

**Mikrostrukturelle Betrachtung des Einflusses von
Poren auf die mechanischen Eigenschaften von
faserverstärkten Kunststoffen**

Vom Promotionsausschuss der
Technischen Universität Hamburg-Harburg
zur Erlangung des akademischen Grades
Doktor-Ingenieur
genehmigte Dissertation

von
Dipl.-Ing. Wilfried Liebig
aus
Schwäbisch Hall

2014

Vorsitzender:	Prof. Dr.-Ing. Wolfgang Hintze
Gutachter:	Prof. Dr.-Ing. Karl Schulte
	Prof. Dr.-Ing. habil. Alexander Düster
	Prof. Dr.-Ing. habil. Maik Gude

Tag der mündlichen Prüfung: 08. Dezember 2014

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek

Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über <http://www.dnb.de/kataloge> abrufbar.

Impressum

TuTech Verlag
TuTech Innovation GmbH
Harburger Schloßstraße 6-12
21079 Hamburg
Telefon +49 40 76629-0
verlag@tutech.de
www.tutechverlag.de

Nachdruck, Vervielfältigung, Speicherung oder Übertragung in elektronische, optische, chemische oder mechanische Datenhaltungs - oder - Datenverarbeitungssysteme sind - auch auszugsweise - ohne ausdrückliche schriftliche Genehmigung von TuTech Innovation GmbH verboten.

Die Verwendung von Informationen aus *Mikrostrukturelle Betrachtung des Einflusses von Poren auf die mechanischen Eigenschaften von faserverstärkten Kunststoffen* zum Zweck der gewerblichen Informationsvermittlung ist nicht zulässig.

Alle Rechte vorbehalten.

©TuTech Innovation GmbH

ISBN 978-3-941492-84-4

Kurzfassung

Die vorliegende Arbeit befasst sich mit der Untersuchung des Einflusses von Poren auf die mechanischen Eigenschaften von Faser-Kunststoff-Verbunden (FKV) unter Drucklast. Um die Schadensentwicklung durch Poren in einem FKV näher beschreiben zu können, wurde der komplexe dreidimensionale strukturelle Aufbau des Verbundes inklusive der Poren analysiert und dieser in einen vereinfachten modellhaften Verbund überführt. Der modellhafte Verbund besteht aus der Matrix und mindestens zwei Fasern, zwischen denen eine einzelne Pore platziert wurde. Neben der experimentellen Untersuchung des modellhaften Probekörpers, welche die Betrachtung des Spannungs- und Dehnungsverhaltens der Matrix mittels der optischen Spannungsanalyse und digitalen Bildkorrelation beinhaltet, wurde zusätzlich der Verbund mit Hilfe der Finite-Elemente-Methode numerisch in einem parametrisierten Modell abgebildet und das Stabilitätsverhalten einer Faser analytisch beschrieben. Insbesondere die experimentelle Untersuchung erlaubte es, bei der Verwendung von zehn Fasern im modellhaften Probekörper die Schadensentwicklung in der unmittelbaren Umgebung einer Pore schrittweise zu beobachten. Gestützt durch Erkenntnisse aus der numerischen und analytischen Betrachtung konnte festgestellt werden, dass sowohl die Art und Weise der Stützung der Faser durch die Matrix, als auch deren Haftung untereinander versagensrelevant sind. Beide Aspekte führen zu einer frühzeitigen longitudinalen Ablösung der Faser von der Matrix mit anschließendem Stabilitätsverlust der Faser durch deren Ausknicken. Dies ist Ursache für weitere Faserbrüche, die aufgrund der Lastumlagerung initiiert werden. Untersuchungen an einem transparenten glasfaserverstärkten Kunststoff mit einer einzeln eingebrachten Pore boten darüber hinaus die Möglichkeit, die Erkenntnisse aus den Versuchen mit dem modellhaften Probekörper auf anwendungsnahe faserverstärkte Kunststoffe zu transferieren.

Abstract

The subject of this work is the investigation of the influence of voids on the mechanical properties of fibre-reinforced polymers (FRP) under compression. To specify the damage accumulation of FRP in the presence of voids, the complex three dimensional structure of the composite including several voids were analysed and a reduced mechanical model composite was derived. The reduced model consists of the matrix system and a unique void, which is squeezed between two fibres by using an injection method. The experimental investigation of the model composite included the description of the stress- and strain behaviour of the matrix using photoelasticity and digital image correlation technology. Additionally, a numerical examination of a parameterised model composite and an analytical study of the stability of a single fibre was conducted. As a result of the experimental investigation of the model composite consisting of ten fibres embedded in a matrix, the failure initiation and propagation could be observed. Supported by the findings from the numerical examination and the analytical study, the most impact on the failure initiation has the foundation of the fibre as well as the bonding between fibre and matrix. Both facts are leading to a premature fibre-matrix debonding with ongoing loss of stability of the fibre finally resulting in fibre kinking. Because of the rearrangement of stresses further overloaded fibres failed. Additional studies on transparent glassfibre reinforced polymers including a unique void showed, that the gained experience made on the examination of the model composite could be transferred to real existed composites.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
1.1	Motivation und Zielsetzung	1
1.2	Literaturübersicht	3
2	Technologische Grundlagen	7
2.1	Faser-Kunststoff-Verbunde	7
2.1.1	Verwendete Konstituenten und Halbzeuge	7
2.1.2	Elastizitätstheoretische Grundgleichungen	8
2.1.3	Versagensmechanismen und -kriterien	9
2.2	Gewählte Modellierungsansätze	10
2.2.1	Experimentelle Untersuchung	11
2.2.2	Numerische Betrachtung	12
2.2.3	Analytischer Ansatz	12
2.3	Eingesetzte Prüfmethoden	14
3	Modellbildung und angewandte Methoden	19
3.1	Experimentelle Untersuchung	23
3.1.1	Morphologie und Topologie der Poren und Konstituenten	23
3.1.2	Mechanische Eigenschaften der Konstituenten	27
3.1.3	Modellhafter Probekörper	29
3.2	Numerische Betrachtung des modellhaften Probekörpers	33
3.2.1	Modell und Randbedingungen	33
3.2.2	FE-Netz	34
3.2.3	Materialeigenschaften und Kennwerte	35
3.3	Analytischer Ansatz	36
4	Mechanisches Verhalten des modellhaften Probekörpers	45
4.1	Experimentelle Untersuchung	45
4.1.1	Einfluss von Poren auf die werkstofftechnischen Kenngrößen	45
4.1.2	Charakterisierung der Konstituenten	50

