übergangszone zum Einspannbereich brechen. Unter der Prämisse industriell serientauglicher Ausbringungsmengen, weisen Wickellamine gegenüber Gelegen oder Geweben meist eine höhere Porosität auf. Die Poren wirken sich in zweierlei Hinsicht negativ auf die Festigkeit der Matrix aus, indem sie den Querschnitt herabsetzen bzw. die effektive Spannung erhöhen (siehe auch Abb. 2.9) und außerdem zu lokalen Spannungskonzentrationen führen. Bei kleinen Wandstärken wirkt sich der Effekt zunehmend gravierender aus, da sich die mittlere Porengröße im Allgemeinen nicht ändert und somit einen größeren Flächenanteil des tragenden Querschnitts einnimmt. Insbesondere kommt hinzu, dass die Porendichte im Randbereich einer Schicht häufig größer ist als im Kern, was mithilfe der Mikroskopaufnahmen von axialen Probenquerschnitten in Abb. 3.30 qualitativ bestätigt werden kann. Da die Wandstärke in der freiliegenden Übergangszone zwischen Prüfbereich und Einspannbereich zunimmt, führt dies wegen der nach außen hin zunehmenden Porendichte zur Ausbildung eines Risses beginnend vom Rand der Flachprobe.

Die Geometrie der Flachprobekörper für uniaxiale Druckprüfungen, die Versuchsdurchführung sowie die Auswertung der Druckeigenschaften quer und parallel zur Faserrichtung folgen DIN EN ISO 14126 [Deu00]. Die Probekörper werden beidseitig mit DMS versehen, mit Parallelspannzangen in der Prüfvorrichtung mit einer freien Einspannlänge von 14,5 mm befestigt und mit einer Prüfgeschwindigkeit von 1,0 mm/min belastet. Die quer zur Faserrichtung druckbelasteten Probekörper versagen überwiegend gültig durch typisches Scherbruchversagen. Der Elastizitätsmodul quer zur Faser unter Druckspannung ist bei RT mit  $E_{\perp}^- = 10\,807 \text{ N/mm}^2$  ( $n = 3$ ,  $sd = 237 \text{ N/mm}^2$ ) im erwarteten Bereich, die Querdruckfestigkeit mit  $R_{\perp}^- = 142,2 \text{ N/mm}^2$  ( $n = 3$ ,  $sd = 13,1 \text{ N/mm}^2$ ) etwas niedriger als erwartet. Die Gründe dafür sind wie beim Zugversuch zum einen darin zu suchen, dass sich Poren festigkeitsmindernd durch herabsetzen des tragenden Querschnitts auswirken. Bereits eine Zunahme der Porosität um 1% reduziert die Querkzugfes-



tigkeit eines CFK um rund 10 % [OCF95]. Zum anderen steigt bei niedrigem Prüfquerschnitt die Wahrscheinlichkeit, dass die Fehlstelle eine das Versagen initiierende Wirkung ausübt. Die Druckeigenschaften parallel zur Faserrichtung zeigen keine besonderen Auffälligkeiten. Während der longitudinale Druckmodul  $E_{\parallel}^-$  bei RT mit  $146\,616\text{ N/mm}^2$  ( $n = 4$ ,  $sd = 11\,036\text{ N/mm}^2$ ) den Erwartungen entspricht, fällt die longitudinale Druckfestigkeit  $R_{\parallel}^-$  mit  $674\text{ N/mm}^2$  ( $n = 4$ ,  $sd = 19,5\text{ N/mm}^2$ ) etwas niedrig aus. Die Gründe dafür sind einerseits die Porosität, wie auch bei der transversalen Druck- und Zugfestigkeit, sowie speziell beim longitudinalen Druckversuch die Welligkeit der Fasern. Eine höhere Faserwelligkeit führt zu einem früheren Ausknicken der Fasern und schließlich zu einer reduzierten faserparallelen Druckfestigkeit [Wis90]. Eine Besonderheit des Druckversuchs ist zudem seine große Empfindlichkeit gegenüber Krümmungen im Probekörper, die ebenso zum Ausknicken des Probekörpers unter Druckspannung führen können. Selbst bei einem gültigen Scherbruchversagen mindern Krümmungen durch überlagerte Schubspannungen die Druckfestigkeit. Die Druckversuche wurden teilweise mit beidseitigen DMS ausgestattet, um die Knickgefährdung zusätzlich zur theoretischen Abschätzung nach Euler [Deu00] zu überprüfen.

Für Experimente bei Tieftemperatur wurde, analog zur Rohrprobe, Stickstoff als Kühlmedium verwendet, wohingegen die Flachproben im Gegensatz zur Rohrprobe an gasförmiger Atmosphäre bei 173 K geprüft wurde. Die ermittelten Werkstoffkennwerte bei Tieftemperatur weisen in ihrer Tendenz, verglichen mit den Werten bei RT, ein durchwachsendes Bild auf. Während der longitudinale Zugmodul  $E_{\parallel}^+$  eine Zunahme von 20 % nach Abkühlung von RT auf 173 K zeigt, bleibt die Längszugfestigkeit  $R_{\parallel}^+$  innerhalb des gleichen Temperaturbereichs nahezu konstant. Eine Zunahme des longitudinalen Zugmoduls erscheint in ihrer Tendenz zwar plausibel, ist allerdings ungewöhnlich hoch. So findet AHLBORN [Ahl89] in diesem Temperaturbereich einen Anstieg um rund 5 %, NETTLES und BISS [NB96] sowie HABERLE [Hab01] sogar nur um 2 % bis 3 %. REED und GOLDA [RG94] geben Werte zwischen denen der beiden zuvor genannten Autoren an. Alle hier zur Gegenüberstellung herangezogenen Laminare weisen vergleichbare Faser-Matrix-Kombinationen und FVA auf. Die konstante Längszugfestigkeit des CFK ist durch die Überlagerung mehrerer gegenläufiger Effekte nicht überraschend. Beispielsweise steht die entfestigende Wirkung der zunehmenden thermischen Eigenspannungen einer Festigkeitszunahme der Epoxidharzmatrix bei Abkühlung [Sch05, Kapitel 12] gegenüber. Zu ähnlichen Erkenntnissen kommen auch REED und GOLDA [RG94], die je nach Typ der Kohlenstofffaser (IM, HM, HT) zwar einen unterschiedlich starken Anstieg der Zugfestigkeit  $R_{\parallel}^+$  mit fallender Temperatur feststellen, dessen Signifikanz jedoch in der Streuung untergeht. LIN et al. [Lin+13] können in einem Temperaturspektrum von  $-95\text{ °C}$  bis  $100\text{ °C}$  einen leichten Anstieg der Längszugfestigkeit eines gewickelten CFK-Laminats feststellen.

Quer zur Faser zeigt sich nach Abkühlung um 120 K eine moderate Zunahme der Querkzugfestig-

keit  $R_{||}^+$  um 5 %, jedoch eine Abnahme des transversalen Zugmoduls  $E_{\perp}^+$ . Letzteres widerspricht den bereits in Abschnitt 3.4.1.2 diskutierten Erwartungen und erscheint daher unplausibel. Alle Ergebnisse aus den Zug- und Druckversuchen mit Flachprobekörpern parallel zur Faserorientierung sind in Tab. 3.9, quer zur Faserorientierung in Tab. 3.10 zusammengefasst.

**Tab. 3.9:** Übersicht der Ergebnisse aus den Zug- und Druckprüfungen mit der UD-Flachprobe parallel zur Faserorientierung.

FVA $\varphi$ in %	Temp. T in K	Festigkeiten in N/mm <sup>2</sup> ± sd		Moduln in N/mm <sup>2</sup> ± sd	
		$R_{  }^+$	$R_{  }^-$	$E_{  }^+$	$E_{  }^-$
60,9	293	2741 ±1,2 %	673,5 ±2,9 %	167 062 ±2,0 %	146 616 ±7,5 %
	173	2709 ±2,2 %	n.v.	200 814 ±0,4 %	156 242 <sup>(7)</sup>

**Tab. 3.10:** Übersicht der Ergebnisse aus den Zug- und Druckprüfungen mit der UD-Flachprobe quer zur Faserorientierung.

FVA $\varphi$ in %	Temp. T in K	Festigkeiten in N/mm <sup>2</sup> ± sd		Moduln in N/mm <sup>2</sup> ± sd	
		$R_{\perp}^+$	$R_{\perp}^-$	$E_{\perp}^+$	$E_{\perp}^-$
60,9	293	11,9 ±51,6 %	142,2 ±9,2 %	9966 ±8,3 %	10 807 ±2,2 %
	173	12,5 ±22,1 %	n.v.	8652 ±4,9 %	n.v.

### 3.4.4 Zusammenfassung und Gegenüberstellung der Versuchsergebnisse

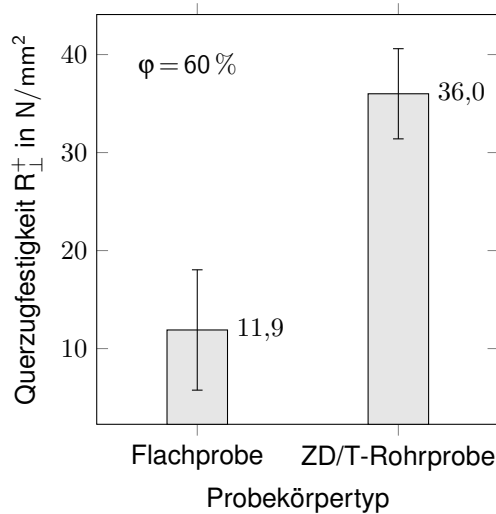
Die experimentelle Werkstoffcharakterisierung der verschiedenartigen, nassgewickelten CFK-Probekörper hat gezeigt, dass die unterschiedlichen Probekörpergeometrien und die damit verbundenen Herstellungsmethoden einen teils starken Einfluss auf die ermittelten Kennwerte nehmen. Je nach Belastungsrichtung im orthotropen Faser-KOS stellen sich einzelne Probekörpergeometrien als besser oder schlechter geeignet zur Charakterisierung gewickelter Lamine heraus. Zur Ermittlung der Querzugeigenschaften des FKV zeigt sich die ZD/T-Rohrprobe als klarer Favorit. Während die Flachprobe deutlich zu niedrige Querzugfestigkeitskennwerte  $R_{\perp}^+$  mit hoher Streuung aufweist, liefern die Prüfungen mittels ZD/T-Rohrprobe bei bis zu 90 % der Zugfestigkeit des Reinharzes ( $R_m^+ \approx 40$  N/mm<sup>2</sup>) plausible Kennwerte (siehe Abb. 3.34). Wie in Abschnitt 3.4.3.2 bereits erörtert wurde, führt das deutlich größere Prüfvolumen bzw. der größere Prüfquerschnitt der Rohrprobe zu stabileren Ergebnissen. Imperfektionen in Form von Poren, schwankendem FVA und variierender Oberflächengüte oder das Auftreten einzelner mikroskaliger Ereignisse, wie

<sup>7</sup> Ohne Angabe einer Standardabweichung sd mangels ausreichender Anzahl an Messwerten.

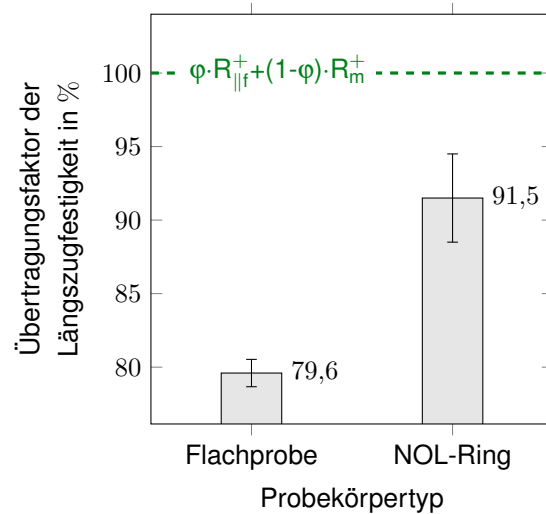
Lastumlagerungen durch stark lokalisierte Faser-Matrix-Delamination, führen bei der Rohrprobe wegen ihrer relativ zum Prüfquerschnitt kleineren Auswirkung nicht sofort zum Versagen des Probekörpers. Die Wahrscheinlichkeit einer Fehlstelle, die das Querzugversagen auslöst, ist bei der Flachprobe demnach höher, weswegen der im Versuch beobachtete Größeneffekt auftritt. Besonders bei Wickellaminaten, die unter industrienahen Bedingungen gefertigt wurden, sind zuvor genannte Qualitätsmängel stärker ausgeprägt als bei FKV-Bauteilen, die mit geschlossenen Formgebungswerkzeugen, Harzinjektion und unter Vakuum hergestellt werden. Derartige FKV-Eigenschaften sollten im Sinne einer bauteilgerechten Werkstoffprüfung im Probekörper nicht unberücksichtigt bleiben. Für die experimentelle Werkstoffcharakterisierung der mechanischen CFK-Eigenschaften quer zur Faserorientierung erfolgt deswegen eine klare Empfehlung zur Verwendung der ZD/T-Rohrprobe. Die niedrigen Mittelwerte, die hohe Streuung der transversalen Zugkennwerte und teilweise unplausible Tendenzen bei Tieftemperatur wecken generelle Zweifel an der Vertrauenswürdigkeit der Querzugprüfmethode mit Flachprobekörpern in der vorliegenden Konstellation. Im FE-Simulationsmodell in Abschnitt 4 werden daher nach Möglichkeit die matrixdominierten Werkstoffkennwerte aus den ZD/T-Prüfungen herangezogen - die unter Querbelastung mittels Flachproben gewonnenen Kennwerte werden größtenteils verworfen. Lediglich die relative Zunahme der Querzugfestigkeit  $R_{\perp}^+$  von 5 % im Temperaturintervall zwischen RT und 173 K wird mangels Alternative übernommen, da die ZD/T-Prüfung wegen Überschreitung der maximal zulässigen Prüfkraft der Maschine keine Ergebnisse liefern konnte.

Die Argumentation bei der Gegenüberstellung der Prüfmethode zur Bestimmung der zweiten matrixdominierten, mechanischen Werkstoffkenngröße der Nachgiebigkeitsmatrix, dem Quer-Längs-Schubmodul  $G_{\perp\parallel}$ , gestaltet sich ähnlich der des Querzugs. Sogar dann, wenn Wickellaminat nicht im Sinne einer bauteilgerechten Werkstoffprüfung bereits Gegenstand der Untersuchung sind, wird die Rohrprobe bzw. die ZD/T-Prüfung von einigen Autoren [Cun97; Puc96] als Mittel der Wahl zur Prüfung von FKV-Schubeigenschaften empfohlen. Auch BASAN [Bas11] zeigt, vergleicht und bewertet in seiner Arbeit verschiedene Methoden zur Prüfung von FKV-Schubeigenschaften, darunter auch die ZD/T-Prüfung und im Besonderen der Schubrahmen. In der vorliegenden Arbeit wird die ZD/T-Prüfung als einzige Methode zur Charakterisierung der Schubeigenschaften verwendet.

Im Vergleich der Längszugfestigkeiten kann der Flachprobe gegenüber dem NOL-Ring kein bzw. kein signifikanter Nachteil angelastet werden. Kleinere Vorteile bietet der NOL-Ring bei der Prüfmethode, indem der Probekörper nicht aufwendig per Spannvorrichtung geklemmt werden muss und die Applikation des DMS auch außerhalb des Versagensbereichs zulässig ist. Zudem bietet die Ringform die Möglichkeit, dem originalen Wickelprozess des Druckspeichers ähnelndere Fertigungsparameter einzustellen. Ein negativer Aspekt bei der Verwendung des NOL-Rings



**Abb. 3.34:** Gemessene Querzugfestigkeiten  $R_{\perp}^{+}$  von Flachprobe und ZD/T-Rohrprobe.



**Abb. 3.35:** Verhältnis von theoretischer zu gemessener Längszugfestigkeit von Flachprobe und NOL-Ring.

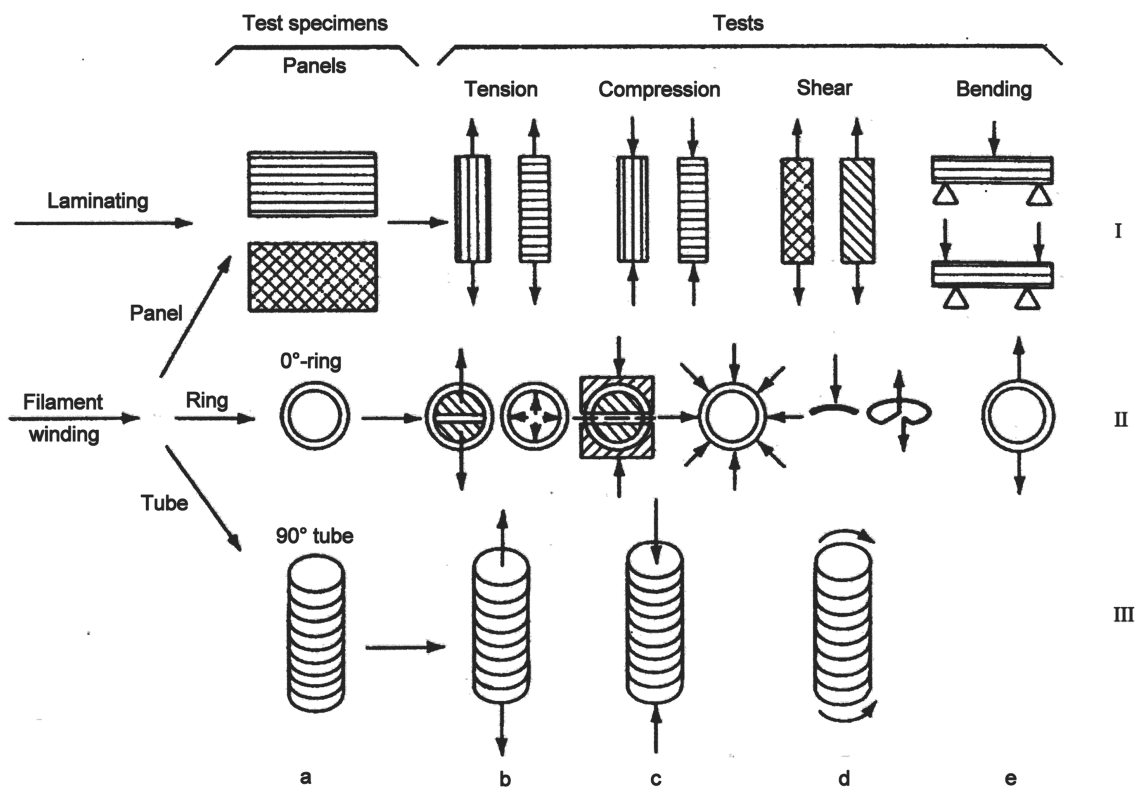
ist die Notwendigkeit zur Bereinigung des Messwerts von der überlagerten Biegespannung per FEA. Interessant bei der Gegenüberstellung beider Probekörpertypen ist der Vergleich der Übertragungsfaktoren, also das Verhältnis zwischen gemessener Längszugfestigkeit  $R_{\parallel}^{+}$  und dem theoretischen Wert, berechnet anhand der Mischungsregel und den Kennwerten der isolierten Verbundpartner aus den Datenblättern (siehe auch Abschnitt 4.1.3.1). Als Ursache für einen Übertragungsfaktor mit einem Wert kleiner 1 wird, neben der Schädigung der Faser während des Formgebungsprozesses und diversen Qualitätsmerkmalen [Coh97; Pet11], auch die Existenz von Größeneffekten genannt und kontrovers diskutiert. In diesem Zusammenhang wurden von verschiedenen Autoren teils gegensätzliche Ergebnisse publiziert, die den Größeneffekt beim Vergleich der Zugfestigkeit von einzelnen Fasersträngen gegenüber räumlich ausgedehnteren UD-Schichten in unterschiedlicher Ausprägung und Richtung feststellten [HHK03; HP78; Coh92]. Bei den hier durchgeführten Versuchen zeigte sich, dass der Übertragungsfaktor der Flachprobe um 12% unter dem der ZD/T-Rohrprobe liegt (siehe Abb. 3.35), aber mit einem Wert von rund 80% exakt den Wert des Herstellers der Kohlenstofffaser widerspiegelt, den dieser für eine typische UD-Schicht mit diesem FVA angibt. Zudem konnte festgestellt werden, dass sich beide Übertragungsfaktoren von Flachprobe und NOL-Ring in Übereinstimmung mit den in der Literatur vorzufindenden Werten befinden (siehe Abschnitt 3.4.2.2 und Abschnitt 3.4.3.2).

In der Konsequenz muss sich also die generelle Frage gestellt werden, welcher Probekörpertyp die Realität exakter widerspiegelt und somit das Mittel der Wahl zur Charakterisierung des nassgewickelten CFK für die Druckspeicher-Armierung darstellt. Die Literatur liefert keine einheitlich

Aussage zu der Frage, welcher aus dem Berstdruck rückgeschlossene Übertragungsfaktor dem Laminat einer Druckspeicher-Armierung zugeordnet werden kann. Es werden Werte vorgefunden, die einen Bereich von 50 % bis 60 % [BS64], 60 % bis 70 % [Lar73], über 68 % [HHK03], >80 % [Lee89], 85 % [SCC95], 91 % [TMP07] und bis zu 97 % [Coh92] abdecken. Die niedrigsten Werte dieser Auflistung sind in den Sechziger- und Siebzigerjahren veröffentlichten Artikeln entnommen worden. Man kann davon ausgehen, dass die Qualität der Fasern und des Wickelprozess auf einem niedrigeren Niveau als heute waren und zu diesen niedrigen Übertragungsfaktoren führten. Im Labormaßstab konnte jedoch auch damals ein Übertragungsfaktor von 90 % [BS64] erzielt werden, allerdings abhängig von der Geometrie des Wickeldorns. Es kann nicht ausgeschlossen werden, dass den veröffentlichten Übertragungsfaktoren teilweise noch die festigkeitsmindernde Wirkung der Faserondulation in gewickelten Kreuzlagen überlagert ist. Aus den genannten Gründen kann an dieser Stelle keine klare Empfehlung auf Basis der veröffentlichten Wissenschaftsliteratur getroffen werden. Erfahrungswerte zeigen, dass ein Übertragungsfaktor für die Längszugfestigkeit  $R_{\parallel}^+$  im Bereich von 80 % bis 85 % im Normalfall als realistisch angesehen und für eine konservative Auslegung von nassgewickelten COPV verwendet werden kann. Höhere Übertragungsfaktoren lassen sich mit sogenannten „Towpregs“, also mit Harz vorimprägnierten und leicht angelierten Rovings, erzielen. Durch die die Fasern umgebende Harzschicht werden diese bei der Verarbeitung weniger geschädigt und zeigen im Bauteil eine höhere meso- bzw. makroskopische Festigkeit.

Die Messergebnisse in Abschnitt 3.4.3.2 haben gezeigt, dass der lineare faserparallele Zugmodul  $E_{\parallel}^+$  nach DIN EN ISO 527-1 [Deu12] und DIN EN ISO 527-5 [Deu10b] nur einer geringen prozessbedingten Schädigung unterworfen ist. Ausschlaggebend ist hier der Vergleich des gemessenen und berechneten FVA, dessen Differenz von unter 1 % zwar als Degradationsparameter angesehen werden kann, wegen seiner geringen Auswirkung aber vernachlässigt wird.

**Definition 3.10:** In der vorliegenden Arbeit wird von einem mittleren Übertragungsfaktor  $\bar{Ü}$  von 85 % zwischen theoretischer und gemessener faserparalleler UD-Zugfestigkeit  $R_{\parallel}^+$  ausgegangen, wie er sich aus dem Mittelwert der Übertragungsfaktoren aus der experimentellen Analyse von Flachprobe und NOL-Ring ergibt. Der zugeordnete Degradationsparameter für die Längszugfestigkeit  $R_{\parallel}^+$  ist  $D_{R_{\parallel}^+}^{\bar{Ü}} = 0,15$ . Der faserparallele Elastizitätsmodul  $E_{\parallel}^+$  wird den Messergebnissen folgend nicht abgemindert.



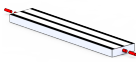

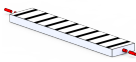

**Abb. 3.36:** Übersicht der per Wickelverfahren herstellbaren FKV-Probekörper und der jeweils zuzuordnenden Testmethoden zu Ermittlung der mechanischen Werkstoffkennwerte. (Quelle: [TPB98])

Zur experimentellen Analyse der faserparallelen Druckeigenschaften von gewickelten UD-Schichten ist die Flachprobe in der industriellen Praxis quasi alternativlos. Es existieren diverse Methoden, die einem rohr- bzw. ringförmigen Probekörper über Halbschalen oder Fluide von außen unter Längsdruckspannung setzen (siehe Abb. 3.36, II.c), diese sind jedoch nicht standardisiert und außerdem durch hohen Versuchsaufwand gekennzeichnet. Zudem existiert eine Methode, die eine MD-Rohrprobe unter axiale Druckbelastung setzt, deren Schichtaufbau aus einer alternierenden Folge von Hoop- und Low-Angle-Helical-Lagen besteht. Die Hoop-Lagen stützen die Helical-Lagen und verhindern so ein vorzeitiges Knick- oder Schubversagen des Probekörpers [Pet11]. Die Methode lässt jedoch nur indirekt Rückschlüsse auf die mechanischen Druckeigenschaften der UD-Schicht zu und findet nur bei speziellen Anforderungen Anwendung.

Über alle Prüfmethode und Probekörper hinweg, birgt die Werkstoffprüfung bei Tieftemperatur vergleichbare Schwierigkeiten. Die massiven, metallischen Spannwerkzeuge weisen hohe Wärmekapazitäten auf, die im Experiment wegen ihrer thermischen Trägheit lange Vorkonditionierungszeiten mit sich bringen. Die sich deutlich vom CFK der Probekörper unterscheidenden Wärmeausdehn-

nungskoeffizienten der metallischen Werkstoffe der Spannwerkzeuge, führen bei Abkühlung zu einer erhöhten oder reduzierten Flächenpressung im Reibschluss. Je nach verwendetem Spannprinzip kann daraufhin weniger Last eingeleitet werden oder es kommt zu Einspannbrüchen aufgrund zu hoher Druckspannungen im Einspannbereich des Probekörpers. Die formschlüssige Lasteinleitung bei der NOL-Ring-Prüfung oder die selbstspannende, reibschlüssige Lasteinleitung beim Kegelspannzeug der ZD/T-Prüfung bieten hier Vorteile, sind aber nur für quasistatische und nicht für schwingende Prüfungen tauglich. Schließlich führt der Niederschlag der Luftfeuchte bei tiefen Temperaturen wegen der damit verbundenen Vereisung der Versuchseinrichtung zu verschiedenen Problemen. Bestenfalls werden die genannten Aspekte bereits bei der Auslegung der Prüfeinrichtung berücksichtigt. Die Vor- und Nachteile der verschiedenen Probekörper-Typen zur Ermittlung der elastischen Werkstoffkennwerte von FKV sind in Tab. 3.11 zusammenfassend gelistet.

**Tab. 3.11:** Bewertung der Probekörpertypen hinsichtlich ihrer Eignung zur Ermittlung einzelner mechanischen Werkstoffkennwerte durch zerstörende Prüfung.

	 Flachprobe UD 0°	 NOL-Ring UD 0°	 Flachprobe UD 90°	 Rohrprobe UD 90°
$E_{\parallel}^+ / R_{\parallel}^+$	+	++		
$E_{\parallel}^- / R_{\parallel}^-$	o			
$E_{\perp}^+ / R_{\perp}^+$			-	+
$E_{\perp}^- / R_{\perp}^-$			o	o
$G_{\perp\parallel} / R_{\perp\parallel}$				++
	+ positiv   o neutral   - negativ   ■ unzutreffend			

Beabsichtigte Leeseite



## 4 Aufbau und Validierung der Material- und Bauteilsimulationsmodelle

Die virtuelle Untersuchung des Versagensverhaltens des Druckbehälters findet mittels eigens implementierter Berechnungsroutinen zur Abbildung des Werkstoffverhaltens per FEA statt. Die FEM gehört zu den wichtigsten und am häufigsten benutzten numerischen Rechenverfahren. Ursprünglich wurde sie zur Lösung von Spannungsproblemen in der Strukturmechanik entwickelt, ist aber sehr bald auf das große Anwendungsgebiet der Kontinuumsmechanik ausgedehnt worden. Die Strukturmechanik befasst sich mit dem mechanischen Verhalten diskreter Systeme mit einer endlichen Anzahl von Freiheitsgraden und Zustandsgrößen. Dahingegen werden in der Kontinuumsmechanik Feldgrößen betrachtet, was mitunter zu einer extrem hohen Anzahl an Freiheitsgraden führen kann. Ingenieure, die mit Problemen der Struktur- oder Kontinuumsmechanik konfrontiert werden, sind auf numerische Lösungsmethoden angewiesen, da häufig nur für sehr spezielle Probleme oder nur unter groben Vereinfachungen und unrealistischen Randbedingungen analytisch geschlossene Lösungen existieren.

Im Hinblick auf den zunehmenden Einsatz von Werkstoffen, die sich nichtlinear elastisch und anisotrop verhalten oder bei denen große Verformungen auftreten, ist daher die Tensorrechnung ein unverzichtbares Werkzeug für die Kontinuumsmechanik. Neben der physikalischen Nichtlinearität ist auch die geometrische Nichtlinearität bei Problemen mit großen Verformungen zu berücksichtigen, wodurch die Lösung noch zusätzlich erschwert wird. Zudem muss stets in Betracht gezogen werden, ob transiente Vorgänge quasistatisch berechnet werden können, oder ob die Zeit als zusätzliche Dimension betrachtet werden muss. Die Entscheidungsgrenzen für die Wahl der jeweiligen Approximation sind fließend und hängen im Einzelnen von der vorliegenden Problemstellung ab.

**Definition 4.11:** Unter normalen Betriebslasten finden die transienten Vorgänge im Simulationsmodell besonders langsam statt, sodass Massenträgheit und Viskoplastizität keine Rolle spielen. Es kann ein implizites numerisches Lösungsverfahren zur FEA verwendet werden.

### 4.1 Untersuchung des Wickellaminataufbaus zur Abbildung im FE-Modell

Bei der wickellaminatgerechten FE-Modellierung der CFK-Armierung des COPV ist die Kenntnis der prozessbedingt zwischen den einzelnen Lagen schwankenden FVA und die tatsächliche Geometrie

der Lagen und Lagenenden von Interesse. Durch vergleichende Simulationen soll geprüft werden, welchen Einfluss die Berücksichtigung dieser Merkmale in der FEA auf die Aussage über das Versagen hinsichtlich Mechanismus und Position nimmt. Die notwendige Datenbasis kann durch die Untersuchung von Werkstoffproben gewonnen werden, die an verschiedenen Stellen des COPV mit definierter Ausrichtung der Schnittkanten relativ zur Tankachse entnommen werden. Bei der lagenweisen Untersuchung des Laminats, meist per digitalem Lichtmikroskop, bedarf es einem System zur eindeutigen Benennung der Lagen:

**Definition 4.12:** Per Konvention werden die Einzellagen des Wickellaminats bei eins beginnend von innen am Liner nach außen hin durchnummeriert. Eine Lage meint ein Paket aus mehreren Bedeckungen des Liners mit gleichem Faserwinkel, die zum Erreichen der gewünschten Lagendicke erforderlich sind.

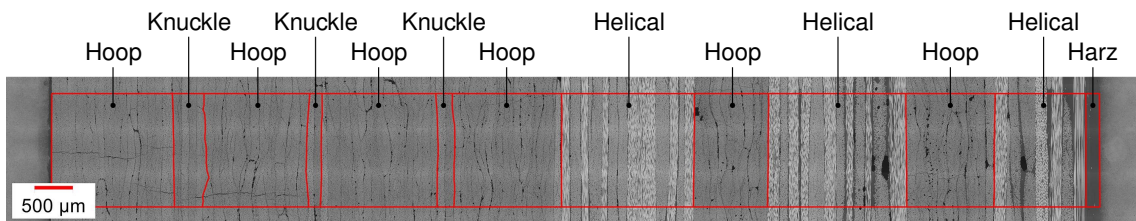
### 4.1.1 Faservolumenanteile der Einzellagen

Unter der Voraussetzung eines stabilen Wickelprozesses, zeigt die lagenweise Analyse des FVA der FKV-Armierung von COPV zwei Trends:

- Der FVA einer Schicht zeigt eine deutliche Abhängigkeit von der Position der Schicht innerhalb des Laminats. Der FVA von Hoop- und Helical-Lagen nimmt von innen (Liner) nach außen hin ab [Coh97].
- Hoop-Lagen weisen einen höheren FVA als Helical-Lagen auf. Je kleiner der Wickelwinkel einer Schicht, desto geringer ist der FVA [CMZ01; PHF91].

Der Gradient des FVA von innen nach außen ist vornehmlich dem äußeren (Anpress-)Druck, ausgeübt von den folgenden, weiter außen liegenden Schichten, geschuldet. Sie komprimieren die inneren Schichten während des Wickelprozesses aufgrund der anliegenden Fadenspannung und pressen dabei das vor der Vernetzung noch flüssige Harz heraus. Dieser Effekt ist stark mit der Höhe und dem Gradienten der anliegenden Fadenspannung korreliert [CMZ01]. Die Ursache für den niedrigeren FVA der Helical- gegenüber den Hoop-Lagen ist zum einen den zahlreichen harzreichen Regionen an der Überdeckungskante zweier kreuzender Bänder einer Helical-Lage zuzuordnen (Ondulation). Aus geometrischen Überlegungen liegt die Ursache zum anderen in dem geringeren Anpressdruck der Bänder normal zur Mantelfläche des Liners und in der teilweise prozessbedingt variierenden Fadenspannung während der Ablage von Helical- und Hoop-Lagen. Desweiteren spielt selbstverständlich das Wickelmuster der Helical-Lage eine ausschlaggebende Rolle. Die von COHEN [Coh97] beschriebene Abhängigkeit des FVA von der Wickeldauer pro Lage ist bei dem hier verwendeten Harzsystem nicht zu erwarten. Da dem DGEBA/MTHPA-Harzsystem kein weiterer Beschleuniger zugesetzt ist, beträgt die Topfzeit mehrere Tage bevor eine Gelierung

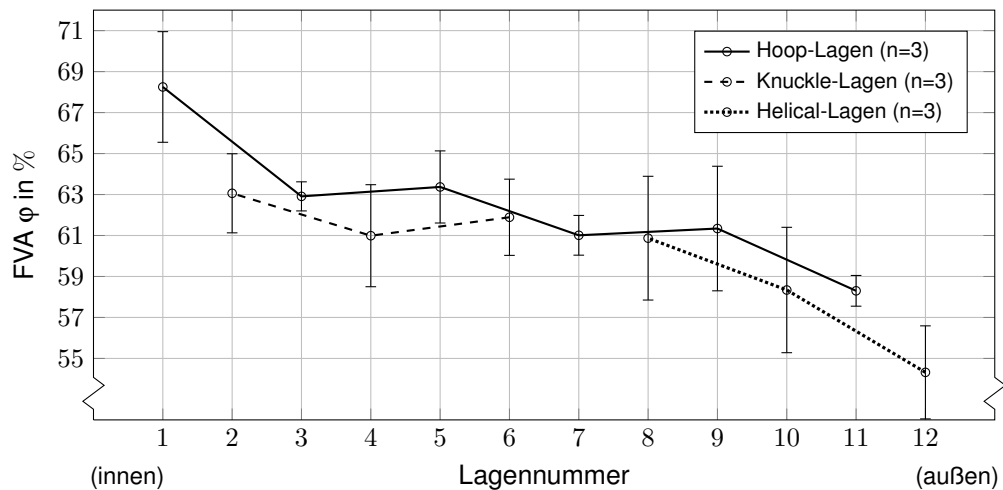
stattfindet. Der mittlere FVA des Laminats  $\hat{\phi}$  wird per thermogravimetrischer Analyse (TGA) bestimmt, die individuellen FVA der Einzellagen durch die Auswertung des Faserflächenanteils (FFA) per lichtmikroskopischer Aufnahmen von Schnitten entlang der Dickenrichtung des Laminats. Mit einfachen geometrischen Beziehungen kann gezeigt werden, dass sich der gemessene FFA mit einem Faktor von 1 in den FVA umrechnen lässt, selbst wenn die Fasern nicht senkrecht auf der Schnittfläche stehen.



**Abb. 4.1:** Mikroskopaufnahme des Laminats mit rot eingerahmten Feldern, die für die jeweilige Lage zur Bestimmung des FVA per Bildauswertung herangezogen wurden. Das Laminat ist „liegend“ von links (= innen) nach rechts (= außen) abgebildet.

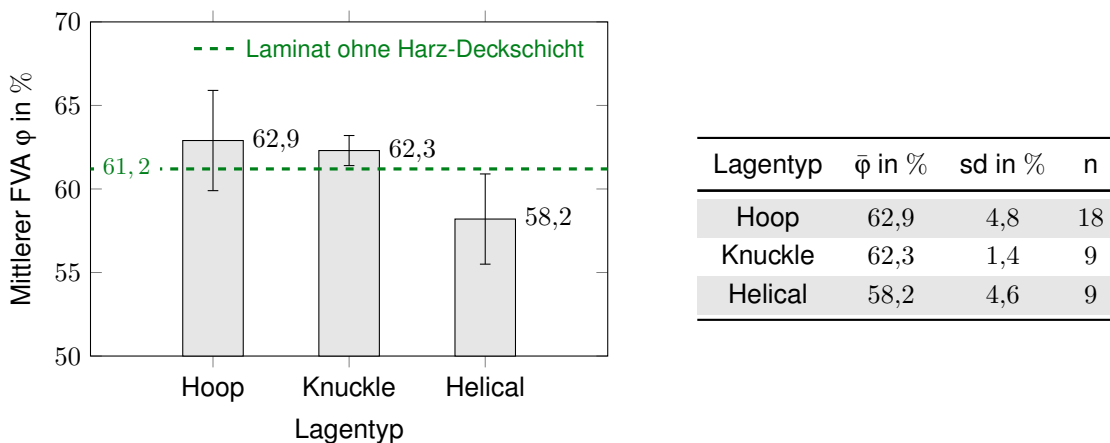
Die Auswertung des FFA bietet einigen Spielraum zur persönlichen Interpretation der Mikroskopbilder, da der Grenzwert für den Kontrast zwischen Faser und Matrix vom Bearbeiter frei gewählt werden kann. Bei der Bildauswertung verschiebt der Grenzwert für den Kontrast die geometrische Grenze zwischen Faser und Matrix, was sich direkt auf den Wert des FFA auswirkt. Geht man davon aus, dass der Bearbeiter bei jeder Bildauswertung stets den gleichen Fehler macht, lässt sich dieser systematische Fehler durch einen Abgleich mit dem mittleren FVA des Laminats  $\hat{\phi}$  aus der TGA per Korrekturfaktor beheben. Die lichtmikroskopisch per Bildauswertung bestimmten FVA der Einzellagen in Abb. 4.1 werden zur Korrektur des systematischen Fehlers mit Faktoren  $0,9 < f < 1,1$  beaufschlagt, sodass der berechnete mittlere FVA des Laminats dem per TGA gemessenen entspricht. Werden die so ermittelten Faservolumenanteile abhängig von ihrer Position im Laminat von innen nach außen in einem Graphen aufgetragen, erhält man die charakteristischen Kurven in Abb. 4.2. Die Messungen im Zylinder wurden doppelt gewichtet, da diese in der Datenbasis mit 1:2 gegenüber den Randbereichen unterrepräsentiert sind (siehe Abb. 4.4b).

Die Darstellung der Messdaten bestätigt die eingangs des Kapitels angesprochenen Trends. Der FVA zeigt eine Abhängigkeit von der Position der Lage im Laminat und dem Ablagewinkel der Fasern. Der FVA fällt mit zunehmendem Abstand vom Liner und mit abnehmendem Faserwinkel, wie es auch von COHEN [Coh97] und PETERS et al. [PHF91, Seite 5.1-6.23] beschrieben wird. Wegen des großen Einflusses des FVA auf die Festigkeit des FKV, ist es für die detaillierte und prädiktionsfähige FEA eines Wickellaminats empfehlenswert, die lokal schwankenden FVA zu berücksichtigen (siehe Abschnitt 5.2). Die allgemeine Verwendung des mittleren FVA des Laminats  $\hat{\phi}$  für alle Lagen vernachlässigt und verschmiert die mit der Faserwinkeldifferenz divergierenden mittleren FVA der



**Abb. 4.2:** Mittlere Faservolumenanteile der einzelnen Lagen im Wickellaminat.

individuellen Lagentypen. Während die Abhängigkeit des FVA vom Faserwinkel eine potenziell wichtige Rolle bei der Versagensanalyse des Druckbehälters spielt, ist die Abhängigkeit von der Position innerhalb des Laminats, also letztlich vom Radius  $r$ , von untergeordneter Bedeutung. Da die CFK-Armierung des Druckbehälters mit einem Verhältnis der Wandstärke zum Innenradius von  $\leq 0,2$  nach DIN 2413-1 [Deu93] als dünnwandig gilt, ist der Radius der einzelnen Lage für ihren individuellen Spannungszustand von geringerer Relevanz.



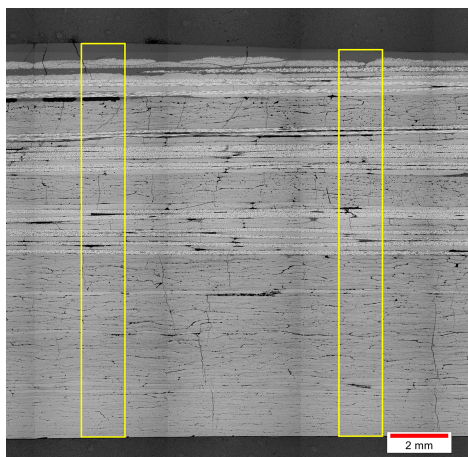
**Abb. 4.3:** Mittlere Faservolumenanteile der Lagentypen  $\bar{\phi}$  und des Laminats ohne Harz-Deckschicht  $\hat{\phi}^*$ . Der mittlere FVA des Laminats ohne Harz-Deckschicht von 61,2% wird aus dem Mittelwert über alle Lagentypen mit Gewichtung der jeweiligen Lagendicken gebildet. Doppelte Gewichtung der Messwerte aus der Zylindermitte wegen deren Unterrepräsentation in der Datenbasis.

Sofern die Dicke der Lagen eines Typs im Laminat immer gleich ist, können alle Lagen des Typs im

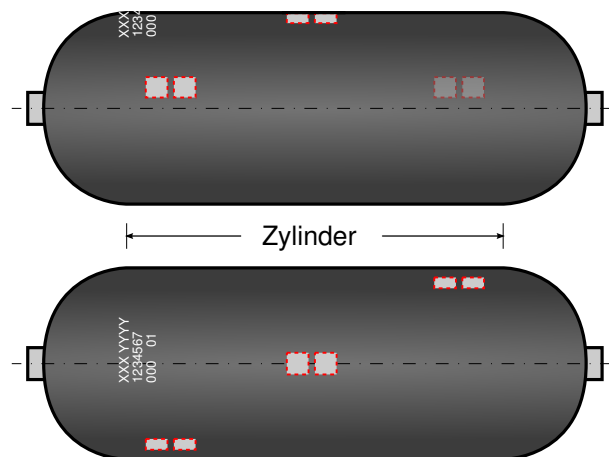
FE-Modell mit dem mittleren FVA dieses Lagentyps parametrisiert werden. Sind die Lagen eines Typs von unterschiedlicher Dicke, kann der Gradient des FVA und schließlich auch der Gradient der Festigkeit über die Dicke das Versagensverhalten beeinflussen. Sind alle Lagen eines Typs von identischer lateraler Ausdehnung, kann zumindest der dickengewichtete, mittlere FVA dieses Lagentyps für alle Lagen des Typs verwendet werden (siehe Abb. 4.3). Im Wickellaminat, mit den innerhalb des Laminats endenden Lagen, bestehen die genannten Möglichkeiten nicht. Die Quantifizierung der Bedeutung dieser Sachverhalte für die Prognose des Versagensverhaltens bzw. des Berstdruckes des COPV per FEA wird in Abschnitt 5.2 untersucht.

### 4.1.2 Geometrie der Einzellagen

Zur optimalen geometrischen Abbildung der Einzellagen des Wickellaminats im FE-Modell muss in erster Linie die Dicke der Lagen, aber auch die Position und Form der Lagenenden bekannt sein. Während die Dicke global betrachtet den Berstdruck definiert, beeinflusst die Position und Form der Lagenenden den lokalen (Biege-)Spannungszustand im Übergangsbereich zwischen Zylinder und Dom.



(a) Lichtmikroskopische Aufnahme mit Auswertezonen (gelb) zur Vermessung der Lagendicken.

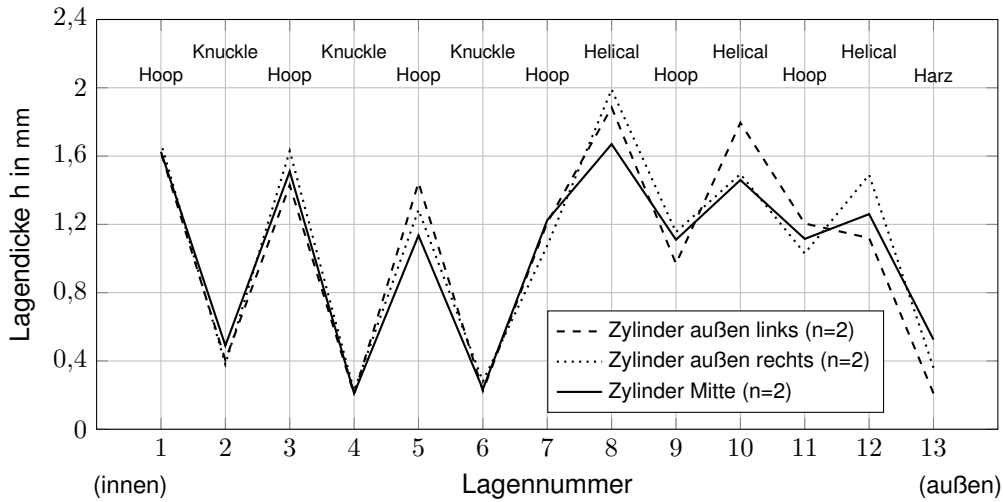


(b) Positionen, an denen die Proben aus der Armierung des Druckbehälters entnommen wurden.

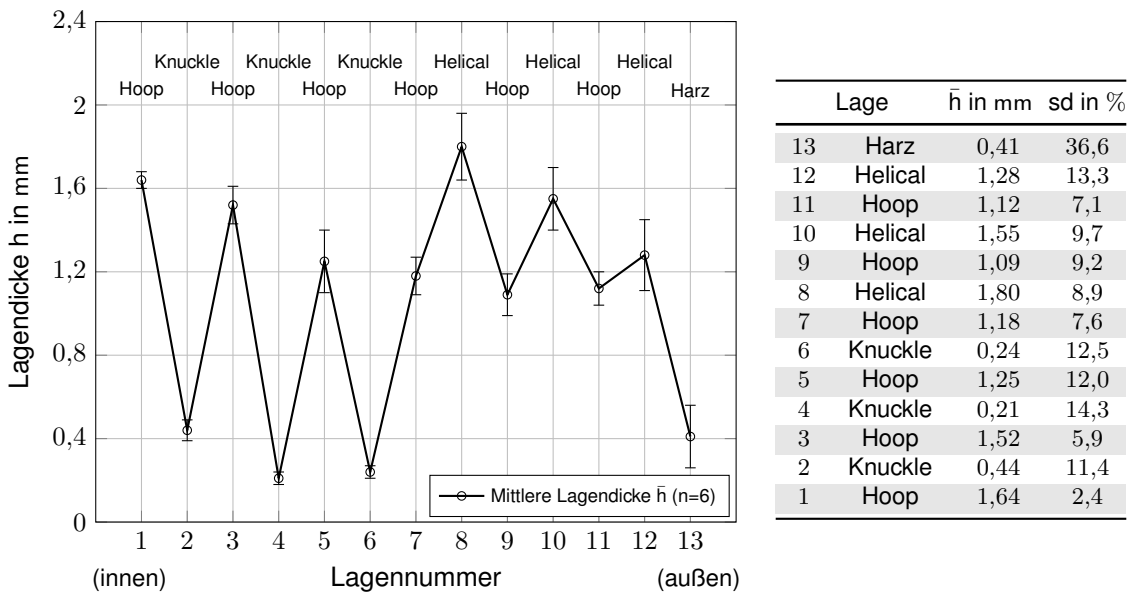
**Abb. 4.4:** Schichtweise Analyse der Lagendicken im Wickellaminat der Armierung des COPV.

Zur Bestimmung der Lagendicken  $h$  wurden an verschiedenen Positionen des Druckbehälters Proben aus dem Laminat entnommen (siehe Abb. 4.4b) und die Einzellagen jeweils an zwei Stellen pro Probe vermessen. Abb. 4.4a zeigt stark verkleinert eine der lichtmikroskopischen Aufnahmen, die zur Messung der in Abb. 4.5 aufgetragenen Lagendicken  $h$  herangezogen wurden.

Abb. 4.6 stellt die aus allen Proben gemittelten Lagendicken  $\bar{h}$  dar. Da die Zylindermitte mit einem Verhältnis der Probenanzahl von 1:2 gegenüber den Randbereichen unterrepräsentiert ist, wurden die gemessenen Lagendicken in der Zylindermitte bei der Mittelwertbildung doppelt gewichtet.



**Abb. 4.5:** Gemessene Dicken der einzelnen Lagen im Wickellaminat, bestimmt an verschiedenen Positionen im Zylinder des COPV.



**Abb. 4.6:** Mittlere gemessene Lagendicken  $\bar{h}$  pro Lage. Bei der Mittelwertbildung wurden die Werte aus der Zylindermitte doppelt gewichtet, um deren Unterrepräsentation in den Messungen auszugleichen.

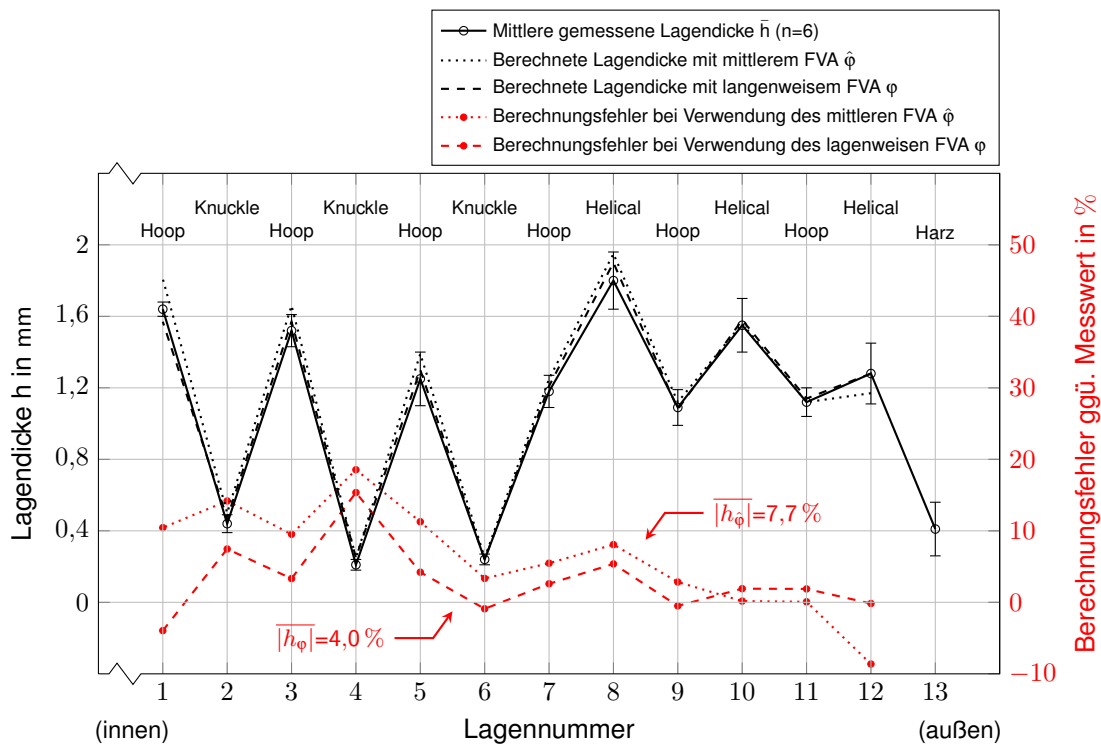
Die Lagendicke kann sich nach Definition 4.12 nur im Bereich eines ganzzahligen Vielfachen der Dicke einer Bedeckung bewegen, sie ist somit in gewisser Weise gequantelt. Die tatsächliche Dicke der Lage stimmt jedoch oft nicht mit dem Vielfachen der theoretischen Dicke einer Bedeckung überein, die mit der Feinheit  $Tt$ , der Faserdichte  $\rho_f$ , der Rovingbreite  $b_{rov}$  und dem FVA  $\varphi$  anhand Glg. (4.1) analytisch abgeschätzt werden kann. Während Feinheit und Faserdichte dem Herstellerdatenblatt entnommen werden können, bilden unbekannte Werte bzw. falsche Annahmen für Rovingbreite  $b_{rov}$  und FVA die Hauptursache für unzutreffende analytische Abschätzungen der Lagendicke. Da Knuckle- und Helical-Lagen jeweils Kreuzlagen sind, entspricht ihre Dicke für eine vollständige Bedeckung etwa der doppelten Dicke einer Hoop-Lage.

$$h_{Hoop} = \frac{Tt}{b_{rov} \rho_f \varphi} \quad (4.1)$$

$$h_{Knuckle, Helical} \approx 2 h_{Hoop} \quad (4.2)$$

Zusammen mit den gemessenen FVA kann die Aussagegüte der analytischen Berechnungsmethode der Lagendicke aus Glg. (4.1) und Glg. (4.2) auf die Probe gestellt werden. Interessant dabei ist der Vergleich, wie stark die Berechnung der Lagendicke unter Verwendung des mittleren, per TGA bestimmten FVA des Laminats  $\hat{\varphi}$  von der unter Verwendung des lagenweise bestimmten FVA  $\varphi$  abweicht. Bei der Berechnung ist zu berücksichtigen, dass die Breite des Rovings  $b_{rov}$ , bzw. bei mehreren parallel verwendeten Rovings die Breite des Bandes  $n \cdot b_{rov}$ , nicht für alle Lagentypen identisch ist. Lagenwinkel, Fadenspannung, Geometrie des Fadenauges, Programmierung und Anzahl verwendeter Achsen der CNC-Wickelmaschine sowie weitere Parameter nehmen Einfluss auf die Breite des Bandes. Aus diesem Grund werden für die folgenden Rechnungen empirische, direkt an der Wickelanlage gewonnene Messwerte der Bandbreite herangezogen.

Unter Berücksichtigung der verschiedenen Bandbreiten und unter Einsatz der Herstellerangaben für Feinheit  $Tt$  und Faserdichte  $\rho_f$  sind in Abb. 4.7 die berechneten Dicken mit mittlerem und individuellem FVA aufgetragen. Darin wird ersichtlich, dass der Zugewinn an Genauigkeit durch Verwendung der lagenweise bestimmten FVA innerhalb der Fehlerbalken der gemessenen Lagendicken in den meisten Fällen untergeht. Der über die Dicke veränderliche FVA spielt somit für eine korrekte Festigkeitsanalyse des Laminats eine deutlich größere Rolle als für die geometrische Gestalt.

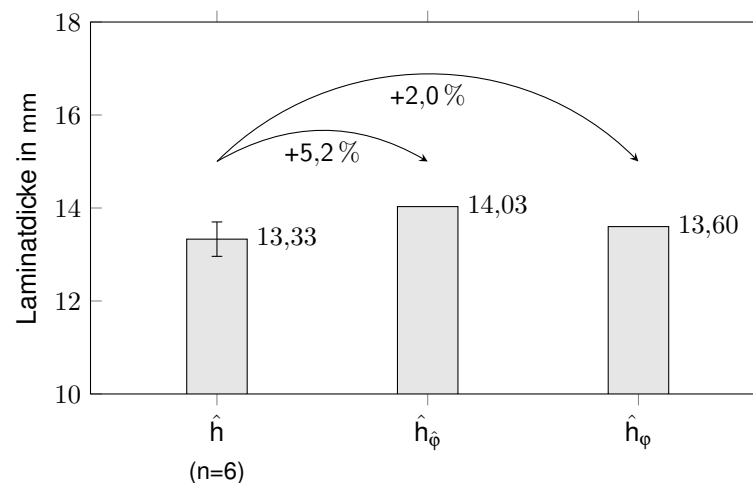


**Abb. 4.7:** Vergleich zwischen analytisch berechneten und gemessenen **Lagendicken**. Der Mittelwert der Fehlerbeträge bei Verwendung des mittleren Faservolumenanteils des Laminats  $|\bar{h}_\phi|$  beträgt 7,7 %, der bei Verwendung der lagenweisen Faservolumenanteile  $|\hat{h}_\phi|$  beträgt 4,0 %.

Addiert man die analytisch berechneten Dicken der Einzellagen zur Gesamtdicke des Laminats  $\hat{h}_\phi$  bzw.  $\hat{h}_\phi$  auf, kann wiederum der Vergleich der berechneten Laminatdicke mit der gemessenen Laminatdicke  $\hat{h}$  angestellt werden. Dabei zeigt sich, dass beide analytischen Methoden die gemessene Laminatdicke leicht überschätzen (siehe Abb. 4.8).

Da COPV allgemein nicht als perfekte Isotensoide ausgelegt werden können, kommt es speziell im Übergangsbereich zwischen Zylinder und Dom zu Biegespannungen. Der Verlauf und die Höhe der Biegespannungen auf dem Pfad entlang der Kontur des Druckspeichers wird einerseits von den eigens dafür ausgelegten Knuckle-Lagen beeinflusst, die durch einen Faserwinkel um  $90^\circ$  in den schmalen Umkehrzonen der Lage jeweils eine Art partielle Umfangslage in den genannten Übergangsbereichen bilden. Diese partielle Umfangslage trägt dazu bei, einen Steifigkeitssprung beim Übergang vom zylindrischen in den Dombereich zu vermeiden. Außerdem wird der Steifigkeits- bzw. Biegespannungsverlauf auch von der geometrischen Gestalt und Position der Lagenenden der Hoop-Lagen beeinflusst, die nicht abrupt mit dem Zylinder enden, sondern innerhalb dieser Übergangszone auslaufen. Die korrekte Abbildung der realen geometrischen Merkmale des



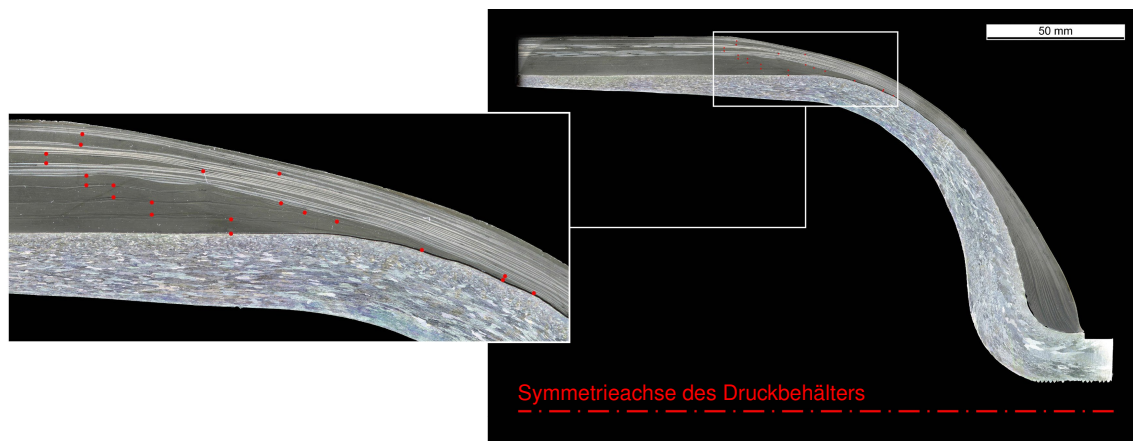


**Abb. 4.8:** Vergleich zwischen der analytisch berechneten und der gemessenen **Laminatdicke**. Die berechnete Laminatdicke weicht bei Verwendung des mittleren Faservolumenanteils des Laminats  $\hat{h}_\phi$  um 5,2 % nach oben vom Messwert  $\hat{h}$  ab, die bei Verwendung der lagenweisen Faservolumenanteile  $\hat{h}_\phi$  um 2,0 %.

Druckbehälters sollte bei der Gestaltung des FEA-Modells berücksichtigt werden. Hierzu werden die Lagenenden mittels detaillierter fotografischer Aufnahmen des Laminatquerschnitts der beiden Dome (siehe Abb. 4.9) vermessen.

Abb. 4.9 zeigt einen typischen Laminatquerschnitt im Übergangsbereich zwischen Zylinder und Dom eines COPV. Ein sanfter Übergang vom dickeren CFK-Laminat um den Zylinder zum dünneren Laminat an den Domen trägt dazu bei, Spannungsspitzen in diesem Bereich abzumindern. Diese Auslaufzone der Hoop-Lagen kann durch Variation der Position und Form der Lagenenden in gewissen Grenzen angepasst werden. Die Position wird durch die Wahl des Umkehrpunktes während der ersten Bedeckung des Zylinders für die Hoop-Lage beeinflusst, die Form der Lagenenden durch die zunehmende Verschiebung des Umkehrpunktes im Laufe der mehrfachen Bedeckung des Zylinders während des Wickelprozesses einer Hoop-Lage.

In Abschnitt 5.2 wird untersucht, ob die Berücksichtigung der exakten Lagengeometrie im FE-Modell einen signifikanten Einfluss auf die Höhe des berechneten Berstdruckes der COPV nimmt.



**Abb. 4.9:** Hochauflösender Scan des Liner- und Laminatquerschnittes im Dombereich der COPV. Die roten Punkte markieren die vermessenen Positionen. Vertikal gegenüberliegende rote Punkte kennzeichnen den Beginn der Querschnittsverjüngung einer Lage. Bereinigt um die Krümmung der Basis verläuft die Verjüngung weitestgehend linear und endet in einem spitzen Winkel.

### 4.1.3 Zusammenstellung der thermomechanischen Lamineigenschaften

Um den geometrischen und qualitativen Spezifika des Wickellaminats auch im FE-Modell Rechnung zu tragen, erfordert die FEA-Software die Bereitstellung eines jeweils eigenen Datensatzes mit Materialeigenschaften pro auftretendem FVA und die Zuweisung der Datensätze zu den geometrisch einzeln modellierten Lagen. Die Datensätze, im Folgenden Materialkarten genannt, beinhalten sämtliche mechanischen und thermomechanischen Werkstoffkennwerte des CFK, darunter die Elastizitätsmoduln  $E$ , die Festigkeiten  $R$  und die Wärmeausdehnungskoeffizienten  $\alpha$ . Der auslegende Ingenieur ist dabei in der Regel mit dem Problem konfrontiert, dass nicht für alle Faservolumenanteile und Betriebstemperaturen empirische Werkstoffkennwerte vorliegen. Die Zusammenstellung der Materialkarten erfolgt schließlich durch Umrechnung der gemessenen Werte oder Herstellerangaben mittels theoretischer oder empirischer analytischer Zusammenhänge oder durch Literaturwerte.

#### 4.1.3.1 Longitudinale mechanische Kennwerte

Die Berücksichtigung des variierenden Faservolumenanteils  $\varphi$ , in Abhängigkeit von Faserorientierung  $\Phi$  und Position der jeweiligen Lage innerhalb des Laminats, erfolgt durch die Umrechnung der experimentell gewonnenen Steifigkeits- und Festigkeitskennwerte der UD-Schicht. Es existieren hierzu keine allgemeingültigen analytischen Methoden, die die Änderung des konstitutiven Verhal-

tens eines orthotropen Werkstoffes auf mikromechanischer Basis beschreiben könnten. Je nach volumetrischem oder gravimetrischem Anteil eines der beiden Verbundpartner sowie dessen Relevanz für den jeweiligen Werkstoffkennwert in einer bestimmten Raumrichtung, dominieren andere Effekte das Werkstoffverhalten bzw. dessen Änderung. So existieren unterschiedlichste empirische und halbempirische Modelle oder auf Homogenisierung basierende analytische Methoden zur Umrechnung der charakteristischen Werkstoffkennwerte zwischen verschiedenen FVA des FKV.

Eine simple Methode zur Umrechnung von Kennwerten der UD-Schicht bietet die einfache Mischungsregel

$$K = \varphi \cdot K_f + (1 - \varphi) \cdot K_m \quad (4.3)$$

mit dem gesuchten Kennwert der UD-Schicht  $K$ , dem FVA  $\varphi$  und den jeweils isolierten Kennwerten von Faser und Matrix mit den Indizes  $f$  und  $m$ . Dabei wird angenommen, dass jeder Verbundpartner seinen Beitrag zum Verhalten des Verbundes in dem prozentualen Anteil leistet, in dem er auch volumetrisch betrachtet im Verbund vorliegt. Anhand dieser Regel können bei separat bekannten Eigenschaften der isolierten Verbundpartner die Eigenschaften des Verbundes berechnet werden, ohne dass zusätzliche Experimente vonnöten sind. In der Praxis zeigt sich jedoch, dass dieses Prinzip lediglich für die faserdominierten Eigenschaften endlosfaserverstärkter FKV unter bestimmten Bedingungen genügend genaue Werte liefert [Sch05; Ble11; HN71]. Der in der Mischungsregel implizierte lineare **Zusammenhang zwischen FVA und der Längszugfestigkeit  $R_{\parallel}^+$**  bzw. dem **Längszugmodul  $E_{\parallel}^+$**  ist für ingenieurtechnische Anwendungen in den meisten Fällen ausreichend, auch deswegen, weil Bauteile aus FKV wegen diverser Sicherheitsfaktoren nur einen begrenzten Teil ihrer Festigkeit ausnutzen. Die Berechnung der faserdominierten Kennwerte des Verbundes lediglich aus den Eigenschaften der Verbundpartner, ist nur bei schonenden Verarbeitungs- bzw. Formgebungsverfahren akzeptabel, bei denen die Faser nicht oder kaum geschädigt wird. Beim hier angewendeten Nasswickelverfahren wird die Faser durch die Fadenführung und -vorspannung meist in einem Maße geschädigt, das die Berücksichtigung der resultierenden Degradation der Werkstoffkennwerte empfehlenswert macht (siehe auch Abschnitt 3.4.2.2).

Die faserparallelen Werkstoffkennwerte werden wegen der „Parallelschaltung“ von Faser und Matrix vom linearen Verhalten der vergleichsweise hohen Kennwerte der Faser dominiert und können deswegen hinreichend genau mit der einfachen Mischungsregel (siehe Glg. (4.3)) zwischen verschiedenen FVA auf simple Weise umgerechnet werden [Ehr06; Cho92]. Auf den marginal festigkeitsmindernden Effekt der Querkontraktionsbehinderung der Matrix durch die Fasern wird wegen mangelnder Relevanz verzichtet. Neben einer homogenen Verteilung der Fasern in der Matrix und den Fasereigenschaften selbst, sind die Eigenschaften des Verbundes in Faserrichtung noch von einer ausreichend hohen Faser-Matrix-Haftung und dem Ausmaß der Faserondulation

beeinflusst. Ausreichend hoch ist die Faser-Matrix-Haftung in diesem Zusammenhang dann, wenn im Zugversuch kein Faser-Pull-Out zu beobachten ist.

Eine nennenswerte Ondulation, also die Faserwelligkeit quer zur Ebene bzw. Lastrichtung, tritt bei der gewickelten CFK-Armierung von COPV nur in den Kreuzlagen (Knuckle- und Helical-Lagen), nicht aber in den Umfangslagen (Hoop-Lagen) auf. Beim Wickeln der Hoop-Lagen werden die Rovings Seite an Seite abgelegt und kreuzen sich nie. Der Grad der Ondulation in den Helical-Lagen wird von der Musterzahl des Wickelmusters (*engl.: winding pattern*), ein Maß für die Anzahl an Kreuzungspunkten, und der Breite des Bandes bestimmt. Die Musterzahl gibt an, nach welcher Anzahl an Doppelhüben des Ablegekopfes der Wickelanlage, die nachfolgende Ablegespur wieder neben die erste Spur abgelegt wird [FZR99]. Je geringer die Breite und Anzahl gleichzeitig abgelegter Rovings ist, desto schmaler ist das Band und umso mehr Bänder müssen nebeneinander abgelegt werden, um eine Vollbedeckung der Oberfläche des Liners zu erreichen. Eine hohe Musterzahl zusammen mit einer schmalen Ablegebreite des Bandes führen zu einem höheren Ondulationsgrad, wobei hier erwähnt sein soll, dass die Ondulation eines Wickellaminats in der Regel geringer ausgeprägt ist als bei Geweben oder Geflechtem.

Obwohl einige theoretische Modelle eine Abnahme der Moduln mit zunehmender Ondulation voraussagen [Nai95; IC82; YMC86], zeigen Experimente anderer Autoren stattdessen ein unverändertes Steifigkeitsverhalten des FKV [RPV99; Bri87; ZXE08; Bul+86]. Die hier im Versuch ermittelten Moduln der UD-Schicht führen zur korrekten Berechnung des Steifigkeitsverhaltens eines experimentell geprüften MD-Laminats per klassischer Laminattheorie (KLT), ohne dass die Ondulation dabei berücksichtigt worden wäre. Die relativ hohe Fadenspannung bei der Bandablage im Nasswickelverfahren, die niedrige Viskosität des Harzes und die Verstreckung der Fasern durch die hohe Wärmeausdehnung des Aluminium-Liners beim Aushärteprozess plausibilisieren diese Ergebnisse. Wegen der daraus resultierenden kompaktierten Struktur ist kein ausgeprägtes Setzverhalten des ausgehärteten FKV unter Last zu erwarten. In der vorliegenden Arbeit wird deswegen davon ausgegangen, dass die Moduln der Kreuzlagen in der CFK-Armierung nicht von der Ondulation beeinflusst sind.

Der degradierende Einfluss der Ondulation auf die Zug- und Druckfestigkeit des FKV in Faserrichtung ist in der Literatur unumstritten [ZXE08]. Die Faserwelligkeit an den Kreuzungspunkten führt durch Biegespannungen zu Störungen des homogenen Membranspannungszustandes [Gra91] und schließlich zu einer Reduzierung der meso- bzw. makroskopischen faserparallelen Festigkeit in der Ebene der Kreuzlage gegenüber einer vergleichbaren UD-Schicht. Pauschal kann von dem Trend ausgegangen werden, dass mit zunehmender Ondulation eine zunehmende Festigkeitsdegradation festzustellen ist [Sch05, Kapitel 3.10]. Verwertbare Information, die einen direkten und verwertbaren Zusammenhang zwischen dem Wickelmuster und der Festigkeitsdegradation

herstellen, sind rar. So hat ROUSSEAU et al. [RPV99] anhand gewickelter GFK-Rohrproben mit Epoxidharzmatrix feststellen können, dass bei höheren Ondulationsgraden eine Degradation der Zugfestigkeit um bis zu 6 % zu beobachten ist. Er merkt jedoch an, dass der Effekt bei anisotropen Materialien, wie Kohlenstoff oder Kevlar, deutlich prominenter ausfallen könnte. BULMANIS et al. [Bul+86] finden für ein ähnliches Werkstoffsystem eine mittlere Festigkeitsdegradation von 17 % zwischen minimal und maximal ondulierten gewickelten Probekörpern. Die Versuche von GRAMOLL [Gra91] mit einem gewickelten FKV aus IM-Kohlenstofffaser und Epoxidharzmatrix zeigen bei sehr starker Ondulation eine Abnahme der Zugfestigkeit um 19 % gegenüber dem UD-Probekörper. SHU et al. [SCC95] finden für die Helical-Lage einen Übertragungsfaktor zwischen theoretischer und gemessener faserparalleler Bruchdehnung von 70 %, für die Hoop-Lage von 85 %. Die Differenz von 15 % zwischen beiden Lagentypen schreiben SHU et al. Poren und Ondulationen zu. Die hohen Ondulationsgrade, wie sie einige der genannten Autoren untersuchten, findet man in COPV im Allgemeinen nicht vor. Beobachtungen zeigen, dass mit einer faserparallelen Festigkeitsdegradation zwischen den von ROUSSEAU et al. und SHU et al. veröffentlichten Ergebnissen für eine konservative COPV-Auslegung zu rechnen ist.

**Definition 4.13:** Zur Berücksichtigung der Faserondulation wird die faserparallele UD-Zugfestigkeit  $R_{\parallel}^+$  und -Druckfestigkeit  $R_{\parallel}^-$  in den Helical-Lagen des COPV um 10 % abgemindert. Der zugeordnete Degradationsparameter beträgt  $D_{R_{\parallel}}^O = 0,1$ . Die Elastizitätsmoduln werden basierend auf den empirischen Beobachtungen nicht abgemindert.

In der vorliegenden Arbeit wird der lineare Zusammenhang der Mischungsregel mit einem Faktor in Form des Degradationsparameters  $D$  an die experimentell gewonnenen Kennwerte bei Raumtemperatur angefügt. Die sich damit und der Mischungsregel (Glg. (4.3)) ergebenden Funktionen  $R_{\parallel}^+(\varphi)$  und  $E_{\parallel}^+(\varphi)$  für die allgemeine UD-Schicht sind

$$R_{\parallel}^+(\varphi) \Big|_{T=293K} = (1 - D_{R_{\parallel}^+}) \left( \varphi R_{\parallel f}^+ \Big|_{T=293K} + (1 - \varphi) R_m \Big|_{T=293K} \right) \quad (4.4)$$

$$E_{\parallel}^+(\varphi) \Big|_{T=293K} = (1 - D_{E_{\parallel}^+}) \left( \varphi E_{\parallel f}^+ \Big|_{T=293K} + (1 - \varphi) E_m \Big|_{T=293K} \right) \quad (4.5)$$

Der für Hoop-Lagen anzuwendende Degradationsparameter  $D_{R_{\parallel}^+ Hoop}$  zur Abminderung der theoretischen faserparallelen Zugfestigkeit, berechnet anhand der Mischungsregel mit  $R_{\parallel f}^+$  und  $R_m^+$ , ist der in Definition 3.10 aus dem Übertragungsfaktor der Längszugfestigkeit abgeleitete Wert

$$D_{R_{\parallel}^+ Hoop} = D_{R_{\parallel}}^{\ddot{U}} = 0,15. \quad (4.6)$$

Den Umweg über die Degradation der Herstellerangaben, anstatt der direkten Nutzung der Messwerte, wird hier deswegen gewählt, um dem auslegenden Ingenieur aufzuzeigen, wie ein

pragmatisches Werkstoffmodell unter Nutzung der Herstellerangaben auch ohne experimentelle Charakterisierung entwickelt werden kann. Hierfür ist ein Übertragungsfaktor passend zum Fertigungsverfahren abzuschätzen, wobei für das Nasswickelverfahren der hier verwendete Übertragungsfaktor  $D_{R_{\parallel}}^{\ddot{U}} = 0,15$  durchaus als allgemeingültig aufgefasst werden kann. Die Festigkeit der Kreuzlagen, also Knuckle- und Helical-Lagen, wird zusätzlich zu  $D_{R_{\parallel}}^{\ddot{U}}$  mit dem der Ondulation zuzuordnenden Degradationsparameter  $D_{R_{\parallel}}^O = 0,1$  überlagert, sodass

$$D_{R_{\parallel}^{+} Kreuz} = D_{R_{\parallel}}^{\ddot{U}} - D_{R_{\parallel}}^{\ddot{U}} D_{R_{\parallel}}^O + D_{R_{\parallel}}^O = 0,235. \quad (4.7)$$

Die Degradation des Längszugmoduls  $E_{\parallel}^{+}$  wird Definition 3.10 folgend mit  $D_{E_{\parallel}} \approx 0$  vernachlässigt, da beim vorliegenden Werkstoff der Übertragungsfaktor entsprechend Abschnitt 3.4.3.2 über 99 % beträgt und sich die Faserondulation nicht auf die Steifigkeit auswirkt. Auf COPV, die keinen metallischen Liner besitzen und zudem keine thermische Aushärtung sowie keinen Autofrettage-Prozess (siehe Abschnitt 2.2.4) durchlaufen haben, ist dieses Werkstoffverhalten nicht pauschal übertragbar.

Zusätzlich zur Abhängigkeit vom FVA ist für die FEA des Druckspeichers, innerhalb des spezifizierten Betriebstemperaturspektrums von rund 30 K bis 360 K, die **Abhängigkeit der faserdominierten, mechanischen Kennwerte von der Temperatur** zu berücksichtigen. Ausgehend von der experimentellen Untersuchung dieses Zusammenhangs, beschrieben in Abschnitt 3.4.3.2, wird eine lineare Abhängigkeit der Steifigkeit von der Temperatur angenommen. Die Festigkeit bleibt unbeeinflusst und somit konstant. Die in Abschnitt 3.4.3.2 gemessene longitudinale Steifigkeitszunahme von rund 20 % bei einer Abkühlung um 120 K erscheint jedoch auch vor dem Hintergrund einer konservativen Herangehensweise deutlich zu hoch, sodass hier auf den höchsten Wert, der im genannten Kapitel diskutierten Literaturwerte, von  $-5E-4 K^{-1}$  zurückgegriffen wird. Für eine UD-Schicht mit einem FVA von  $\varphi = 61\%$  werden die Temperaturabhängigkeiten rein empirisch durch die folgenden Funktionen beschrieben,

$$R_{\parallel}^{+}(T) \Big|_{\varphi=61\%} = R_{\parallel}^{+} \Big|_{\varphi=61\%} (const.) \neq f(T) \quad (4.8)$$

$$E_{\parallel}^{+}(T) \Big|_{\varphi=61\%} = -5E-4K^{-1} \cdot E_{\parallel}^{+} \Big|_{\substack{\varphi=61\% \\ T=T_0}} \cdot T + (1 + 5E-4K^{-1} \cdot T_0) \cdot E_{\parallel}^{+} \Big|_{\substack{\varphi=61\% \\ T=T_0}} \quad (4.9)$$

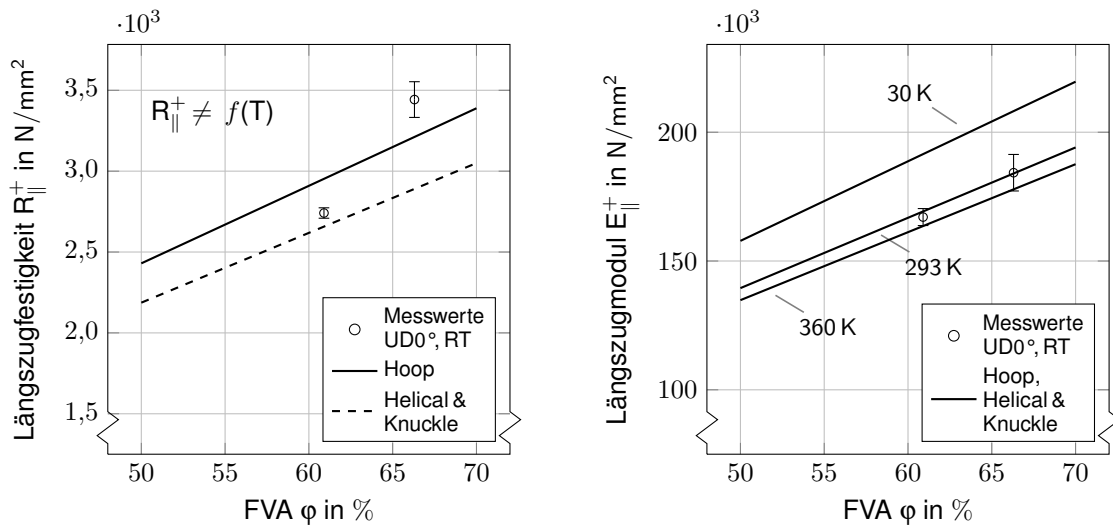
wobei die Referenztemperatur  $T_0$  hier mit RT, also 293 K, zu wählen ist. Die lineare Beschreibung des Zusammenhangs  $E_{\parallel}^{+}(\varphi)$  trifft den Verlauf der experimentellen Daten sehr präzise, wie auch HABERLE [Hab01] (siehe Abb. 4.13) zeigt. Geht man davon aus, dass der FKV innerhalb des FVA-Spektrums zwischen rund 54 % und 68 % ein über den gesamten Temperaturbereich ähnliches

Verhalten in Faserrichtung zeigt [Son+15], ergeben sich die Funktionen  $R_{\parallel}^+(\varphi, T)$  und  $E_{\parallel}^+(\varphi, T)$  zu

$$R_{\parallel}^+(\varphi, T) = R_{\parallel}^+(\varphi) \quad (4.10)$$

$$E_{\parallel}^+(\varphi, T) = (-5E-4K^{-1} \cdot T + 1,1465) \cdot E_{\parallel}^+(\varphi) \Big|_{T=293K} \quad (4.11)$$

Trägt man die beiden Funktionen aus Glg. (4.10) und Glg. (4.11) nach Einsetzen von Glg. (4.4), Glg. (4.5) und mit  $D = D_{R_{\parallel}^+ \text{Hoop}}$  bzw.  $D = D_{R_{\parallel}^+ \text{Kreuz}}$  in einem Graphen innerhalb der Grenzen der Betriebstemperatur und dem Variationsbereich des FVA auf (siehe Abb. 4.10), zeigt sich die Spannweite der Funktionswerte.



(a) Faserparallele Zugfestigkeit  $R_{\parallel}^+$  aufgetragen über den FVA  $\varphi$ .  $R_{\parallel}^+$  ist nicht von der Temperatur  $T$  abhängig.

(b) Faserparalleles Elastizitätsmodul  $E_{\parallel}^+$  aufgetragen über FVA  $\varphi$  und Temperatur  $T$ .

**Abb. 4.10:** Funktionsplot der faserdominierten, mechanischen CFK-Werkstoffkennwerte von Umfangs- und Kreuzlagen in Abhängigkeit der Temperatur, innerhalb des Betriebstemperaturbereichs von 30 K bis 360 K und den in Abschnitt 4.1.1 bestimmten FVA der Einzelschichten von rund 54 % bis 68 %. Nur die Festigkeit der Kreuzlagen ist aufgrund ihrer Ondulation degradiert.

Abb. 4.10 lässt erkennen, dass der FVA in den vorliegenden Variationsbereichen der Funktionsparameter einen höheren Anteil zur Spannweite von  $E_{\parallel}^+$  beiträgt als die Temperatur, während für  $R_{\parallel}^+$  nur der FVA von Bedeutung ist. In Tab. 4.1 sind die gesamten Spannweiten und die jedem Funktionsparameter isoliert zuordenbaren Spannweiten der beiden Werkstoffkennwerte aufgezeigt. Die Werkstoffeigenschaften der isolierten Verbundpartner sind mit  $R_{\text{m}}^+ = 40,1 \text{ N/mm}^2$  und  $E_{\text{m}}^+ = 2955 \text{ N/mm}^2$  dem Experiment bzw. mit  $R_{\text{if}}^+ = 5655 \text{ N/mm}^2$  und  $E_{\text{if}}^+ = 276\,000 \text{ N/mm}^2$  dem Herstellerdatenblatt entnommen. Die relativen Werte in Tab. 4.1 beziehen sich auf das Verhältnis

der Spannweite zum Wert der jeweiligen Größe bei  $T = RT$  und dem mittleren FVA des Laminats ohne Harz-Deckschicht  $\hat{\varphi}^* = 61,2\%$ .