4.1.3	Druckversuch am modellhaften Probekörper	53
4.2	Numerische Betrachtung	59
4.3	Analytische Beschreibung des Stabilitätsverhaltens einer Faser . .	65
5	Versagensanalyse an FKV	71
5.1	Modellhafter Probekörper	72
5.2	Erweiterter modellhafter Probekörper	76
5.3	Fraktographie (UD-CFK Druckprobekörper)	80
6	Kritische Betrachtung der Ergebnisse im Vergleich	83
7	Zusammenfassung und Ausblick	89
	Literaturverzeichnis	92

Verzeichnis der Abkürzungen und Formelzeichen

Abkürzung	Beschreibung
A	Analysator
CLT	Klassische Laminattheorie
CFK	Kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff
COPA	Computer aided photoelastic analysis
DIC	Digital image correlation
Fb	Faserbruch
FEM	Finite-Elemente-Methode
FKV	Faser-Kunststoff-Verbund
FRP	Fibre reinforced plastic
GFK	Glasfaserverstärkter Kunststoff
μ CT	Mikro Computer-Tomographie
P	Polarisator
$Q_{1,2}$	$\lambda/4$ -Platte
REM	Rasterelektronenmikroskopie
RICO	Regularized isochromatic phase map computation
Zfb	Zwischenfaserbruch

Symbol	Einheit	Beschreibung
<u>A</u>	N/m	Scheibensteifigkeitsmatrix eines MSV
A	mm ²	Querschnittsfläche
A_v	dB/mm	Absorbtionskoeffizient
<u>B</u>	N	Koppelsteifigkeitsmatrix eines MSV
<u>D</u>	N m	Plattensteifigkeitsmatrix eines MSV
C	GPa	Steifigkeit
E	GPa	Elastizitätsmodul

Verzeichnis der Abkürzungen und Formelzeichen

Symbol	Einheit	Beschreibung
G	GPa	Schubmodul
$G_{I,II}$	J/m ²	Energiefreisetzungsrate in Mode I bzw. II
I_y	mm ⁴	Flächenträgheitsmoment
N	N	Kraft
N_σ	—	Ordnungszahl der Isochromaten
N_E	N	Euler Knicklast
M	N m	Moment
Q	GPa	Reduzierte Steifigkeit
R_{11}	MPa	Longitudinale Festigkeit
S	1/GPa	Nachgiebigkeit
U	J	Verzerrungsenergie
W	J	Arbeit
a_m	mm	Amplitude der Durchbiegung
b	mm	Breite
b_m	°	Amplitude der Querschnittsverdrehung
$b(d_f)$	mm	Wirksame Bettungsbreite
c_T	Nm/rad	Torsionssteifigkeit
d	mm	Durchmesser
e	mm	Abstand
f	—	Funktion
f_σ	N/mm/fr	Spannungsoptische Konstante
h	mm	Höhe
i	—	Lichtintensität
k_w, k_s	N/mm ² mm	Elastische Bettung nach Winkler bzw. Pasternak
l	mm	Länge
l_0	mm	Faserabstand
s		Standardabweichung
t	mm	Dicke
u	mm	Verschiebung
v	%	Volumengehalt
w	mm	Durchbiegung
x, y, z	—	Richtung in einem Koordinatensystem
Π	J	Elastisches Gesamtpotential
α, β, ζ	°	Winkel
γ	—	Schiebung

Symbol	Einheit	Beschreibung
δ	—	Relative Verzögerung
ε	—	Dehnung
η	—	Lastverhältnis
θ	°	Isoklinenwinkel
κ	—	Schubkorrekturfaktor
λ	nm	Wellenlänge
σ	MPa	Spannung
$\sigma_{\text{I,II}}$	MPa	Hauptspannung I bzw. II
$\sigma_{\text{rankine}}^{\text{eq}}$	MPa	Vergleichsspannung nach Rankine
$\sigma_{\text{tresca}}^{\text{eq}}$	MPa	Vergleichsspannung nach Tresca
τ	MPa	Schubspannung
ν	—	Querkontraktionszahl
ϕ_0	°	Faserorientierung
ψ	°	Querschnittsverdrehung

Index	Beschreibung
$()_{\text{cr}}$	Kritisch
$()_{\text{f}}$	Faser
$()_{\text{m}}$	Matrix
$()_{\text{v}}$	Pore
$()_{i,j,k,l,m,n}$	Variablen
$()^{c,t}$	Druck- / Zugbeanspruchung
$\overline{()}$	Mittelwert
$\underline{()}$	Vektor
$\underline{\underline{()}}$	Matrix

1 Einleitung

1.1 Motivation und Zielsetzung

Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV) finden Einsatz in einer Reihe von industriellen Anwendungsbereichen, wie der Luft- und Raumfahrt, dem Maschinen- und Anlagenbau, dem modernen Schiffsbau und zunehmend auch im Sport- und Freizeitbereich. Im Vergleich zu herkömmlichen Konstruktionswerkstoffen bieten Faser-Kunststoff-Verbunde sehr gute dichtespezifische mechanische Eigenschaften, welche sie zur Anwendung im Bereich des Leichtbaus prädestinieren. Gegenüber metallischen Werkstoffen weisen langfaserverstärkte Kunststoffe jedoch stark anisotropes, d.h. richtungsabhängiges Materialverhalten auf. Dies spiegelt sich primär in der Festigkeit und Steifigkeit des Werkstoffs wieder und erlaubt durch die Orientierung der Fasern in Lastrichtung eine kraftflussgerechte Auslegung des Werkstoffs. Somit besteht die Möglichkeit bei der Realisierung von Strukturbauteilen in FKV-Bauweise den Werkstoff optimal bezüglich deren mechanischen Eigenschaften auszunutzen und das Gewicht der Bauteile zu reduzieren.