**Tab. 4.1:** Absolute und relative Spannweiten der faserdominierten, mechanischen CFK-Werkstoffkennwerte einer Hoop-Lage innerhalb des Betriebstemperaturspektrums  $30\text{ K} < T < 360\text{ K}$  und des FVA-Spektrums  $54\% < \varphi < 68\%$ . Der Bezugswert für relative Angaben wird bei  $T = 293\text{ K}$  und  $\varphi = 61,2\%$  berechnet.

	Spannweiten $R_{\parallel}^+$		Spannweiten $E_{\parallel}^+$	
	absolut	relativ	absolut	relativ
$f(\varphi) \Big _{T=RT}$	928 N/mm <sup>2</sup>	22,7 %	38 226 N/mm <sup>2</sup>	22,5 %
$f(T) \Big _{\varphi \approx \hat{\varphi}^*}$	0 N/mm <sup>2</sup>	0 %	28 060 N/mm <sup>2</sup>	16,5 %
$f(T, \varphi)$	928 N/mm <sup>2</sup>	22,7 %	68 069 N/mm <sup>2</sup>	40,0 %

Aus Gründen der Vereinfachung und der geringen Relevanz der CFK-Druckeigenschaften für das Berstverhalten des COPV, wird für die **Längsdruckfestigkeit  $R_{\parallel}^-$**  und das **Längsdruckmodul  $E_{\parallel}^-$**  ohne Nachweis ebenfalls ein linearer Zusammenhang mit dem Faservolumenanteil  $\varphi$  angenommen. Zudem wird die Längsdruckfestigkeit ebenfalls mit  $D_{R_{\parallel}}^{\ddot{U}}$ , aber dem 1,5-fachen des Degradationsparameter  $D_{R_{\parallel}}^O$  degradiert, um dem größeren Einfluss der Ondulation unter Drucklast Rechnung zu tragen.  $E_{\parallel}^-$  wird unter Anwendung von Definition 3.10 und Definition 4.13 nicht degradiert.

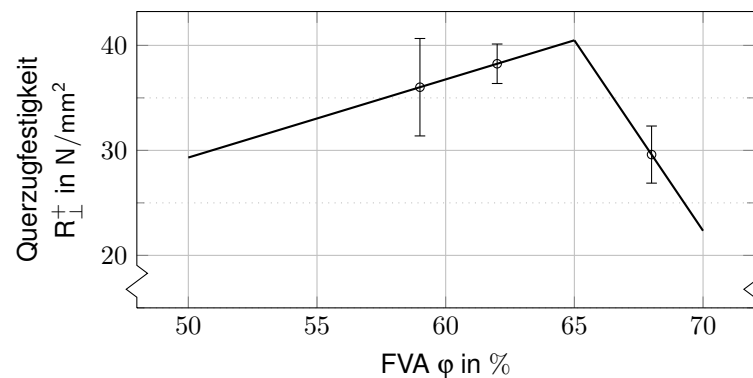
#### 4.1.3.2 Transversale mechanische Kennwerte

Wegen der auf Mikroebene ausgeprägten Heterogenität des Werkstoffes in Wirkrichtung der betrachteten Kennwerte, stellen sich die Zusammenhänge quer zur Faserrichtung deutlich komplizierter dar, als es bei den faserdominierten Kennwerten der Fall ist. Vorstellen kann man sich den Werkstoff nun als eine „Serienschaltung“ von Faser und Matrix, der nun deutlich stärker von den Eigenschaften der Faser-Matrix-Grenzfläche, der homogenen Faserverteilung und selbstverständlich von den teilweise nichtlinearen Eigenschaften der duroplastischen Matrix selbst abhängt. Die Komplexität und Vielfalt der Parameter lässt keine Formulierung eines allgemeingültigen analytischen Modells zur Umrechnung der **Querzugfestigkeit  $R_{\perp}^+$**  zwischen **verschiedenen FVA  $\varphi$**  zu. Die empirischen Untersuchungen von BLEIER [Ble11] zeigen aber, dass in dem von ihm betrachteten Bereich mit  $50\% < \varphi < 72\%$  bis ca. 65 % ein linearer Zusammenhang für  $R_{\perp}^+(\varphi)$  angegeben werden kann, die Querzugfestigkeit oberhalb dieses FVA aber rapide abfällt. Dieses Phänomen ist auf die Ausbildung von trockenen Faseransammlungen ohne umgebende Matrix („Fasernestern“)



bei Überschreitung eines FVA von ca. 65 % zurückzuführen [Ble11; Sch05] und konnte bei den Querzugversuchen in Abschnitt 3.4 ebenfalls beobachtet werden. Auf Basis der in Abschnitt 3.4.4 gezeigten Ergebnisse der Querzugversuche wird zur Formulierung des Zusammenhangs zwischen  $R_{\perp}^{\dagger}$  und  $\varphi$  die stetige, bilineare Funktion in Glg. (4.4) an die Datenbasis angefitet (siehe Abb. 4.11). Der Steigungsparameter der Funktion im Definitionsbereich  $50\% < \varphi < 65\%$  liegt mit einem Wert von  $74,3 \text{ N/mm}^2$  zwischen den von BLEIER [Ble11] für ähnliche Faser-Matrix-Kombination aufgezeigten Steigungen von rund  $70 \text{ N/mm}^2$  und  $95 \text{ N/mm}^2$ .

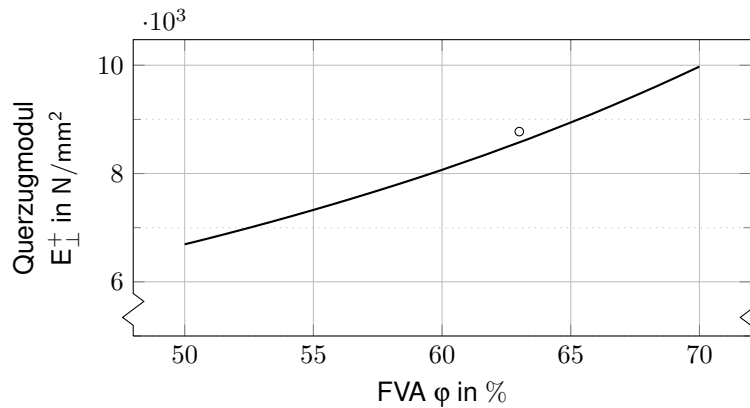
$$R_{\perp}^{\dagger}(\varphi) \Big|_{T=293K} = \begin{cases} 74,4 \text{ N/mm}^2 \varphi - 7,9 \text{ N/mm}^2 & \text{falls } 0,5 < \varphi \leq 0,65, \\ -362,8 \text{ N/mm}^2 \varphi + 276,3 \text{ N/mm}^2 & \text{falls } 0,65 < \varphi \leq 0,7. \end{cases} \quad (4.12)$$



**Abb. 4.11:** An Messdaten gefittete, bilineare Funktion (Glg. (4.12)) zur Beschreibung der Abhängigkeit zwischen Querzugfestigkeit  $R_{\perp}^{\dagger}$  und FVA  $\varphi$ .

Die experimentelle Bestimmung des **Querzugmoduls**  $E_{\perp}^{\dagger}$  in Abschnitt 3.4 lieferte inkonsistente Ergebnisse, weswegen der Mehrwert einer Umrechnung des Querzugmoduls auf **verschiedene Faservolumenanteile** aufgrund der unsicheren Eingangsgrößen infrage gestellt werden kann. Zur Wahrung des schlüssigen Gesamtbildes soll der Schritt jedoch vollzogen werden. Durchaus Vorteilhaft ist die Auswertemethode für  $E_{\perp}^{\dagger}$  nach DIN EN 2597 [Deu98a], die über einen relativ weiten Bereich der Spannungs-Dehnungs-Messkurve den Sekantenmodul auswertet. Zusammen mit dem relativ linearen Verhalten der spröden, duroplastischen Matrix ist die Methode geeignet um einen Querzugmodul  $E_{\perp}^{\dagger}$  zu bestimmen, der beim Erreichen der Bruchdehnung die Spannung nur gering überbewertet und deswegen als leicht konservativer Wert für die Auslegung des COPV herangezogen werden kann. Zur Umrechnung der Querzugmoduln für verschiedene FVA wird die bereits in Abschnitt 3.4.1.2 eingeführte, von PUCK [Puc67] für GFK vorgeschlagene halbempirische Näherungsgleichung (3.11) auf Basis des Scheibchenmodells verwendet, die von BLEIER [Ble11] für CFK adaptiert wurde. Unter Verwendung des Elastizitätsmoduls  $E_m = 2955 \text{ N/mm}^2$  und

der Querkontraktionszahl  $\nu_m = 0,35$  des isolierten Epoxidharzes sowie dem Querkzugmodul der isolierten Faser  $E_{\perp f}^+ = 21\,000\text{ N/mm}^2$  (Herstellerangabe), zeigt sich die in Abb. 4.12 aufgetragene Kurve  $E_{\perp}^+(\varphi)$ .



**Abb. 4.12:** Abhängigkeit des Querkzugmoduls  $E_{\perp}^+$  vom FVA  $\varphi$  gemäß der halbempirischen Näherungsgleichung (3.11) nach PUCK/BLEIER [Ble11].

Wie im Fall der faserparallelen Kennwerte, wird die Abhängigkeit der mechanischen Kennwerte quer zur Faserrichtung von der Temperatur ebenfalls durch einen weiteren Funktionsparameter in der Gleichung beschrieben. Die Formulierung dieser Abhängigkeit erfolgt ebenso empirisch, basierend auf den experimentell gewonnenen Werkstoffkennwerten (siehe allgemein Abschnitt 3.4 und speziell Abschnitt 3.4.4).

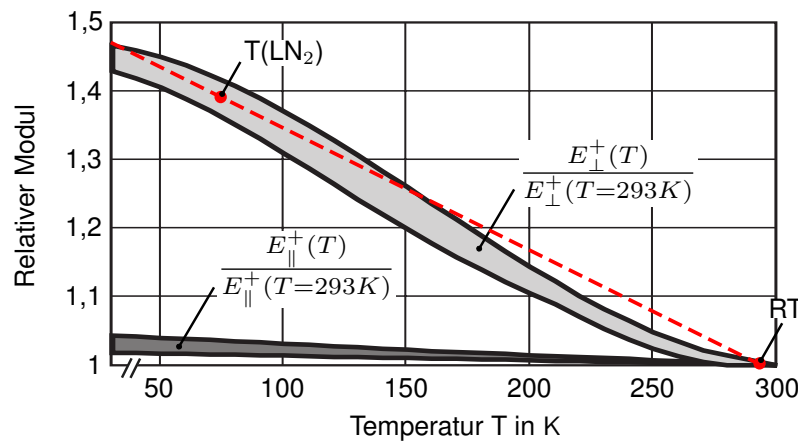
Die **Temperaturabhängigkeit** der **Querkzugfestigkeit**  $R_{\perp}^+$  bei Tieftemperatur ist der in der Wissenschaftsliteratur am wenigsten diskutierte Zusammenhang aller in dieser Arbeit behandelten Abhängigkeiten. Ein seriöses, zumindest moderat verbreitetes Modell zur Beschreibung der Funktion  $R_{\perp}^+(T)$  ist nicht vorhanden. Allerdings können einige Feststellungen gemacht werden, die bei der Abschätzung der Abhängigkeit hilfreich sind:

- Die Zugfestigkeit von Epoxidharzen nimmt zu kryogenen Temperaturen hin zu. Es sind Steigerungen der Querkzugfestigkeit von CFK mit Epoxidharzmatrix um 20 % bei Abkühlung von 293 K auf 77 K zu beobachten [Fen+14], bei reinem Epoxidharz fällt die Zugfestigkeitssteigerung noch höher aus [KF13].
- Die Abhängigkeit  $R_{\perp}^+(T)$  zeigt sich als Funktion höheren Grades [Lin+13; Tor13]

Vor dem Hintergrund einer konservativen Herangehensweise wird ein linearer Ansatz mit der in Tab. 3.10 aufgeführten Steigerung der Querkzugfestigkeit  $R_{\perp}^+$  um 5,1 % bei einer Abkühlung um 120 K gewählt. Die Abhängigkeit  $R_{\perp}^+(T)$  wird nach dem Schema aus Abschnitt 4.1.3.1 mathematisch beschrieben, woraufhin man nach Einsetzen von Glg. (4.12) die Funktion  $R_{\perp}^+(\varphi, T)$  in Glg. (4.13)

erhält.

Der **Querzugmodul**  $E_{\perp}^+$  zeigt im Experiment keine lineare **Abhängigkeit von der Temperatur**, sondern vielmehr ein Verhalten, dass sich durch ein Polynom zweiten Grades innerhalb der Grenzen zwischen 30 K und 300 K approximieren lässt. Findet die experimentelle Bestimmung des Querzugmoduls bei Temperaturen nahe der beiden Wendepunkte der Polynomfunktion statt, kann die Abhängigkeit unter der Prämisse eines konservativen Ansatzes linearisiert werden, sofern die gewonnene lineare Funktion nicht weit oberhalb der oberen Temperaturstützstelle (hier bei  $T = 293$  K) verwendet wird.



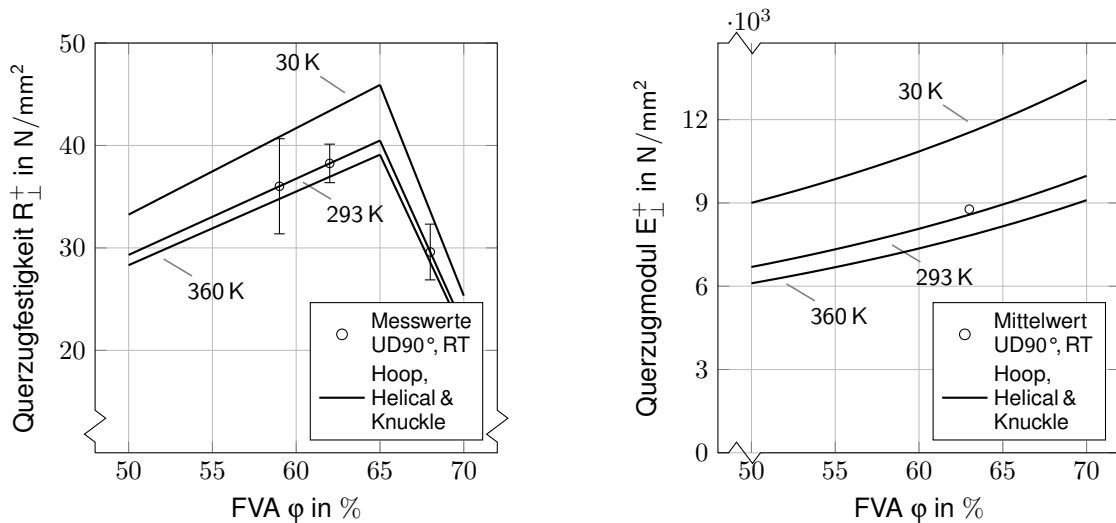
**Abb. 4.13:** Relativer Quer- und Längszugmodul eines CFK mit Epoxidharzmatrix als Funktion der Temperatur.  
(Quelle: [Hab01])

Unterhalb der oberen Temperaturstützstelle wird der Querzugmodul  $E_{\perp}^+$  eher überschätzt, was bei einer durch den Längszugmodul  $E_{\parallel}^+$  dominierten Dehnung des MD-Wickellaminats in überschätzten und schließlich konservativ kalkulierten Spannungen mündet. Abb. 4.13 zeigt einen für CFK mit Epoxidharzmatrix typischen Kurvenlauf  $E_{\perp}^+(T)$ , worin deutlich wird, dass die Wendepunkte günstig für die experimentelle Bestimmung der Kennwerte mit  $\text{LN}_2$  (77 K) und bei RT (293 K) gelegen sind, um sie als Stützstellen der Linearisierung heranzuziehen. Mittels des relativen Anstiegs des Querzugmoduls um 13,1 % bei Abkühlung um 100 K (siehe Tab. 3.6) kann die Funktion  $E_{\perp}^+(T)$  und danach durch Einsetzen von Glg. (3.11) schließlich  $E_{\perp}^+(\varphi, T)$  (Glg. (4.14)) aufgestellt werden, analog zur Vorgehensweise in Abschnitt 4.1.3.1.

$$R_{\perp}^+(\varphi, T) = (-5,1\text{E-}4\text{K}^{-1} \cdot T + 1,1494) \cdot R_{\perp}^+(\varphi) \Big|_{T=293\text{K}} \quad (4.13)$$

$$E_{\perp}^+(\varphi, T) = (-13,12\text{E-}4\text{K}^{-1} \cdot T + 1,3845) \cdot E_{\perp}^+(\varphi) \Big|_{T=293\text{K}} \quad (4.14)$$

Die Wertebereiche des Querszugmoduls  $E_{\perp}^{\pm}$  und der Querszugfestigkeit  $R_{\perp}^{\pm}$  abhängig vom FVA sind in Abb. 4.14 mit der Temperatur als Scharparameter abgebildet.



(a) Querszugfestigkeit  $R_{\perp}^{\pm}$  aufgetragen über FVA  $\phi$  und Temperatur  $T$ .

(b) Elastizitätsmodul quer zur Faser  $E_{\perp}^{\pm}$  aufgetragen über FVA  $\phi$  und Temperatur  $T$ .

**Abb. 4.14:** Funktionsplot der transversalen, mechanischen CFK-Werkstoffkennwerte in Abhängigkeit der Temperatur innerhalb des Betriebstemperaturbereichs von 30 K bis 360 K und den in Abschnitt 4.1.1 bestimmten FVA der Einzelschichten von rund 54 % bis 68 %.

Zudem spielen für die Querszugfestigkeit  $R_{\perp}^{\pm}$  Größeneffekte eine Rolle, die durch den In-Situ-Effekt beschrieben und durch die **In-Situ-Querszugfestigkeit**  $R_{\perp, is}^{\pm}$  quantitativ berücksichtigt werden können (siehe Abschnitt 2.4.1 und Abschnitt 3.3). Dazu werden die Schichten nach PINHO et al. [Pin+05] in dicke und dünne Schichten eingeteilt und deren Querszugfestigkeit  $R_{\perp}^{\pm}$  separat korrigiert. Die Grenze zwischen einer dicken und dünnen Schicht wird in der vorliegenden Arbeit, DVORAK und LAWS [DL87] folgend, bei  $2a_0 = 0,8$  mm gezogen (siehe auch Abb. 2.14). Außerdem wird bei dünnen Schichten zusätzlich zwischen im Laminat eingebetteten und einseitig freien, äußeren Schichten unterschieden. Diese Unterscheidung ist beim hier untersuchten Laminat nicht von Bedeutung, da beide außenliegenden Schichten eine Dicke von deutlich über 0,8 mm aufweisen. Von Relevanz für die Berechnung der In-Situ-Querszugfestigkeit  $R_{\perp, is}^{\pm}$  sind demnach noch Glg. (2.9) für die dünne eingebettete Schicht und Glg. (2.6) für die dicke Schicht. Die In-Situ-Querszugfestigkeit  $R_{\perp, is}^{\pm}$  ist für die dicke Schicht nach Glg. (2.6) über einen konstanten Faktor direkt, alleine und linear von der Basisfestigkeit  $R_{\perp}^{\pm}$  abhängig. Die In-Situ-Querszugfestigkeit der dicken Schicht kann somit für alle Faservolumenanteile und Temperaturen aus der jeweiligen Querszugfestigkeit  $R_{\perp}^{\pm}$  berechnet werden.

Die In-Situ-Querszugfestigkeit der dünnen Schicht ist gemäß Glg. (2.9) unter anderem von der

kritischen Energiefreisetzungsrates unter longitudinaler Mode I-Belastung  $G_{Ic}$ , der Schichtdicke  $h$ , dem Querkzugmodul  $E_{\perp}^+$  und dem Längszugmodul  $E_{\parallel}^+$  abhängig. Mittels der in Abschnitt 3.3 und Abschnitt 3.4 ermittelten Energiefreisetzungsrates, kann für  $\varphi = 61\%$  und  $T = RT$  die In-Situ-Querkzugfestigkeit einer einzelnen dünnen, eingebetteten Schicht  $R_{\perp is}^+$  berechnet werden. Aus dem Quotienten von  $R_{\perp is}^+$  und  $R_{\perp}^+$  bei  $\varphi = 61\%$  und  $T = RT$  wird ein Korrekturfaktor  $\Xi$  gebildet, der aus Gründen der Vereinfachung zur Korrektur der Querkzugfestigkeiten  $R_{\perp}^+$  aller dünnen Schichten im Laminat innerhalb des gesamten FVA- und Temperaturspektrum angewendet wird. Die Vereinfachung ist dadurch zu rechtfertigen, dass die In-Situ-Festigkeit letztlich dem Verlauf der Basisfestigkeit folgen muss. Als Gegenargument sind wahrscheinlich abweichenden Energiefreisetzungsrates bei Variation von Temperatur und FVA anzuführen. In Abb. 4.6 ist ersichtlich, dass lediglich die drei Knuckle-Lagen mit  $h < 0,8\text{ mm}$  als dünne Schichten zu werten sind. Alle drei Knuckle-Lagen bilden in Summe nur einen Anteil von  $6,8\%$  an der Gesamtdicke des Laminats. Der durch die Vereinfachung verursachte Fehler ist, aufgrund des geringen Anteils der dünnen Schichten am Laminat, nur von untergeordneter Bedeutung und wird akzeptiert. Die der Argumentation folgende Funktion zur Korrektur der Querkzugfestigkeit dünner Schichten zeigt Glg. (4.15).

$$\Xi = \left( \frac{R_{\perp is}^+}{R_{\perp}^+} \right)_{\substack{\varphi=59\% \\ T=293K}} = \sqrt{\frac{1}{h}} \left( \sqrt{\frac{8G_{Ic}^L}{2\pi \left( \frac{1}{E_{\perp}^+} - \frac{\nu_{\perp\parallel}^2}{E_{\parallel}^+} \right)} \frac{1}{R_{\perp}^+}} \right)_{\substack{\varphi=59\% \\ T=293K}} \quad (4.15)$$

$$R_{\perp is}^+ = \Xi R_{\perp}^+ \quad \text{dünne Schicht } (h \leq 2a_0), \text{ linear, vereinfacht.}$$

Die für dünne Schichten unter Verwendung der mittleren kritischen Energiefreisetzungsrates  $G_{Ic} = 0,082\text{ kJ/m}^2$  ( $n = 6$ ,  $sd = 0,038\text{ kJ/m}^2$ ) (siehe auch Abschnitt 3.3.1) berechnete Zunahme der Querkzugfestigkeit erscheint deutlich zu niedrig. Die Festigkeitszunahme der dünnen Schicht Nr. 2 ( $\bar{h} = 0,44\text{ mm}$ ) liegt mit  $19,9\%$  unterhalb des Zugewinns der dicken eingebetteten Schichten, was dem grundlegenden Prinzip des In-Situ-Effekts widerspricht. Um plausible In-Situ-Querkzugfestigkeiten zu generieren, wird für die Berechnung der obere Grenzwert der kritischen Energiefreisetzungsrates innerhalb der spezifizierten Standardabweichung verwendet, die somit einen Wert von  $G_{Ic,MAX} = 0,120\text{ kJ/m}^2$  erhält. Auch mit dieser Maßnahme treten noch leichte Diskrepanzen im Sinne der oben angeführten Argumentation auf. Allgemein kann die Ursache dafür in einer wenig belastbaren kritischen Energiefreisetzungsrates  $G_{Ic}$  gesucht werden, wie es die hohe Standardabweichung des Messwerte bestätigt, oder aber in einer generellen modellseitigen Überschätzung des In-Situ-Effekts in dicken Schichten.

Mit  $G_{Ic,MAX}$  und folgend  $\Xi = 0,964 \sqrt{\text{mm}} \sqrt{h^{-1}}$  ergeben sich die in Tab. 4.2 aufgelisteten prozentualen Querkzugfestigkeitszunahmen der einzelnen dicken bzw. dünnen Lagen des Laminats. Die relativ

große Auswirkung des In-Situ-Effekts auf die Querkzugfestigkeit  $R_{\perp}^+$ , die bis zu 109,1 % über der gemessenen UD-Festigkeit liegt, spricht prinzipiell für die Berücksichtigung des Effekts bei der numerischen Festigkeitsanalyse von Bauteilen. Wegen der eher untergeordneten Bedeutung der Querkzugfestigkeit für den Berstdruck des COPV, kann erst die Sensitivitätsanalyse in Abschnitt 5.2 zeigen, ob der Aufwand zur Berücksichtigung des In-Situ-Effekts im vorliegenden Anwendungsfall gerechtfertigt ist. Zur Herstellung der Plausibilität wird für die FEA die Querkzugfestigkeitszunahme von Schicht Nr. 2 mit  $R_{\perp, \text{is}}^+ / R_{\perp}^+ = 158,4 \%$  den dicken Schichten angeglichen.

**Tab. 4.2:** Prozentuale Auswirkung des In-Situ-Effekts auf die Querkzugfestigkeit der einzelnen Schichten im Laminat.

Lage		$\bar{h}$ in mm		$(R_{\perp, \text{is}}^+ / R_{\perp}^+)$ in %
12	Helical	1,28	dick	158,4
11	Hoop	1,12	dick	158,4
10	Helical	1,55	dick	158,4
9	Hoop	1,09	dick	158,4
8	Helical	1,80	dick	158,4
7	Hoop	1,18	dick	158,4
6	Knuckle	0,24	dünn	195,2
5	Hoop	1,25	dick	158,4
4	Knuckle	0,21	dünn	209,1
3	Hoop	1,52	dick	158,4
2	Knuckle	0,44	dünn	145,1
1	Hoop	1,64	dick	158,4

Der **Querdruckfestigkeit**  $R_{\perp}^-$  und dem **Querdruckmodul**  $E_{\perp}^-$  der UD-Schicht wird, in **Abhängigkeit von FVA und Temperatur**, ein qualitativ ähnliches Verhalten wie den Querkzugeigenschaften attestiert. Das erscheint deswegen plausibel, weil auch unter Drucklast quer zur Faserorientierung die Werkstoffeigenschaften der isotropen Matrix das Verhalten des Verbundes dominieren und somit für diesen Fall ausschlaggebend sind.

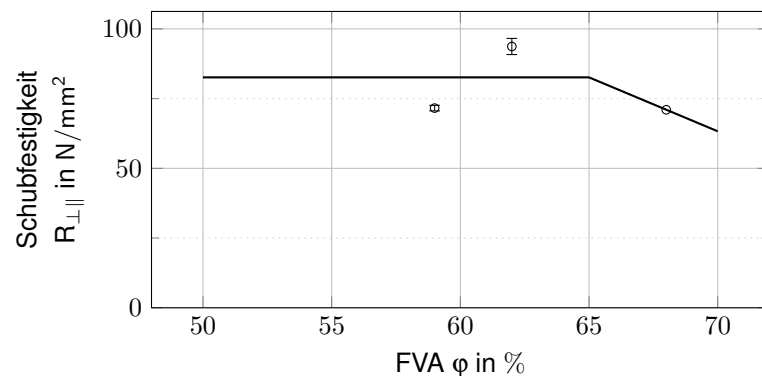
#### 4.1.3.3 Schubkennwerte

Anerkannte und belastbare Modelle zur Umrechnung der **Quer-Längs-Schubfestigkeit**  $R_{\perp \parallel}$  eines CFK zwischen **verschiedenen FVA** sind bei seriöser Recherche in der Literatur nicht vorzufinden. Nach Meinung einiger Autoren [ZL96; Ble11] besteht jedoch kein Bedarf an einem solchen Modell, da sich die Quer-Längs-Schubfestigkeit oberhalb ca.  $\varphi = 40 \%$  weitestgehend unabhängig vom FVA zeigt und die Abhängigkeit  $R_{\perp \parallel}(\varphi)$  somit als konstant betrachtet werden kann. Im Gegensatz

dazu, wurde in Abschnitt 3.4.1 mittels Torsionsprüfung eine mit dem FVA ansteigende Quer-Längs-Schubfestigkeit festgestellt, die qualitativ dem Kurvenverlauf  $R_{\perp}^+(\varphi)$  in Abb. 4.11 ähnelt, jedoch weitaus höhere Steigungen aufweist. Mit einem Abfall der Schubfestigkeit  $R_{\perp\parallel}$  um rund 95 % bei linearer Interpolation zwischen  $\varphi = 65\%$  und  $50\%$  ist die Steigung physikalisch nicht mehr plausibel und es wird dazu übergegangen, in diesem Spektrum des FVA gemäß Empfehlung von ZAGAI NOV und LOZINO-LOZINSKY [ZL96] und BLEIER [Ble11] eine konstante, mittlere Schubfestigkeit  $R_{\perp\parallel}$  zu verwenden. Der Grund der Schwankungen wird in Inhomogenitäten vermutet, deren Ursache im industriellen Wickelprozess zu suchen ist (siehe Abschnitt 3.4.3.2 und Abschnitt 4.1).

Darüber hinaus stellen weitere Autoren [Pur77; Ada+73] ab einem FVA zwischen  $60\%$  und  $65\%$  einen rapiden Abfall der Quer-Längs-Schubfestigkeit fest. Dieses Verhalten deckt sich mit der Beobachtung, dass zwischen der Querkzugfestigkeit  $R_{\parallel}^+$ , die oberhalb  $\varphi \approx 65\%$  abfällt, und der Schubfestigkeit  $R_{\perp\parallel}$  eine Korrelation zu beobachten ist [Sin06]. In der vorliegenden Arbeit wird der Zusammenhang zwischen Schubfestigkeit  $R_{\perp\parallel}$  und FVA  $\varphi$  als bilineare Funktion (Glg. (4.16) und Abb. 4.15) mit den gleichen Gültigkeitsbereichen wie die der Querkzugfestigkeit beschrieben:

$$R_{\perp\parallel}(\varphi) \Big|_{T=293K} = \begin{cases} 82,6 \text{ N/mm}^2 & \text{falls } 0,5 < \varphi \leq 0,65, \\ -386,7 \text{ N/mm}^2 \varphi + 334,0 \text{ N/mm}^2 & \text{falls } 0,65 < \varphi \leq 0,7. \end{cases} \quad (4.16)$$



**Abb. 4.15:** An Messdaten gefittete, bilineare Funktion (Glg. (4.16)) zur Beschreibung der Abhängigkeit zwischen Schubfestigkeit  $R_{\perp\parallel}$  und FVA  $\varphi$ .

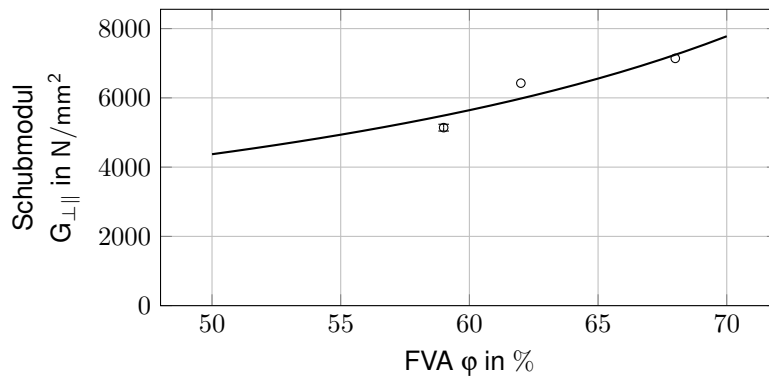
Das Prozedere zur Berechnung des linearen **Quer-Längs-Schubmoduls**  $G_{\perp\parallel}$  für **verschiedene FVA** ist ähnlich dem des Querkzugmoduls  $E_{\perp}^+$ . An die Messdaten wird die von BLEIER [Ble11] per

numerischer Analyse gefundene Regressionsfunktion  $G_{\perp\parallel}(\varphi)$  (Glg. (4.17)) angefitet.

$$\Psi = \frac{1}{1 - \frac{2}{\sqrt{\pi}}\sqrt{\varphi}\left(1 - \frac{G_m}{G_{\perp\parallel f}}\right)}$$

$$G_{\perp\parallel}(\varphi) \Big|_{T=293K} = G_m \frac{0,67 + 0,33\Psi^{0,89}}{(1 - \varphi) + \varphi\sqrt{\frac{G_m}{G_{\perp\parallel f}}}} \quad (4.17)$$

Der Schubmodul der Matrix  $G_m$  und der Quer-Längs-Schubmodul der Faser  $G_{\perp\parallel f}$  fungieren als Fitting-Parameter der Funktion. Mit  $G_m = 1746 \text{ N/mm}^2$  und  $G_{\perp\parallel f} = 16013 \text{ N/mm}^2$  zeigen sich die Werte physikalisch sinnvoll und mit p-Wert  $\gg \alpha = 0,05$  auch statistisch plausibel. Sie beschreiben zusammen mit Glg. (4.17) die Kurve in Abb. 4.16.



**Abb. 4.16:** Abhängigkeit des Schubmoduls  $G_{\perp\parallel}$  vom FVA  $\varphi$  gemäß der Regressionsfunktion (4.17) nach BLEIER [Ble11].

Die Verwendung des linearen Schubmoduls, als Ergebnis der Auswertung des Experiments gemäß DIN EN ISO 14129 [Deu98b] (siehe Abschnitt 3.4.1.2), ist eine konservative Vorgehensweise, da dieser höher ausfällt als der Sekantenmodul zum Zeitpunkt des Werkstoffversagens. Der höhere Schubmodul führt zu einer Überschätzung der Spannung bzw. einer Unterschätzung der Festigkeit. Die untergeordnete Relevanz der Schubeigenschaften des CFK für den Berstdruck des COPV rechtfertigt diese Vorgehensweise, die demnach zudem als konservative Auslegungsphilosophie betrachtet werden kann.

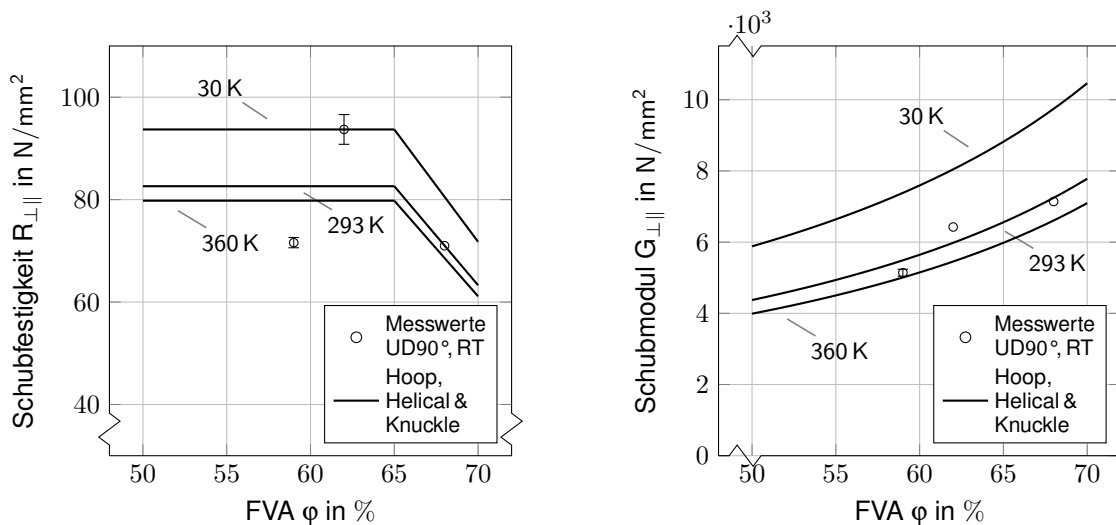
Der Zusammenhang der **Schubfestigkeit  $R_{\perp\parallel}$**  und des **Schubmoduls  $G_{\perp\parallel}$  mit der Temperatur** wird auf der gleichen Datenbasis wie die Querzugkennwerte des CFK bei kryogenen Temperaturen (siehe Glg. (4.13) und Glg. (4.14)) beschrieben. Dies erscheint deswegen sinnvoll und zutreffend, da beide Schubkennwerte  $R_{\perp\parallel}$  und  $G_{\perp\parallel}$  des CFK, ebenso wie die transversalen Zugkennwerte,



matrixdominiert und somit qualitativ vergleichbar sind [SY88; NB96]. Die Abhängigkeit der beiden Schubkennwerte vom FVA  $\varphi$  und der Temperatur  $T$  beschreiben Glg. (4.18) und Glg. (4.19) und sind in Abb. 4.17a und Abb. 4.17b grafisch aufgetragen.

$$R_{\perp\parallel}(\varphi, T) = (-5,1E-4K^{-1} \cdot T + 1,1494) \cdot R_{\perp\parallel}(\varphi) \Big|_{T=293K} \quad (4.18)$$

$$G_{\perp\parallel}(\varphi, T) = (-13,12E-4K^{-1} \cdot T + 1,3845) \cdot G_{\perp\parallel}(\varphi) \Big|_{T=293K} \quad (4.19)$$



(a) Schubfestigkeit  $R_{\perp\parallel}$  aufgetragen über FVA  $\varphi$  und Temperatur  $T$ .

(b) Schubmodul  $G_{\perp\parallel}$  aufgetragen über FVA  $\varphi$  und Temperatur  $T$ .

**Abb. 4.17:** Funktionsplot der CFK-Schubkennwerte in Abhängigkeit der Temperatur innerhalb des Betriebstemperaturbereichs von 30 K bis 360 K und den in Abschnitt 4.1.1 bestimmten FVA der Einzelschichten von rund 54 % bis 68 %.

Die Korrektur der experimentell bestimmten Quer-Längs-Schubfestigkeit zur Berücksichtigung des **In-Situ-Effekts** (siehe auch Abschnitt 2.4.1) findet analog zur der Vorgehensweise statt, wie sie bereits bei der Querkzugfestigkeit angewendet wurde. Die Quer-Längs-Schubfestigkeit  $R_{\perp\parallel}$  wird im Fall der dicken Schicht gemäß Glg. (2.8) korrigiert. Zur Berechnung der In-Situ-Quer-Längs-Schubfestigkeit  $R_{\perp\parallel is}$  für die dünnen Knuckle-Lagen wird aus Glg. (2.11) wieder durch Annahme eines temperaturunabhängigen In-Situ-Effekts die Glg. (4.15) abgeleitet. Die mit  $\Omega = 1,02 \sqrt{mm} \sqrt{h^{-1}}$  berechneten Faktoren für die In-Situ-Quer-Längs-Schubfestigkeiten  $R_{\perp\parallel is}$  der

einzelnen Schichten, können Tab. 4.3 entnommen werden.

$$\Omega = \left( \frac{R_{\perp\parallel is}}{R_{\perp\parallel}} \right)_{\substack{\varphi=59\% \\ T=293K}} = \sqrt{\frac{1}{h}} \left( \sqrt{\frac{8G_{SHc}^L G_{\perp\parallel}}{\pi} \frac{1}{R_{\perp\parallel}}} \right)_{\substack{\varphi=59\% \\ T=293K}} \quad (4.20)$$

$R_{\perp\parallel is} = \Omega R_{\perp\parallel}$  dünne Schicht ( $h \leq 2a_0$ ), linear, vereinfacht.

**Tab. 4.3:** Prozentuale Auswirkung des In-Situ-Effekts auf die Quer-Längs-Schubfestigkeit der einzelnen Schichten im Laminat.

	Lage	$\bar{h}$ in mm		$(R_{\perp\parallel is}/R_{\perp\parallel})$ in %
12	Helical	1,28	dick	141,4
11	Hoop	1,12	dick	141,4
10	Helical	1,55	dick	141,4
9	Hoop	1,09	dick	141,4
8	Helical	1,80	dick	141,4
7	Hoop	1,18	dick	141,4
6	Knuckle	0,24	dünn	225,6
5	Hoop	1,25	dick	141,4
4	Knuckle	0,21	dünn	241,6
3	Hoop	1,52	dick	141,4
2	Knuckle	0,44	dünn	153,6
1	Hoop	1,64	dick	167,7

Der **Quer-Quer-Schubmodul**  $G_{\perp\perp}$  in **Abhängigkeit von FVA und Temperatur** wird mittels bekanntem Quermodul  $E_{\perp}$  und der Querkontraktionszahl  $\nu_{\perp\perp}$  über die Zwangsbedingung des Elastizitätsgesetzes für transversal isotrope Werkstoffe anhand Glg. (4.21) berechnet.

$$G_{\perp\perp}(\varphi, T) = \frac{E_{\perp}(\varphi, T)}{2(1 - \nu_{\perp\perp}(\varphi, T))} \quad (4.21)$$

Die **Quer-Quer-Schubfestigkeit**  $R_{\perp\perp}$  ist nicht unmittelbar im Versuch zu messen. Unter Quer-Quer-Schubspannung  $\tau_{\perp\perp}$  fallen die Belastungsrichtung bzw. Wirkebene und die Bruchebene nicht zusammen, sondern sind um  $45^\circ$  mit  $\vec{n} \parallel \vec{2}$  zueinander verdreht (siehe Abb. 2.17). Der Grund dafür ist in der Hauptnormalspannung zu suchen, die wie eine Querkzugspannung in der Bruchebene wirkt und somit zu einem Querkzugversagen führt [Sch05]. Die Quer-Quer-Schubfestigkeit  $R_{\perp\perp}$  ist allerdings keine der Grundgrößen zur numerischen Festigkeitsanalyse und somit für die experimentelle Werkstoffcharakterisierung obsolet.

#### 4.1.3.4 Querkontraktionszahlen

Die **größere Querkontraktionszahl** (*engl.: major Poisson's ratio*) ist per Definition in Abschnitt 2.1.4 durch  $\nu_{12} = \nu_{13} = \nu_{\parallel\perp}$  beschrieben. Die Querkontraktionszahl  $\nu_{\parallel\perp}$  verkörpert die ideale Querkontraktionszahl, also ohne überlagerte Querkzugspannung  $\sigma_{\parallel}^+$ , deren Einfluss mit steigendem Orthotropiegrad des FKV zunehmend an Bedeutung gewinnt. Generell jedoch fällt der Querkontraktionszahl in der makroskopischen strukturmechanischen Analyse eine untergeordnete Bedeutung zu. Unter einachsiger Zugspannung wurde experimentell eine Querkontraktionszahl  $\nu_{\parallel\perp} = 0,304$  ( $n=3$ ,  $sd=0,014$ ) ermittelt. An diesen Wert wird die lineare Mischungsregel aus Glg. (4.22) angefitet, wie es unter anderen in [Sch05, Kapitel 8.6.1] empfohlen ist.