Bei der Betrachtung der mechanischen Eigenschaften der FKV muss ausgehend von den Kennwerten der Konstituenten einige Besonderheiten bei der Auslegung von Bauteilen mit in Betracht gezogen werden, so dass letztlich das Potential der FKV nicht voll ausgeschöpft werden kann. Die maßgeblich hohe Zugfestigkeit der Faser verringert sich allein durch ihre Verwendung in einem Verbund linear mit ihrem Volumenanteil. Eine weitere Minderung der Festigkeit ergibt sich aus der Änderung der Belastungsart von longitudinaler Zug- in eine Druckbelastung des Verbundes. Die Reduktion der Festigkeit des Verbundes ist dabei von dem Stabilitätsverlust der Faser geprägt und beträgt typischerweise 50 % bis 60 % [1–3]. Werden zusätzlich Imperfektionen im Laminat berücksichtigt, so wird die Festigkeit des Verbundes nochmals herabgesetzt.

Alle FKV, unabhängig von den Bestandteilen der Rohmaterialformen und Herstellungstechniken, enthalten mikroskopische Imperfektionen (sogenannte Poren), die durch Lufteinschlüsse in dicht gepressten Fasersträngen (sogenannte Rovings),

flüchtigen Bestandteilen im Harzsystem, zu hoher Luftfeuchte während der Verarbeitung und unvollständige Konsolidierung entstehen können [4]. Die Porenbildung kann durch sorgfältige Auswahl der Prozessparameter, wie Druck und Temperatur vermindert werden, das führt allerdings zu einer Kostensteigerung [5]. In bisherigen Untersuchungen wird ein kritischer Porenvolumengehalt (Porenvolumen bezogen auf das Gesamtvolumen), ermittelt aus der Abschwächung des Ultraschallsignals, von $v_v \leq 1,5\%$ angegeben [6–8]. In Abhängigkeit der Belastung und mit Hilfe von entsprechenden Sicherheitsbeiwerten wird ein entsprechender Porenvolumengehalt in industriellen Richtlinien toleriert. Dieses ingenieurmäßige Vorgehen widerspricht wiederum dem Grundgedanken des Leichtbaus, in dem das Potential eines Werkstoffes optimal ausgenutzt werden soll. Werden Poren toleriert, ist es also zwingend notwendig, deren Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften zu evaluieren und bewerten zu können. Eine Methode um definiert die Porenbildung zu begünstigen, entwickelte Olivier et al. [9], in dem er den Prozessdruck während der Konsolidierungsphase des Harzsystems reduzierte. Anwendung findet diese Methode bis heute bei der Untersuchung des Einflusses von Poren auf die mechanischen Eigenschaften von FKV, wie in Abb. 1.1 gezeigt wird. Mit ansteigendem Porenvolumengehalt verringert sich die Druckfestigkeit des Laminats, wobei zum einen verschiedene Lamine und zum anderen unterschiedliche Faserdurchmesser getestet wurden. Wie in Abb. 1.1 und 1.2 dargestellt, beträgt die Festigkeitsabnahme bei dem noch zulässigen Porenvolumengehalt von $v_v = 5\%$ bis zu 40% . Dabei weisen die Kennwerte eine starke Streuung auf und scheinen stark von der Biegesteifigkeit der Faser beeinflusst. Eine detaillierte Betrachtung im Hinblick auf den auslösenden Faktor des Versagens ist aufgrund des schlagartigen katastrophalen Versagens bis jetzt nicht möglich gewesen.

Ist die Schädigungsinitiierung und -entwicklung Schwerpunkt der Untersuchung, so ist die Betrachtung des mechanischen Kennwerts bezogen auf den Porenvolumengehalt nicht sinnvoll [10]. An dieser Stelle ist es erforderlich, ein minimalistisches Ersatzmodell von der Problemstellung abzuleiten und die Untersuchungen an diesem durchzuführen.

Das Ziel dieser Arbeit ist es, den Einfluss von Poren auf die mechanischen Eigenschaften und auf die Schadensentwicklung von faserverstärkten Kunststoffen unter longitudinaler Drucklast zu untersuchen. Hierzu werden zunächst die Poren morphologisch charakterisiert, ein vereinfachter modellhafter Probekörper abgeleitet und dieser experimentell, numerisch und analytisch betrachtet. Der modellhafte Probekörper besteht dabei aus einer minimalen Anzahl an Konstituenten

eines Faser-Kunststoff-Verbundes (mindestens zwei Fasern, der Matrix und einer Pore), der es erlaubt die kritischen werkstofftechnischen Kenngrößen zu identifizieren. Darüber hinaus ermöglicht die Untersuchung, den Einfluss von Poren auf das Schädigungsverhalten detailliert zu beschreiben und die Erkenntnisse auf anwendungsnahe faserverstärkte Kunststoffe zu übertragen.