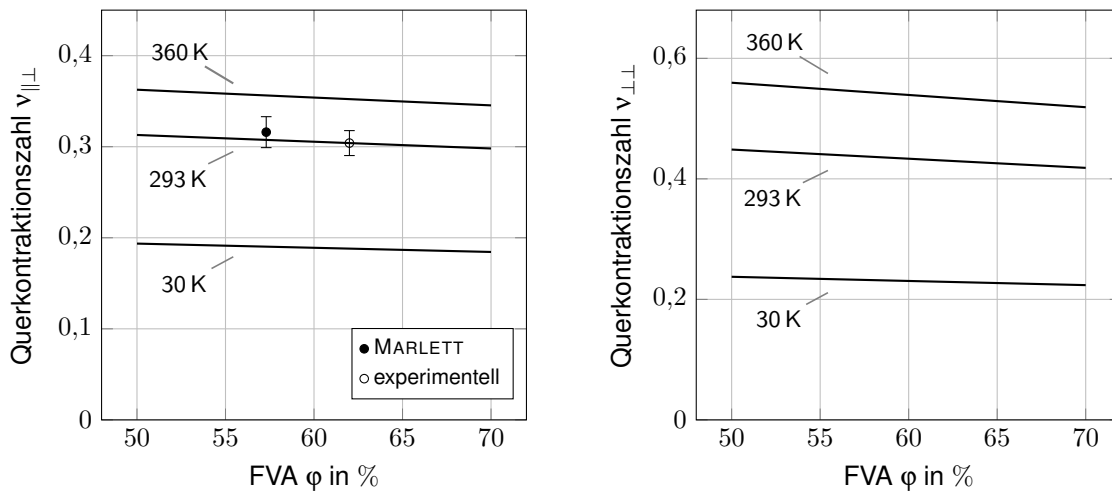
$$\nu_{\parallel\perp}(\varphi) \Big|_{T=293K} = \varphi \cdot \nu_{\parallel\perp f} + (1 - \varphi) \cdot \nu_m \quad (4.22)$$

Als Fitting-Parameter dient die Querkontraktionszahl der isolierten Faser  $\nu_{\parallel\perp f}$  aus dem Herstellerdatenblatt mit einem Wert von 0,276. Zusammen mit der Querkontraktionszahl des isolierten Epoxidharzes  $\nu_m = 0,35$  kann die in Abb. 4.18a dargestellte Regressionsgerade bei  $T = 293$  K gebildet werden.

Die gefittete Funktion (4.22), aufgetragen in Abb. 4.18a, befindet sich mit einer Abweichung von nur 3% in guter Übereinstimmung mit den Ergebnissen der umfangreichen Versuchsreihe mit Prepregs mit einer ähnlichen Kohlenstofffaser-Epoxidharz-Kombination in [Mar11]. Die gute Übereinstimmung rechtfertigt die Adaption der in [Mar11] aufgezeigten **Temperaturabhängigkeit** der **Querkontraktionszahl**  $\nu_{\parallel\perp}(T)$  für den hier untersuchten Werkstoff, die MARLETT [Mar11] innerhalb der Temperaturgrenzen  $220 \text{ K} < T < 395 \text{ K}$  mit dem Polynom zweiter Ordnung in Glg. (4.23) beschreibt. Eine Extrapolation der Funktion hin zu kryogenen Temperaturen erscheint plausibel und wird hier für tiefere Temperaturen angewendet.

$$\nu_{\parallel\perp}(T) \Big|_{\varphi=57\%} = 8,95E-7 \text{ K}^{-2} \cdot T^2 + 1,54E-4 \text{ K}^{-1} \cdot T + 0,185 \quad (4.23)$$

Mittels der an die Messdaten gefitteten, linearen Funktion  $\nu_{\parallel\perp}(\varphi)$  bei  $T = 293$  K aus Glg. (4.22) und der temperaturabhängigen Verschiebung aus Glg. (4.23) kann die Kurvenschar  $\nu_{\parallel\perp}(\varphi, T)$  in Abb. 4.18 mit der Temperatur als Scharparameter gebildet werden.



(a) Querkontraktionszahl  $\nu_{\perp\perp}$  aufgetragen über FVA  $\varphi$  und Temperatur T.  
(Quelle: Daten z. T. aus [Mar11].)

(b) Querkontraktionszahl  $\nu_{\perp\perp}$  aufgetragen über FVA  $\varphi$  und Temperatur T.

**Abb. 4.18:** Funktionsplot der CFK-Querkontraktionszahlen innerhalb des Betriebstemperaturbereichs von 30 K bis 360 K und den in Abschnitt 4.1.1 bestimmten FVA der Einzelschichten von rund 54 % bis 68 %.

Folgend dem Modell von CHRISTENSEN [Chr98] kann die „**Out-of-plane**“ **Querkontraktionszahl**  $\nu_{\perp\perp}$  in indirekter **Abhängigkeit vom FVA und der Temperatur** über die abhängigen Elastizitätsmodule  $E_{\parallel}(\varphi, T)$  und  $E_{\perp}(\varphi, T)$  sowie die abhängige Querkontraktionszahl  $\nu_{\parallel\perp}(\varphi, T)$  anhand Glg. (4.24) analytisch berechnet werden. Mittels dieser Funktion werden die in Abb. 4.18b aufgetragenen Kurvenverläufe  $\nu_{\perp\perp}(\varphi)$  bei  $T = 30\text{ K}$ ,  $293\text{ K}$  und  $360\text{ K}$  gebildet.

$$\nu_{\perp\perp}(\varphi, T) = \nu_{\parallel\perp}(\varphi, T) \left( \frac{1 - \nu_{\parallel\perp}(\varphi, T) \frac{E_{\perp}(\varphi, T)}{E_{\parallel}(\varphi, T)}}{1 - \nu_{\parallel\perp}(\varphi, T)} \right) \quad (4.24)$$

Die **kleine Querkontraktionszahl**  $\nu_{\perp\parallel}$  (engl.: *minor Poisson's ratio*) wird mittels der MAXWELL-BETTI-Beziehung in Glg. (4.25) berechnet.

$$\nu_{\perp\parallel}(\varphi, T) = \nu_{\parallel\perp} \frac{E_{\perp}(\varphi, T)}{E_{\parallel}(\varphi, T)} \quad (4.25)$$

#### 4.1.3.5 Wärmeausdehnungskoeffizienten

Neben der Temperaturabhängigkeit (siehe Abschnitt 3.2.2) zeigen der faserparallele und der transversale CTE, wie die meisten Werkstoffkennwerte von FKV, eine teils geringe, teils ausgeprägte Abhängigkeit vom FVA. Der in axialer Richtung sehr kleine, negative CTE der isolierten

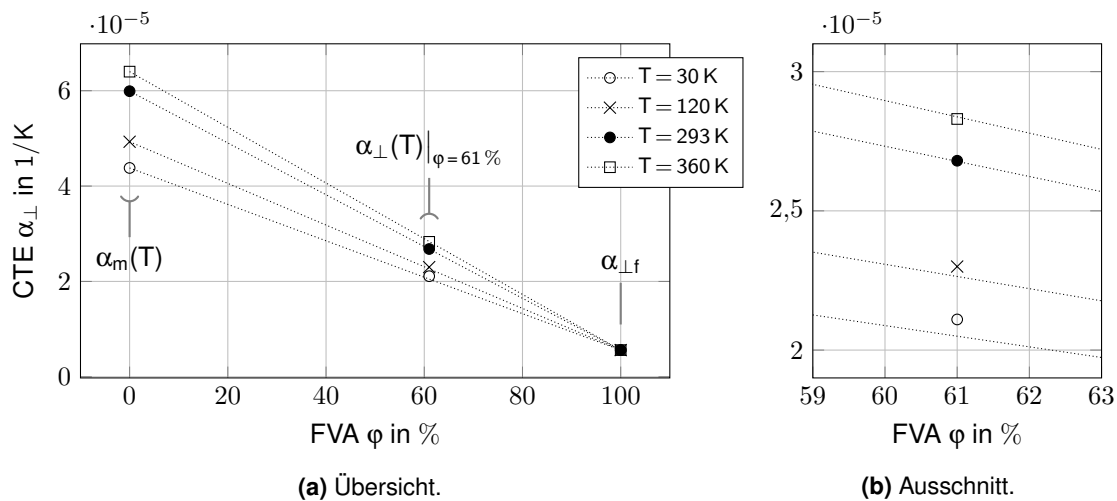
Kohlenstofffaser in der Größenordnung von  $-6,4E-7 K^{-1}$  und die mechanische Dominanz der Faser in faserparalleler Richtung des FKV führen dazu, dass sich der ohnehin sehr kleine faserparallele Ausdehnungskoeffizient des Verbundes bei höheren FVA oberhalb ca. 50 % kaum noch verändert [And08; Sch05]. Wegen der minimalen Abhängigkeit wird der **faserparallele CTE**  $\alpha_{\parallel}$  als konstant über dem FVA und, wie in Glg. (3.5) gezeigt, konstant über der Temperatur T betrachtet.

$$\alpha_{\parallel} \neq f(\varphi, T) = -3,2E-7 K^{-1} (const.) \quad (4.26)$$

Die Abhängigkeit des **transversalen CTE**  $\alpha_{\perp}$  **vom FVA** wird vom Ausdehnungskoeffizienten der Matrix  $\alpha_m$  dominiert und kann nicht vernachlässigt werden. Zur Umrechnung auf verschiedene FVA wird auf die, auf der Mischungsregel basierende, einfache analytische Beziehung in Glg. (4.27) zurückgegriffen.

$$\alpha_{\perp}(\varphi) = \varphi \cdot \alpha_{\perp f} + (1 - \varphi) \cdot \alpha_m \quad (4.27)$$

Die damit attestierte Linearität des Zusammenhangs zwischen dem transversalen CTE und dem FVA ist auch im Experiment für CFK mit  $\varphi \gtrsim 5\%$  in guter Näherung zu beobachten und trifft bei  $40\% \lesssim \varphi \lesssim 70\%$  nahezu perfekt zu [TC91; Sch05]. Während die Mischungsgleichung für den Bereich zwischen 40 % und 70 % also ausreichend genaue, wenn auch leicht zu hohe Ergebnisse liefert, sind für größere Bereiche oder bei besonders hohen Genauigkeitsanforderungen die Modelle von ROSEN und HASHIN [RH70], SCHAPERY [Sch68] oder CHAMIS [Cha84] besser geeignet. Die gute Übereinstimmung des linearen Modells  $\alpha_{\perp}(\varphi)$  innerhalb des untersuchten Temperaturbereichs zwischen 30 K und 360 K wird anhand der Kurvenschar in Abb. 4.19 deutlich. Die Kurven werden gebildet aus dem temperaturabhängigen, transversalen CTE für Reinharz  $\alpha_m(T)$  (entspricht  $\varphi = 0\%$ ), dem CTE des CFK  $\alpha_{\perp}(T)$  mit  $\varphi = 61\%$  (siehe Abschnitt 3.2.2) und dem konstanten, transversalen CTE der Kohlenstofffaser  $\alpha_{\perp f} = 5,6E-6 K^{-1}$  (Literaturwert, entspricht  $\varphi = 100\%$ ) mit der Temperatur T als Scharparameter. Der Fehler des linearen Modells gegenüber dem gemessenen CTE bei  $\varphi = 61\%$  nimmt zu tiefen Temperaturen hin zu, beträgt minimal 0,4 % bei 360 K und erreicht sein Maximum mit 2,7 % bei 30 K, was als akzeptable Abweichung gewertet wird.



**Abb. 4.19:** Mittlerer, transversaler CTE  $\alpha_{\perp}$  des CFK in Abhängigkeit vom FVA  $\varphi$  und der Temperatur  $T$  als Scharparameter. Die Kurvenschar, gebildet nur aus den Geraden zwischen  $\alpha_m(T)$  und  $\alpha_{\perp f}$ , verdeutlicht die Linearität des Zusammenhangs  $\alpha_{\perp}(\varphi)$  innerhalb des relevanten Temperaturspektrums.

Der experimentell bestätigte, lineare Zusammenhang zwischen  $\alpha_{\perp}$  und  $\varphi$  lässt somit durch Einsetzen des konstanten, transversalen CTE der Kohlenstofffaser  $\alpha_{\perp f} = 5,6E-6 K^{-1}$  und der Funktion  $\alpha_m(T)$  aus Glg. (3.3) in Glg. (4.27) die einfache analytische Beschreibung von  $\alpha_{\perp}(\varphi, T)$  in Glg. (4.28) zu.

$$\alpha_{\perp}(\varphi, T) = \varphi \cdot 5,6E-6 K^{-1} + (1 - \varphi) (6,12E-8 K^{-2} \cdot T + 4,20E-5 K^{-1}) \quad (4.28)$$

## 4.2 Aufbau FE-Gesamtmodell und Geometrie des Druckspeichers

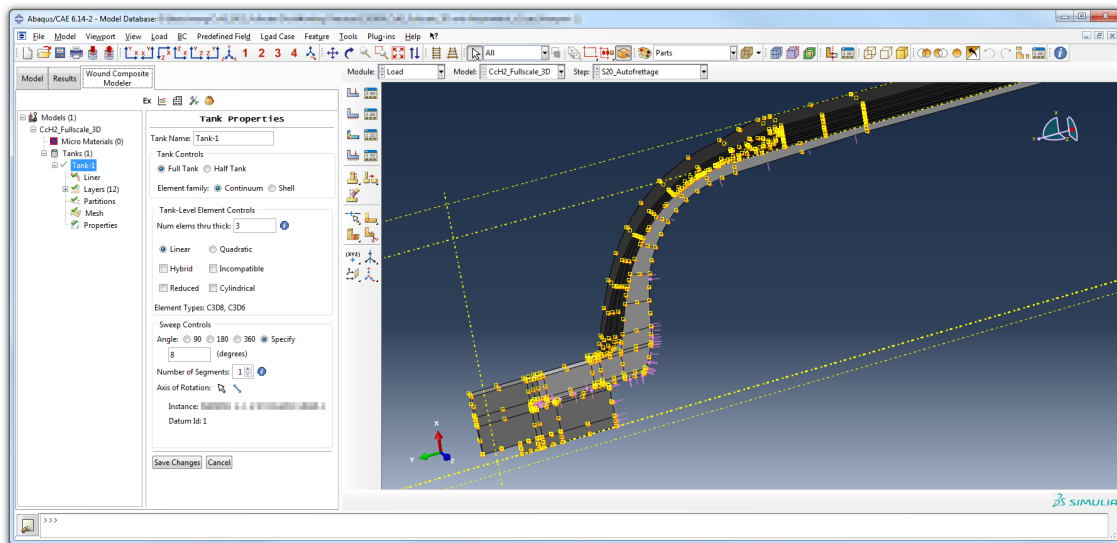
### 4.2.1 Wickelsimulation und FE-Modell

Das geometrische FE-Modell des **Aluminium-Liners** ist als ein Rotationskörper auf Basis eines zweidimensionalen Computer-aided Design (CAD)-Imports gestaltet. Die am realen Versuchsobjekt mit dem Liner verschweißten Verschlüsse sind hier durch eine Randbedingung verbunden, die alle Freiheitsgrade der FE-Netzknoten auf beiden Flächen der Schweißnaht fest miteinander verknüpft („Tie-Constraint“). Die Merkmale des FE-Netzes können Tab. 4.4 entnommen werden, Abb. 4.20 zeigt einen Ausschnitt des geometrischen FE-Modells mit Liner.

Für die Beschreibung der Werkstoffeigenschaften der Aluminiumlegierung dient zum Zweck der Berstdruckprognose ein elasto-plastisches Werkstoffmodell. Der Liner geht als tragendes Bauteil

mit in die Rechnung ein, wird aber hinsichtlich seines Versagens nicht separat untersucht. Der Liner leistet einen relativ geringen Beitrag zur Gesamtfestigkeit des COPV. Er erreicht bei RT seine Streckgrenze  $R_{p0,2}$  erst bei  $\epsilon \approx 0,5\%$  und weist eine Bruchdehnung von  $> 10\%$  auf, was die Ausbildung eines Risses, ausgelöst durch einen zu hohen statischen Innendruck, nahezu ausschließt. Weit bevor der Liner seine Bruchdehnung erreicht, ist bereits ein katastrophales Versagen der CFK-Armierung eingetreten. Ein leakagebedingter Druckabfall wegen zu hoher statischer Lasten ist also äußerst unwahrscheinlich. Wenngleich sich die Werkstoffeigenschaften der Aluminiumlegierung innerhalb des betrachteten Temperaturspektrums signifikant ändern, gilt die angeführte Argumentation generell und uneingeschränkt für alle Temperaturen. Das in der FEA verwendete temperaturabhängige, bilineare Werkstoffmodell des Aluminiums berücksichtigt den niedrigeren Elastizitätsmodul oberhalb der temperaturabhängigen Streckgrenze, um die Spannung im Liner und damit seinen tragenden Anteil an der Gesamtlast bei Dehnungszuständen kurz vor dem Berstereignis nicht zu überschätzen.

Die geometrische Modellierung der Einzellagen des **CFK-Wickellaminats** und die Zuweisung der Werkstoffeigenschaften für die FE-Simulation der Armierung des COPV erfolgen mithilfe des Abaqus/CAE Plug-ins „Wound Composite Modeler (WCM)“. Die Grundlage für das geometrische Modell bildet die eindimensionale Außenkontur des Liners, die dem Plug-In WCM als virtueller Wickeldorn dient. In tabellarischer Form werden die Einzellagen beginnend mit der innersten Lage angelegt und parametrisiert. Die Software bietet einen umfangreichen Satz an Gestaltungsparametern für die individuelle Geometrie der Lagen, die sich für Hoop- und Helical-Lagen zum Teil voneinander unterscheiden. Dabei kann neben der reinen Dicke der Lage ein besonderes Augenmerk auf die Lagenenden gelegt werden, die speziell bei Hoop-Lagen eine ausschlaggebende Rolle für den komplexen Spannungs- bzw. Biegespannungszustand im gestörten Übergangsbereich zwischen Zylinder und Dom des Druckspeichers spielen. Darüber hinaus transformiert WCM die im UD-KOS definierten und schließlich jeder Lage einzeln zugewiesenen Materialkarten in das globale Laminat-KOS, wie sie vom FE-Solver zur Problemlösung erwartet werden. Bei der geometrischen Gestaltung des Laminats werden die in Abschnitt 4.1.2 vermessenen Lagendicken und charakteristischen Punkte (siehe Abb. 4.9) im FE-Modell abgebildet, sodass eine virtuelle Kopie des Laminatquerschnitts mit allen relevanten inneren Merkmalen entsteht. Zur Bildung eines Volumenmodells wird der zweidimensionale Laminatquerschnitt nicht um eine volle Umdrehung, sondern lediglich um  $8^\circ$  bzw. eine  $1/45$  Umdrehung rotiert.



**Abb. 4.20:** Screenshot eines Ausschnitts des Druckbehältermodells und des Abaqus/CAE Plug-ins WCM während eines frühen Schrittes der Parametrisierung.

Abb. 4.20 zeigt die Arbeitsumgebung, also das Plug-in WCM in Abaqus, mit dem Teilmodell. Entsprechende Randbedingungen, die den Freiheitsgrad tangential zum Umfang ( $\theta$  im zylindrischen KOS) einschränken, ermöglichen ein dem Vollmodell identisches strukturmechanisches Verhalten. Durch die Verwendung eines kleinen Ausschnitts des rotationssymmetrischen Körpers kann Rechenzeit gespart werden, ohne Informationsgehalt einzubüßen. Es muss jedoch sichergestellt sein, dass der Rotationswinkel groß genug ist, um zwischen den artefaktbehafteten Rändern einen ungestörten Bereich vorzufinden. Das FE-Modell des Laminats wird fast vollständig mit dem voll integrierten, hexaedrischen, linearen 8 Knoten-Volumenelement „C3D8“ vernetzt. In engen Radien sind einige wenige keilförmige Volumenelemente mit 6 Knoten „C3D6“ notwendig, um eine zu große Verzerrung der hexaedrischen Elemente zu vermeiden. Tab. 4.4 listet die relevanten Kennzahlen der Vernetzung, Abb. 4.21 zeigt einen vernetzten Ausschnitt des Druckbehältermodells. Im Bereich des Zylinders wird aufgrund des homogenen Spannungszustandes ein deutlich gröberes Netz verwendet. Die Tauglichkeit der geometrischen Elementdimensionen wurde in Konvergenzanalysen bestätigt.



**Tab. 4.4:** Merkmale des FE-Netzes des Druckbehältermodells.

	CFK-Armierung	Liner	Gesamt
Abaqus Elementtyp	C3D8	C3D6/C3D8	
Anzahl Elemente	202304	168/34842	237314
Anzahl Knoten	238446	47880	286326
Charakteristische Kantenlänge			1,73 mm

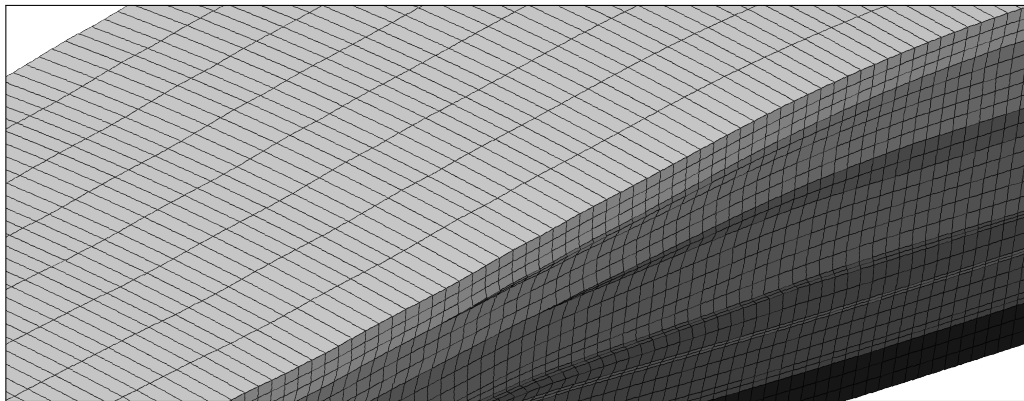
**Abb. 4.21:** Screenshot eines vernetzten Teilausschnittes des FE-Modells der CFK-Armierung.

Abb. 4.22 zeigt das gesamte FE-Modell mit Liner, CFK-Armierung und den beiden per Randbedingung mit dem Liner „verschweißten“ Verschlüssen der Flasche. Zwischen Liner und CFK-Armierung ist eine reibungsbehaftete Kontaktbedingung formuliert. Die Drucklast wirkt homogen auf die gesamte Innenfläche von Liner und Verschlüssen. Die Temperaturverteilung ist ebenfalls homogen im gesamten Modell.

**Abb. 4.22:** Screenshot des gesamten 1/45-FE-Modells des Typ 3-Druckbehälters.

### 4.2.2 FEA-Subroutine zur Berechnung der Anstrengung

Das in Abschnitt 2.4.4 beschriebene wirkebenenbezogene Versagenskriterium nach PUCK [Puc96; PS69; Puc69] wird als Fortran-Code über die von Abaqus bereitgestellte User Subroutine UVARM im Postprocessing implementiert. Die Ausgangsbasis des verwendeten Codes bilden die beiden UVARM-Subroutinen:

- **Abaqus WCM UVARM**

Die Subroutine wird vom Abaqus/CAE Plug-in WCM zur Rotation der Dehnungen bzw. Spannungen aus dem globalen KOS in das lokale Faser-KOS der UD-Schicht bzw. der Kreuzlage per Transformationsmatrix bereitgestellt. Neben den Spannungen und Dehnungen wird beispielsweise die lokale Faserorientierung als UVAR Variable ausgegeben. Die Subroutine wurde um die Nachgiebigkeitsmatrix aus Abschnitt 2.4.3 ergänzt, um zu den ins Faser-KOS rotierten Spannungen im Querschnitt der Kreuzlage, auch die für die Festigkeitsanalyse notwendigen Spannungen in der UD-Schicht bereitzustellen.

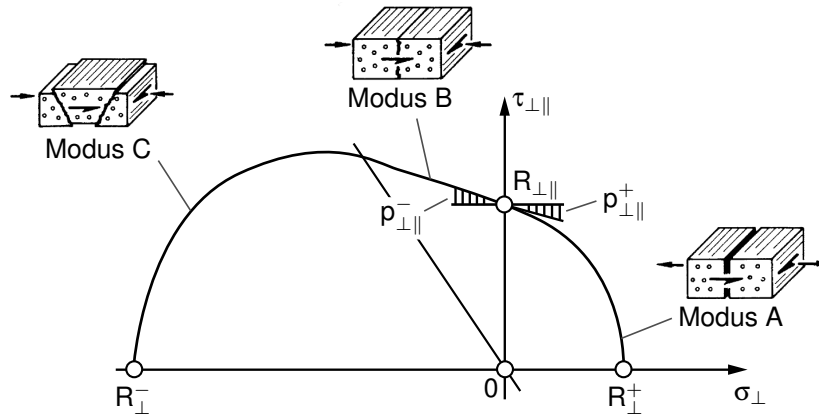
- **KLuB-VDI 2014 v2.0 UVARM**

Der Herausgeber des Codes, der Lehrstuhl für Konstruktiven Leichtbau und Bauweisen (KLuB) der Technischen Universität Darmstadt, beschreibt ihn als eine Abaqus-Subroutine zur Festigkeitsanalyse von Laminaten nach der Richtlinie VDI 2014 [Ver06] (siehe auch Abschnitt 2.4.4). Die Dateien sind frei verfügbar und stehen auf der Internetpräsenz des Lehrstuhls zum Download<sup>1</sup> bereit. Neben verschiedenen, dem Versagenskriterium typischen Größen, wird die hier ausschlaggebende Faserbruchanstrengung  $f_{E,fb}$  als UVAR Variable ausgegeben. Die Subroutine wurde dahingehend funktional ergänzt, dass zur Festigkeitsanalyse die zutreffenden Werkstoffkennwerte für die jeweilige Schicht abhängig von FVA und Temperatur verwendet werden. Dazu müssen alle notwendigen Kennwerte im Code der UVARM-Subroutine hinterlegt werden, da aufgrund ihres Aufrufs im Postprocessing keine Möglichkeit zur Übergabe der Kennwerte von der Hauptroutine während der Laufzeit besteht. Die Unterscheidung, welcher Schicht der gerade zu berechnende Integrationspunkt angehört, findet anhand zuordenbarer Materialnamen statt, die der Subroutine während der Laufzeit zusammen mit dem Integrationspunkt übergeben werden. So werden jedem Integrationspunkt innerhalb der Subroutine die korrekten Werkstoffkennwerte zugewiesen.

Die Quer-Längs-Neigungsparameter des PUCKschen Versagenskriteriums  $p_{\perp\parallel}^+$  und  $p_{\perp\parallel}^-$  wurden experimentell durch uni- und multiaxiale ZD/T-Prüfungen an Rohrprobekörpern bei RT ermittelt. Die Neigungsparameter ergeben sich als Fitting-Parameter der den PUCKschen Bruchkörper in

<sup>1</sup>[http://www.klub.tu-darmstadt.de/forschung\\_klub/download/index.de.jsp](http://www.klub.tu-darmstadt.de/forschung_klub/download/index.de.jsp)

der  $(\sigma_{\perp}, \tau_{\perp\parallel})$ -Ebene beschreibenden Funktion 4.29. Die Funktion hat drei verschiedene Geltungsbereiche, die in Abb. 4.23 anhand des Bruchkörpers erklärend dargestellt sind. Zur Ermittlung der Quer-Längs-Neigungsparameter sind nur die Bruchmodi A und B erforderlich. Details zum Sachverhalt können [Puc96] und [PKK02] entnommen werden.



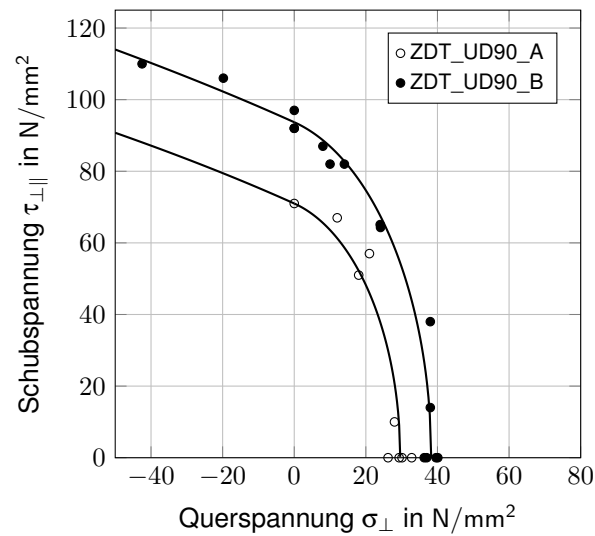
**Abb. 4.23:** PUCKScher Bruchkörper in der  $(\sigma_{\perp}, \tau_{\perp\parallel})$ -Ebene.

(Quelle: Nach [Puc96; Bas11])

$$f_{E,Zfb} = \begin{cases} \sqrt{\left(\frac{\tau_{\perp\parallel}}{R_{\perp\parallel}}\right)^2 + \left(1 - p_{\perp\parallel}^+ \frac{R_{\perp\parallel}^+}{R_{\perp\parallel}}\right)^2 \left(\frac{\sigma_{\perp}}{R_{\perp\parallel}^+}\right)^2} + p_{\perp\parallel}^+ \frac{\sigma_{\perp}}{R_{\perp\parallel}} & \text{falls } \sigma_{\perp} \geq 0, \text{ Modus A} \\ \frac{1}{R_{\perp\parallel}} \left( \sqrt{\tau_{\perp\parallel}^2 + (p_{\perp\parallel}^- \sigma_{\perp})^2} + p_{\perp\parallel}^- \sigma_{\perp} \right) & \text{falls } \sigma_{\perp} < 0, \text{ Modus B.} \\ \left[ \left( \frac{\tau_{\perp\parallel}}{2(1 + p_{\perp\perp}^-) R_{\perp\parallel}} \right)^2 + \left( \frac{\sigma_{\perp}}{R_{\perp\parallel}^-} \right)^2 \right] \frac{R_{\perp\parallel}^-}{-\sigma_{\perp}} & \text{falls } \sigma_{\perp} \ll 0, \text{ Modus C.} \end{cases} \quad (4.29)$$

Für beide bereits aus Abschnitt 3.1.2 und Abschnitt 3.4.1 bekannten Probekörper-Serien ZDT\_UD90\_A ( $\varphi = 68\%$ ) und ZDT\_UD90\_B ( $\varphi = 62\%$ ) wurde durch anfitzen eines jeweils separaten Bruchkörpers ein für beide identischer Neigungsparameter von  $p_{\perp\parallel}^+ = p_{\perp\parallel}^- = 0,45$  gefunden (siehe Abb. 4.24). Der PUCKSche Bruchkörper schneidet die Achse somit relativ steil mit höheren Quer-Längs-Neigungsparametern als sie in [PKK02] und [Ver06] mit 0,3 bis 0,35 als Standardwerte empfohlen werden.

Der den Bruchbedingungen für Modi B und C zugrunde liegende parabolische Ansatz aus Glg. (4.29) setzt einen Zusammenhang zwischen dem Quer-Längs-Neigungsparameter  $p_{\perp\parallel}$  und dem Quer-Quer-Neigungsparameter  $p_{\perp\perp}$  voraus. Dieser Zusammenhang ermöglicht schließlich



**Abb. 4.24:** Ergebnisse der uni- und multiaxialen ZD/T-Prüfungen mit den Probekörper-Serien ZDT\_UD90\_A ( $\varphi = 68\%$ ) und ZDT\_UD90\_B ( $\varphi = 62\%$ ) zur Ermittlung der Quer-Längs-Neigungsparameter  $p_{\perp\perp}^+$  und  $p_{\perp\perp}^-$  des PUCKSchen Versagenskriteriums.

die analytische Berechnung von  $p_{\perp\perp}$  gemäß Glg. (4.30) [Puc96].

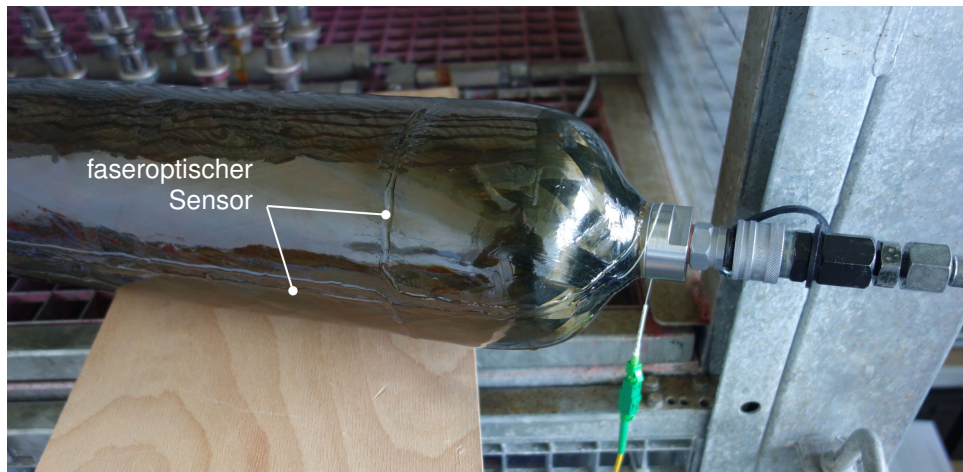
$$p_{\perp\perp} = \frac{1}{2} \left( \sqrt{1 + 2p_{\perp\parallel}^- \frac{R_{\perp}^-}{R_{\perp\parallel}}} - 1 \right) \quad (4.30)$$

Mit  $R_{\perp}^- = 141 \text{ N/mm}^2$  und  $R_{\perp\parallel} = 93,7 \text{ N/mm}^2$  berechnet sich der Quer-Quer-Neigungsparameter bei RT zu einem Wert von  $p_{\perp\perp} = 0,27$ . Folgend [Ver06] wird nicht zwischen Zug und Druck unterschieden, sodass  $p_{\perp\perp} = p_{\perp\perp}^+ = p_{\perp\perp}^- = 0,27$ . Der Wert liegt inmitten des von [Ver06] für CFK empfohlenen Bereichs zwischen 0,25 und 0,30. Für die Umrechnung der beiden Neigungsparameter auf verschiedene FVA und Temperaturen sind weitere Versuche erforderlich, da in der Literatur keine validen empirischen Daten und keine Modelle zur Beschreibung der Abhängigkeiten vorzufinden sind. Alle weiteren notwendigen FVA- und temperaturabhängigen Werkstoffkennwerte sind aus Abschnitt 4.1.3 bekannt. Für die Parameter der Schwächung wird auf die Empfehlung der VDI-Richtlinie [Ver06] zurückgegriffen und die Werte  $s = m = 0,5$  verwendet.

Zur Parametrisierung des Modells für die Faserbruchanstrengung  $f_{E,Fb}$  sind keine zusätzlichen Experimente notwendig. Die Gleichung zur Berechnung findet sich in Abschnitt 2.4.4 als Glg. (2.16).

### 4.3 Validierung mittels Autofrettageversuchen am skalierten Druckspeicher

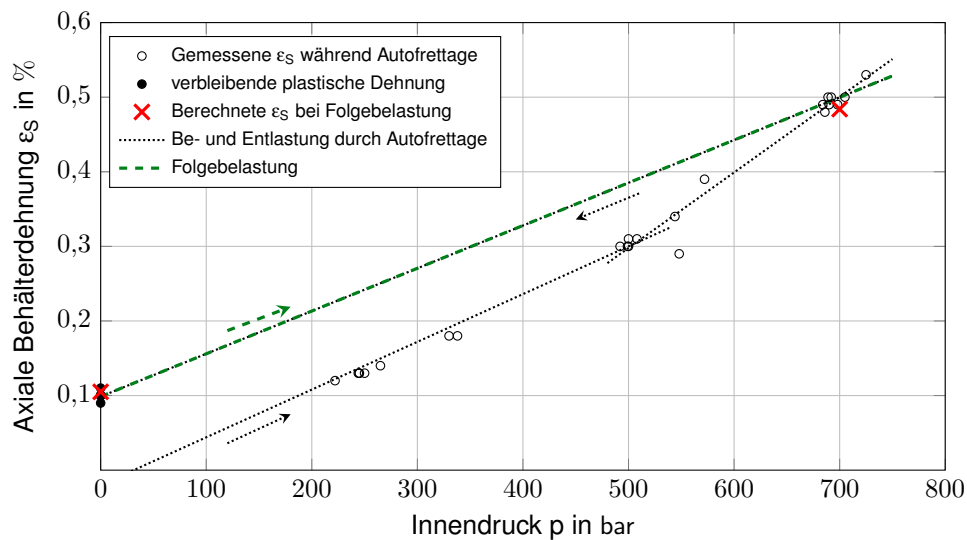
Der hier zur Validierung des Simulationsmodells herangezogene Bauteilversuch wurde zum Zweck einer dehnungsgesteuerten Autofrettage durchgeführt. Der Versuch sollte zeigen, ob die dehnungsgesteuerte Autofrettage zu einer verbesserten Zyklendifestigkeit gegenüber der üblichen druckgesteuerten Autofrettage (siehe Abschnitt 2.2.4) führt. Hierzu wurden ein in Geometrie und CFK-Laminataufbau maßstäblich um den Faktor 2,5 verkleinerter Druckspeicher verwendet und dessen mechanische Dehnung  $\varepsilon$  an der CFK-Oberfläche des Zylinders in Richtung der Symmetrieachse S des COPV bei verschiedenen hydraulischen Innendrücken  $p$  während des Autofrettageprozesses gemessen. Die Messung der Dehnung  $\varepsilon_S$  erfolgte mittels des auf Rayleigh-Streuung basierenden faseroptischen Messsystems ODiSI A50 vom Hersteller Luna Innovations<sup>2</sup> (siehe Abb. 4.25).



**Abb. 4.25:** Validierungsversuch mittels Autofrettage maßstäblich skaliertes COPV mit appliziertem faseroptischem Sensor.  
(Quelle: PEAK Technology GmbH, Holzhausen, AT)

Setzeffekte in Liner und CFK-Armierung führen bei erstmaliger Innendruckbelastung des COPV dazu, dass erste Dehnungen an der Oberfläche des Laminats erst bei einem Innendruck von etwa 30 bar auftreten. Erste Matrixschädigungen und der Steifigkeitsverlust des Aluminium-Liners oberhalb seiner Streckgrenze führen zu einer Zunahme der Gesamtnachgiebigkeit des COPV bei höheren Dehnungen von  $\varepsilon \approx 0,3\%$  (siehe Abb. 4.26).

<sup>2</sup>Luna Innovations Inc., Roanoke, VA 24011, USA, <http://lunainc.com/odisi>



**Abb. 4.26:** Mechanische Dehnung  $\epsilon_S$  des skalierten COPV im Zylinderbereich in Richtung seiner Symmetrieachse, aufgetragen über dem hydraulischen Innendruck  $p$  im Behälter.

Nach Entlastung des Druckspeichers zeigt sich aufgrund der plastischen Verformung des Aluminium-Liners eine mittlere verbleibende Dehnung von  $\bar{\epsilon}_{S,plast.} = 0,10\%$  ( $sd=6,4E-3\%$ ,  $n=8$ ). Die FE-Simulation liefert mit dem Experiment übereinstimmende Werte: die verbleibende plastische Dehnung des Druckbehälters wird mit  $0,105\%$  berechnet, die axiale Dehnung bei einem Innendruck von  $p = 700$  bar mit  $0,48\%$ . Aus der durch lineare Regression der Messdaten im Bereich  $450 \text{ bar} \lesssim p \lesssim 750 \text{ bar}$  gewonnenen Funktion ergibt sich für  $p = 700$  bar eine Dehnung von  $\bar{\epsilon}_S = 0,50\%$ . Die Ursache für die relative Abweichung von rund  $4\%$  zwischen Simulation und Experiment kann bei den matrixdominierten Werkstoffeigenschaften im Werkstoffmodell gesucht werden, die für die hier durchgeführte Validierung direkt dem Experiment entnommen sind (siehe Abschnitt 4.1.3.2) und nicht nachträglich degradiert wurden, wie es einige Autoren vorschlagen [Kno03; PS02]. Diese Degradation der matrixdominierten Werkstoffeigenschaften wird in Abschnitt 5.2 ausführlich untersucht. Generell bleibt zu sagen, dass eine Abweichung von  $4\%$  zwischen Simulation und Experiment deutlich innerhalb des Akzeptanzbereichs liegt.

## 5 Versagensanalyse des Druckbehälters

Die in Abschnitt 3 experimentell bei Raum- und Tieftemperatur gewonnenen Werkstoffkenndaten und die in Abschnitt 4 daraus und darüber hinaus gebildeten mathematischen und geometrischen Modelle zur Simulation des strukturellen Verhaltens der CFK-Armierung des COPV, sollen in diesem Kapitel zur Beurteilung der Schädigung bzw. der strukturellen Integrität unter verschiedenen Lastszenarien angewendet werden. Untersucht wird der Berstdruck des COPV unter hydraulischem Innendruck im Berstversuch, der Einfluss wickellaminatspezifischer Modellierungsparameter auf die Werkstoffanstrengung per Sensitivitätsanalyse und die Auswirkungen der kryogenen Temperaturen auf den Spannungszustand in der Behälterarmierung unter Betriebslasten.

### 5.1 Experimentelle Untersuchung des Berstdruckes im Berstversuch

Für die Zulassung von COPV ist je nach Land bzw. Regelwerk ein Mindestberstdruck nachzuweisen, indem eine bestimmte Anzahl Berstversuche durchgeführt wird. Die seit 2009 auf europäischer Ebene ausschlaggebende Verordnung für die Typgenehmigung von Wasserstoff-Druckspeichern trägt den Titel „Verordnung (EG) Nr. 79/2009 des Europäischen Parlaments und des Rates vom 14. Januar 2009 über die Typgenehmigung von wasserstoffbetriebenen Kraftfahrzeugen und zur Änderung der Richtlinie 2007/46/EG“ [ER09] und fordert einen Mindestberstdruck von  $2,25 \times MOP$ . Die Berstversuche finden im Allgemeinen hydraulisch durch Druckbeaufschlagung mit Flüssigkeiten (Wasser, Öl, Wasser-Glykol-Gemisch) in über- oder unterirdischen Berstschutzeinrichtungen statt. Der große Vorteil der hydraulischen gegenüber der pneumatischen Berstprüfung ist die deutlich niedrigere Menge an aufzuwendender Arbeit für den Druckaufbau. Daraus folgend wird beim Bersten des Druckbehälters deutlich weniger adiabatische Expansionsenergie frei, was die Sicherheit erhöht und die Anforderungen an die Berstschutzeinrichtungen reduziert. Der Druckaufbau findet beim Berstversuch in der Regel äußerst langsam statt, um dynamische Effekte auszuschließen. Die vorliegende Arbeit beschäftigt sich nicht näher mit den Details zur Berstdruckprüfung, sondern will lediglich einen Eindruck vom realen Berstverhalten des hier untersuchten Druckbehälters verschaffen.

Faserumwickelte Druckbehälter sind üblicherweise so ausgelegt sind, dass ein Berstversagen im zylindrischen Bereich in Form eines Risses parallel zur Längsachse des Behälters auftritt. Der hier untersuchte Behälter zeigt dahingehend eine Besonderheit, dass er entlang des Umfangs im

Übergangsbereich zwischen Zylinder und Dom versagt (siehe Abb. 5.1). Die hier untersuchten Druckspeicher weisen einen mittleren Berstdruck von  $p_B=1432$  bar ( $sd=33$  bar,  $n=5$ ) auf. Wenn der Tank wie hier im Übergangsbereich versagt, ist tendenziell von einem stärker streuenden Berstdruck auszugehen. Der Grund dafür sind die für dieses Berstverhalten verantwortlichen Helical-Lagen, die aufgrund ihrer Ondulation in der Festigkeit stärker streuen als die unidirektionalen Hoop-Lagen (siehe auch Abschnitt 4.1.3.1), die sonst für ein achsparalleles, katastrophales Versagen im Zylinder verantwortlich sind.



(a) Zylinder des geborstenen Druckspeichers.



(b) Dom des geborstenen Druckspeichers.

**Abb. 5.1:** Überreste eines durch hydraulische Berstdruckprüfung zerstörten Typ 3-Druckbehälters. (Quelle: BMW AG)

## 5.2 Sensitivität der Berstdruckprognose auf Modellierungsvariationen

Im Folgenden soll untersucht werden, welchen Einfluss die experimentell quantifizierten, teils wickellaminatspezifischen Werkstoffeigenschaften der CFK-Armierung auf den per FEA berechneten Berstdruck nehmen. Dazu werden mittels einer vollfaktoriellen, statistischen Simulationsplanung (*engl.: Design of Simulations (DoS)*) vier Laminateneigenschaften (Faktoren) untersucht (siehe Tab. 5.1), um schließlich festzustellen, welche Relevanz deren detaillierte Abbildung im Modell für die Prädiktionsfähigkeit der FEA hat. Hierzu wurde den gemessenen Werten in Stufe 0 jeweils ein in Aufwand und/oder Komplexität reduzierter Ansatz in Stufe 1 gegenübergestellt. Alle vier Faktoren sind zweistufig, sodass letztlich 16 FE-Berechnungen notwendig sind.



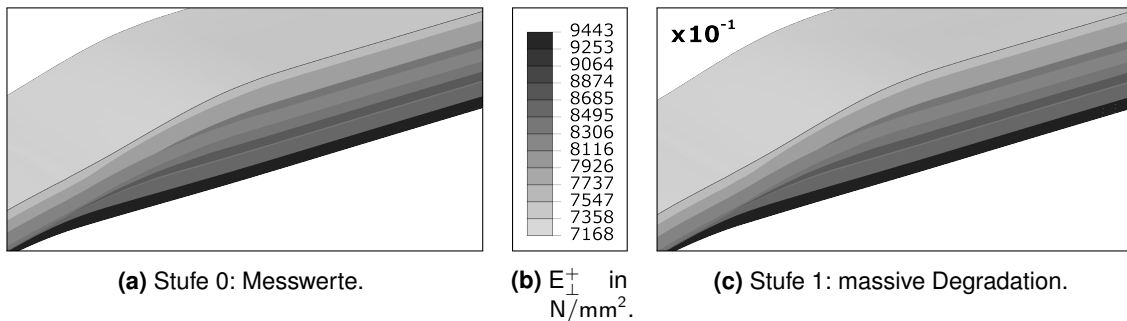
**Tab. 5.1:** Vollfaktorieller Simulationsplan zur numerischen Untersuchung des Einflusses des Detaillierungsgrades bei der Laminatmodellierung.

Faktoren	Stufe 0	Stufe 1
A. Matrixdominierte Kennwerte	Messwerte (0xxx)	massive Degradation (1xxx)
B. Faservolumenanteil $\varphi$	Gradient über Dicke (x0xx)	Mittelwert (x1xx)
C. Lagendicke $h$	Messwerte (xx0x)	analytische Berechnung (xx1x)
D. Geometrie der Lagenenden	manuelle Anpassung (xxx0)	WCM Standard (xxx1)

Bei den vier Faktoren handelt es sich um Laminatcharakteristika, die in vorherigen Abschnitten der vorliegenden Arbeit (insbesondere Abschnitt 4.1.1, 4.1.2 und 4.1.3) intensiver untersucht und quantifiziert wurden. Durch die Sensitivitätsanalyse soll bestimmt werden, ob eine detailgetreue Ausmodellierung spezifischer Lamineigenschaften im FE-Modell notwendig bzw. sinnvoll ist. Für eine kurze und eindeutige Benennung der insgesamt 16 Modellvarianten und den zugehörigen Simulationen im vollfaktoriellen DoS, ist eine Art binäre Codierung sinnvoll. In einer vierstelligen Ziffern- bzw. Bitfolge, deren Stellen die Faktoren A bis D widerspiegeln, referenzieren die möglichen Werte 0 und 1 jeweils die Stufe des zugeordneten Faktors (siehe Tab. 5.1). Beispielsweise ist mit dem Code 1100 die Modellvariante mit degradierten Matriceigenschaften, dem mittleren FVA im gesamten Laminat, den gemessenen Lagendicken und den manuell modellierten Lagenenden gemeint. Im Folgenden sind die Faktoren und ihre Stufen beschrieben sowie deren charakteristische Erscheinungsbilder grafisch in den Abbildungen 5.2, 5.3 und 5.4 anhand von Laminatquerschnitten durch das FE-Modell im Übergangsbereich zwischen Dom und Zylinder gegenübergestellt.

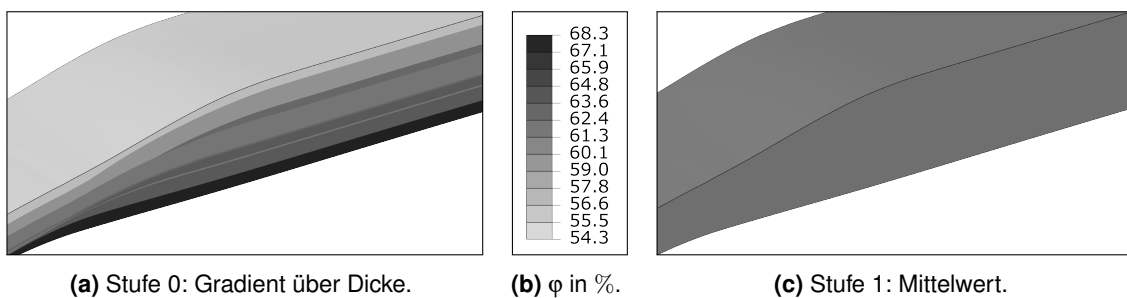
**Matrixdominierte Kennwerte (DoS-Faktor A).** In der FEA werden zum einen die in Abschnitt 3.4.4 und 4.1.3 experimentell ermittelten matrixdominierten Werkstoffkennwerte verwendet (Stufe 0), zum anderen fließen maximal degradierte Werte als Stufe 1 in den Simulationsplan ein. Stufe 1 wird gebildet durch den auf 10 % des Ursprungswertes degradierten Querkzugmodul  $E_{\perp}^{+}$ , wie er nach der Querbelastung einer CFK-Schicht mit einer Anstrengung  $f_E$  von weit über 1 vorzufinden ist [Kno03]. Diese Degradation ist bei der Untersuchung des Berstdruckes deswegen zutreffend, weil beim Erreichen de Berstdruckes bereits ein Vielfaches (im Bereich einer Größenordnung) der Querbruchdehnung und folglich eine Zwischenfaserbruchanstrengung  $f_{E,Zfb} \gg 1$  vorliegt [Sch05, Kapitel 18.1]. Der Querdruckmodul  $E_{\perp}^{-}$  wird auf 20 % seines Ursprungswertes herabgesetzt, da die Druckeigenschaften der Matrix bei hoher Zfb-Dichte weniger degradieren als ihre Zugeigenschaften

[Puc96]. Die hohe Degradation der Matrix wirkt sich ebenfalls auf alle anderen matrixdominierten Moduln  $G_{\perp\parallel}$  und  $G_{\perp\perp}$  aus, die ebenfalls auf 10% des Ursprungswertes, oder im Fall von  $G_{\perp\perp}$  folgend Glg. (4.21), abgemindert werden. Zudem verliert der FKV mit zunehmender Zerstörung der Matrix auch seine Fähigkeit zur Querkontraktion bei Belastung quer zur Faser bzw. verliert die Matrix ihre Fähigkeit zur Querkontraktionsbehinderung bei faserparalleler mechanischer Belastung [PS02]. Die große Querkontraktionszahl  $\nu_{\perp\perp}$  nimmt somit zu und wird im Mittel auf einen Wert von 0,40 geschätzt, was einer Zunahme um rund 33% entspricht. Zur Vollständigkeit werden auch die Festigkeiten  $R_{\perp}^+$ ,  $R_{\perp}^-$ ,  $R_{\perp\parallel}$  um den gleichen Anteil wie die korrespondierenden Moduln degradiert, was bei vorliegender Methode jedoch keinen Einfluss auf die Höhe des berechneten Berstdruckes nimmt, da nur faserparallele Festigkeiten für  $f_{E,Fb}$  von Relevanz sind. Im Rahmen des DoS werden ausschließlich bei RT ermittelte Werkstoffkennwerte verwendet.



**Abb. 5.2:** DoS-Faktor A: Matrixdominierte Werkstoffkennwerte.

**Faservolumenanteil  $\phi$  (DoS-Faktor B).** Beim Faservolumenanteil wird zwischen der Verwendung des mittleren FVA über das gesamte Laminat und dem Lagenweise definierten FVA aus Abschnitt 4.1.1 unterschieden. Entsprechend ihres FVA werden den Einzellagen des Laminats ihre Werkstoffkennwerte zugewiesen.

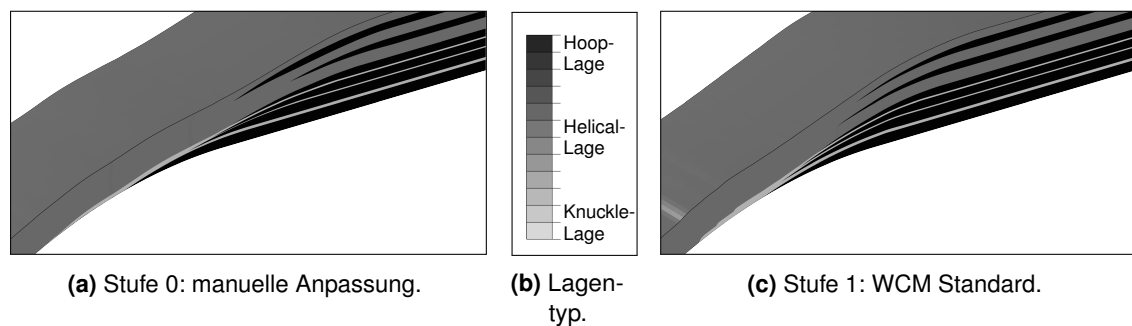


**Abb. 5.3:** DoS-Faktor B: Faservolumenanteil  $\phi$ .

**Lagendicke  $h$  (DoS-Faktor C).** Beim Faktor Lagendicke fließen die berechneten und die gemessenen Dicken der Einzellagen, wie in Abschnitt 4.1.2 aufgezeigt, in den Simulationsplan

ein. Die Dickenberechnung wurden mithilfe des mittleren FVA des Laminats  $\hat{\phi}$  durchgeführt, um eine maximale Spreizung der beiden Stufen zu erreichen. Auf die grafische Gegenüberstellung wird verzichtet, weil eine visuelle Unterscheidung der beiden Modellvarianten wegen zu geringer Differenzen kaum möglich ist.

**Geometrie der Lagenenden (DoS-Faktor D).** Zur Analyse des Einflusses der Geometrie der Lagenenden werden die vom Wickelsimulationstool vorgeschlagenen Geometrien und die anhand von Mikroskopaufnahmen manuell angepassten Lagenenden (siehe Abschnitt 4.1.2) verwendet. In der Standardeinstellung der Software läuft der Lagenquerschnitt innerhalb einer Bandbreite in Form eines Splines auf die Dicke von Null aus. Die axiale Position des Lagenendes wird für Helical-Lagen durch den Anschlag am Hals des Liners, für Knuckle-Lagen durch die zum Ablagewinkel korrespondierende Geodäte auf der Domkontur bestimmt. Die Endpositionen der Hoop-Lagen unterliegen keinen derartigen Zwängen und werden softwareseitig nicht durch Standardwerte empfohlen. Der guten Ingenieurspraxis folgend laufen die Hoop-Lagen treppenartig am Ende des zylindrischen Bereichs mit leichter Überlappung des Doms aus, sodass ein sanfter Übergang mit minimalen Steifigkeitssprüngen ermöglicht wird.

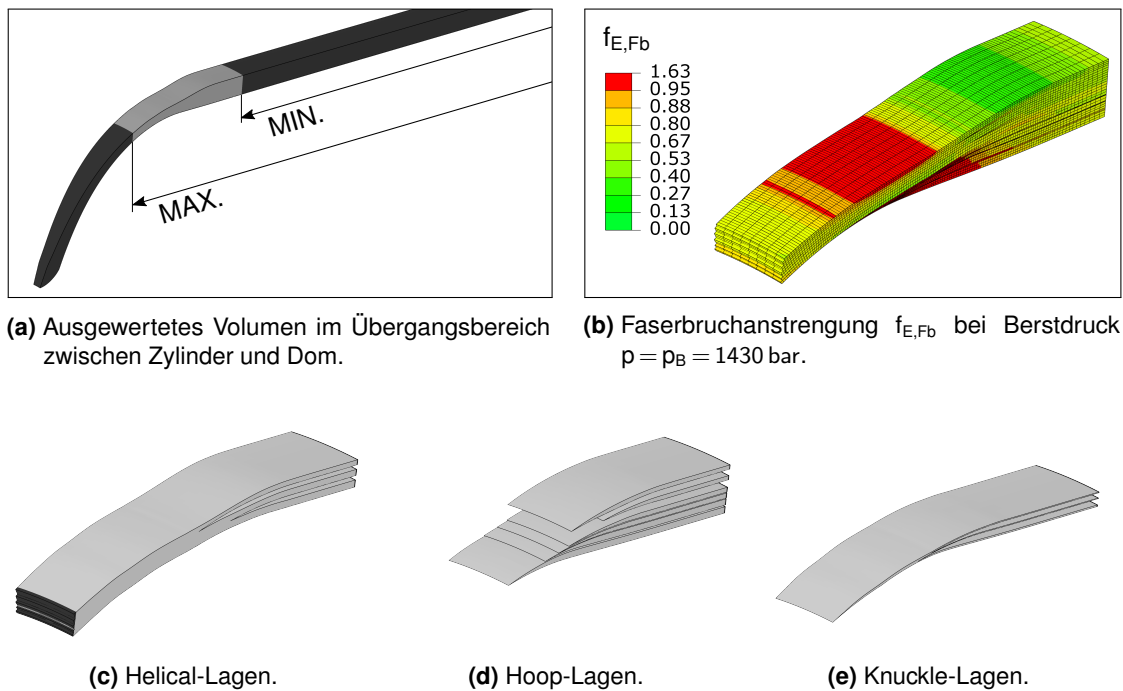


**Abb. 5.4:** DoS-Faktor D: Geometrie der Lagenenden.

Ganz im Gegensatz zum Experiment (siehe Abschnitt 5.1) bedarf der zur Sensitivitätsanalyse herangezogene Vergleichsparameter Berstdruck in der FEA einer Auswertgröße und einer mathematischen Definition. Während sich der Berstdruck im Experiment unverkennbar durch den plötzlichen Verlust der strukturellen Integrität der Behälterhülle äußert, muss in der quasistatischen, impliziten numerischen Simulation eine berechenbare Größe gefunden werden, die im direkten Zusammenhang mit dem Berstereignis steht. Hierfür wird die Faserbruchanstrengung  $f_{E,Fb}$  nach PUCK [Puc96] ausgewählt (siehe Abschnitt 2.4.4), die beim Erreichen eines Wertes von 1 das faserparallele Versagen eines ganzen Faserbündels, definiert als Faserbruch (Fb), voraussagt. Es kann jedoch nicht davon ausgegangen werden, dass bei einem lokal abgegrenzten Faserbruch bereits das Berstereignis eintritt. Untersuchungen zeigen, dass sogar der FPF noch nicht zum Bersten des COPV führt [KLL97; Pet11], sondern der Berstdruck signifikant höher

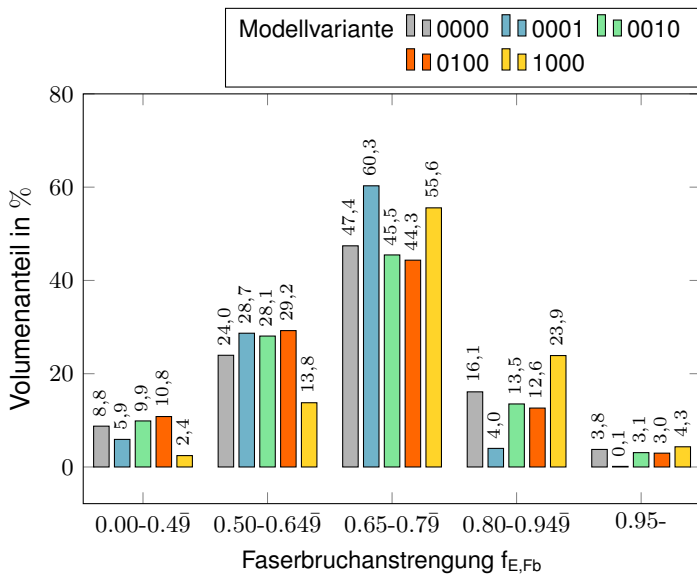
ist. Die Anwendung eines Werkstoffmodells mit progressiver Schädigung und Degradation der Werkstoffkennwerte erscheint daher zielführend, birgt jedoch deutliche Zusatzaufwände bei der experimentellen Werkstoffcharakterisierung und führt zu einer erheblich höheren Komplexität bei der numerischen Berechnung. Die progressive Degradation der Kennwerte unter zunehmendem Innendruck führt zur Umlagerung der Lasten im Simulationsmodell und bewertet folglich den Anstrengungszustand der intakten UD-Schichten auch nach dem FPF noch richtig. Diese Methode führt dazu, dass der Behälter in der numerischen Untersuchung dann als geborsten anzusehen ist, wenn bei nur geringer Laststeigerung alle Schichten in einer Art Kettenreaktion sukzessive die Faserbruchanstrengung  $f_{E,Fb}$  von 1 erreichen bzw. überschreiten. Mit einem leicht vereinfachten Maximalspannung-Versagenskriterium (siehe Abschnitt 2.4.4) und ohne die Berücksichtigung der Laminatdicke, tritt dieser Fall dann ein, wenn nach dem Versagen der ersten Hoop-Lagen im Zylinder des COPV die faserparallele Zugspannung  $\sigma_{||}^+$  im verbleibenden Querschnitt die faserparallele Zugfestigkeit  $R_{||}^+$  überschreitet. Diese Betrachtung führt zu einer Überschätzung des Berstdruckes, da vor allem dynamische Effekte unberücksichtigt bleiben, die bei den hohen Innendrücken in COPV bereits eine ausschlaggebende Rolle spielen.

Da in der vorliegenden Arbeit die Faserbruchanstrengung per Subroutine im Postprocessing ermittelt wird, ist eine Berücksichtigung der progressive Werkstoffdegradation in den Hoop-Lagen während der Berechnung technisch nicht möglich. Stattdessen wird die virtuelle Berstdruckprognose per FEA mittels experimenteller Berstdruckprüfungen kalibriert. Dabei wird davon ausgegangen, dass das FE-Modell mit dem höchsten Detaillierungsgrad der Lamineigenschaften (Tab. 5.1: DoS-Faktoren A bis D auf Stufe 0) den tatsächlichen (realen) Zustand des Druckspeichers wiedergibt. Beim gemessenen mittleren Berstdruck des untersuchten Druckspeichers von  $p_B \approx 1430$  bar, wird in der FE-Modellvariante 0000 das Volumen der Elemente mit  $f_{E,Fb} > 0,95$  innerhalb des vom Versagen betroffenen Übergangsbereichs zwischen Dom und Zylinder (siehe Abb. 5.5a) für jeden Lagentyp separat festgestellt (siehe Abb. 5.5c, Abb. 5.5d und Abb. 5.5e) und normiert. Die Untersuchung beschränkt sich dabei auf die Seite des Druckspeichers mit der allgemein höchsten Faserbruchanstrengung, die beim vorliegenden Behälter eindeutig festzustellen ist. In Abb. 5.5b wird ersichtlich, dass es sich bei einer nach Lagentyp getrennten Betrachtung der Elemente mit Faserbruch, jeweils immer um einen räumlich zusammenhängenden Versagensbereich handelt. Aufgrund dieses Verhaltens ist das nach Lagentyp getrennt aufsummierte Elementvolumen mit  $f_{E,Fb} > 0,95$  als Messgröße geeignet. Die Ergebnisse des Basismodells 0000 dienen als Referenz für die Normierung. Die Resultate aller übrigen Simulationen aus dem DoS, alle mit dem Innendruck  $p = p_B = 1430$  bar, sind also relativ zur FEA des Modells mit den meisten explizit ausmodellierten Laminatdetails, dem Basismodell 0000, anzusehen.

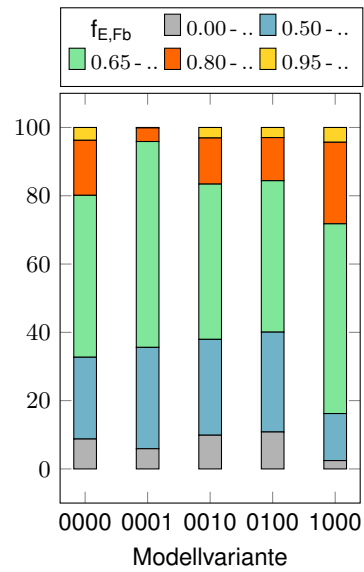


**Abb. 5.5:** Darstellung des geometrischen Auswertebereichs der Faserbruchanstrengung  $f_{E,Fb}$  im FE-Modell der CFK-Druckspeicherarmierung.

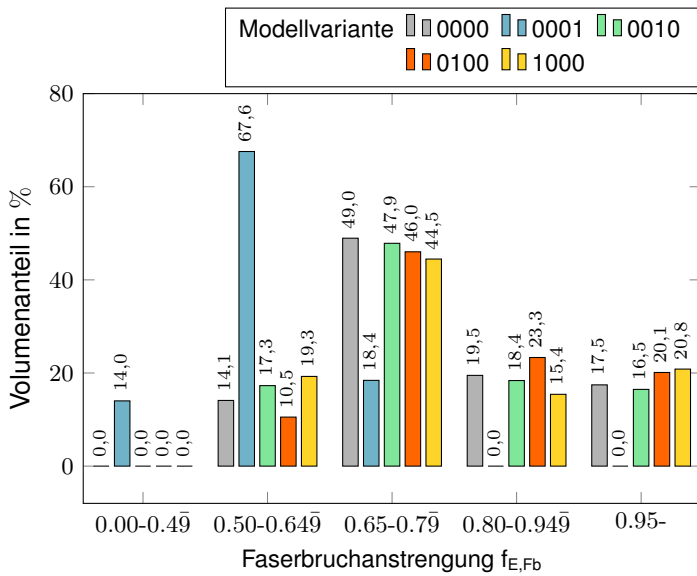
Wegen des im Berstversuch vorgefundenen Schadensbildes der COPV (siehe Abb. 5.1) ist davon auszugehen, dass hauptsächlich Helical-Lagen für das Versagen verantwortlich sind, weswegen die  $F_b$ -Anstrengung aus den Helical-Lagen als primäre Ergebnisgröße für die Auswertung des DoS herangezogen werden. Die  $F_b$ -Anstrengung in den Hoop- und Knuckle-Lagen wird simultan beobachtet und zu Plausibilisierungszwecken verwendet. Mit  $f_{E,Fb} > 0,95$  ist ein Wert leicht unter der eigentlichen Versagensgrenze von 1 gewählt, um erstens einen konservativen Ansatz zu verfolgen und zweitens dem untergeordneten Beitrag der bis zum virtuellen Berstereignis bereits versagten Hoop-Lagen (siehe Abb. 5.5b) Rechnung zu tragen. Das Versagen der Hoop-Lagenenden führt zu geringen Lastumlagerungen und somit zur Erhöhung der Faserbruchanstrengung in den Helical-Lagen. Die Histogramme in Abb. 5.6 ermöglichen, neben dem reinen Vergleich der per Faserbruch versagten Volumenanteile, einen Vergleich des allgemeinen Anstrengungszustands in den Helical- und Hoop-Lagen der Modellvarianten mit isoliert modifizierten Faktoren (0001, 0010, 0100 und 1000) gegenüber dem Basismodell 0000.



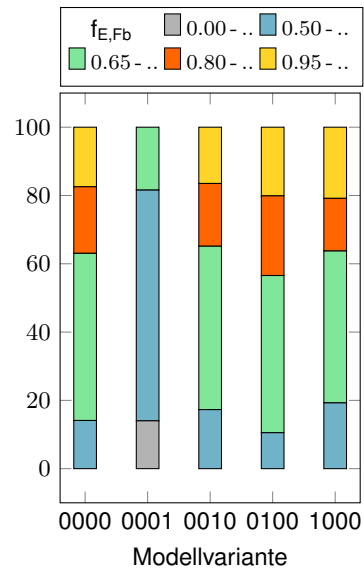
(a) Aufteilung des Volumens der **Helical-Lagen** in die  $f_{E,Fb}$ -Klassen innerhalb des Auswertebereichs.



(b) Volumenanteile der  $f_{E,Fb}$ -Klassen innerhalb der **Helical-Lagen**.



(c) Aufteilung des Volumens der **Hoop-Lagen** in die  $f_{E,Fb}$ -Klassen innerhalb des Auswertebereichs.



(d) Volumenanteile der  $f_{E,Fb}$ -Klassen innerhalb der **Hoop-Lagen**.

**Abb. 5.6:** Gegenüberstellung der Faserbruchanstrengung  $f_{E,Fb}$  innerhalb der ausgewerteten Zone des Basismodells 0000 und der Modellvarianten mit Einzelparametervariation 0001, 0010, 0100 und 1000. Die Daten sind jeweils im Histogramm und im Stapelbalkendiagramm dargestellt.

Der Vergleich in Abb. 5.6 zeigt, dass die Verteilungen der Faserbruchanstrengung in den Modellvarianten 0100 und 0010, gekennzeichnet durch die jeweils isolierte Variation der Faktoren Faservolumenanteil (B) und Lagendicke (C), dem Basismodell 0000 bei qualitativer und quantitativer Betrachtung ähnlich sind. Besonders die Ähnlichkeit der  $f_{E,Fb}$ -Verteilungen in den Hoop-Lagen der Modellvarianten 0000, 0010, 0100 und 1000 lässt den Schluss zu, dass der direkte Vergleich der Faserbruchanstrengung in den Helical-Lagen als Vergleichswert zur Untersuchung des in Abschnitt 5.1 aufgezeigten Berstversagens herangezogen werden kann, ohne einen verzerrenden Einfluss durch die Hoop-Lagen befürchten zu müssen.

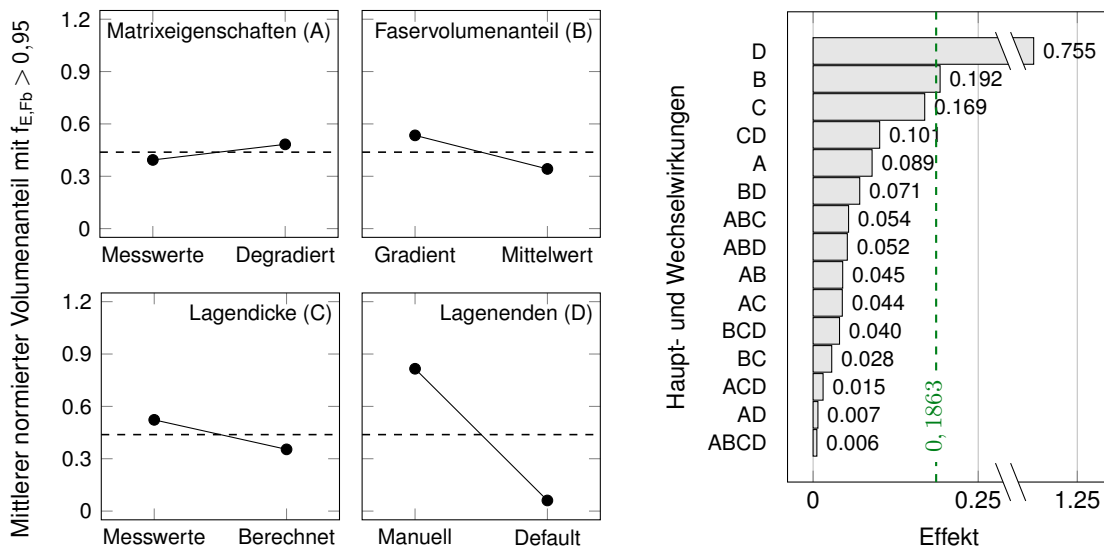
Die Modellvariante 1000 mit stark degradierter Matrix (Faktor A) fällt durch eine zu höheren Faserbruchanstrengungen verschobene, schmalere Hüllkurve der Histogramme 5.6a und 5.6c auf. Gravierende Veränderungen gegenüber dem Basismodell 0000 zeigt die Modellvariante 0001 mit unspezifischer Geometrie der Lagenenden (Faktor D). Hier ist die ebenfalls schmalere Hüllkurve stark zu niedrigeren Faserbruchanstrengungen verschoben, sodass nahezu kein Faserbruch ( $f_{E,Fb} > 0,95$ ) in den Helical- und Hoop-Lagen durch die FEA prognostiziert wird. Generell ist mit Besorgnis festzustellen, dass von den insgesamt 16 Modellvarianten ganze 14 eine geringere Schädigung als das Basismodell 0000 prognostizieren (siehe Tab. 5.2).

**Tab. 5.2:** Normierte Anteile der Elemente mit Faserbruch ( $f_{E,Fb} > 0,95$ ) am Gesamtvolumen der **Helical-Lagen** in der ausgewerteten Region der FE-Modellvarianten.

Stufe der Faktoren ...					
A. Matrix-kennwerte	B. Faser-volumen-anteil	C. Lagen-dicke	D. Lagen-enden	Code der Variante	normierter Volumen-anteil mit $f_{E,Fb} > 0,95$
Degradiert	Gradient	Messwerte	Manuell	1000	1.152
<b>Messwerte</b>	<b>Gradient</b>	<b>Messwerte</b>	<b>Manuell</b>	<b>0000</b>	<b>1.000</b>
Degradiert	Mittelwert	Messwerte	Manuell	1100	0.860
Messwerte	Gradient	Berechnet	Manuell	0010	0.819
Degradiert	Gradient	Berechnet	Manuell	1010	0.817
Messwerte	Mittelwert	Messwerte	Manuell	0100	0.790
Degradiert	Mittelwert	Berechnet	Manuell	1110	0.597
Messwerte	Mittelwert	Berechnet	Manuell	0110	0.489
Degradiert	Gradient	Messwerte	Default	1001	0.346
Degradiert	Gradient	Berechnet	Default	1011	0.091
Messwerte	Gradient	Messwerte	Default	0001	0.034
Messwerte	Gradient	Berechnet	Default	0011	0.016
Degradiert	Mittelwert	Messwerte	Default	1101	0.000
Degradiert	Mittelwert	Berechnet	Default	1111	0.000
Messwerte	Mittelwert	Messwerte	Default	0101	0.000
Messwerte	Mittelwert	Berechnet	Default	0111	0.000

Ein vergleichbares Bild zeigt sich auch bei genauerer Betrachtung der Faktoren hinsichtlich ihres Einflusses auf die mittleren, normierten Elementvolumenanteile mit einer Faserbruchanstren-

gung  $f_{E,Fb} > 0,95$ . Die Haupteffektdiagramme für Helical- (siehe Abb. 5.7a) und Hoop-Lagen (siehe Abb. 5.8a) zeigen erwartungsgemäß eine Zunahme der faserparallelen Schädigung bei stark degradierter Matrix gegenüber den nicht degradierten, gemessenen Werkstoffeigenschaften. Alle drei anderen Faktoren B, C und D wirken sich in Stufe 1 durch eine geringere Schädigung der Helical-Lagen aus, wobei die leicht höhere Schädigung der Hoop-Lagen bei Verwendung des mittleren FVA (Faktor B, Stufe 1) die bilanzierte Auswirkung auf den prognostizierten Berstdruck abschwächt. Die Faktoren C und D führen in Stufe 1 auch in Hoop-Lagen zu einer Unterschätzung des Schädigungsmaßes. Tendenziell wirken sich die Faktoren in Hoop-Lagen, mit Ausnahme von Faktor D, geringer aus als in Helical-Lagen. Während die Verwendung des mittleren FVA (Faktor B, Stufe 1) und die berechnete Lagendicke (Faktor C, Stufe 1) den Faserbruch in Helical-Lagen bereits um rund 20 % gegenüber dem Basismodell 0000 unterschätzen, reduziert die nach guter Ingenieurspraxis geschätzte Geometrie der Lagenenden (Faktor D, Stufe 1) die Schädigung um mehrere Größenordnungen bzw. prognostiziert sogar keinerlei Faserbruch.



(a) Haupteffektdiagramme aller DoS-Faktoren.

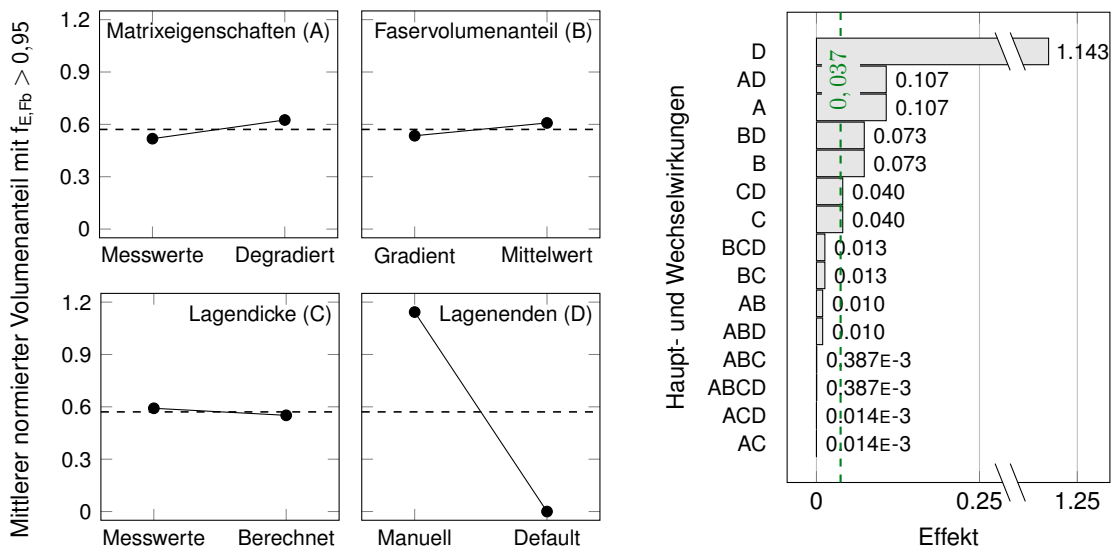
(b) Absolute Effekte der Modellvariationen im Pareto-Diagramm ( $\alpha = 0,05$ ). Signifikanz tritt ab Werten  $> 0,1863$  ein.

**Abb. 5.7:** Ergebnisse des vollfaktoriellen DoS zur Sensitivitätsanalyse der virtuellen Berstdruckuntersuchung hinsichtlich den Modellierungsparametern von **Helical-Lagen**.

Aus der Differenz der mittleren, normierten Elementvolumenanteile mit  $f_{E,Fb} > 0,95$  in den beiden Stufen des jeweiligen Faktors berechnet sich der sogenannte *Effekt*. Der Effekt ist ein Maß für die Wirkung des Faktors auf die Messgröße, also den Volumenanteil mit Faserbruch. Die Signifikanzschwelle eines Effektes wird mithilfe des Pseudostandardfehlers (PSE) nach LENTH [Len89] festgestellt. Der Pseudostandardfehler basiert auf dem Konzept der dünn besetzten Effekte,



bei dem als Ursache für die Streuung in den kleinsten Effekten Zufallsfehler angenommen werden. Alle Haupteffekte A, B, C und D sind in der untersuchten Region der Hoop-Lagen signifikant (siehe Abb. 5.8b). In den Helical-Lagen zeigen nur die Faktoren D und B einen signifikanten Effekt, Faktor C findet sich knapp unterhalb der Signifikanzschwelle, Faktor A liegt deutlich darunter (siehe Abb. 5.7b). Ein signifikanter Einfluss der Wechselwirkungen kann nur in zweiter Ordnung jeweils in Kombinationen mit Faktor D, also AD, BD und CD, und nur in Hoop-Lagen festgestellt werden. In den Helical-Lagen zeigt keine Wechselwirkung einen signifikanten Effekt, weshalb diese hier nicht weiter diskutiert werden.



(a) Haupteffektediagramme aller DoS-Faktoren.

(b) Absolute Effekte der Modellvariationen im Pareto-Diagramm ( $\alpha = 0,05$ ). Signifikanz tritt ab Werten  $> 0,037$  ein.

**Abb. 5.8:** Ergebnisse des vollfaktoriellen DoS zur Sensitivitätsanalyse der virtuellen Berstdruckuntersuchung hinsichtlich den Modellierungsparametern von **Hoop-Lagen**.

Die Untersuchung der Modellierungsparameter mittels des vollfaktoriellen DoS lässt einige Schlussfolgerungen zu, die bei der virtuellen Druckbehälterauslegung als Handlungsempfehlung im Sinne eines Modellierungskataloges dienen können. Die Diskussion der Faktoren im Folgenden findet in der Reihenfolge ihrer Bedeutung für die Berechnungsergebnisse statt.

Bei der sich hier zeigenden Art des Berversagens, also der Absprengung eines Doms, ist die Auslegung des Druckbehälters auf Basis des Berstdrucks kaum möglich, wenn nicht exakte Daten über die Geometrie der Lagenenden vorliegen. Die Berechnungsergebnisse der Sensitivitätsanalyse zeigen eindrucksvoll, dass längst nicht nur die in allen Modellen geometrisch weitestgehend identischen Helical-Lagen für die Höhe des Berstdruckes ausschlaggebend sind, sondern die Gesamtkonfiguration der Lagenendengeometrien im Übergangsbereich zwischen Zylinder und Dom

**(Faktor D)**. In der Auslegungsphase des Behälters müssen daher das FE-Modell und das Maschinenprogramm für die Wickelanlage möglichst exakt miteinander abgeglichen werden, sodass eine maximale Übereinstimmung zwischen Modellgeometrie und realem Druckbehälter gewährleistet ist. Moderne Software zur Erzeugung meist CNC-basierter Maschinendaten für die Steuerung der Wickelanlage, wie z.B. CompositaD<sup>1</sup> oder CADWIND<sup>2</sup>, ermöglichen in der Regel auch die Ausgabe von FEA-tauglichen Modellen. Demgegenüber stehen Software-Produkte zur automatischen Modellierung von Wickellaminaten, die über eine Import-Schnittstelle in der Lage sind, die zuvor genannten Maschinen- oder Projektdaten einzulesen und für die Wickelsimulation zu verwenden. Beispielsweise bietet das Abaqus/CAE Plug-in WCM ab Version 6.14-6 eine solche Schnittstelle für CompositaD. Selbst bei optimal aufeinander abgestimmtem FE-Modell und Wickelprogramm, kann der Druckbehälter noch geometrische Abweichungen gegenüber der Prognose des Wickelprogramms aufweisen, weil diverse Prozessparameter, darunter die Fadenspannung, Viskosität des Harzes und Wickelgeschwindigkeit, einen Einfluss auf die sich einstellende Geometrie der Lagen und Lagenenden nehmen können. Dem Ingenieur kann daher geraten werden, bei einer auf dem Berstdruck basierenden Druckbehälterauslegung, ein Versagen im Zylinder parallel zur Tankachse anzustreben. Das dafür fast alleinig ausschlaggebende Versagen der Hoop-Lagen im zylindrischen Bereich ist weitaus treffsicherer prognostizierbar und im Berstversuch mit geringer Streubreite reproduzierbar. Dem hier zur Untersuchung herangezogenen Behälter kann sein Versagensbild jedoch nicht negativ angelastet werden, da bei seiner Auslegung die Gesamtsteifigkeit des Aluminium-/CFK-Hybridbaus ausschlaggebend war. Über die Gesamtsteifigkeit kann der Spannungszustand im Aluminium-Liner in den Extrempunkten des Betriebslastspektrums so eingestellt werden, dass sich dieser während des Betriebes aus Gründen der Betriebsfestigkeit stets innerhalb der Fließgrenzen der Aluminiumlegierung bewegt.