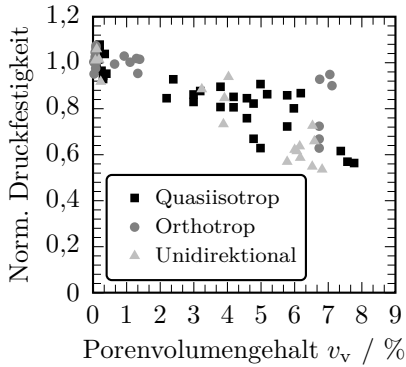


Abb. 1.1: Normierte Druckfestigkeit der 0°-Lagen von CFK-Laminaten (M21/T800S) in Abhängigkeit des Porenvolumengehalts [11].

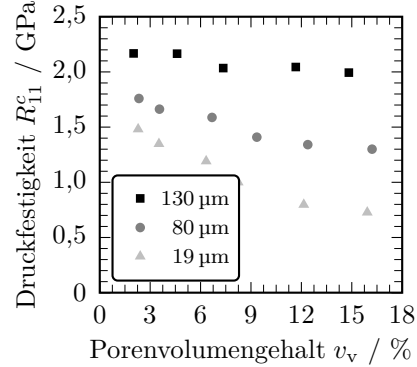


Abb. 1.2: Druckfestigkeit GFK-Laminaten in Abhängigkeit des Faserdurchmessers und des Porenvolumengehalts [12].

1.2 Literaturübersicht

Im folgenden Abschnitt wird ein Überblick über die bisherige und aktuelle Forschung im Bereich des Druckversagens von Faser-Kunststoff-Verbunden und der Einfluss von Poren auf das Druckversagen gegeben. Einen Überblick über den jeweiligen aktuellen Stand der Forschung gab 1991 Camponeschi [13], 1996 Schultheisz und Waas [3], 1997 Fleck [14] und zuletzt im Jahr 2000 Niu und Talreja [15]. Aus diesem Grund wird sich die Literaturübersicht auf einzelne Arbeiten beschränken, in denen der Einfluss von Poren auf die Druckeigenschaften von FKV untersucht wurde.

Druckversagen von FKV

Die Untersuchung des Druckversagens von FKV ist bis heute, aufgrund der komplexen Schädigungsinitiierung und der schlagartigen Schadensentwicklung, Schwerpunkt zahlreicher weltweit agierender Forschergruppen. Unter komplex ist zu verstehen, dass das Versagen von mehreren Faktoren abhängig ist und zum einen

die Gefahr besteht, dass der Probekörper global ausknickt, zum anderen ist das Druckversagen stark von der angewendeten Prüfmethode beeinflusst [16]. Allgemein wird das Druckversagen von FKV nach Greszczuk [17] und Schultheisz und Waas [3] auf fünf Grundmechanismen zurückgeführt:

1. Faser-Knicken im sogenannten Extension Mode bzw. Shear Mode
2. Faser-Matrix-Ablösung mit nachfolgendem Faser-Knicken
3. Schubknicken
4. Interaktionsversagen
5. Materialversagen (Faserversagen)

Rosen [18] führte das Druckversagen von FKV auf den Stabilitätsverlust der Fasern in Abhängigkeit des Faservolumenanteils zurück. Dabei untersuchte er das Druckversagen der FKV an Probekörpern mit einzelnen Fasern und nutzte die optische Spannungsanalyse um deren Mikrobeulverhalten zu beschreiben. Die in Epoxid-Harz eingebetteten E-Glasfasern (E, engl.: electric) beulten abhängig von dem Faservolumengehalt gegen- bzw. gleichphasig (Extension bzw. Shear Mode) aus. Die einhergehende analytische Beschreibung der Druckfestigkeit von FKV bildete dabei die Grundlage für die folgende Erweiterung der Theorie nach Argon [19] und Budiansky [20]. Beide berücksichtigten, dass die Fasern in der Realität eine Abweichung ihrer Lage relativ zur der Belastungsrichtung aufweisen. Sie ergänzten darum das Modell von Rosen um den Term, der die Faserorientierung beinhaltet, und das Versagen des Verbundes aufgrund Schubversagens der Matrix bzw. das sogenannte Schubknicken der Fasern bewirkt. Weitere Erweiterungen der Theorien folgten von Budiansky und Fleck [21], Narayanan und Schadler [22] als auch von Pansart [23], um nur drei der zahlreichen Arbeiten zu nennen. In allen drei Arbeiten wurde stets der Schwerpunkt auf die Untersuchung des Einflusses der Faserorientierung und der mechanischen Kennwerte der Konstituenten gelegt. Insbesondere der Einfluss der Faserorientierung konnte als maßgeblicher Parameter identifiziert werden, wobei für Faserwinkel $\phi_0 \leq 1^\circ$ die Festigkeit des Verbundes immer überschätzt wurde und somit die Modellvorstellung unbefriedigend war. Erst Gutkin et al. [24, 25] konnte theoretisch und experimentell an einem einfach gekerbten Probekörper zeigen, dass die Faserorientierung ab $\phi_0 \geq 1^\circ$ der dominierende Versagensparameter ist. Zuvor versagte der Verbund durch das Materialversagen der Faser aufgrund der hohen Schubbeanspruchung, welche durch die eingebrachte Kerbe verstärkt wurde.

Schlussendlich konnte trotz der intensiven Forschungsarbeiten bis heute nicht eindeutig geklärt werden, welche messbare Faserorientierung (Maximalwert oder die

ermittelte durchschnittliche Faserorientierung) schließlich das Versagen des Verbundes initiiert.