Die Verwendung eines in allen Lagen des Laminats identischen, mittleren FVA in der FEA zeigt im Vergleich zur Verwendung der gemessenen, individuellen FVA jeder einzelnen Lage (**Faktor B**) einen signifikanten Effekt. Im Sinne einer ausreichenden Prognosegüte wird empfohlen, die individuellen FVA der einzelnen Lagen nach der in Abschnitt 4.1.1 beschriebenen Methode zu bestimmen, zumal die Methode nur einen minimal größeren experimentellen Aufwand zusätzlich zur TGA des Laminats erfordert. Liegen keine adäquaten Messdaten vor, ist zumindest eine Abschätzung der Gradienten auf Basis des mittleren FVA und der in Abschnitt 4.1.1 und von [Coh97] aufgezeigten Abhängigkeiten von Vorteil. Diese Empfehlung gilt nicht nur für ein tangential zum Umfang auftretendes Berstversagen des COPV, sondern in gleichem oder höherem Maße auch für alle anderen Versagensmodi eines Druckspeichers.

<sup>1</sup>Seifert and Skinner & Associates BVBA, 3520 Zonhoven, Belgien, <http://www.compositcad.com>

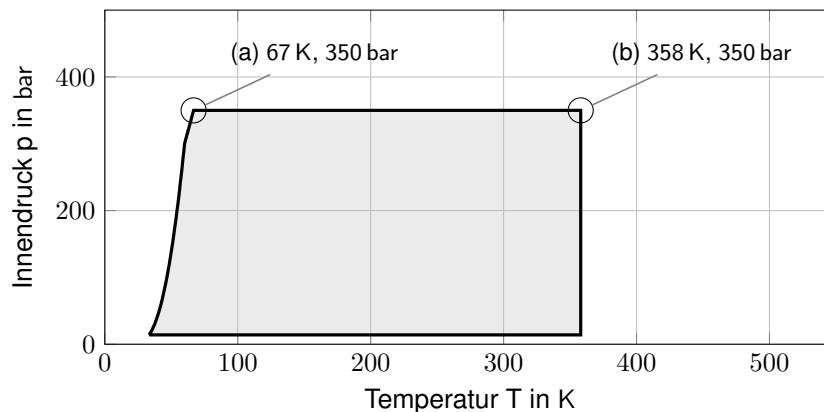
<sup>2</sup>MATERIAL S.A., 1000 Brüssel, Belgien, <https://www.material.be/cadwind>

Die Berücksichtigung der gemessenen gegenüber den berechneten individuellen Dicken der Einzel-lagen (**Faktor C**), zeigt für Helical-Lagen einen Effekt knapp unterhalb der Signifikanzschwelle, für Hoop-Lagen nur knapp darüber. Es kann in diesem Fall keine klare Empfehlung für oder gegen die Berücksichtigung dieses Faktors beim hier auftretenden Behälterversagen ausgesprochen werden. Obwohl der Faktor hier gerade für Hoop-Lagen einen signifikanten Effekt zeigt, kann daraus nicht geschlussfolgert werden, dass Faktor C von besonderer Bedeutung für achsparallel versagende Behälter ist. Das ausgewertete Volumen im Übergang zwischen Zylinder und Dom (siehe Abb. 5.5a) weist im Gegensatz zum zylindrischen Bereich einen stark gestörten Spannungszustand auf und ist in dieser Hinsicht im Ergebnis nicht vergleichbar.

Da die Degradation der Matrixeigenschaften gegenüber den Messdaten (**Faktor A**) keinen signifi-kanten Effekt auf die Berstdruckprognose ausübt, kann generell auf eine exakte experimentelle Charakterisierung der matrixdominierten Werkstoffeigenschaften verzichtet werden, sofern tat-sächlich nur eine virtuelle Berstdruckanalyse von Interesse ist. Literaturwerte sind für gängige Harz/Härter-Kombinationen im Regelfall eine zweifellos taugliche Quelle. In Fällen, in denen der Zfb von Interesse ist, empfiehlt sich der Aufwand zur Charakterisierung der Matrixeigenschaften und die Berücksichtigung des In-Situ-Effekts, der hier selbst in den dicken Lagen eine Festig-keitssteigerung von rund 50 %, in den dünnen Lagen sogar um ca. 100 % bewirken konnte. Zur Minimierung des Prüfaufwandes kann die bedingte Empfehlung ausgesprochen werden, auf die bruchmechanischen Versuche zur Parametrisierung des In-Situ-Effekt-Modells zu verzichten. Eine einfache Abschätzung des Faktors für die dünnen Schichten des Laminats sollte für die meisten COPV mit ähnlichen und größeren Maßen und Betriebsdrücken ausreichend sein.

### 5.3 FEA des Anstrengungszustands im Betriebsbereich

Für die Auslegung eines COPV sowie für eine potenzielle Betriebsfestigkeitsanalyse ist es von entscheidender Bedeutung, die Anstrengungszustände unter Betriebslasten zu analysieren. Beim hier untersuchten Druckbehälter wird das Lastspektrum des Betriebsbereiches durch den Innen-druck und die Temperatur aufgespannt (siehe Abb. 5.9). Vom Fahrzeug her auf den Druckspeicher einwirkende Beschleunigungslasten sind vernachlässigbar und werden nicht betrachtet. Unter-sucht wird die Faserbruchanstrengung der Behälterarmierung in den Punkten des Betriebsbereichs mit Lastextremen, also in den zwei Kombinationen aus maximalem Druck bei höchster (b) und niedrigster Temperatur (a) in Abb. 5.9.

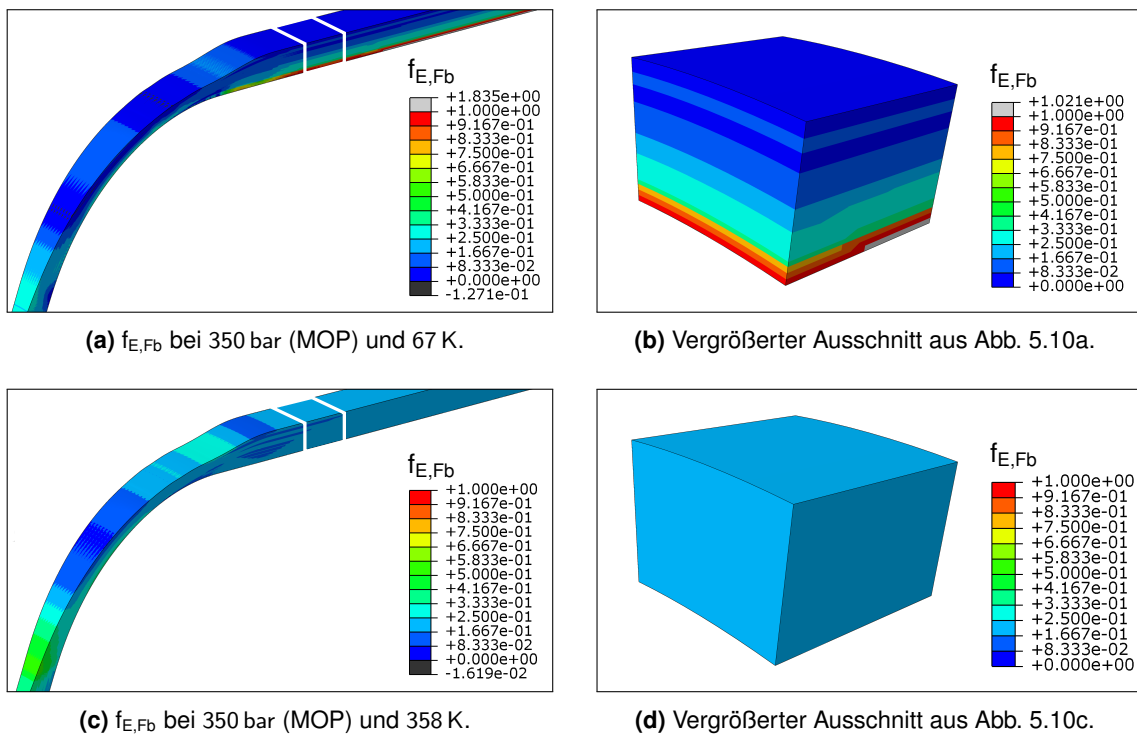


**Abb. 5.9:** p-T-Lastspektrum im Betriebsbereich des COPV.

Eine Verringerung der Temperatur führt zur Veränderung der Werkstoffkennwerte (siehe Abschnitt 3 und 4) und zudem zur Zunahme von thermischen Eigenspannungen (siehe Abschnitt 2.4.2.3). Beide Effekte nehmen Einfluss sowohl auf die Werte, als auch auf die räumliche Verteilung der Fb-Anstrengung  $f_{E,Fb}$  im Laminat. In Abschnitt 3.1.2 konnte gezeigt werden, dass thermische Eigenspannungen alleine keine Werkstoffschädigung in UD-Schicht bewirken. Ähnliche Untersuchungen für ein vergleichbares Laminat führten zur gleichen Erkenntnis.

Zusätzlich zur Anisotropie des CFK-Laminats wirkt sich der weitaus höhere Wärmeausdehnungskoeffizient  $\alpha$  des Aluminium-Liners auf den Spannungszustand in der CFK-Armierung aus. Die bei Raumtemperatur durch Autofrettage (siehe Abschnitt 2.2.4) des Liners verursachte Zugeigenspannung im Laminat verringert sich zu tieferen Temperaturen hin, weil der Liner stärker schrumpft als die ihn umgebende Armierung. Da Druckbehälter in der Regel nicht als perfekte Isotensoiden ausgelegt werden können, liegt nach der Autofrettage kein homogener, sondern ein sich in Dom und Zylinder sowie Umfangs- und Axialrichtung unterscheidender Eigenspannungszustand vor. Diese Einflüsse sind im FE-Modell durch entsprechende vorkonditionierende Simulationsschritte berücksichtigt.

Aus Abb. 5.10 wird ersichtlich, dass sich die Anstrengungszustände im zylindrischen Bereich des Laminats bei gleichem Innendruck von 350 bar, aber einer Temperaturdifferenz von fast 300 K, deutlich unterscheiden. Während bei 358 K eine durchweg unkritische und homogene Verteilung der Faserbruchanstrengung vorzufinden ist, zeigt die Anstrengung bei Tieftemperatur einen starken Gradienten, abfallend von innen nach außen im Laminat. Bei quantitativer Betrachtung stellt man fest, dass die Faserbruchanstrengung bei 67 K in Teilbereichen bereits einen Wert von über 1 aufweist und somit ein Versagen prognostiziert wird. Untersuchungen der Komponente zeigen in diesem Zustand jedoch noch keine Schädigung der Fasern, weswegen davon

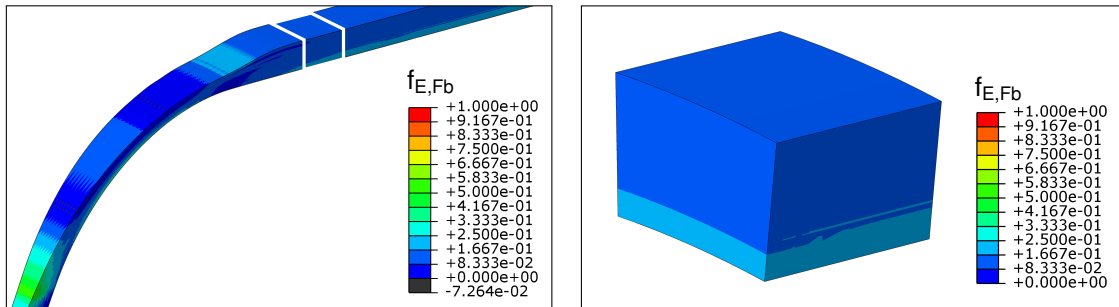


**Abb. 5.10:** Faserbruchanstrengung  $f_{E,Fb}$  im Laminat der CFK-Druckspeicherarmierung bei maximalem Betriebsdruck und den beiden Extremtemperaturen innerhalb des Betriebsbereichs.

ausgegangen werden muss, dass die Berechnung die Anstrengung deutlich überschätzt. Die Auswertung der Zwischenfaserbruchanstrengung  $f_{E,Zfb}$  gibt Aufschluss über die Ursache der zu hohen Faserbruchanstrengung  $f_{E,Fb}$ . Hier werden Werte von  $f_{E,Zfb} \gg 1$  erreicht, die auf eine derart hohe Lastübertragung innerhalb der Matrix hinweisen, die in der Realität wegen Überschreitung sämtlicher Festigkeitsgrenzen nicht möglich ist. Als Auslöser der hohen Spannungen und deren heterogener Verteilung sind vornehmlich thermische Eigenspannungen zu nennen. Aber auch der zunehmende Orthotropiegrad der Lagen im Laminat sowie die wachsende Bedeutung der Radiusabhängigkeit der Membranspannung, beides bedingt durch die Steifigkeitszunahme bei Abkühlung zusammen mit dem FVA-Gradienten (siehe Abschnitt 4.1.1), zeigen Wirkung.

Bei Zwischenfaserbruchanstrengungen  $f_{E,Zfb}$  mit Werten deutlich über 1 muss davon ausgegangen werden, dass eine starke Schädigung der Matrix eintritt. Wie bereits in Abschnitt 2.3.2 und Abschnitt 5.2 diskutiert, geht mit zunehmender Zwischenfaserbruchdichte eine Degradation der matrixdominierten Werkstoffkennwerte einher. Es erscheint demnach zweckmäßig, die hier zur Berechnung der Faserbruchanstrengung bei Tieftemperatur herangezogenen matrixdominierten Kennwerte zu degradieren, um die utopisch hohen Spannungen in der Matrix und damit die überschätzte Lasteinleitung in die Fasern zu reduzieren. Zieht man erneut die in Abschnitt 5.2

beschriebenen Degradationsparameter heran, ergänzt um die geschätzte Degradation des transversalen CTE [Bey+92] auf  $1/3$  seines Ausgangswertes, zeigt sich der in Abb. 5.11 dargestellte Zustand der Faserbruchanstrengung  $f_{E,Fb}$  im Laminat. Die stark degradierten matrixdominierten Werkstoffkennwerte führen zu einer weitaus geringeren Faserbruchanstrengung mit zudem deutlich homogenerer Verteilung über die Dicke des Laminats.



(a)  $f_{E,Fb}$  bei 350 bar (MOP), 67 K und degradierten Kennwerten.

(b) Vergrößerter Ausschnitt aus Abb. 5.11a.

**Abb. 5.11:** Faserbruchanstrengung  $f_{E,Fb}$  im Laminat der CFK-Druckspeicherarmierung mit degradierten matrixdominierten Werkstoffkennwerten bei maximalem Betriebsdruck und der unteren Extremtemperatur des Betriebsbereichs.

Die gravierenden Unterschiede im Spannungszustand bei Tieftemperatur unter Verwendung der beiden Materialmodelle zeigt, dass die tatsächlichen Anstrengungen, sowohl  $f_{E,Fb}$  als auch  $f_{E,Zfb}$ , massiv von intralaminaren Eigenspannungen beeinflusst werden. Die bei den tiefen Betriebstemperaturen des  $C_2H_2$ -Speichersystems unvermeidlich hohen  $Zfb$ -Anstrengungen mit Werten deutlich über der Bruchgrenze von 1, sprechen für die Notwendigkeit von Versagenskriterien mit progressiver Schädigung, wie sie in Abschnitt 2.3 und Abschnitt 2.4.4 beschrieben sind. Derartige Modelle erfordern zur Parametrisierung eine aufwendige Werkstoffcharakterisierung mittels MD-Laminaten über die allgemeine Festigkeitsgrenze der UD-Schicht hinaus, lassen aber belastbarere Aussagen über den tatsächlich vorherrschenden Spannungszustand zu. Die vorliegenden Simulationen zeigen jedoch, dass bei dem zweifelsfrei gerechtfertigten Einsatz der degradierten Materialkarte, nicht mit einer Schädigung der Fasern und demnach auch nicht mit einem Versagen des COPV bei kryogener Betriebstemperatur von 67 K und einem Innendruck vom 350 bar zu rechnen ist.

## 6 Diskussion und Ausblick

Der Vergleich der Methoden zur experimentellen Werkstoffprüfung von nassgewickeltem CFK hat gezeigt, dass die Rohrprobe optimal und relativ alternativlos zur Ermittlung der matrixdominierten Kennwerte ist. Für die faserdominierten Kennwerte liegt keine derartige Klarheit vor, da die Flachprobe und der NOL-Ring auf Seiten der Prüftechnik und der Ergebnisqualität beide ein vergleichbar vorteilhaftes Verhalten aufweisen. Lediglich bei der Herstellung der Probekörper kann dem NOL-Ring ein Vorteil zugesprochen werden, da sich das Wickeln der Umfangslagen auf einen zylindrischen Dorn prozessual enger an die Herstellung eines COPV anlehnt, als es beim Wickeln auf eine abgerundete Platte zur Herstellung der Flachproben der Fall ist. Besonders die homogene Fadenspannung bei der Herstellung und der achsensymmetrische, geschlossene Querschnitt des NOL-Rings tragen zur Überlegenheit des Probekörpers bei. Der NOL-Ring birgt allerdings einen Zielkonflikt bei der Entscheidung für oder gegen die Herstellung in Einzelkavitäten bzw. das Abtrennen von Ringen von einem Rohrstück. Während die Herstellung eines Rohres dem Wickelprozess einer Umfangslage näher kommt, führt das Abtrennen eines Ringes vom Rohr auch zum Durchtrennen von Fasern. Als Folge weisen die abgetrennten Ringe freie Faserenden an den Rändern auf, was eine Diskrepanz zur Endlosfaser im COPV darstellt. Zwar liegt nach der Herstellung des NOL-Rings in Einzelkavitäten quasi ein Probekörper aus Endlosfaser vor, jedoch kann in der Regel weder eine prozessnahe Bandbreite noch ein prozessnaher Ablegewinkel in den schmalen Kavitäten realisiert werden. Desweiteren treten im NOL-Ring gehäuft Inhomogenitäten auf, die zu einer erhöhten Streuung der Kennwerte führen. Fortführend kann es von Interesse sein, den Einfluss der beiden Herstellungsmethoden zu untersuchen und gegenüberzustellen. Generell kann dem auslegenden Ingenieur dringlich geraten werden, die Qualität der Probekörper zur experimentellen Werkstoffcharakterisierung bereits in Vorversuchen zu analysieren und während der anschließenden Herstellung kontinuierlich durch begleitende Prüfungen sicherzustellen, um die Streuung der ermittelten Werkstoffkennwerte zu reduzieren und systematische Fehler auszuschließen.

Die tiefen Prüftemperaturen führen zu prüfstandstechnischen Problemstellungen, die in der Versuchsplanung berücksichtigt bzw. vermieden werden können. Die große Zunahme der mechanischen Kennwerte des Harzes müssen bei der Auslegung der Probekörper ausreichend berücksichtigt werden, sodass die Wandstärke auch bei tiefen Temperaturen nicht die Prüfeinrichtung hinsichtlich ihrer maximalen Prüfkraft überfordert. Kühlkanäle innerhalb der thermisch trägen Spannwerkzeuge können zu einer beschleunigten Temperaturvorkonditionierung des Prüfaufbaus beitragen. Bei gasförmiger Probenumgebung kann durch mehrmaliges Spülen der abgedichteten Prüfkammer die Feuchtigkeit und folglich der Niederschlag und die Vereisung der Oberflächen

innerhalb der Prüfkammer reduziert werden. Zudem empfiehlt sich die Konstruktion eines Spanndorns für Rohrproben, der in seinem Durchmesser nachjustiert werden kann, um seine thermische Kontraktion bzw. Expansion auszugleichen. Denkbar ist ebenfalls ein Spanndorn, der in seinem thermischen Ausdehnungskoeffizienten dem zu prüfenden Werkstoff gleicht, indem identische Materialien verwendet werden. Ansonsten muss der Druck des äußeren Klemmrings auf den Prüfkörper zur Gewährleistung eines für die Lasteinleitung ausreichenden Reibschlusses bei schrumpfendem Dorn erhöht werden, was zu Einspannbrüchen führen kann. Für quasistatische Versuche erfüllt der Kegelspanndorn bereits die genannten Zwecke. Zudem ist im Zuge der Diskussion um die Tieftemperatur die Durchführung weiterer Versuche zur Bestätigung der Fit-Funktionen und Extrapolationen, die zur Beschreibung der Temperaturabhängigkeit einiger Werkstoffkennwerte verwendet wurden, im Rahmen zukünftiger Untersuchungen zu empfehlen.

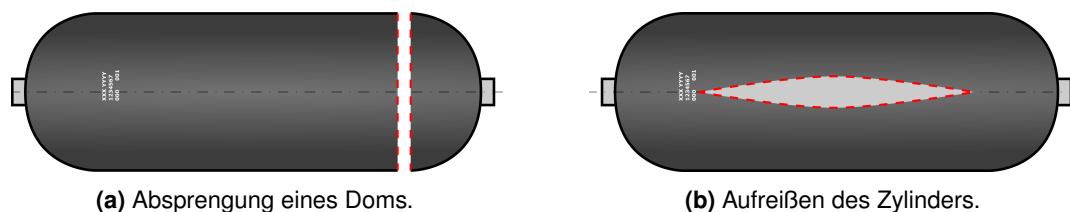
Beim Aufbau des Simulationsmodells wird deutlich, dass zusätzliche Abhängigkeiten der Werkstoffigenschaften, beispielsweise vom FVA und von der Temperatur, die Komplexität der Parametrisierung stark erhöhen. Der Berechnungsingenieur im industriellen Umfeld wird mit der schwierigen Frage konfrontiert, wie er das Spektrum der Betriebslasten in der Materialkarte der FEA in einem akzeptablen Kosten-Nutzen-Verhältnis berücksichtigt. Die Entscheidung über die Notwendigkeit von aufwendigen experimentellen Untersuchungen bzw. den alternativen Einsatz theoretischer Materialmodelle fällt schwer, da die Einflussgrößen bei den Werkstoffprüfungen mannigfaltig sind und die Tauglichkeit der Materialmodelle oft unklar ist. Generell muss in diesem Zusammenhang früh die Frage beantwortet werden, ob die Implementierung nichtlinearer Abhängigkeiten nötig ist und ob die theoretischen Materialmodelle, beispielsweise zur Umrechnung zwischen den verschiedenen FVA, Nichtlinearitäten erlauben. Häufig muss dann festgestellt werden, dass nichtlineare Abhängigkeiten die Berechnungsdauer stark erhöhen und Konvergenzprobleme mit sich bringen. Weitere Erfahrungen auf diesem Gebiet sind unerlässlich, um eine umfassende, virtuelle strukturmechanische Analyse eines COPV im ökonomisch sinnvollen Rahmen durchzuführen.

Zudem kann der Detaillierungsgrad beim Modellaufbau nahezu beliebig gesteigert werden, um die Prädiktionsfähigkeit der Berechnung potenziell zu erhöhen. Äußere Einflüsse auf das Laminat, wie die Oberflächenbeschaffenheit des Liners bezüglich des Reibungskoeffizienten und der Topographie auf der Millimeterskala, sind mögliche Erweiterungen. Bei der weiteren Ausdetaillierung können einerseits allgemeine, FKV-typische Eigenschaften und Phänomene im Modell integriert werden, andererseits wickellaminat- und bauteilspezifische Charakteristika einfließen. Zu den FKV-typischen Phänomenen gehört beispielsweise die Schichttrennung, die im vorliegenden Modell als Schädigungsgröße unberücksichtigt bleibt (siehe Abschnitt 2.3.3), oder die numerisch anspruchsvolle Schädigungsevolution per progressiver Degradation der mechanischen Kennwerte während der Laufzeit. Die fortschreitende Schädigung muss zwingend während der



Laufzeit berechnet werden, da sie den herrschenden Spannungszustand durch Lastumlagerung auf benachbarte Fasern bzw. Schichten verändert. In der FEA-Software ist dafür der Einsatz der Subroutine UMAT vorgesehen, die sich beeinträchtigend auf die Konvergenz der Berechnung auswirken kann. Die progressive Werkstoffdegradation würde die Untersuchung des Einflusses der bereits vor dem virtuellen und realen Berstereignis versagten Hoop-Lagen ermöglichen, was klar als Weiterentwicklungspotenzial für das aktuelle Berechnungsmodell empfohlen wird.

Die möglichen COPV-spezifischen Modellerweiterungen haben ihre Ursache meist im CFK-Nasswickelverfahren. Darunter fällt die räumliche Änderung des FVA innerhalb einer jeweils einzelnen Lage des Laminats. Neben dem Gradienten in Dickenrichtung sind ebenso in lateraler Ausdehnung Schwankungen zu beobachten, besonders in den Umkehrzonen einer Lage und im Bereich der Aufdickung am Hals des COPV (siehe Abb. 2.13b). Die Umsetzung dessen in der Modellierungsumgebung ist nicht trivial, da die kommerziellen Softwareprodukte zur Wickelsimulation dieses Phänomen nicht berücksichtigen. Vorstellbar sind von der Mantelflächen- oder Raumkoordinate abhängige Funktionen oder Felder, die den Werkstoffkennwerten an diesem Punkt einen oder mehrere Korrekturfaktoren überlagern.



**Abb. 6.1:** Versagensarten eines COPV.

In der vorliegenden Arbeit wurde, dem Berstverhalten des untersuchten Druckbehälters folgend, ein Versagen der CFK-Armierung mit einer Bruchfläche senkrecht zur Tankachse und parallel zum Radius (siehe Abb. 6.1a) untersucht. Als nächsten Schritt wird empfohlen, die Vorgehensweise auch für andere typische Versagensbilder von COPV zu anzuwenden, wobei vornehmlich der typische Riss im Zylinder parallel zur Tankachse (siehe Abb. 6.1b) für eine Untersuchung empfohlen wird. Die Modellierungsparameter, also die Modellvarianten, können und werden mutmaßlich eine gänzlich von dem hier untersuchten Versagensbild abweichende Signifikanz aufweisen. Die Granularität der Auswertung kann verfeinert werden, indem bei der Auswertung des Anteils zerstörter Elemente auf Basis der Faserbruchanstrengung  $f_{E,Fb}$  nicht nur nach dem Lagentyp (Hoop-, Helical- oder Knuckle-Lage) unterschieden wird. Vorstellbar ist, innerhalb der einem Lagentyp zugeordnete Gruppe von Lagen, zusätzlich nach den Einzellagen aufzulösen bzw. Aggregationen zerstörter Elemente im Sinne einer räumliche Auftretensdichte zu berücksichtigen und zu bewerten. In einer weiteren Ausbaustufe ist sogar die Unterscheidung der genannten Auftretensdichte nach lateraler

und Dickenrichtung vorstellbar, um hinsichtlich der Feststellung des FPF differenziertere Versagensprognosen zu treffen. Abgesehen von den genannten zusätzlichen Verfeinerungen, können die gewonnen Erkenntnisse vom auslegenden Ingenieur auch dazu herangezogen werden, die Granularität der COPV-Modellierung zu entfeinern, indem weniger einflussreiche Modellierungsparameter bei der Charakterisierung und Modellierung weniger Beachtung geschenkt wird.

Der Prädiktionsfähigkeit des kalibrierten Modells in der aufgezeigten Entwicklungsstufe kann hinsichtlich des Berstdruckes bei Temperaturen nahe der Aushärtetemperatur schon heute eine ausreichende Genauigkeit attestiert werden. Das hauptsächlich faserdominierte Versagen ist bei Zfb-Anstrengungen unterhalb eines geringen einstelligen Vielfachen der Zfb-Versagensbeanspruchung gut prognostizierbar. Oberhalb dieser Grenze führt die deutlich überschätzte Lastübertragung seitens der Matrix zu weitaus zu hohen Eigenspannungen und schließlich zu deutlich überschätzten Fb-Anstrengungen. Besonders betroffen sind die kryogenen Betriebszustände, deren strukturmechanische FEA immense thermische Eigenspannungen prognostiziert. Abhilfe ist hier durch die Degradation der matrixdominierten Werkstoffeigenschaften zu schaffen, indem beispielsweise die bereits oben genannten Versagenskriterien mit progressiven Schädigungsmodellen implementiert werden.

## Anhang A Statistische Methoden der Datenanalyse

### A.1 Wahrscheinlichkeitsverteilungen

#### A.1.1 Normalverteilung

Sofern nicht genauer spezifiziert, wird eine Normalverteilung der Messwerte  $x_i$ , beschrieben durch die Dichtefunktion

$$f(x) = \frac{1}{\sqrt{2\pi s^2}} e^{-\frac{1}{2}\left(\frac{x-\mu}{s}\right)^2}, \quad (\text{A.1})$$

mit der Varianz  $s^2$  und dem Erwartungswert  $\mu$  bei der statistischen Auswertung von Messreihen verwendet. Die Standardabweichung  $sd$  vom Mittelwert  $\bar{x}$  der Normalverteilung berechnet sich aus der Stichprobe der Grundgesamtheit als Quadratwurzel der Varianz zu

$$sd = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n x_i - \bar{x}} \quad (\text{A.2})$$

#### A.1.2 Weibull-Verteilung

Die zweiparametrische Dichtefunktion der Weibull-Verteilung wird beschrieben durch

$$f(x) = \frac{b}{a} \left(\frac{x}{a}\right)^{b-1} e^{-\left(\frac{x}{a}\right)^b}, \quad (\text{A.3})$$

mit dem Skalenparameter  $a$  und dem Formparameter  $b$ . Die Standardabweichung der Weibull-Verteilung wird berechnet anhand

$$sd = a \sqrt{\Gamma\left(\frac{2}{b} + 1\right) - \Gamma\left(\frac{1}{b} + 1\right)^2} \quad (\text{A.4})$$

und der Gamma-Funktion  $\Gamma(x)$  für  $x \in \mathbb{R}$

$$\Gamma(x) = \int_0^{\infty} x^{x-1} e^{-u} du \quad (\text{A.5})$$

#### A.1.3 Extremwertverteilung

Die Verteilungsfunktion  $F(x)$  und die Dichtefunktion  $f(x)$  der Gumbel-Extremwertverteilung vom Typ I treten in zwei Formen auf, der Maximum-Extremwertverteilung und Minimum-Extremwertverteilung

(auch als GOMPERTZ-Verteilung [Gom25] bezeichnet). Sie werden beschrieben durch

$$\begin{aligned} \text{Maximum: } F(x) &= e^{-e^{-\frac{x-\mu}{\beta}}} \\ f(x) &= \frac{1}{\beta} e^{-\frac{x-\mu}{\beta}} e^{-e^{-\frac{x-\mu}{\beta}}} \end{aligned} \quad (\text{A.6})$$

und

$$\begin{aligned} \text{Minimum: } F(x) &= 1 - e^{-e^{\frac{x-\mu}{\beta}}} \\ f(x) &= \frac{1}{\beta} e^{\frac{x-\mu}{\beta}} e^{-e^{\frac{x-\mu}{\beta}}} \end{aligned} \quad (\text{A.7})$$

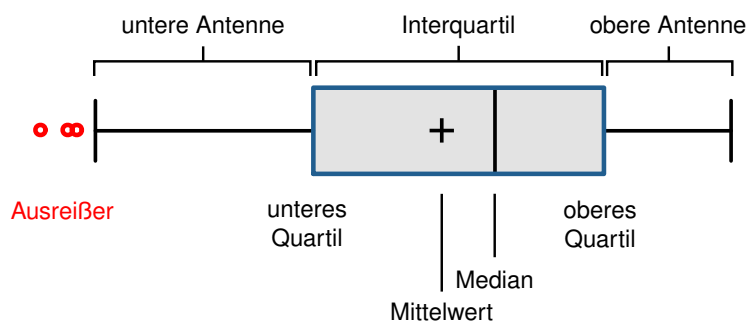
mit dem Skalenparameter  $\beta$  und dem Lageparameter  $\mu$ . Die Standardabweichung berechnet sich aus der Quadratwurzel der Varianz zu

$$sd = \frac{\pi\beta}{\sqrt{6}} \quad (\text{A.8})$$

## A.2 Diagramme

### A.2.1 Boxplot

Der Boxplot, auch Box-Whisker-Plot oder Kastengrafik genannt (siehe Abb. A.1), ist ein Diagramm zur grafischen Darstellung und statistischen Bewertung einer Datenreihe. Eine genauere Beschreibung des Diagramms findet sich in [Tuk97]. Die Darstellung und Interpretation des Diagramms lassen jedoch Gestaltungsspielräume zu. Die obere und untere Antenne (Whisker) besitzen in der vorliegenden Arbeit jeweils eine Länge bis zum letzten Datenpunkt innerhalb des 1,5-fachen Interquartilsabstands, gemessen vom jeweils äußeren Ende des Interquartils (Box). Werte innerhalb des Abstandes vom 1,5-fachen bis zum 3-fachen IQR werden als milde Ausreißer bewertet und beibehalten. Werte außerhalb des 3-fachen IQR vom unteren oder oberen Quartil werden als extreme Ausreißer gekennzeichnet und aus der Datenbasis gestrichen.



**Abb. A.1:** Box-Whisker-Plot zur Veranschaulichung seiner charakteristischen Merkmale.

## A.2.2 Wahrscheinlichkeitsnetz

Das Wahrscheinlichkeitsnetz ist ein Hilfsmittel zur Untersuchung, ob einem Datensatz eine bestimmte Wahrscheinlichkeitsverteilung zugrunde liegt. Dabei werden die Quantile des Datensatzes und der Verteilung gegeneinander aufgetragen. Es ist mit einem Koordinatennetz versehen, in dem auf der horizontalen Achse die Quantile der Wahrscheinlichkeitsverteilung äquidistant, dagegen auf der vertikalen Achse die dazugehörigen Funktionswerte der Wahrscheinlichkeitsverteilung in linearisierter Form abgetragen sind. Beim Eintragen der Wertepaare der Funktion erhält man so eine Gerade. Werden über den Datenwerten die zugehörigen kumulierten relativen Häufigkeiten der Stichprobe im Wahrscheinlichkeitsnetz abgetragen und ergibt sich eine ungefähr lineare Anordnung der resultierenden Punkte, so kann angenommen werden, dass die Grundgesamtheit gemäß der gewählten Wahrscheinlichkeitsfunktion verteilt ist. Grundsätzlich gibt es verschiedene Näherungen (Heuristiken) um die Positionen der Datenpunkte, die im Wahrscheinlichkeitsnetz abgetragen werden, zu bestimmen. Die hier verwendete Funktion zur Berechnung des Ordinatenwertes eines Datenpunktes im Wahrscheinlichkeitsnetz ist nach BENARD und BOS-LEVBACH [BB53] und lautet:

$$H(j, n) = \frac{j - 0,3}{n + 0,4} \quad (\text{A.9})$$

mit der Ordnungszahl  $j$  und der Anzahl der empirischen Werte  $n$ . Die Werte des Datensatzes werden zur Berechnung ihres Ordinatenwertes ihrer Größe nach sortiert und beginnend beim kleinsten Wert mit einer Ordnungszahl von 1 bis  $n$  versehen. Weitere Informationen zum Wahrscheinlichkeitsnetz und dessen Anwendung finden sich beispielsweise in [Mon13].

Beabsichtigte Leeseite

# Verzeichnisse

## Glossar

### F

**Flachprobe** Flacher, streifenförmiger und in manchen Ausführungen dickentaillierter Probekörper zur mechanischen Werkstoffprüfung aus nassgewickeltem CFK. Herstellung gemäß ISO 1268-5:2001 [Int01b]. Details finden sich in Abschnitt 3.4.3.1.

### H

**Hackle** Unter Schubspannungen  $\tau_{\perp\parallel}$  gebildete Matrix-Mikrorisse in einem Winkel von 45° zur Schub- bzw. Faserrichtung.

**Helical-Lage** (*auch: Helix-Lage, low-angle helical*) CFK-Kreuzlage eines Wickellaminats mit Faserrichtung in einem spitzen Winkel zur Rotationsachse des Wickeldorns. Im vorliegenden Fall beschreibt die Helical-Lage die einmalige Bedeckung des gesamten Liners durch eine Kreuzlage in der Nähe der Pole des Druckspeichers.

**Hoop-Lage** (*auch: Umfangslage*) CFK-Lage eines Wickellaminats mit Faserrichtung nahezu parallel zur Umfangsrichtung des Wickeldorns. Im Fall des Drucktanks beschreibt die Hoop-Lage die einmalige Bedeckung des zylindrischen Bereichs des Liners.

### I

**Isotensoid** Eine Struktur, also ein Bauteil oder Ähnliches, die sich unter Belastung geometrisch ähnlich verformt. Hierbei tritt ausschließlich eine Flächen-, aber keine Gestaltänderung auf, da die Dehnungen in allen Richtungen gleich sind [Sch05, Kapitel 20.1].

### K

**Knuckle-Lage** (*auch: high-angle helical*) CFK-Kreuzlage eines Wickellaminats mit Ablegewinkel des Rovings zwischen dem von Hoop-Lage und Helical-Lage. Die Lagen enden im Übergangsbereich zwischen zwei Sektionen unterschiedlicher Geometrie des Wickeldorns. Im vorliegenden Fall beschreibt die Knuckle-Lage die einmalige Bedeckung des zylindrischen Bereichs und eines Teils der Dome im Schulterbereich des Druckspeichers durch eine Kreuzlage.

### M

**Materialkarte** FE-Software-konforme Zusammenstellung der mechanischen, thermischen, gravimetrischen, elektrischen etc. Eigenschaften eines Werkstoffes in Form von meist experimentell ermittelten Kennwerten.

**Maximum Operating Pressure** (*Abk.: MOP*) Höchster Differenzdruck bar(ü) im Druckbehälter während des normalen Betriebs.

## N

**NOL-Ring** (Naval Ordnance Laboratory-Ring, *auch: Split-Disk*). Dünnwandiger ( $d_{\text{außen}}/d_{\text{innen}} < 1,2$ ) ringförmiger Probekörper zur mechanischen Prüfung faserdominierter Werkstoffeigenschaften aus nassgewickeltem CFK. Details finden sich in Abschnitt 3.4.2.1.

## R

**Rohrprobe** Dünnwandiger ( $d_{\text{außen}}/d_{\text{innen}} < 1,2$ ) rohrförmiger Probekörper zur mechanischen Werkstoffprüfung aus nassgewickeltem CFK. Details finden sich in Abschnitt 3.4.1.1.

**Roving** Faserbündel (Multifilamentgarn) aus meist mehreren Tausend parallel angeordneten Endlosfasern. Die Spezifikation eines Rovings erfolgt anhand seiner Masse pro Längeneinheit (1 tex=1 g/km) oder seiner Anzahl an Einzelfilamenten (1 k=1000 Filamente).

## T

**Typ 3-Druckbehälter** (*auch: Type 3-COPV*) Vollständig mit CFK umwickelter metallischer Liner (*auch: Inliner oder Innenliner*) zur Speicherung gasförmiger Medien unter hohem Druck.

## W

**Wound Composite Modeler** (*auch: WCM*) Plug-in für die FEA-Software Abaqus/CAE von Dassault Systèmes zur geometrischen und werkstoffseitigen Modellierung der Wickellaminat-Armierung von COPV.



## Abkürzungsverzeichnis

### A

<b>Abb.</b>	Abbildung
<b>ASIL</b>	Automotive Safety Integrity Level
<b>AWV</b>	Ausgeglicherer Winkelverbund

### C

<b>CAD</b>	Computer-aided Design
<b>CAE</b>	Computer-aided Engineering
<b>CcH<sub>2</sub></b>	Cryo-compressed Hydrogen
<b>CDFBM</b>	Continuous Damage Fibre Bundle Model
<b>CDM</b>	Continuum Damage Mechanics
<b>CDS</b>	Characteristic Damage State (kritische Rissdichte)
<b>CFK</b>	carbonfaserverstärkter Kunststoff
<b>CGH<sub>2</sub></b>	Compressed Gaseous Hydrogen
<b>CNC</b>	Computerized Numerical Control
<b>COPV</b>	Composite Overwrapped Pressure Vessel
<b>CPC</b>	Cooperative Patent Classification
<b>CTE</b>	Coefficient of thermal expansion

### D

<b>DCB</b>	Double Cantilever Beam
<b>DGEBA</b>	Bisphenol-A-diglycidylether
<b>DMA</b>	Dynamisch-mechanische Analyse
<b>DMS</b>	Dehnungsmessstreifen
<b>DoS</b>	Design of Simulations
<b>DSC</b>	Differential Scanning Calorimetry

### E

<b>ENF</b>	End Notched Flexure
------------	---------------------

### F

<b>Fb</b>	Faserbruch
<b>FBM</b>	Faserbündelmodell
<b>FCEV</b>	Fuel Cell Electric Vehicle
<b>FE</b>	Finite-Elemente
<b>FEA</b>	Finite-Elemente-Analyse
<b>FEM</b>	Finite-Elemente-Methode
<b>FFA</b>	Faserflächenanteil
<b>FKV</b>	Faser-Kunststoff-Verbund
<b>FPF</b>	First-Ply-Failure

---

<b>FVA</b>	Faservolumenanteil
<b>G</b>	
<b>GFK</b>	glasfaserverstärkter Kunststoff
<b>Glg.</b>	Gleichung
<b>H</b>	
<b>HM</b>	High Modulus
<b>HT</b>	High Tension
<b>I</b>	
<b>IM</b>	Intermediate
<b>IQR</b>	Interquartilsabstand
<b>ISO</b>	International Organization for Standardization
<b>K</b>	
<b>KLT</b>	Klassische Laminattheorie
<b>KOS</b>	Koordinatensystem
<b>L</b>	
<b>LH<sub>2</sub></b>	Liquid Hydrogen
<b>LHe</b>	Liquid Helium
<b>LN<sub>2</sub></b>	Liquid Nitrogen
<b>M</b>	
<b>MD</b>	multidirektional
<b>MOP</b>	Maximum Operating Pressure
<b>MTHPA</b>	Methyltetrahydrophthalic Anhydride
<b>N</b>	
<b>n.v.</b>	nicht vorhanden <i>oder</i> no value
<b>P</b>	
<b>PAN</b>	Polyacrylnitril
<b>PEMFC</b>	Polymer Electrolyte Fuel Cell
<b>PSE</b>	Pseudostandardfehler
<b>R</b>	
<b>REM</b>	Rasterelektronenmikroskop
<b>RT</b>	Raumtemperatur (= 293 K)
<b>RVE</b>	Repräsentatives Volumenelement

**T**

<b>Tab.</b>	Tabelle
<b>TGA</b>	Thermogravimetrische Analyse
<b>TMF</b>	Thermo-mechanical Fatigue

**U**

<b>UD</b>	unidirektional
-----------	----------------

**W**

<b>WCM</b>	Wound Composite Modeler
------------	-------------------------

**Z**

<b>ZD/T</b>	Zug/Druck-Torsion
<b>Zfb</b>	Zwischenfaserbruch

## Symbolverzeichnis

### — Lateinische Zeichen —

Symbol	Einheit	Beschreibung
a	1	Aushärtegrad des Harzes
$a_0$	m	Initiale Anrisslänge
$a_{cr}$	m	Bruchlänge
b	m	Breite
d	m	Durchmesser
$d_f$	m	Faserdurchmesser
$f_E$	1	Anstrengung
$f_{E,Fb}$	1	Faserbruchanstrengung
$f_{E,Zfb}$	1	Zwischenfaserbruchanstrengung
h	m	Schichtdicke
$\hat{h}$	m	Laminatdicke
l	m	Länge
$l_c$	m	Kritische Faserlänge (Pull-Out)
m	g	Masse
n	1	Laufvariable, Anzahl
$\vec{n}$	1	Normalenvektor einer Fläche oder Ebene
p	bar(ü)	Druck
p-Wert	1	Signifikanzwert
$p_B$	bar(ü)	Berstdruck
r	m	Radius
$r_{A/E}$	1	Stöchiometrisches Verhältnis Anhydrid/Epoxy-Gruppen
s	m	Weg
sd	1	Standardabweichung der Einzelmessung vom Mittelwert
$\tan \delta$		DMA-Verlustfaktor
A	$m^2$	Fläche
$A^2$	1	Anderson-Darling-Koeffizient
D	1	Allg. bzw. zusammengefasster Schädigungs- bzw. Degradationsparameter
$D_{R_{  }}^O$	1	Degradationsparameter für $R_{  }$ aufgrund Faserondulation.
$D_{R_{  }}^{\ddot{U}}$	1	Degradationsparameter für $R_{  }$ aufgrund Übertragungsfaktor $\ddot{U}$
E	$N/mm^2$	Elastizitätsmodul
E'	$N/mm^2$	Speichermodul
E''	$N/mm^2$	Verlustmodul
$E_{  }^+$	$N/mm^2$	Zugmodul des FKV parallel zur Faserrichtung
$E_{  f}^+$	$N/mm^2$	Zugmodul der Faser in axialer Richtung
$E_{\perp}^+$	$N/mm^2$	Zugmodul des FKV quer zur Faserrichtung
$E_m^+$	$N/mm^2$	Zugmodul der Matrix

$E_{\perp f}^+$	N/mm <sup>2</sup>	Zugmodul der Faser quer zur axialen Richtung
$E_{\parallel}^-$	N/mm <sup>2</sup>	Druckmodul des FKV parallel zur Faserrichtung
$E_{\perp}^-$	N/mm <sup>2</sup>	Druckmodul des FKV quer zur Faserrichtung
$E_{AE}$	eu = nVs	Signalenergie der Schallemissionsmessung
$EW$	g/mol	Äquivalentgewicht
$F$	N	Kraft
$G$	N/mm <sup>2</sup>	Schubmodul
$G_c$	N/m	Kritische Energiefreisetzungsrate
$G_{Ic}$	N/m	Kritische Energiefreisetzungsrate für Rissöffnungsmodus I
$G_{IIc}$	N/m	Kritische Energiefreisetzungsrate für Rissöffnungsmodus II
$G_{IIIc}$	N/m	Kritische Energiefreisetzungsrate für Rissöffnungsmodus III
$G_m$	N/mm <sup>2</sup>	Schubmodul der Matrix
$G_{\perp\parallel}$	N/mm <sup>2</sup>	Quer-Längs-Schubmodul des FKV
$G_{\perp\perp}$	N/mm <sup>2</sup>	Quer-Quer-Schubmodul des FKV
$G_{SHc}$	N/m	Kritische Energiefreisetzungsrate für gemeinsamen Schubmodus (Modus II + III)
$M_t$	N m	Torsionsmoment
$N$	mol	Stoffmenge
$Q$	J	Wärme
$\dot{Q}$	W	Wärme
$R$	N/mm <sup>2</sup>	Bruchfestigkeit
$R_m^+$	N/mm <sup>2</sup>	Zugfestigkeit der Matrix
$R_{\parallel}^+$	N/mm <sup>2</sup>	Zugfestigkeit des FKV parallel zur Faserrichtung
$R_{\parallel f}^+$	N/mm <sup>2</sup>	Zugfestigkeit der Faser in axialer Richtung
$R_{\perp}^+$	N/mm <sup>2</sup>	Zugfestigkeit des FKV quer zur Faserrichtung
$R_{\perp is}^+$	N/mm <sup>2</sup>	Zugfestigkeit der eingebetteten UD-Schicht quer zur Faserrichtung unter Berücksichtigung des In-Situ-Effekts
$R_{\parallel}^-$	N/mm <sup>2</sup>	Druckfestigkeit des FKV parallel zur Faserrichtung
$R_{\perp}^-$	N/mm <sup>2</sup>	Druckfestigkeit des FKV quer zur Faserrichtung
$R_{is}$	N/mm <sup>2</sup>	Festigkeit der eingebetteten UD-Schicht unter Berücksichtigung des In-Situ-Effekts
$R_{\perp\parallel}$	N/mm <sup>2</sup>	Quer-Längs-Schubfestigkeit des FKV
$R_{\perp\parallel is}$	N/mm <sup>2</sup>	Quer-Längs-Schubfestigkeit der eingebetteten UD-Schicht unter Berücksichtigung des In-Situ-Effekts
$T$	K	Temperatur
$T_g$	°C	Glasübergangstemperatur (auch $T_g(\text{midpoint})$ )
$T_g(\text{onset})$	°C	Beginn des Glasübergangsbereichs (untere Temperatur)
$T_0$	°C	Referenztemperatur
$Tt$	tex = g/km	Feinheit
$\ddot{U}$	1	Übertragungsfaktor durch prozessbedingte Schädigung
$W$	J	Arbeit

— Griechische Zeichen —

Symbol	Einheit	Beschreibung
$\alpha$	1/K	Mittlerer Längen- oder Wärmeausdehnungskoeffizient
$\alpha_m$	1/K	Mittlerer Wärmeausdehnungskoeffizient der Matrix
$\alpha_{  }$	1/K	Mittlerer Wärmeausdehnungskoeffizient des FKV in Faserrichtung
$\alpha_{  f}$	1/K	Mittlerer Wärmeausdehnungskoeffizient der Faser in axialer Richtung
$\alpha_{\perp}$	1/K	Mittlerer Wärmeausdehnungskoeffizient des Verbundes quer zur Faserrichtung
$\alpha_{\perp f}$	1/K	Mittlerer Wärmeausdehnungskoeffizient der Faser in transversaler Richtung
$\gamma$	1	Schiebung des FKV
$\gamma_{  \perp}$	1	Längs-Quer-Schiebung des FKV
$\gamma_{\perp  }$	1	Quer-Längs-Schiebung des FKV
$\gamma_{\perp\perp}$	1	Quer-Quer-Schiebung des FKV
$\varepsilon$	1	Mechanische Dehnung
$\varepsilon_{  }^+$	1	Mechanische Dehnung unter Zugbeanspruchung in Faserrichtung (auch: Längszugdehnung)
$\varepsilon_{\perp}^+$	1	Mechanische Dehnung unter Zugbeanspruchung quer zur Faserrichtung (auch: Querzugdehnung)
$\hat{\varepsilon}^+$	1	Mechanische Dehnung unter Zugbeanspruchung im MD-Laminat
$\varepsilon_{  }$	1	Mechanische Dehnung unter Beanspruchung in Faserrichtung (auch: Längsdehnung)
$\varepsilon_{\perp}$	1	Mechanische Dehnung unter Beanspruchung quer zur Faserrichtung (auch: Querdehnung)
$\varepsilon_R$	1	Bruchdehnung
$\nu$	1	Querkontraktionszahl
$\nu_{  \perp}$	1	Größere Querkontraktionszahl ( <i>engl.: major Poisson's ratio</i> ) des FKV
$\nu_{\perp  }$	1	Kleinere Querkontraktionszahl ( <i>engl.: minor Poisson's ratio</i> ) des FKV
$\rho_{\perp  }$	1	Quer-Längs-Neigungsparameter des PUCKSchen Versagenskriteriums.
$\nu_{\perp\perp}$	1	"Out-of-plane" Querkontraktionszahl des FKV
$\rho_{\perp\perp}$	1	Quer-Quer-Neigungsparameter des PUCKSchen Versagenskriteriums.
$\rho$	g/L	Massendichte
$\sigma$	N/mm <sup>2</sup>	Mechanische Normalspannung
$\sigma^+$	N/mm <sup>2</sup>	Mechanische Zug-Normalspannung

$\sigma_{\parallel}^+$	N/mm <sup>2</sup>	Mechanische Zugspannung parallel zur Faserrichtung (auch: Längszugspannung)
$\sigma_{\parallel f}^+$	N/mm <sup>2</sup>	Mechanische Zugspannung in der Faser in axialer Richtung
$\sigma_{\perp}^+$	N/mm <sup>2</sup>	Mechanische Zugspannung quer zur Faserrichtung (auch: Querkzugspannung)
$\sigma_2^+$	N/mm <sup>2</sup>	Mechanische Zugspannung in der Schichtebene quer zur Faserrichtung (auch: Querkzugspannung)
$\sigma_3^+$	N/mm <sup>2</sup>	Mechanische Zugspannung senkrecht zur Schichtebene quer zur Faserrichtung (auch: Schälspannung)
$\sigma_{\parallel}^-$	N/mm <sup>2</sup>	Mechanische Druckspannung parallel zur Faserrichtung (auch: Längsdruckspannung)
$\sigma_{\perp}^-$	N/mm <sup>2</sup>	Mechanische Druckspannung quer zur Faserrichtung (auch: Querdruckspannung)
$\bar{\sigma}$	N/mm <sup>2</sup>	Effektive mechanische Spannung
$\hat{\sigma}$	N/mm <sup>2</sup>	Mechanische Spannung im MD-Laminat
$\hat{\sigma}^+$	N/mm <sup>2</sup>	Mechanische Zugspannung im MD-Laminat
$\sigma_{\parallel}$	N/mm <sup>2</sup>	Mechanische Spannung parallel zur Faserrichtung (auch: Längsspannung)
$\sigma_{\perp}$	N/mm <sup>2</sup>	Mechanische Spannung quer zur Faserrichtung (auch: Querspannung)
$\sigma_{th}$	N/mm <sup>2</sup>	Thermische Eigenspannung
$\tau$	N/mm <sup>2</sup>	Schubspannung
$\tau_i$	N/mm <sup>2</sup>	Schubspannung in der Faser-Matrix-Grenzfläche
$\tau_{i,max}$	N/mm <sup>2</sup>	Schubfestigkeit der Grenzflächen für kritische Faserlänge $l_c$
$\tau_{\parallel\perp}$	N/mm <sup>2</sup>	Längs-Quer-Schubspannung in Ebene $\vec{n} = 1$ im Schicht-KOS
$\tau_{\perp\parallel}$	N/mm <sup>2</sup>	Quer-Längs-Schubspannung in Ebene $\vec{n} = 2, 3$ im Schicht-KOS
$\tau_{21}$	N/mm <sup>2</sup>	Quer-Längs-Schubspannung in Ebene $\vec{n} = 2$ im Schicht-KOS
$\tau_{\perp\perp}$	N/mm <sup>2</sup>	Quer-Quer-Schubspannung in Ebene $\vec{n} = 2, 3$ im Schicht-KOS
$\tau_{32}$	N/mm <sup>2</sup>	Quer-Quer-Schubspannung in Ebene $\vec{n} = 3$ im Schicht-KOS
$\varphi$	1	Faservolumenanteil
$\hat{\varphi}$	1	Mittlerer Faservolumenanteil des Laminats
$\hat{\varphi}^*$	1	Mittlerer Faservolumenanteil des Laminats ohne Harz-Deckschicht
$\Phi$	°	Wickelwinkel bzw. Faserorientierung im zylindrischen Bereich des COPV

## — Indices —

Symbol	Einheit	Beschreibung
c		<i>Critical</i> . Kritischer Wert der jeweiligen Größe
rov		<i>Roving</i> . Eigenschaft bezogen auf das Roving
f		<i>Faser, Filament</i> . Eigenschaft bezogen auf die Faser bzw. das Filament
i		<i>Interface</i> . Eigenschaft bezogen auf eine Grenzfläche
is		<i>In-Situ</i> . Um den In-Situ-Effekt korrigierte Größe
m		<i>Matrix</i> . Eigenschaft bezogen auf die Matrix
n		Laufvariable, Laufindex
x		Vektorielle Größe/Eigenschaft in x-Richtung
y		Vektorielle Größe/Eigenschaft in y-Richtung
z		Vektorielle Größe/Eigenschaft in z-Richtung
D		<i>Degradiert, Damaged</i> . Schädigungsbehaftete Größe
R		Vektorielle Größe/Eigenschaft in Richtung des Radius des COPV
S		Vektorielle Größe/Eigenschaft parallel zur Symmetrieachse des COPV
U		Vektorielle Größe/Eigenschaft in Richtung des Umfangs des COPV
1		Vektorielle Größe/Eigenschaft parallel zur Faser gerichtet
2		Vektorielle Größe/Eigenschaft in der Schichtebene transversal zur Faser gerichtet
3		Vektorielle Größe/Eigenschaft senkrecht auf der Schichtebene transversal zur Faser gerichtet
I		Eigenschaft bezogen auf Rissöffnungsmodus I
II		Eigenschaft bezogen auf Rissöffnungsmodus II
III		Eigenschaft bezogen auf Rissöffnungsmodus III
		<i>Parallel, Longitudinal</i> . Vektorielle Größe parallel zur Faser gerichtet
⊥		<i>Quer, Transversal</i> . Vektorielle Größe transversal zur Faser gerichtet

## — Exponenten —

Symbol	Einheit	Beschreibung
+		Werkstoffkenngröße unter Zugspannung
-		Werkstoffkenngröße unter Druckspannung
^		Größe bezogen auf das gesamte Laminat, nicht nur auf die UD-Schicht



---

L	WerkstoffkenngroÙe longitudinal zur Faser
T	WerkstoffkenngroÙe transversal zur Faser

## Abbildungsverzeichnis

1.1	Jährliche Anzahl Patentanträge im Bereich brennstoffzellenbetriebener Kraftfahrzeuge.	1
1.2	Ausgewählte Methoden zur Speicherung von Wasserstoff in Kraftfahrzeugen. . . . .	2
1.3	Betriebsbereiche der LH <sub>2</sub> -, CGH <sub>2</sub> - und CcH <sub>2</sub> -Systeme im p(T)-Diagramm. . . . .	3
1.4	Betriebsbereiche der LH <sub>2</sub> -, CGH <sub>2</sub> - und CcH <sub>2</sub> -Systeme im ρ(T)-Diagramm. . . . .	4
1.5	Im kontrollierten Berstversuch unter hydraulischem Druck bei rund 4 × MOP willentlich geborstener Typ 3-Druckbehälter. . . . .	5
1.6	Schnittbild des CcH <sub>2</sub> -Systems mit einer Auswahl an Teilsystemen und Komponenten.	5
1.7	Schematische Darstellung der Antriebsarchitektur eines wasserstoffbetriebenen Fahrzeugs mit CcH <sub>2</sub> -Speichersystem. . . . .	7
1.8	Schematische Darstellung eines Nasswickelprozesses in Umfangsrichtung. . . . .	8
1.9	CAE-Schnittmodelle des Druckbehälters und der CFK-Armierung. . . . .	9
1.10	Vernetztes FE-Modell des Druckbehälters, dargestellt in der grafischen Benutzeroberfläche Abaqus/CAE 6.14-2. . . . .	15
2.1	Mikro-, Meso- und Makroebene im FKV-Werkstoffmodell. . . . .	18
2.2	Grafische Darstellung der verwendeten Koordinatensysteme (KOS). . . . .	19
2.3	Gitterstruktur von Graphit, bestehend aus schwach per Van-Der-Waals-Wechselwirkung gebundenen Graphen-Schichten. . . . .	21
2.4	Schematische Darstellung einer Vier-Achs-Faserwickelmaschine. . . . .	24
2.5	Wickelmuster der Lagentypen des Wickellaminats für die Herstellung der CFK-Armierung des COPV. . . . .	25
2.6	Schematische Darstellung der Prozessschritte beim Nasswickelverfahren. . . . .	26
2.7	Auswirkungen des Autofrettageprozesses auf den Spannungszustand unter Innendruck am Beispiel eines dickwandigen Rohres. . . . .	27
2.8	Stereotypes Materialverhalten im Laststeigerungsversuch. . . . .	30
2.9	Grafische Veranschaulichung des Degradationsfaktors D und des Konzeptes der effektiven Spannung $\bar{\sigma}$ . . . . .	31
2.10	Schädigungsevolution im multidirektionalen Laminat. . . . .	33
2.11	Lichtmikroskopische Aufnahme eines (0/90/0̄) <sub>s</sub> -Laminats mit den drei Schadensmodi Delamination, Matrix- und Faserbruch und deren schematische Darstellung. . . . .	34
2.12	Matrixriss durch eine FKV-Schicht. Der Riss verläuft entlang der Grenzflächen benachbarter Fasern durch die Matrix. . . . .	38
2.13	Lichtmikroskopische Aufnahmen einer Schnittfläche durch die Druckflasche, deren Normalenvektor tangential zum Umfang verläuft. . . . .	39
2.14	In-Situ-Querzugfestigkeit der im MD CFK-Laminat eingebetteten 90°-Lage als Funktion der Lagendicke. . . . .	42
2.15	Geometrie des effektiven Risses („slit crack“) im FKV nach DVORAK und LAWS. . . . .	42
2.16	Iteration zur numerischen Ermittlung der Lage der Bruchebene aus einer Anzahl an Wirkebenen. . . . .	52
2.17	Fb- und Zfb-Bruchmoden nach PUCK mit der jeweils zugeordneten Last. Das Bruchverhalten ist typisch für sprödbrechende FKV. . . . .	53

3.1	Prozessschritte zur kryogenen Vorkonditionierung der CFK-Probekörper in LHe. . . . .	58
3.2	Temperatur-Zeit-Verlauf an der Oberfläche des CFK-Probekörpers bei dessen kryogener Vorkonditionierung. . . . .	59
3.3	Vergleich der Festigkeiten und Moduln kryogen vorkonditionierter Probekörper gegenüber Probekörpern ohne Tieftemperaturbehandlung. . . . .	60
3.4	Glasübergangstemperaturen $T_g$ eines typischen Epoxidharzes, aufgetragen über dem Aushärtegrad $\alpha$ . . . . .	62
3.5	Schematische Darstellung der typischen DMA-Messkurve eines amorphen Polymers. . . . .	62
3.6	Auswertemethoden nach ISO zur Ermittlung der Glasübergangstemperatur $T_g$ eines Harzes aus den Messkurven von DSC- und DMA-Versuchen. . . . .	63
3.7	Statistische Auswertung der DSC-Versuche zur Bestimmung der Glasübergangstemperatur $T_g$ . . . . .	65
3.8	Statistische Auswertung der DSC-Versuche zur Bestimmung der Glasübergangstemperatur $T_g$ (onset). . . . .	66
3.9	Relative Minderung der Glasübergangstemperatur $T_g$ von typischen DGEBA/MTHPA-Harzsystemen bei Abweichung des stöchiometrischen Verhältnisses. . . . .	67
3.10	Schema der unerwünschten Reaktion von Anhydrid-Härter mit Wasser zu einer Carbonsäure. . . . .	68
3.11	Verlaufdiagramm der Glasübergangstemperatur $T_g$ des ausgehärteten Harzsystems und des Wassergehalts der flüssigen Harz-Härter-Mischung. . . . .	69
3.12	Mittlere CTE als Ergebnisse der Dilatometrie parallel und quer zur Faserrichtung der CFK-Probekörper und des Reinharzes. . . . .	71
3.13	Die elementaren Rissöffnungsarten (Moden) der klassischen Bruchmechanik. . . . .	74
3.14	Exemplarischer DCB-Versuchsaufbau zur Ermittlung der kritischen Energiefreisetzungsrates $G_{Ic}$ gemäß Norm ISO 15024 [Int01a]. . . . .	75
3.15	Kraft-Verformungs-Diagramme als Ergebnis der DCB-Prüfungen. . . . .	76
3.16	Drei-Punkt-Biegeversuch zur Ermittlung der kritischen Energiefreisetzungsrates $G_{IIc}$ gemäß Norm JIS K 7086 [Jap01]. . . . .	77
3.17	Kraft-Verformungs-Diagramme als Ergebnis der ENF-Prüfungen. . . . .	78
3.18	ZD/T-Probekörper mit Zug-Schnellspannvorrichtung und ZD/T-Prüfmaschine nach PUCK und SCHÜRMANN [PS82]. . . . .	80
3.19	Vorrichtung für ZD/T-Prüfung sowie intakte und zerstörte ZD/T-Probekörper. . . . .	82
3.20	Mittels ZD/T-Prüfung experimentell ermittelte matrixdominierte CFK-Werkstoffeigenschaften bei verschiedenen Faservolumenanteilen $\varphi$ und Temperaturen $T$ . . . . .	83
3.21	Split-Disk Einspannvorrichtung für 6 in-Ringe der Firma Wyoming Test Fixtures Inc., USA. . . . .	85
3.22	FEA der NOL-Ring-Prüfung zur Korrektur der Messwerte $R_{II}^+$ . Der vergrößerte Ausschnitt zeigt den Biegespannungseinfluss neben dem Spalt. . . . .	85
3.23	Typische Kraft-Weg-Kurve einer NOL-Ring-Prüfung. . . . .	86
3.24	Zur Herstellung der NOL-Ringe verwendetes Wickeldorn mit Einzelkavitäten. (Quelle: Optimum Composite Technologies LLC, USA). . . . .	87
3.25	Fotos der NOL-Ring-Probekörper vor, während und nach der zerstörenden Prüfung. . . . .	88
3.26	Mikroskopieaufnahmen der Schnittkante eines NOL-Rings. Der Faservolumenanteil ist insgesamt hoch. . . . .	89

3.27 Faserparallele Zugfestigkeitskennwerte $R_{\parallel}^{\perp}$ aus der NOL-Ring-Prüfung. . . . .	89
3.28 Montageablauf des Wickelwerkzeugs zur Herstellung der Flachproben. . . . .	92
3.29 Isometrische Zeichnungsansicht eines dickentaillierten UD 0° Flachprobekörpers. . .	93
3.30 Vergrößerte Ansicht der Kanten von klassischen gegenüber per Fräsverfahren dickentaillierten UD 90° Flachproben. . . . .	94
3.31 REM-Aufnahmen der Oberfläche der CFK-Flachprobe vor und nach dem Fräsprozess. . .	94
3.32 Oberflächentopographie eines Ausschnitts des gefrästen Prüfbereichs einer dickentaillierten Flachprobe. Vermessen mit optischer Oberflächenmesstechnik aus der MicroProf-Serie der FRT GmbH <sup>1</sup> . . . . .	95
3.33 Prüfstands aufgebauten mit eingespannten UD 0° und UD 90° Flachprobekörpern für Quer- und Längszugversuche. . . . .	97
3.34 Gemessene Querkzugfestigkeiten $R_{\perp}^{\perp}$ von Flachprobe und ZD/T-Rohrprobe. . . . .	102
3.35 Verhältnis von theoretischer zu gemessener Längszugfestigkeit von Flachprobe und NOL-Ring. . . . .	102
3.36 Übersicht der per Wickelverfahren herstellbaren FKV-Probekörper und der jeweils zuzuordnenden Testmethoden zu Ermittlung der mechanischen Werkstoffkennwerte. . .	104
4.1 Mikroskopaufnahme des Laminats mit rot eingerahmten Feldern, die für die jeweilige Lage zur Bestimmung des FVA per Bildauswertung herangezogen wurden. . . . .	109
4.2 Mittlere Faservolumenanteile der einzelnen Lagen im Wickellaminat. . . . .	110
4.3 Mittlere Faservolumenanteile der Lagentypen $\bar{\varphi}$ und des Laminats ohne Harz-Deckschicht $\hat{\varphi}^*$ . . . . .	110
4.4 Schichtweise Analyse der Lagendicken im Wickellaminat der Armierung des COPV. . .	111
4.5 Gemessene Dicken der einzelnen Lagen im Wickellaminat, bestimmt an verschiedenen Positionen im Zylinder des COPV. . . . .	112
4.6 Mittlere gemessene Lagendicken $\bar{h}$ pro Lage. . . . .	112
4.7 Vergleich zwischen analytisch berechneten und gemessenen Lagendicken. . . . .	114
4.8 Vergleich zwischen der analytisch berechneten und der gemessenen Laminatdicke. . .	115
4.9 Hochauflösender Scan des Liner- und Laminatquerschnittes im Dombereich der COPV. .	116
4.10 Funktionsplot der faserdominierten, mechanischen CFK-Werkstoffkennwerte von Umfangs- und Kreuzlagen in Abhängigkeit von Temperatur und FVA. . . . .	121
4.11 An Messdaten gefittete, bilineare Funktion (Glg. (4.12)) zur Beschreibung der Abhängigkeit zwischen Querkzugfestigkeit $R_{\perp}^{\perp}$ und FVA $\varphi$ . . . . .	123
4.12 Abhängigkeit des Querkzugmoduls $E_{\perp}^{\perp}$ vom FVA $\varphi$ gemäß der halbempirischen Näherungsgleichung (3.11) nach PUCK/BLEIER [Ble11]. . . . .	124
4.13 Relativer Quer- und Längszugmodul eines CFK mit Epoxidharzmatrix als Funktion der Temperatur. (Quelle: [Hab01]) . . . . .	125
4.14 Funktionsplot der transversalen, mechanischen CFK-Werkstoffkennwerte in Abhängigkeit von Temperatur und FVA. . . . .	126
4.15 An Messdaten gefittete, bilineare Funktion (Glg. (4.16)) zur Beschreibung der Abhängigkeit zwischen Schubfestigkeit $R_{\perp\parallel}$ und FVA $\varphi$ . . . . .	129
4.16 Abhängigkeit des Schubmoduls $G_{\perp\parallel}$ vom FVA $\varphi$ gemäß der Regressionsfunktion (4.17) nach BLEIER [Ble11]. . . . .	130
4.17 Funktionsplot der CFK-Schubkennwerte in Abhängigkeit von Temperatur und FVA. . .	131

---

4.18	Funktionsplot der CFK-Querkontraktionszahlen in Abhängigkeit von Temperatur und FVA.	134
4.19	Mittlerer, transversaler CTE $\alpha_{\perp}$ des CFK in Abhängigkeit vom FVA $\varphi$ und der Temperatur T als Scharparameter. . . . .	136
4.20	Screenshot eines Ausschnitts des Druckbehältermodells und des Abaqus/CAE Plug-ins WCM während eines frühen Schrittes der Parametrisierung. . . . .	138
4.21	Screenshot eines vernetzten Teilausschnittes des FE-Modells der CFK-Armierung. . .	139
4.22	Screenshot des gesamten 1/45-FE-Modells des Typ 3-Druckbehälters. . . . .	139
4.23	PUCKscher Bruchkörper in der $(\sigma_{\perp}, \tau_{\perp  })$ -Ebene. . . . .	141
4.24	Ergebnisse der uni- und multiaxialen ZD/T-Prüfungen zur Ermittlung der Quer-Längs-Neigungsparameter des PUCKschen Versagenskriteriums. . . . .	142
4.25	Validierungsversuch mittels Autofrettage maßstäblich skaliertes COPV mit appliziertem faseroptischem Sensor. (Quelle: PEAK Technology GmbH, Holzhausen, AT) . . . . .	143
4.26	Mechanische Dehnung $\varepsilon_S$ des skalierten COPV im Zylinderbereich in Richtung seiner Symmetrieachse, aufgetragen über dem hydraulischen Innendruck p im Behälter. . .	144
5.1	Überreste eines durch hydraulische Berstdruckprüfung zerstörten Typ 3-Druckbehälters.	146
5.2	DoS-Faktor A: Matrixdominierte Werkstoffkennwerte. . . . .	148
5.3	DoS-Faktor B: Faservolumenanteil $\varphi$ . . . . .	148
5.4	DoS-Faktor D: Geometrie der Lagenenden. . . . .	149
5.5	Darstellung des geometrischen Auswertebereichs der Faserbruchanstrengung $f_{E,Fb}$ im FE-Modell der CFK-Druckspeicherarmierung. . . . .	151
5.6	Gegenüberstellung der Faserbruchanstrengung $f_{E,Fb}$ innerhalb der ausgewerteten Zone des Basismodells und der Modellvarianten mit Einzelparametervariation. . . . .	152
5.7	Ergebnisse des vollfaktoriellen DoS zur Sensitivitätsanalyse der virtuellen Berstdruckuntersuchung hinsichtlich den Modellierungsparametern von Helical-Lagen. . . . .	154
5.8	Ergebnisse des vollfaktoriellen DoS zur Sensitivitätsanalyse der virtuellen Berstdruckuntersuchung hinsichtlich den Modellierungsparametern von Hoop-Lagen. . . . .	155
5.9	p-T-Lastspektrum im Betriebsbereich des COPV. . . . .	158
5.10	Faserbruchanstrengung $f_{E,Fb}$ im Laminat der CFK-Druckspeicherarmierung bei maximalem Betriebsdruck und den beiden Extremtemperaturen innerhalb des Betriebsbereichs.	159
5.11	Faserbruchanstrengung $f_{E,Fb}$ im Laminat der CFK-Druckspeicherarmierung mit degradierten matrixdominierten Werkstoffkennwerten. . . . .	160
6.1	Versagensarten eines COPV. . . . .	163
A.1	Box-Whisker-Plot zur Veranschaulichung seiner charakteristischen Merkmale. . . . .	166

## Tabellenverzeichnis

1.1	Vergleich der H <sub>2</sub> -Druckspeichersysteme CGH <sub>2</sub> und CcH <sub>2</sub> hinsichtlich Performanz und Sicherheit. . . . .	3
1.2	Übersicht über das Versuchsprogramm zur temperaturabhängigen Charakterisierung der Werkstoffeigenschaften des CFK. . . . .	14
2.1	Zuordnung zwischen den elastischen FKV-Werkstoffeigenschaften im allgemeinen orthotropen KOS und im transversal isotropen System. . . . .	20
3.1	Zuordnung zwischen Probekörpertypen und den daran bestimmten Werkstoffkennwerten. 55	
3.2	Gegenüberstellung der Vor- und Nachteile von nassgewickelten Flach- und Rohrproben. 56	
3.3	Versuchsprogramm zur Bewertung des Einflusses der kryogenen Vorkonditionierung auf die Werkstoffeigenschaften des FKV. . . . .	59
3.4	Epoxid- und Anhydridäquivalentgewichte von Harz und Härter vor der Mischung. Sollwerte nach Spezifikation, Istwerte aus Qualitätskontrolle. . . . .	67
3.5	Gegenüberstellung des kontinuumsmechanischen und bruchmechanischen Ansatzes zur Beschreibung eines Risses. (Quelle: [Wei95; Hör02]) . . . . .	73
3.6	Übersicht der Ergebnisse aus den Werkstoffprüfungen mit der Rohrprobe. . . . .	84
3.7	Übersicht der Ergebnisse aus der Zugprüfung mit dem UD-NOL-Ring. . . . .	90
3.8	Zur Festigkeitsanalyse hergestellte UD-Flachprobekörper-Serien. . . . .	96
3.9	Übersicht der Ergebnisse aus den Zug- und Druckprüfungen mit der UD-Flachprobe parallel zur Faserorientierung. . . . .	100
3.10	Übersicht der Ergebnisse aus den Zug- und Druckprüfungen mit der UD-Flachprobe quer zur Faserorientierung. . . . .	100
3.11	Bewertung der Probekörpertypen hinsichtlich ihrer Eignung zur Ermittlung einzelner mechanischen Werkstoffkennwerte durch zerstörende Prüfung. . . . .	105
4.1	Spannweiten der faserdominierten, mechanischen CFK-Werkstoffkennwerte einer Hoop-Lage innerhalb des Temperatur- und FVA-Spektrums. . . . .	122
4.2	Prozentuale Auswirkung des In-Situ-Effekts auf die Querszugfestigkeit der einzelnen Schichten im Laminat. . . . .	128
4.3	Prozentuale Auswirkung des In-Situ-Effekts auf die Quer-Längs- Schubfestigkeit der einzelnen Schichten im Laminat. . . . .	132
4.4	Merkmale des FE-Netzes des Druckbehältermodells. . . . .	139
5.1	Vollfaktorieller Simulationsplan zur numerischen Untersuchung des Einflusses des Detaillierungsgrades bei der Laminatmodellierung. . . . .	147
5.2	Normierte Anteile der Elemente mit Faserbruch ( $f_{E,Fb} > 0,95$ ) am Gesamtvolumen der Helical-Lagen in der ausgewerteten Region der FE-Modellvarianten. . . . .	153

## Literaturverzeichnis

- [AAS90] H. ALTENBACH, J. ALTENBACH und P. SCHIESSE. „Konzepte der Schädigungsmechanik und ihre Anwendung bei der werkstoffmechanischen Bauteilanalyse“. In: *Technische Mechanik* 11.2 (1990), S. 81–93.
- [ACC10] Mohamad G. ABIAD, Osvaldo H. CAMPANELLA und M. Teresa CARVAJAL. „Assessment of Thermal Transitions by Dynamic Mechanical Analysis (DMA) Using a Novel Disposable Powder Holder“. In: *Pharmaceutics* 2.2 (2010), S. 78–90.
- [Ada+73] R. D. ADAMS et al. „Effects of Shear Damage on the Torsional Behaviour of Carbon Fibre Reinforced Plastics“. In: *Journal of Composite Materials* 7.1 (1973), S. 68–75.
- [AF94] Peter J. ACHORN und Rosalie G. FERRILLO. „Comparison of thermal techniques for glass transition measurements of polystyrene and cross-linked acrylic polyurethane films“. In: *Journal of Applied Polymer Science* 54.13 (1994), S. 2033–2043.
- [Ahl89] Klaus AHLBORN. *Mechanische Eigenschaften von kohlenstoffaserverstärkten Thermoplasten für die Anwendung in der Tieftemperaturtechnologie*. Hrsg. von KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE GMBH. Karlsruhe (Germany), 1989.
- [AKR04] Galib ABUMERI, Daniel KOSAREO und Joseph ROCHE. „Cryogenic Composite Tank Design for Next Generation Launch Technology“. In: *Proceedings of 40th AIAA/ASME/SAE/ASEE Joint Propulsion Conference and Exhibit*. Hrsg. von AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC. 2004.
- [And08] Stefan ANDERS. „Sensitivitätsanalyse des Eigenspannungszustandes eines Composite-Hybridhochdruckbehälters“. Dissertation. Berlin (Germany): Technische Universität Berlin, 2008.
- [Arn+07] Steven ARNOLD et al. „Spherical Cryogenic Hydrogen Tank Preliminary Design Trade Studies“. In: *Proceedings of 48th AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference*. Hrsg. von AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC. 2007.
- [Ban09] Horst BANSEMIR. „Prüfmethoden und Prüflingsgestaltung für die Dimensionierung von Faserverbundstrukturen“. In: *Proceedings of Deutscher Luft- und Raumfahrtkongress 2009*. Hrsg. von DEUTSCHE GESELLSCHAFT FÜR LUFT- U. RAUMFAHRT. Bonn (Germany): DGLR, 2009.
- [Bas11] Ricardo BASAN. „Untersuchung der intralaminaren Schubeigenschaften von Faserverbundwerkstoffen mit Epoxidharzmatrix unter Berücksichtigung nichtlinearer Effekte“. Dissertation. Berlin (Germany): Technische Universität Berlin, 2011.
- [BB53] A. BENARD und E. C. BOS-LEVBACH. „The plotting of observations on probability paper“. In: *Statistica Neerlandica* 7 (1953), S. 163–173.
- [Bey+92] Douglas S. BEYERLE et al. „Damage and Failure in Unidirectional Ceramic-Matrix Composites“. In: *Journal of the American Ceramic Society* 75.10 (1992), S. 2719–2725.
- [BJ08] Yu BAI und Li JIN. „Characterization of frequency-dependent glass transition temperature by Vogel–Fulcher relationship“. In: *Journal of Physics D: Applied Physics* 41.15 (2008), S. 152008.
- [Ble11] Andreas BLEIER. „Prüfverfahren zur Ermittlung exakter Werkstoffkennwerte einer unidirektionalen Schicht unter besonderer Berücksichtigung physikalischer Nichtlinearitäten“. Dissertation. Darmstadt (Germany): Technische Universität Darmstadt, 2011.
- [Bon+97] L. BONIFACE et al. „Transverse Ply Cracking in Cross-Ply CFRP Laminates—Initiation or Propagation Controlled?“ In: *Journal of Composite Materials* 31.11 (1997), S. 1080–1112.
- [Bon09] Martin BONNET. *Kunststoffe in der Ingenieur Anwendung: Verstehen und zuverlässig auswählen*. 1. Aufl. Studium. Wiesbaden (Germany): Vieweg + Teubner, 2009.

- [BP96] Irene J. BEYERLEIN und S. L. PHOENIX. „Stress concentrations around multiple fiber breaks in an elastic matrix with local yielding or debonding using quadratic influence superposition“. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 44.12 (1996), S. 1997–2039.
- [BPT89] Nelly BOUILLON, Jean-Pierre PASCAULT und Lan TIGHZERT. „Influence of different imidazole catalysts on epoxy-anhydride copolymerization and on their network properties“. In: *Journal of Applied Polymer Science* 38.11 (1989), S. 2103–2113.
- [Bri87] F. M. BRITO. „Influence of interwoven configuration on mechanical properties of crossed heli-coidal filament winding composites“. In: *Proceedings of the 6th International Conference on Composites Materials (ICCM-6)*. Hrsg. von INTERNATIONAL CONFERENCE ON COMPOSITES MATERIALS. 1987, S. 183–189.
- [BS64] O. R. BURGGRAF und H. U. SCHUERCH. „Analytical design for optimum filamentary pressure vessels“. In: *AIAA Journal* 2.5 (1964), S. 809–820.
- [BSW91] J. R. BROCKENBROUGH, S. SURESH und H. A. WIENECKE. „Deformation of metal-matrix composites with continuous fibers: geometrical effects of fiber distribution and shape“. In: *Acta Metallurgica et Materialia* 39.5 (1991), S. 735–752.
- [Bul+86] V. N. BULMANIS et al. „Experimental examination of the special features of deformation and failure in tensile loading of cross-reinforced wound composites“. In: *Mechanics of Composite Materials* 21.6 (1986), S. 694–698.
- [Cam+06] Pedro P. CAMANHO et al. „Prediction of in situ strengths and matrix cracking in composites under transverse tension and in-plane shear“. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 37.2 (2006), S. 165–176.
- [Car02] E. CARRERA. „Theories and finite elements for multilayered, anisotropic, composite plates and shells“. In: *Archives of Computational Methods in Engineering* 9.2 (2002), S. 87–140.
- [CH88] W. F. CHEN und D. J. HAN. *Plasticity for Structural Engineers*. New York, NY (USA): Springer, 1988.
- [Cha84] C. C. CHAMIS. „Simplified composite micromechanics equations for hygral, thermal and mechanical properties“. In: *SAMPE Quarterly* 15.3 (1984), S. 14–23.
- [Cha89] J. L. CHABOCHE. „Phenomenological Aspects of Continuum Damage Mechanics“. In: *Theoretical and applied mechanics*. Hrsg. von Paul GERMAIN, Monique PIAU und Denis CAILLERIE. Amsterdam (The Netherlands) und New York, NY (USA): North-Holland und Elsevier Science [US & Canadian distributor], 1989.
- [Cho92] Tsu-Wei CHOU. *Microstructural design of fiber composites*. Cambridge solid state science series. Cambridge, NY (USA): Cambridge University Press, 1992.
- [Chr98] R. M. CHRISTENSEN. „The Numbers of Elastic Properties and Failure Parameters for Fiber Composites“. In: *Journal of Engineering Materials and Technology* 120.2 (1998), S. 110.
- [CL06] P. P. CAMANHO und M. LAMBERT. „A design methodology for mechanically fastened joints in laminated composite materials“. In: *Composites Science and Technology* 66.15 (2006), S. 3004–3020.
- [CMZ01] David COHEN, Susan C. MANTELL und Liyang ZHAO. „The effect of fiber volume fraction on filament wound composite pressure vessel strength“. In: *Composites Part B: Engineering* 32.5 (2001), S. 413–429.
- [Coh91] David COHEN. „Application of material nonlinearity to a composite pressure vessel design“. In: *Journal of Spacecraft and Rockets* 28.3 (1991), S. 339–346.
- [Coh92] David COHEN. „Application of Reliability and Fiber Probabilistic Strength Distribution Concepts to Composite Vessel Burst Strength Design“. In: *Journal of Composite Materials* 26.13 (1992), S. 1984–2014.