Einfluss von Inhomogenitäten (Poren) auf das Druckversagen

Gegenüber der Untersuchung des reinen Druckversagens von FKV ist die Anzahl der veröffentlichten Arbeiten bezüglich des Einflusses von Poren übersichtlich. Zu nennen wäre die Arbeit von Greszczuk [17], Fried [26], Foye [27], Hancox [28], Bazhenov und Kozey [29], Bazhenov et al. [12] und Suárez et al. [30]. Alle Arbeiten untersuchten den Einfluss von Poren auf die Druckfestigkeit von FKV. Dabei konnten die Autoren feststellen, dass die Druckfestigkeit gebunden an die Materialauswahl unterschiedlich stark mit ansteigendem Porenvolumengehalt abfällt. Vermutungen wurden angestellt, dass die teilweise starke Reduktion der Druckfestigkeit auf die ebenfalls durch die Poren reduzierte interlaminaire Schubfestigkeit zurückzuführen wäre. Allerdings erfolgte hierfür kein Nachweis in Form von numerischen bzw. analytischen Untersuchungen.

Darüber hinaus wurde der Einfluss von Poren unter Berücksichtigung der Laminatdicke von Rubin und Jerina [31] untersucht. Neben Rubin und Jerina entwickelten ebenso de Almeida und Neto [32] auf Basis der abschwächenden Wirkung der Poren auf das Ultraschallsignal ein Modell zur Bestimmung der Druckfestigkeit mit Hilfe des Absorptionskoeffizienten der Ultraschallinspektion. Weitere Ergebnisse zu diesem Thema wurden von Costa et al. [33] veröffentlicht, wobei hier der Fokus auf sich zusätzlich ändernde Umgebungsbedingungen (Feuchtigkeit) lag. Einzig die Arbeit von Hapke et al. [34] legte erstmalig den Schwerpunkt auf eine mikroskopische Betrachtung der Schadensentwicklung hervorgerufen durch Poren. Um die Schadensentwicklung gezielt beobachten zu können, wurde hierzu eine einfach gekerbte Druckprobe genutzt. Der hier gewählte Ansatz erlaubt allerdings nicht, eine Aussage über die Schädigungsinitiierung zu treffen. Einen ersten Versuch, die Druckfestigkeit mit Hilfe eines semiempirischen Ansatzes zu bestimmen, erfolgte von Gehrig [35]. Dazu nutzte er das Modell von Budiansky und erweiterte dieses mit den entsprechenden experimentell ermittelten Daten der Faserorientierung, hervorgerufen durch die Poren, und den entsprechenden Schubspannungs-Schiebungs-Verlauf des Laminats. Ähnlich verfuhr Czichon [36] in seiner Arbeit, wobei er die Problemstellung numerisch aufarbeitete. Beide zuletzt genannten Arbeiten betrachten in ihren Ansätzen zur Vorhersage der Druckfestigkeit das Laminat als homogenisiert, so dass keine direkte Aussage über die Schädigungsinitiierung auf mikroskopischer Ebene getroffen werden kann. Auch

können mit Hilfe des Ansatzes von Budiansky Lamine, bei denen Poren sich nur in harzreichen Bereichen gebildet haben und somit keine Faserfehlstellung verursachen [37], nicht berücksichtigt werden.

Der Einfluss von Poren auf die charakteristischen Werkstoffparameter eines FKV lässt sich, wie Abb. 1.3 dargestellt, zusammenfassen und so die Werkstoffbeanspruchbarkeit ableiten [31, 35]. Die Werkstoffbeanspruchbarkeit ist hinsichtlich der Dimensionierung von FKV-Bauteilen ein wesentlicher Bestandteil und wird in dieser Arbeit in ihrem Zusammenhang mit der Porenart, der Morphologie der Poren und deren Lage, der Interaktion zwischen den Poren und der Beeinflussung des Abstandes zwischen den Fasern als auch deren Orientierung gegenüber der Belastungsrichtung betrachtet.

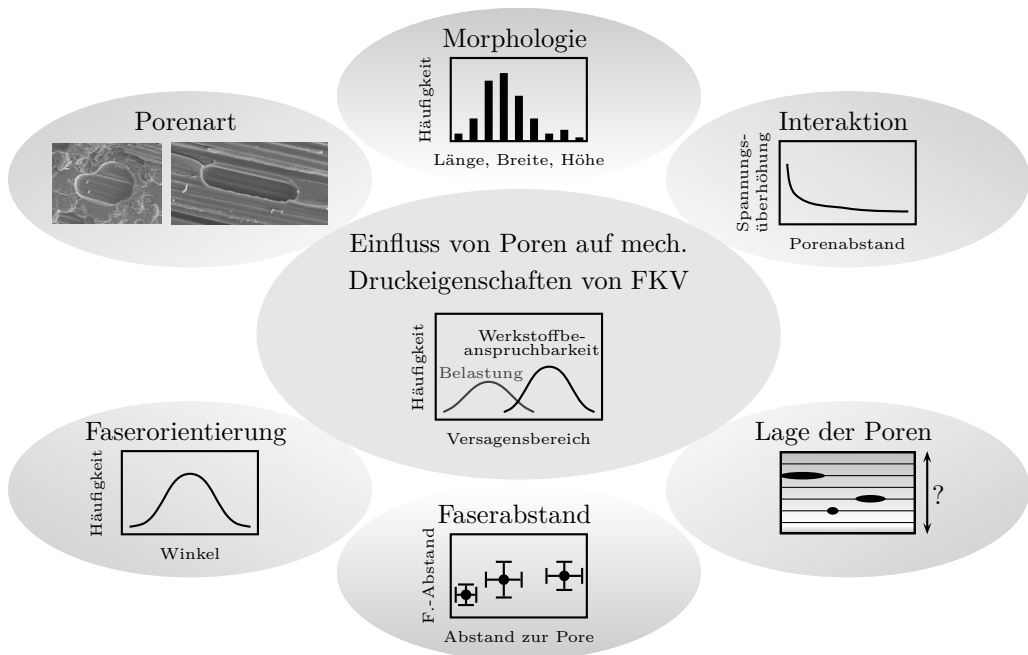


Abb. 1.3: Einfluss der Poren auf die charakteristischen Parameter eines Faser-Kunststoff-Verbundes.