- [Coh97] David COHEN. „Influence of filament winding parameters on composite vessel quality and strength“. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 28.12 (1997), S. 1035–1047.
- [Cou76] C. A. COULOMB. *Essai sur une application des règles de maximis & minimis à quelques problèmes de statique, relatifs à l'architecture*. Paris (France): De l'Imprimerie Royale, 1776.
- [Cun04] R. G. CUNTZE. „The predictive capability of failure mode concept-based strength criteria for multi-directional laminates—part B“. In: *Composites Science and Technology* 64.3-4 (2004), S. 487–516.
- [Cun97] Ralf CUNTZE. *Neue Bruchkriterien und Festigkeitsnachweise für unidirektionalen Faserkunststoffverbund unter mehrachsiger Beanspruchung: Modellbildung und Experimente ; BMBF-Förderkennzeichen: 03N8002 ; Abschlussbericht 1997*. Als Ms. gedr. Bd. Nr. 506. Fortschritt-Berichte / VDI Grund- und Werkstoffe, Kunststoffe. Düsseldorf (Germany): VDI-Verlag, 1997.
- [CW82] F. W. CROSSMAN und A.S.D. WANG. „The Dependence of Transverse Cracking and Delamination on Ply Thickness in Graphite/Epoxy Laminates“. In: *Damage in Composite Materials: Basic Mechanisms, Accumulation, Tolerance, and Characterization*. Hrsg. von K. L. REIFSNIDER. Bd. ASTM STP 775. West Conshohocken, PA (USA): ASTM International, 1982, S. 118–139.
- [Dav05] C. G. DAVILA. „Failure Criteria for FRP Laminates“. In: *Journal of Composite Materials* 39.4 (2005), S. 323–345.
- [Deu10a] H. Matthias DEUSCHLE. „3D failure analysis of UD fibre reinforced composites: Puck's theory within FEA“. Dissertation. Stuttgart (Germany): Universität Stuttgart, 2010.
- [DiB87] A. T. DiBENEDETTO. „Prediction of the glass transition temperature of polymers: A model based on the principle of corresponding states“. In: *Journal of Polymer Science Part B: Polymer Physics* 25.9 (1987), S. 1949–1969.
- [DL87] G. J. DVORAK und N. LAWS. „Analysis of Progressive Matrix Cracking In Composite Laminates II. First Ply Failure“. In: *Journal of Composite Materials* 21.4 (1987), S. 309–329.
- [Ehr06] Gottfried W. EHRENSTEIN. *Faserverbund-Kunststoffe: Werkstoffe, Verarbeitung, Eigenschaften*. 2. völlig überarb. Aufl. München (Germany): Hanser, 2006.
- [ER09] EUROPÄISCHES PARLAMENT und RAT DER EUROPÄISCHEN UNION. *Verordnung (EG) Nr. 79/2009 des Europäischen Parlaments und des Rates vom 14. Januar 2009 über die Typgenehmigung von wasserstoffbetriebenen Kraftfahrzeugen und zur Änderung der Richtlinie 2007/46/EG (Text von Bedeutung für den EWR)*. 14.01.2009.
- [Erm07] Paolo ERMANNI. „Composites Technologien: Skript zur ETH-Vorlesung 151-0307-00L: Version 4.0“. Version 4.0. Zürich (Swiss), August 2007.
- [ERT04] Gottfried W. EHRENSTEIN, Gabriela RIEDEL und Pia TRAWIEL. *Thermal analysis of plastics: Theory and practice*. München (Germany): Hanser, 2004.
- [FA97] Rosalie G. FERRILLO und Peter J. ACHORN. „Comparison of thermal techniques for glass transition assignment. II. Commercial polymers“. In: *Journal of Applied Polymer Science* 64.1 (1997), S. 191–195.
- [Fen+14] Qing-Ping FENG et al. „Enhanced cryogenic interfacial normal bond property between carbon fibers and epoxy matrix by carbon nanotubes“. In: *Composites Science and Technology* 104 (2014), S. 59–65.
- [FK82] D. L. FLAGGS und M. H. KURAL. „Experimental Determination of the In Situ Transverse Lamina Strength in Graphite/Epoxy Laminates“. In: *Journal of Composite Materials* 16.2 (1982), S. 103–116.
- [Ful25] Gordon S. FULCHER. „Analysis of recent measurements of the viscosity of glasses,“ in: *Journal of the American Ceramic Society* 8.6 (1925), S. 339–355.

- [FZR99] Manfred FLEMMING, Gerhard ZIEGMANN und Siegfried ROTH. *Faserverbundbauweisen: Fertigungsverfahren mit duroplastischer Matrix*. Berlin (Germany) und Heidelberg (Germany): Springer, 1999.
- [GB77] K. W. GARRETT und J. E. BAILEY. „Multiple transverse fracture in 90° cross-ply laminates of a glass fibre-reinforced polyester“. In: *Journal of Materials Science* 12.1 (1977), S. 157–168.
- [Gia13] Konstantinos GIANNADAKIS. „Mechanisms of inelastic behavior of fiber reinforced polymer composites“. Dissertation. Luleå (Sweden): Luleå University of Technology, 2013.
- [Gib94] Ronald F. GIBSON. *Principles of composite material mechanics*. McGraw-Hill series in aeronautical and aerospace engineering. New York, NY (USA): McGraw-Hill, 1994.
- [GK07] W. K. GOERTZEN und M. R. KESSLER. „Dynamic mechanical analysis of carbon/epoxy composites for structural pipeline repair“. In: *Composites Part B: Engineering* 38.1 (2007), S. 1–9.
- [Gom25] B. GOMPERTZ. „On the Nature of the Function Expressive of the Law of Human Mortality, and on a New Mode of Determining the Value of Life Contingencies“. In: *Philosophical Transactions of the Royal Society of London* 115 (1825), S. 513–583.
- [Gra91] Kurt C. GRAMOLL. *Investigation of fiber strength reduction due to band weaving in filament wound composite structures*. Hrsg. von GEORGIA INSTITUTE OF TECHNOLOGY. Atlanta, GA (USA), 1991.
- [Gri21] A. A. GRIFFITH. „The Phenomena of Rupture and Flow in Solids“. In: *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences* 221.582-593 (1921), S. 163–198.
- [Gri25] A. A. GRIFFITH. „The theory of rupture“. In: *Proceedings of the first International Congress for Applied Mechanics*. Hrsg. von INTERNATIONAL CONGRESS OF APPLIED MECHANICS, BIEZENO, C. B. und BURGERS, J. M. Delft (The Netherlands): J. Waltman, jr, 1925, S. 53–66.
- [GSP86] Jocelyne GALY, Abed SABRA und Jean-Pieirre PASCAULT. „Characterization of epoxy thermosetting systems by differential scanning calorimetry“. In: *Polymer Engineering and Science* 26.21 (1986), S. 1514–1523.
- [Gue+96] P. GUERRERO et al. „Influence of cure schedule and stoichiometry on the dynamic mechanical behaviour of tetrafunctional epoxy resins cured with anhydrides“. In: *Polymer* 37.11 (1996), S. 2195–2200.
- [Hab01] Till HABERLE. *Thermomechanik werkstoffhybrider, faserverstärkter Schichtverbunde und Bauteile bei tiefen Temperaturen*. 2001.
- [Hah76] H. T. HAHN. „Residual Stresses in Polymer Matrix Composite Laminates“. In: *Journal of Composite Materials* 10.4 (1976), S. 266–278.
- [Has80] Z. HASHIN. „Failure Criteria for Unidirectional Fiber Composites“. In: *Journal of Applied Mechanics* 47.2 (1980), S. 329.
- [HHK03] Tae-Kyung HWANG, Chang-Sun HONG und Chun-Gon KIM. „Size effect on the fiber strength of composite pressure vessels“. In: *Composite Structures* 59.4 (2003), S. 489–498.
- [Hil63] R. HILL. „Elastic Properties of Reinforced Solids: Some Theoretical Principles“. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 11 (1963), S. 357–372.
- [HK76] J. C. HALPIN und J. L. KARDOS. „The Halpin-Tsai equations: A review“. In: *Polymer Engineering and Science* 16.5 (1976), S. 344–352.
- [HK84] G. HARTWIG und S. KNAAK. „Fibre-epoxy composites at low temperatures“. In: *Cryogenics* 24.11 (1984), S. 639–647.

- [HKH01] Raul Cruz HIDALGO, Ferenc KUN und Hans. J. HERRMANN. „Bursts in a fiber bundle model with continuous damage“. In: *Physical Review E* 64.6 (2001).
- [HMB91] Arturo HALE, Christopher W. MACOSKO und Harvey E. BAIR. „Glass transition temperature as a function of conversion in thermosetting polymers“. In: *Macromolecules* 24.9 (1991), S. 2610–2621.
- [HN71] W. HEINRICH und J. NIXDORF. „Die Faser- und Fadenverstärkung von plastischen und spröden Matrixmaterialien“. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 2.8 (1971), S. 398–405.
- [Hör02] Matthias HÖRMANN. „Nichtlineare Versagensanalyse von Faserverbundstrukturen“. Dissertation. Stuttgart (Germany): Universität Stuttgart, 2002.
- [HP75] H. T. HAHN und N. J. PAGANO. „Curing Stresses in Composite Laminates“. In: *Journal of Composite Materials* 9.1 (1975), S. 91–106.
- [HP78] J. W. HITCHON und D. C. PHILLIPS. „The effect of specimen size on the strength of cfrp“. In: *Composites* 9.2 (1978), S. 119–124.
- [HPW83] Brian HARPER, Dan PERETZ und Yechiel WEITSMAN. „Assessment of chemical cure-shrinkage stresses in two technical resins“. In: *Proceedings of 24th Structures, Structural Dynamics and Materials Conference*. Hrsg. von AMERICAN INSTITUTE OF AERONAUTICS AND ASTRONAUTICS. Structures, Structural Dynamics, and Materials and Co-located Conferences. American Institute of Aeronautics and Astronautics, 1983.
- [HT74] H. Thomas HAHN und Stephen W. TSAI. „On the Behavior of Composite Laminates After Initial Failures“. In: *Journal of Composite Materials* 8.3 (1974), S. 288–305.
- [Huy95] Dirk HUYBRECHTS. „Ein erster Beitrag zur Verifikation des wirkebenenbezogenen Zwischenfaserbruchkriteriums nach Puck: A first contribution in verifying the action plane related inter fiber failure criterion after Puck“. Dissertation. Aachen (Germany): Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule, 1995.
- [Hwa13] Mohamed HWASH. „Umgelenkte Lamellen aus kohlenstofffaserverstärktem Kunststoff als freistehende Spannglieder im Konstruktiven Ingenieurbau“. Dissertation. Stuttgart (Germany): Universität Stuttgart, 2013.
- [IC82] T. ISHIKAWA und T.-W. CHOU. „Stiffness and strength behaviour of woven fabric composites“. In: *Journal of Materials Science* 17.11 (1982), S. 3211–3220.
- [Jon99] Robert M. JONES. *Mechanics of composite materials*. 2nd ed. Philadelphia, PA (USA): Taylor & Francis, 1999.
- [Kac58] L. M. KACHANOV. „Time of the rupture process under creep conditions“. In: *Izv. Akad. Nauk. S.S.R. Otd. Tech. Nauk.* 8 (1958), S. 26–31.
- [Kap10] R. KAPS. „Kombinierte Prepreg- und Infusionstechnologie für integrale Faserverbundstrukturen“. Dissertation. Braunschweig (Germany): Technische Universität Braunschweig, 2010.
- [Kap89] R. K. KAPANIA. „A Review on the Analysis of Laminated Shells“. In: *Journal of Pressure Vessel Technology* 111.2 (1989), S. 88.
- [KF13] Susheel KALIA und Shao-Yun FU. *Polymers at Cryogenic Temperatures*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2013.
- [KF81] D. KRAJČINOVIC und G. U. FONSEKA. „The Continuous Damage Theory of Brittle Materials, Part 1: General Theory“. In: *Journal of Applied Mechanics* 48.4 (1981), S. 809.
- [KKP96] H. O. KIRCHNER, L. P. KUBIN und V. PONTIKIS. *Computer simulation in materials science: Nano, meso, macroscopic space & time scales*. Bd. 308. NATO ASI series Ser. E, Applied sciences. Dordrecht (The Netherlands): Kluwer, 1996.

- [KLL97] T. Y. KAM, Y. W. LIU und F. T. LEE. „First-ply failure strength of laminated composite pressure vessels“. In: *Composite Structures* 38.1-4 (1997), S. 65–70.
- [Kni76] C. E. KNIGHT. „Failure Analysis of the Split-D Test Method“. In: *Proceedings of Composite Materials: Testing and Design (Fourth Conference)*. Hrsg. von J. G. DAVIS. West Conshohocken, PA (USA): ASTM International, 1976, S. 201–227.
- [Kno03] Martin KNOPS. „Sukzessives Bruchgeschehen in Faserverbundlaminaten: Gradual failure process in fibre polymer laminates“. Dissertation. Aachen (Germany): Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule, 2003.
- [Kno08] Martin KNOPS. *Analysis of failure in fiber polymer laminates: The theory of Alfred Puck*. Corr. 2. print. Berlin: Springer, 2008.
- [KT65] A. KELLY und W. R. TYSON. „Tensile properties of fibre-reinforced metals: Copper/tungsten and copper/molybdenum“. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 13.6 (1965), S. 329–350.
- [Kuk01] L. W. KUKSA. „Der Maßstabeffekt der mechanischen Eigenschaften auf der Mikro-, Meso-, Makroebene einphasiger und zweiphasiger polykristalliner Werkstoffe“. In: *Technische Mechanik* 21.1 (2001), S. 21–30.
- [KW04] Vistasp M. KARBHARI und Qiang WANG. „Multi-frequency dynamic mechanical thermal analysis of moisture uptake in E-glass/vinylester composites“. In: *Composites Part B: Engineering* 35.4 (2004), S. 299–304.
- [Lar73] R. F. LARK. „Filament-wound composite vessel materials technology“. In: *Proceedings of the Second International Conference on Pressure Vessel Technology*. Hrsg. von AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. 1973, S. 573–580.
- [Law77] N. LAWS. „A note on interaction energies associated with cracks in anisotropic solids“. In: *Philosophical Magazine* 36.2 (1977), S. 367–372.
- [Lee89] Stuart M. LEE. *Reference book for composites technology*. Lancaster, PA (USA): Technomic Pub. Co., 1989-.
- [Len89] Russell V. LENTH. „Quick and easy analysis of unreplicated factorials“. In: *Technometrics* 31.4 (1989), S. 469–473.
- [LGC08] C. S. LOPES, Z. GÜRDAL und P. P. CAMANHO. „Variable-stiffness composite panels: Buckling and first-ply failure improvements over straight-fibre laminates“. In: *Computers & Structures* 86.9 (2008), S. 897–907.
- [LH89] S. G. LIM und C. S. HONG. „Effect of transverse cracks on the thermomechanical properties of cross-ply laminated composites“. In: *Composites Science and Technology* 34.2 (1989), S. 145–162.
- [Li+04] Chun LI et al. „In-situ measurement of chemical shrinkage of MY750 epoxy resin by a novel gravimetric method“. In: *Composites Science and Technology* 64.1 (2004), S. 55–64.
- [Lin+13] Song LIN et al. „Thermo-mechanical properties of filament wound CFRP vessel under hydraulic and atmospheric fatigue cycling“. In: *Composites Part B: Engineering* 46 (2013), S. 227–233.
- [LLT00] G. LI, P. LEE-SULLIVAN und R. W. THRING. „Determination of Activation Energy for Glass Transition of an Epoxy Adhesive Using Dynamic Mechanical Analysis“. In: *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry* 60.2 (2000), S. 377–390.
- [LN82] Henry LEE und Kris NEVILLE. *Handbook of epoxy resins*. [2nd, expanded work]. New York, NY (USA): McGraw-Hill, 1982.
- [Lou11] Mohamed LOUKIL. „Microcracking in fiber composites and degradation of thermo-elastic properties of laminates“. Licentiate Thesis. Luleå (Sweden): Luleå University of Technology, 2011.

- [Mai+07] P. MAIMÍ et al. „A continuum damage model for composite laminates: Part I – Constitutive model“. In: *Mechanics of Materials* 39.10 (2007), S. 897–908.
- [Mao+10] Chen MAO et al. „Theoretical and experimental considerations on the enthalpic relaxation of organic glasses using differential scanning calorimetry“. In: *The journal of physical chemistry. B* 114.1 (2010), S. 269–279.
- [Mar11] Kristin MARLETT. *Hexcel 8552 IM7 Unidirectional Prepreg 190 gsm & 35%RC Qualification Material Property Data Report: FAA Special Project Number SP4614WI-Q NCAMP Test Report Number: CAM-RP-2009-015 Rev A*. Hrsg. von WICHITA STATE UNIVERSITY. Wichita, KS (USA), 22. Apr. 2011.
- [Mat+03] T. MATSUDA et al. *Effects of fiber distribution on elastic-viscoplastic behavior of long fiber-reinforced laminates*. 1.10.2003.
- [McL+11] Pat B. MCLAUGHLAN et al. *Composite overwrapped pressure vessels: a primer*. Hrsg. von NATIONAL AERONAUTICS AND SPACE ADMINISTRATION. Houston, TX (USA), 1. März 2011.
- [Met09] Analytical METTLER-TOLEDO AG. *Thermosets Handbook - Volume 1: Thermal Analysis of Thermosets*. Schwerzenbach (Switzerland), 2009.
- [Moh00] Christian Otto MOHR. „Welche Umstände bedingen die Elastizitätsgrenze und den Bruch eines Materialies?“ In: *Zeitschrift des Vereins Deutscher Ingenieure* 44.45 (1900), 1524 ff.
- [Mon13] Douglas C. MONTGOMERY. *Design and analysis of experiments*. Eighth edition. Hoboken, NJ (USA): John Wiley & Sons, Inc., 2013.
- [MPG10] Pappu L. N. MURTHY, S. L. PHOENIX und Lorie GRIMES-LEDESMA. *Fiber Breakage Model for Carbon Composite Stress Rupture Phenomenon: Theoretical Development and Applications*. Hrsg. von NATIONAL AERONAUTICS AND SPACE ADMINISTRATION. Cleveland, OH (USA), 1. März 2010.
- [MSS05] M. MUNZ, H. STURM und W. STARK. „Mechanical gradient interphase by interdiffusion and antiplasticisation effect—study of an epoxy/thermoplastic system“. In: *Polymer* 46.21 (2005), S. 9097–9112.
- [MWH95] Walter MICHAELI, Martin WEGENER und Dirk HUYBRECHTS. *Dimensionieren mit Faserverbundkunststoffen: Einführung und praktische Hilfen*. München (Germany): Hanser, 1995.
- [Nai95] R. A. NAIK. „Failure Analysis of Woven and Braided Fabric Reinforced Composites“. In: *Journal of Composite Materials* 29.17 (1995), S. 2334–2363.
- [NB96] A. T. NETTLES und Emily J. BISS. *Low temperature mechanical testing of carbon-fiber/epoxy-resin composite materials*. Hrsg. von NASA MARSHALL SPACE FLIGHT CENTER. Alabama (USA), 1996.
- [NH94] J. A. NAIRN und S. HU. „Micromechanics of Damage: A Case Study of Matrix Microcracking“. In: *Damage mechanics of composite materials*. Hrsg. von R. TALREJA. Bd. 9. Composite materials series. Amsterdam (The Netherlands) und New York, NY (USA): Elsevier, 1994, S. 187–243.
- [NI73] V. P. NIKOLAEV und V. M. INDENBAUM. „Calculation of the residual stresses in wound glass-reinforced plastics“. In: *Polymer Mechanics* 6.6 (1973), S. 893–897.
- [Nie69] Lawrence E. NIELSEN. „Cross-Linking—Effect on Physical Properties of Polymers“. In: *Journal of Macromolecular Science, Part C: Polymer Reviews* 3.1 (1969), S. 69–103.
- [OCF95] P. OLIVIER, J. P. COTTU und B. FERRET. „Effects of cure cycle pressure and voids on some mechanical properties of carbon/epoxy laminates“. In: *Composites* 26.7 (1995), S. 509–515.
- [Par+02] Jae-Sung PARK et al. „Analysis of filament wound composite structures considering the change of winding angles through the thickness direction“. In: *Composite Structures* 55.1 (2002), S. 63–71.

- [Pet11] Stan T. PETERS, Hrsg. *Composite Filament Winding*. Materials Park (OH), USA: ASM International, 2011.
- [Pet84] P.W.M. PETERS. „The Strength Distribution of 90 Plies in 0/90/0 Graphite-Epoxy Laminates“. In: *Journal of Composite Materials* 18.6 (1984), S. 545–556.
- [PGB78] A. PARVIZI, K. W. GARRETT und J. E. BAILEY. „Constrained cracking in glass fibre-reinforced epoxy cross-ply laminates“. In: *Journal of Materials Science* 13.1 (1978), S. 195–201.
- [PHF91] Stan T. PETERS, W. D. HUMPHREY und R. F. FORAL. *Filament winding composite structure fabrication*. 2nd ed. Covina, CA (USA): SAMPE International Business Office, 1991.
- [Pin+05] Silvestre T. PINHO et al. *Failure models and criteria for FRP under in-plane or three-dimensional stress states including shear non-linearity*. Hampton, VA (USA), 1. Feb. 2005.
- [PKK02] Alfred PUCK, Jochen KOPP und Martin KNOPS. „Guidelines for the determination of the parameters in Puck’s action plane strength criterion“. In: *Composites Science and Technology* 62.3 (2002), S. 371–378.
- [PS02] Alfred PUCK und Helmut SCHÜRMAN. „Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models“. In: *Composites Science and Technology* 62.12-13 (2002), S. 1633–1662.
- [PS69] Alfred PUCK und W. SCHNEIDER. „On failure mechanisms and failure criteria of filament-wound glass-fibre/resin composites“. In: *Plastics and Polymers* 37 (1969), S. 33–44.
- [PS82] Alfred PUCK und Helmut SCHÜRMAN. „Die Zug/Druck-Torsionsprüfung an rohrförmigen Probekörpern“. In: *Kunststoffe* 72.9 (1982), S. 554–561.
- [Puc67] Alfred PUCK. „Zur Beanspruchung und Verformung von GFK-Mehrschichtenverbund-Bauelementen: Teil 1: Grundlagen der Spannungs- und Verformungsanalyse“. In: *Kunststoffe* 57.4 (1967), S. 284–293.
- [Puc69] Alfred PUCK. „Festigkeitsberechnung an Glasfaser/Kunststoff-Laminaten bei zusammengesetzter Beanspruchung: Bruchhypothesen und schichtweise Bruchanalyse“. In: *Kunststoffe / German Plastics* 59 (1969), S. 780–787.
- [Puc92] Alfred PUCK. „Should Fiber-Plastics Composites be designed with strain or stress criteria“. In: *Kunststoffe / German Plastics* 82.5 (1992), S. 34–38.
- [Puc96] Alfred PUCK. *Festigkeitsanalyse von Faser-Matrix-Laminaten: Modelle für die Praxis*. München (Germany) und Wien (Austria): Hanser, 1996.
- [Pur77] D. PURSLOW. *The Shear Properties of Unidirectional Carbon Fibre Reinforced Plastics and Their Experimental Determination*. Farnborough, Hants (UK), 1977.
- [PW90] J. P. PASCAULT und R. J. J. WILLIAMS. „Glass transition temperature versus conversion relationships for thermosetting polymers“. In: *Journal of Polymer Science Part B: Polymer Physics* 28.1 (1990), S. 85–95.
- [Pyr94a] Ryszard PYRZ. „Correlation of microstructure variability and local stress field in two-phase materials“. In: *Materials Science and Engineering: A* 177.1-2 (1994), S. 253–259.
- [Pyr94b] Ryszard PYRZ. „Quantitative description of the microstructure of composites. Part I: Morphology of unidirectional composite systems“. In: *Composites Science and Technology* 50.2 (1994), S. 197–208.
- [Rab63] Y. N. RABOTNOV. „On the equation of state of creep“. In: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Conference Proceedings 1963 178: 2-117* 178.1 (1963), (2)117–(2)122.
- [Raf06] Leonardo RAFFAELLI. „Thermomechanics of fibre reinforced epoxies for cryogenic pressurized containment“. Dissertation. München (Germany): Technische Universität München, 2006.

- [Rei80] K. L. REIFSNIDER. „Fatigue behavior of composite materials“. In: *International Journal of Fracture* 16.6 (1980), S. 563–583.
- [Rei91] K. L. REIFSNIDER, Hrsg. *Fatigue of composite materials*. Bd. 4. Composite materials series. Amsterdam (The Netherlands) und New York, NY (USA): Elsevier, 1991.
- [RG69] S. ROTH und G. GRÜNINGRT. „Beitrag zur Deutung des Quersugversagens von Stranglaminaten“. In: *Kunststoffe* 59.12 (1969), S. 967–974.
- [RG94] R. P. REED und M. GOLDA. „Cryogenic properties of unidirectional composites“. In: *Cryogenics* 34.11 (1994), S. 909–928.
- [RH70] B. Walter ROSEN und Zvi HASHIN. „Effective thermal expansion coefficients and specific heats of composite materials“. In: *International Journal of Engineering Science* 8.2 (1970), S. 157–173.
- [Rie01] Jens RIEGER. „The glass transition temperature  $T_g$  of polymers—Comparison of the values from differential thermal analysis (DTA, DSC) and dynamic mechanical measurements (torsion pendulum)“. In: *Polymer Testing* 20.2 (2001), S. 199–204.
- [RMM07] Mohammad Shafiur RAHMAN, Insaaf Mohd AL-MARHUBI und Abdullah AL-MAHROUQI. „Measurement of glass transition temperature by mechanical (DMTA), thermal (DSC and MDSC), water diffusion and density methods: A comparison study“. In: *Chemical Physics Letters* 440.4-6 (2007), S. 372–377.
- [Rom97] Jürg Herbert ROMAGNA. *Neue Strategien in der Faserwickeltechnik*. Bd. 12450. Diss. Techn. Wiss. ETH Zürich. Zürich (Swiss), 1997.
- [Roş+02] D. ROŞU et al. „Cure kinetics of epoxy resins studied by non-isothermal DSC data“. In: *Thermo-chimica Acta* 383.1-2 (2002), S. 119–127.
- [RPV99] J. ROUSSEAU, D. PERREUX und N. VERDIÈRE. „The influence of winding patterns on the damage behaviour of filament-wound pipes“. In: *Composites Science and Technology* 59.9 (1999), S. 1439–1449.
- [SCC95] J. SHU, S. CHIU und J. CHANG. „An enhanced analysis method for composite overwrapped pressure vessels“. In: *Proceedings of 36th AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics and Materials Conference*. Hrsg. von AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC. Bd. AIAA Paper 95-1204. 5. 1995, S. 394–403.
- [Sch+02] Otto SCHWARZ et al. *Kunststoffkunde: Aufbau, Eigenschaften, Verarbeitung, Anwendungen der Thermoplaste, Duroplaste und Elastomere*. 7., korrigierte und erw. Aufl. Würzburg (Germany): Vogel, 2002.
- [Sch05] Helmut SCHÜRMANN. *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden*. VDI-Buch. Berlin (Germany) und Heidelberg (Germany): Springer, 2005.
- [Sch08] Marcus SCHWARZ. „Gezielte Steifigkeits- und Festigkeitssteigerung von Maschinenbauteilen durch vorgespannte Ringarmierungen aus Faser-Kunststoff-Verbunden“. Dissertation. Darmstadt (Germany): Technische Universität Darmstadt, 2008.
- [Sch68] R. A. SCHAPERY. „Thermal Expansion Coefficients of Composite Materials Based on Energy Principles“. In: *Journal of Composite Materials* 2.3 (1968), S. 380–404.
- [Sch77] W. SCHNEIDER. „Thermische Ausdehnungskoeffizienten und Wärmespannungen faserverstärkter Kunststoffe“. In: *Kohlenstoff- und aramidfaserverstärkte Kunststoffe*. Hrsg. von VDI-GESELLSCHAFT FÜR KUNSTSTOFFTECHNIK. Ingenieurwissen. Düsseldorf: VDI-Verl., 1977.
- [Sch96] Mel M. SCHWARTZ. *Properties, nondestructive testing, and repair*. Bd. Vol. 1. Composite materials. Upper Saddle River, NJ (USA): Prentice Hall PTR, 1996.
- [SDW99] X.-K SUN, S.-Y DU und G.-D WANG. „Bursting problem of filament wound composite pressure vessels“. In: *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 76.1 (1999), S. 55–59.

- [Sin06] P. K. SINHA. *Composite Materials and Structures*. Kharagpur (India): Composite Centre of Excellence, AR & DB, 2006.
- [SN12] S.A.E. INTERNATIONAL und NATIONAL INSTITUTE FOR AVIATION RESEARCH. *Composite materials handbook*. Warrendale, PA (USA): SAE International on behalf of CMH-17, a division of Wichita State University, 2012.
- [Son+15] J. SONG et al. „Effects of temperature and fiber volume fraction on mechanical properties of T300/QY8911-IV composites“. In: *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 34.2 (2015), S. 157–172.
- [Son03] Marcus SONNER. „Schädigungsmechanische Charakterisierung kunststoffvergossener Bauteile - Schädigungslokalisation und Lebensdauervorhersage“. Dissertation. Cottbus (Germany): Brandenburgische Technische Universität Cottbus, 2003.
- [ST93] B. F. SØRENSEN und R. TALREJA. „Effects of nonuniformity of fiber distribution on thermally-induced residual stresses and cracking in ceramic matrix composites“. In: *Mechanics of Materials* 16.4 (1993), S. 351–363.
- [Ste07] M. O. STEINHAUSER. *Computational multiscale modeling of fluids and solids: Theory and applications*. Berlin (Germany) und London (U.K.): Springer, 2007.
- [Ste77] Michael A. STEPHENS. „Goodness of fit for the extreme value distribution“. In: *Biometrika* 64.3 (1977), S. 583–588.
- [SY88] C. T. SUN und K. J. YOON. *Mechanical properties of graphite/epoxy composites at various temperatures*. West Lafayette, Ind., 1988.
- [Tal06] Ramesh TALREJA. „Multi-scale modeling in damage mechanics of composite materials“. In: *Journal of Materials Science* 41.20 (2006), S. 6800–6812.
- [Tal85] R. TALREJA. „Transverse Cracking and Stiffness Reduction in Composite Laminates“. In: *Journal of Composite Materials* 19.4 (1985), S. 355–375.
- [TC91] G. P. TANDON und A. CHATTERJEE. „The transverse coefficient of thermal expansion of a unidirectional composite“. In: *Journal of Materials Science* 26.10 (1991), S. 2759–2764.
- [The+09] John C. THESKEN et al. *A theoretical investigation of composite overwrapped pressure vessel (COPV) mechanics applied to NASA full scale tests*. Hrsg. von NATIONAL AERONAUTICS AND SPACE ADMINISTRATION. Cleveland, OH (USA), 1. Sep. 2009.
- [TK85] Yu. M. TARNOPOL'SKII und T. KINCIS. *Static test methods for composites*. New York, NY (USA): Van Nostrand Reinhold Co, 1985.
- [TM86] Palle THOFT-CHRISTENSEN und Yoshisada MUROTSU. *Application of Structural Systems Reliability Theory*. Berlin (Germany) und Heidelberg (Germany): Springer, 1986.
- [TMP07] John THESKEN, Pappu MURTHY und Leigh PHOENIX. „Composite Overwrap Pressure Vessels: Mechanics and Stress Rupture Lifting Philosophy“. In: *Proceedings of 48th AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference*. Hrsg. von AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC. 2007.
- [Tor13] Mohammad Amin TORABIZADEH. „Tensile, compressive and shear properties of unidirectional glass/epoxy composites subjected to mechanical loading and low temperature services“. In: *Indian Journal of Engineering and Materials Sciences* 20.4 (2013).
- [TPB98] Yu. M. TARNOPOL'SKII, Stan T. PETERS und A. I. BEIL'. „Filament winding“. In: *Handbook of Composites*. Hrsg. von Stan T. PETERS. Boston, MA (USA): Springer, 1998, S. 456–475.
- [TPI00] Hiroshi TADA, P. C. PARIS und George Rankin IRWIN. *The stress analysis of cracks handbook*. 3rd ed. New York, NY (USA): ASME Press, 2000.



- [Tra01] Volker TRAPPE. „Beschreibung des intralaminaren Ermüdungsverhaltens von CFK mit Hilfe innerer Zustandsvariablen“. Dissertation. Braunschweig (Germany): Technische Universität Braunschweig, 2001.
- [Tuk97] John Wilder TUKEY. *Exploratory data analysis*. Addison-Wesley series in behavioral science Quantitative methods. Reading, MA (USA): Addison-Wesley, 1997.
- [Urb07] Magdalena URBANIAK. „Time-temperature-transformation (TTT) cure diagram for EPY® epoxy system“. In: *Polimery* 52.2 (2007), S. 117–126.
- [vBD06] W. VAN PAEPEGEM, I. de BAERE und J. DEGRIECK. „Modelling the nonlinear shear stress–strain response of glass fibre-reinforced composites. Part I: Experimental results“. In: *Composites Science and Technology* 66.10 (2006), S. 1455–1464.
- [VC06] M. VOŘECHOVSKÝ und R. CHUDOBA. *Stochastic modeling of multi-filament yarns: II. Random properties over the length and size effect*. 1.02.2006.
- [Vog21] Hans VOGEL. „The law of the relation between the viscosity of liquids and the temperature: Das Temperaturabhängigkeitsgesetz der Viskosität von Flüssigkeiten“. In: *Physikalische Zeitschrift* 22 (1921), S. 645–646.
- [Wan+84] A.S.D. WANG et al. „Fracture Mechanics of Sublaminar Cracks in Composite Materials“. In: *Journal of Composites Technology and Research* 6.2 (1984), S. 45.
- [Wei95] Stefan WEIHE. „Modelle der fiktiven Rissbildung zur Berechnung der Initiierung und Ausbreitung von Rissen: Ein Ansatz zur Klassifizierung“. Dissertation. Stuttgart (Germany): Universität Stuttgart, 1995.
- [Wis90] M.R WISNOM. „The effect of fibre misalignment on the compressive strength of unidirectional carbon fibre/epoxy“. In: *Composites* 21.5 (1990), S. 403–407.
- [Wit12] Falk K. WITTEL. *Vorlesungsskript: Konstitutive Materialmodellierung, Kontinuumschädigungsmechanik*. 31.12.2012.
- [WK11] Vieri WANKE und Kenneth KORANE. „Understanding the basics of autofrettage“. In: *Machine Design* 2011.online (5. April 2011).
- [WK96] H. WANG und T. VU-KHANH. „Use of end-loaded-split (ELS) test to study stable fracture behaviour of composites under mode II loading“. In: *Composite Structures* 36.1-2 (1996), S. 71–79.
- [XZL09] P. XU, J. Y. ZHENG und P. F. LIU. „Finite element analysis of burst pressure of composite hydrogen storage vessels“. In: *Materials & Design* 30.7 (2009), S. 2295–2301.
- [YCK97] Sung-Ho YOON, W.-M. CHO und C.-G. KIM. „Measurement of Modulus in Filament Wound Ring Specimen Using Split Disk Test“. In: *Experimental Techniques* 21.1 (1997), S. 25–28.
- [YMC86] J.-M. YANG, C.-L. MA und T.-W. CHOU. „Fiber Inclination Model of Three-Dimensional Textile Structural Composites“. In: *Journal of Composite Materials* 20.5 (1986), S. 472–484.
- [YMW05] H. YU, S. G. MHAISALKAR und E. H. WONG. „Cure shrinkage measurement of nonconductive adhesives by means of a thermomechanical analyzer“. In: *Journal of Electronic Materials* 34.8 (2005), S. 1177–1182.
- [ZKB10] Lei ZU, Sotiris KOUSSIOS und Adriaan BEUKERS. „Design of filament-wound isotensoid pressure vessels with unequal polar openings“. In: *Composite Structures* 92.9 (2010), S. 2307–2313.
- [ZL96] G. I. ZAGAIKOV und Gleb E. LOZINO-LOZINSKY, Hrsg. *Composite Materials in Aerospace Design*. Bd. 6. Soviet Advanced Composites Technology Series. Dordrecht (The Netherlands): Springer, 1996.

- [ZXE08] Yunfa ZHANG, Zihui XIA und Fernand ELLYIN. „Two-scale analysis of a filament-wound cylindrical structure and application of periodic boundary conditions“. In: *International Journal of Solids and Structures* 45.20 (2008), S. 5322–5336.

## Normen und sonstige Standards

- [AST00] ASTM INTERNATIONAL. *ASTM D6304-00, Standard Test Method for Determination of Water in Petroleum Products, Lubricating Oils, and Additives by Coulometric Karl Fisher Titration*. West Conshohocken, PA (USA), 2000.
- [AST09] ASTM INTERNATIONAL. *ASTM D2291-09, Practice for Fabrication of Ring Test Specimens for Glass-Resin Composites*. West Conshohocken, PA (USA), 2009.
- [AST11] ASTM INTERNATIONAL. *ASTM D5448/D5448M-11, Test Method for Inplane Shear Properties of Hoop Wound Polymer Matrix Composite Cylinders*. West Conshohocken, PA (USA), 2011.
- [AST12a] ASTM INTERNATIONAL. *ASTM D2290-12, Test Method for Apparent Hoop Tensile Strength of Plastic or Reinforced Plastic Pipe*. West Conshohocken, PA (USA), 2012.
- [AST12b] ASTM INTERNATIONAL. *ASTM D5450/D5450M-12, Test Method for Transverse Tensile Properties of Hoop Wound Polymer Matrix Composite Cylinders*. West Conshohocken, PA (USA), 2012.
- [AST14] ASTM INTERNATIONAL. *ASTM D3039/D3039M-14, Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials*. West Conshohocken, PA (USA), 2014.
- [Deu00] DEUTSCHE INDUSTRIE-NORM. *DIN EN ISO 14126:2000-12, Faserverstärkte Kunststoffe - Bestimmung der Druckeigenschaften in der Laminebene*. Berlin (Germany), Dez 2000.
- [Deu05] DEUTSCHE INDUSTRIE-NORM. *DIN 51005:2005-08, Thermische Analyse (TA) - Begriffe*. Berlin (Germany), Aug 2005.
- [Deu10b] DEUTSCHE INDUSTRIE-NORM. *DIN EN ISO 527-5:2010-01, Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften - Teil 5: Prüfbedingungen für unidirektional faserverstärkte Kunststoffverbundwerkstoffe*. Berlin (Germany), Jan 2010.
- [Deu10c] DEUTSCHE INDUSTRIE-NORM. *DIN EN ISO 4287:2010-07, Geometrische Produktspezifikation (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren - Benennungen, Definitionen und Kenngrößen der Oberflächenbeschaffenheit*. Berlin (Germany), Sep 2010.
- [Deu12] DEUTSCHE INDUSTRIE-NORM. *DIN EN ISO 527-1:2012-06, Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften - Teil 1: Allgemeine Grundsätze*. Berlin (Germany), Jun 2012.
- [Deu80] DEUTSCHE INDUSTRIE-NORM. *DIN 53752:1980-12, Prüfung von Kunststoffen; Bestimmung des thermischen Längenausdehnungskoeffizienten*. Berlin (Germany), Dez 1980.
- [Deu93] DEUTSCHE INDUSTRIE-NORM. *DIN 2413:1993-10, Stahlrohre - Berechnung der Wanddicke von Stahlrohren gegen Innendruck*. Berlin (Germany), Okt 1993.
- [Deu98a] DEUTSCHE INDUSTRIE-NORM. *DIN EN 2597:1998-08, Luft- und Raumfahrt - Kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe; unidirektionale Lamine - Zugversuch senkrecht zur Faserrichtung*. Berlin (Germany), Aug 1998.
- [Deu98b] DEUTSCHE INDUSTRIE-NORM. *DIN EN ISO 14129:1998-02, Faserverstärkte Kunststoffe - Zugversuch an 45°-Laminaten zur Bestimmung der Schubspannungs/Schubverformungs-Kurve des Schubmoduls in der Lagenebene*. Berlin (Germany), Feb 1998.
- [Int01a] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. *ISO 15024:2001, Fibre-reinforced plastic composites – Determination of mode I interlaminar fracture toughness, GIC, for unidirectionally reinforced materials*. Geneva (Switzerland), 2001.
- [Int01b] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. *ISO 1268-5:2001, Fibre-reinforced plastics – Methods of producing test plates – Part 5: Filament winding*. Geneva (Switzerland), Jun 2001.

- 
- [Int12] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. *ISO 6721-11:2012, Plastics – Determination of dynamic mechanical properties – Part 11: Glass transition temperature*. Geneva (Switzerland), 2012.
- [Int13] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. *ISO 11357-2:2013, Plastics – Differential scanning calorimetry (DSC) – Part 2: Determination of glass transition temperature and glass transition step height*. Geneva (Switzerland), Apr 2013.
- [Int94a] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. *ISO 6721-3:1994, Plastics – Determination of dynamic mechanical properties – Part 3: Flexural vibration – Resonance-curve method*. Geneva (Switzerland), 1994.
- [Int94b] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. *ISO 6721-4:2008, Plastics – Determination of dynamic mechanical properties – Part 4: Tensile vibration – Non-resonance method*. Geneva (Switzerland), 1994.
- [Jap01] JAPAN INDUSTRIAL STANDARD. *Testing methods for interlaminar fracture toughness of carbon fibre reinforced plastics*. 1993-03-01.
- [Ver06] VEREIN DEUTSCHER INGENIEURE. *VDI 2014 Blatt 3, Entwicklung von Bauteilen aus Faser-Kunststoff-Verbund - Berechnungen*. Sep 2006.