2 Technologische Grundlagen

2.1 Faser-Kunststoff-Verbunde

Faserverbundwerkstoffe bestehen aus zwei oder mehreren Ausgangswerkstoffen. Im Wesentlichen sind das die formgebende polymere Matrix und die strukturgebende Faserverstärkung [38]. Das mechanische Materialverhalten einer Einzelschicht bzw. eines Mehrschichtverbundes ergibt sich somit aus den mechanischen Eigenschaften der verwendeten Konstituenten bzw. Halbzeugen und kann aus allen Werkstoffklassen ausgewählt werden.

2.1.1 Verwendete Konstituenten und Halbzeuge

Die Untersuchungen dieser Arbeit basieren auf der Verwendung von Kohlenstoff- oder Glasfasern als textile Verstärkung und Epoxid als Matrixsystem. Erste Arbeiten zur Untersuchung des Einflusses von Poren auf die mechanischen Druckeigenschaften erfolgen an dem Prepreg-Halbzeugsystem (vorimprägnierte Faser, engl. preimpregnated fibres) der Firma Hexcel Composites GmbH & Co. KG HexPly M21/35%/134/T800S, kurz M21/T800S. Die Kohlenstofffaser T800S der Firma Toray Industries, Inc. ist eine sogenannte Intermediate Modulus (IM) Faser mit einem E-Modul von 294 GPa und einer Zugfestigkeit von 5880 MPa bei einem durchschnittlichen Faserdurchmesser von 5 μm . Das Matrixsystem M21 der Firma Hexcel Composites GmbH & Co. KG ist ein mit Thermoplastpartikeln modifiziertes Epoxid, welches seine optimalen mechanischen Eigenschaften nach 120 min Aushärtung im Autoklav bei einer Temperatur von 180 °C erreicht. Als Prepreg verarbeitet liegt M21/T800S mit einem Matrixmasseanteil von 35 % und einem Flächengewicht von 134 g/m² vor.

Als weiteres Matrixsystem wird das Harz Epikote™ Resin MGS® RIMR 135 mit dem Härter Epikure™ Curing Agent MSG® RIMH 137 der Firma Momentive Specialty Chemicals Inc. verwendet. Nach Herstellerangaben soll das Matrixsystem für 24 h bei 23 °C und zusätzlich für 15 h bei 80 °C ausgehärtet werden. Als Verstärkungsfasern der mit dem Matrixsystem RIM135 hergestellten Verbunde

werden zum einen E-Glasfaser Rovings Hybon®2002 der Firma PPG Industries Inc. und zum anderen speziell für diese Arbeit produzierte dicke E-Glasfasern der P-D Glasseiden GmbH verwendet. Beide Typen der Glasfasern sind nach dem Herstellungsprozess mit einer Silanschlichte versehen, um so eine optimale Haftung zwischen Faser und Matrix gewährleisten zu können.

2.1.2 Elastizitätstheoretische Grundgleichungen

Um das Materialverhalten eines FKV beschreiben zu können, wird die real vorhandene Diskontinuität des Materials als Kontinuum idealisiert, d.h. homogenisiert. Die mechanischen Eigenschaften können somit mit allgemein stetigen Gleichungen beschrieben werden, wobei die Grenzen der Theorien dort erreicht sind, wo der diskontinuierliche Charakter des Materials signifikant hervortritt. Daraus ergibt sich, dass die physikalische Anwendbarkeit der Beziehung von Spannung und Verzerrung durch deren Bezugsgröße, bezogen auf die Morphologie der vorhandenen Inhomogenitäten, begrenzt ist [39].

Die Bestimmung der Elastizitätsgrößen der in dieser Arbeit verwendeten Mehrschichtverbunde werden mit Hilfe der klassischen Laminattheorie (engl.: classical laminate theory, kurz CLT) bestimmt. Diese beruht auf der zweidimensionalen Elastizitätstheorie und wird mit Hilfe der im Kräftegleichgewicht stehenden Reaktionskräfte und -momente an einem Scheiben- / Plattenelement und den entsprechenden kinematischen Beziehungen abgeleitet. Das allgemeine Elastizitätsgesetz nach Hooke

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \cdot \varepsilon_{kl} \quad \text{mit} \quad \varepsilon_{kl} = S_{ijkl} \cdot \sigma_{ij} \quad (2.1)$$

mit dem Steifigkeitstensor C_{ijkl} und dem Nachgiebigkeitstensor S_{ijkl} wird durch energetische Betrachtungen des linear elastischen Materials und durch Ausnutzung von Symmetrieebenen bzw. -achsen von 81 Komponenten auf fünf von einander unabhängige Materialkonstanten reduziert. Diese fünf Materialkonstanten der Steifigkeitsmatrix und Nachgiebigkeitsmatrix lassen sich durch die Elastizitätsgrößen E_1 , E_2 , ν_{12} und G_{12} ausdrücken. Für transversal isotrope Einzelschichten können die reduzierten Steifigkeiten Q_{ij} mit $i, j = 1, 2, 6$ im Materialkoordinatensystem ausgedrückt werden:

$$\begin{aligned} Q_{11} &= \frac{E_1}{1 - \nu_{12}\nu_{21}}, & Q_{12} &= \frac{\nu_{21}E_2}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} \\ Q_{22} &= \frac{E_2}{1 - \nu_{12}\nu_{21}}, & Q_{66} &= G_{12}. \end{aligned} \quad (2.2)$$

Die Übertragung der reduzierten Steifigkeiten einer Einzelschicht von dem lokalen in das globale Koordinatensystem erfolgt mittels Polartransformation, welche der Literatur z.B. Altenbach et al. [40] zu entnehmen ist.

Das Strukturgesetz

$$\begin{pmatrix} \underline{N} \\ \underline{M} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \underline{A} & \underline{B} \\ \underline{B} & \underline{D} \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} \underline{\varepsilon} \\ \underline{\kappa} \end{pmatrix} \quad (2.3)$$

zur Berechnung des Deformationsverhaltens eines Mehrschichtverbundes stellt die Verbindung der Schnittkräfte und -momente mit den Verzerrungen und Krümmungen her. Dabei beschreibt $\underline{A}$ die Scheiben-, $\underline{D}$ die Platten- und $\underline{B}$ die Koppelsteifigkeit, welche durch die reduzierten Steifigkeiten bestimmt werden [40–42].

Die Elastizitätskenngrößen der Einzelschicht in und quer zur Faserrichtung werden aus einem Feder-Ersatzmodell gewonnen und ergeben sich nach Jones [41] in Abhängigkeit des Faservolumenanteils v_f wie folgt:

$$\begin{aligned} E_1 &= E_{1,f}v_f + E_m(1 - v_f), & E_2 &= \frac{E_{2,f}E_m}{E_{2,f}(1 - v_f) + E_mv_f} \\ G_{12} &= \frac{G_{12,f}G_m}{G_{12,f}(1 - v_f) + G_mv_f}, & \nu_{12} &= \nu_{12,f}v_f + \nu_m(1 - v_f). \end{aligned} \quad (2.4)$$

2.1.3 Versagensmechanismen und -kriterien

Die Versagensmechanismen der FKV werden in drei Modi unterteilt. Auf mikroskopischer Ebene wird zwischen Faserbruch (Fb) und Zwischenfaserbruch (Zfb) differenziert. Darüber hinaus wird auf makroskopischer Ebene die Delamination, d.h. die großflächigen Trennung zweier Einzelschichten, als weitere Versagensmod der FKV bezeichnet [43]. In Abhängigkeit des Belastungszustandes können die Versagensmechanismen in weitere Versagensarten unterteilt werden [44–46]. Unter longitudinaler Zuglast ist das primäre Versagen abhängig von der Bruchdehnung der Faser bzw. der Matrix. Im Gegensatz dazu tritt das Versagen unter longitudinaler Drucklast aufgrund des Stabilitätsverlustes der Faser (Knicken der Fasern im Extension Mode bzw. Shear Mode), Knicken der Fasern aufgrund vorheriger Faser-Matrix-Ablösung, wechselseitige Beeinflussung der unterschiedlichen Querkontraktionszahlen der Faser und Matrix oder als Materialversagen auf, siehe Abb. 2.1. Dies wurde u.a. in Arbeiten von Rosen [18, 47], Ewins und Ham [48], Gutkin et al. [24, 25] sowohl experimentell als auch durch angepasste Modellierungsansätze nachgewiesen. Weitere Versagensmechanismen unter orthogonaler Zug- und Druckbelastung unterscheiden sich wesentlich im Verlauf der Bruchfläche durch

die Einzelschicht und sind maßgeblich durch das Fließverhalten der Matrix beeinflusst [49].

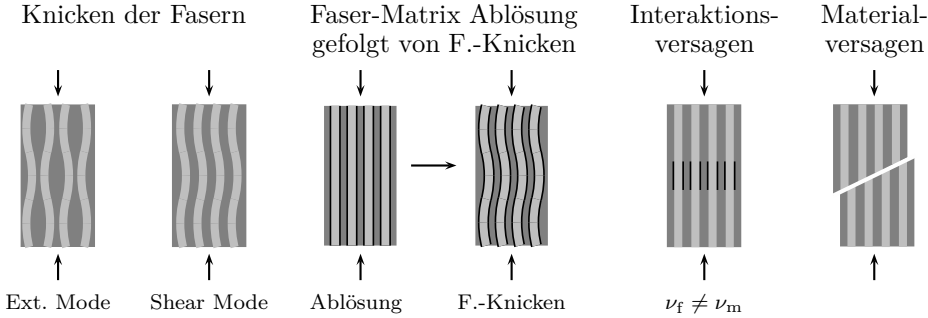


Abb. 2.1: Versagensmechanismen von Faser-Kunststoff-Verbunden unter Druckbelastung nach Greszczuk [17].

Als Versagenskriterium zur Beschreibung des Spannungszustandes in der Matrix wird die Schubspannungshypothese nach Tresca

$$\sigma_{\text{tresca}}^{\text{eq}} = |\sigma_{\text{I}} - \sigma_{\text{II}}| \quad (2.5)$$

und zur Beschreibung des Spannungszustandes in der Faser die Hauptnormalspannungshypothese nach Rankine

$$\sigma_{\text{rankine}}^{\text{eq}} = \max(\sigma_{\text{I}}; \sigma_{\text{II}}) \quad (2.6)$$

ausgewählt. Beide Hypothesen bieten die Möglichkeit mehrachsige Spannungszustände, bestehend aus Normal- und Schubspannungen in allen Raumrichtungen, direkt mit den aus einachsigen Zug- und Druckversuchen ermittelten Materialkennwerten vergleichend gegenüberzustellen.

2.2 Gewählte Modellierungsansätze

Geeignete Modellierungsansätze sollten problemspezifisch ausgewählt und an die entsprechende Betrachtungsweise angepasst werden. Für die Betrachtung von FKV wird häufig die mikro-, meso- und makroskopische Ebene gewählt. Bisherige Untersuchungen über den Einfluss von Poren auf die mechanischen Eigenschaften von FKV unter Drucklast erfolgten meist auf makroskopischer Ebene, bei der das mechanische Materialverhalten von Laminaten durch eine Funktion in Abhängigkeit des Porenvolumengehalts abgebildet wurde. Mesoskopisch betrachtet

besteht ein Laminat aus einer beliebigen Anzahl von Einzelschichten, deren Eigenschaften durch die Elastizitätskenngrößen aus Gl. 2.4 beschrieben werden können. Diese werden aus der diskreten, d.h. mikroskopischen Sichtweise der Faser- und Matrixeigenschaften abgeleitet und somit homogenisiert dargestellt.

Insbesondere bei der Betrachtung von FKV unter Drucklast ist eine vollständige Modellierung aller Variablen aufgrund der sich daraus ergebenden Komplexität nicht möglich. Als Konsequenz wird ein repräsentatives Volumenelement extrahiert und ein Modell abgeleitet, welches eine Annäherung an die Wirklichkeit darstellt. Im Rahmen dieser Arbeit wird demzufolge ein repräsentatives Modell einer Pore mit der umgebenden Matrix und Fasern entwickelt und dies sowohl experimentell, numerisch als auch analytisch abgebildet, siehe Abb. 2.2. Im folgenden wird nun ein Überblick über die gewählten Ansätze und der angewandten Methoden gegeben.

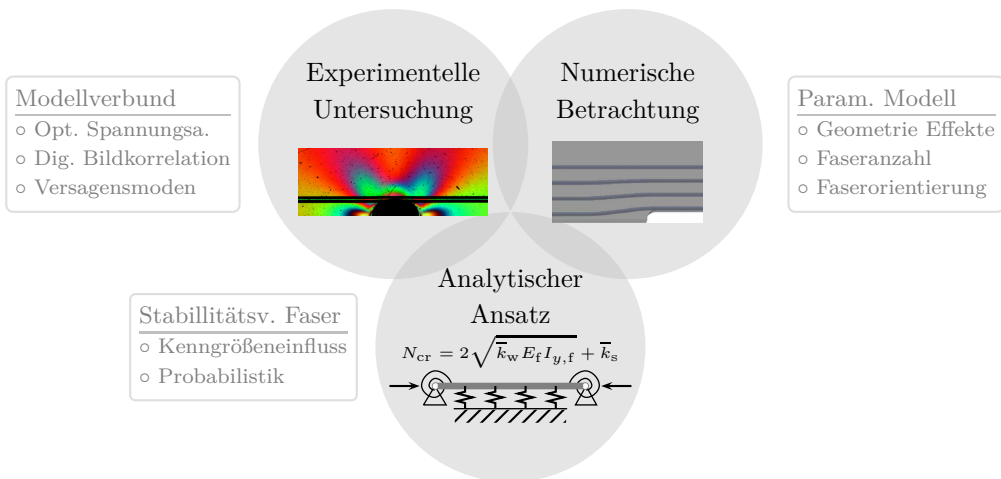


Abb. 2.2: Ausgewählte Ansätze zur Diskussion des Einflusses von Poren auf die Schaden-sphänomenologie von Faser-Kunststoff-Verbunden unter Drucklast.

2.2.1 Experimentelle Untersuchung

Die experimentelle Untersuchung beinhaltet zunächst einmal die Charakterisierung der Poren und deren Einfluss auf diverse werkstofftechnische Kenngrößen, wie z.B. die Faserorientierung oder den Faserabstand, siehe hierzu auch Abb. 1.3. Aus den Informationen über die Morphologie der Poren wird anschließend ein sogenannter modellhafter Probekörper abgeleitet. Dieser besteht aus der minimalen

Anzahl an Konstituenten (Matrix und zwei oder mehrere Fasern) eines FKV und einer Pore. Mit Hilfe von optischen Messverfahren wie der digitalen Bildkorrelation (engl. digital image correlation, kurz DIC) und der in ein Mikroskop integrierten Spannungsoptik wird es ermöglicht, sowohl Erkenntnisse über den Dehnungs- als auch über den Spannungszustand in der Umgebung einer Probe zu erlangen. Darüber hinaus kann die Schädigungsinitiierung und die Schadensentwicklung beobachtet und dokumentiert werden. Um die Übertragbarkeit der Erkenntnisse im Hinblick auf anwendungsnahe FKV garantieren zu können, wird das Ersatzmodell des modellhaften Probekörpers erweitert. Diese Erweiterung beinhaltet die Verwendung von Rovings anstatt einzelner Fasern, so dass eine möglichst reale Konfiguration, wie sie in FKV auftritt, zur Prüfung genutzt werden kann.

2.2.2 Numerische Betrachtung

Innerhalb der numerischen Betrachtung wird eine Routine entwickelt und in das Finite-Elemente-Programm Ansys® 13 der Firma Ansys Inc. implementiert. Die Routine enthält im Wesentlichen die Geometrie des Probekörpers, die Materialeigenschaften, die Vernetzung des Volumens mittels Finiter-Elemente, die vorgegebenen Randbedingungen und die Vorgaben zur Lösung der numerischen Aufgabe. Zur Ersparnis von Rechenzeit wird nur ein Viertel des Probekörpers für die Simulation abgebildet. Durch die Verwendung von Parametern ist die Routine flexibel einsetzbar, so dass neben geometrischen Effekten, die Anzahl der Fasern und deren Orientierung variiert werden kann. Darüber hinaus wird ein Kohäsives-Zonen-Modell mit in die Routine eingebettet, so dass auch eine mögliche Faser-Matrix-Ablösung berücksichtigt werden kann. Darüber hinaus bietet die numerische Betrachtung die Möglichkeit effizient und detailliert eine Spannungs- und Dehnungsanalyse an Faser und Matrix durchzuführen.

2.2.3 Analytischer Ansatz

Als Ergänzung zu der experimentellen Untersuchung und der numerischen Betrachtung des Ersatzmodells wird zudem die globale statische Stabilität einer einfach eingebetteten Faser untersucht (weiterführende Ausführung in Abschnitt 3.3). Im Wesentlichen beruht diese auf der Knicktheorie nach Euler eines einfach gelenkig gelagerten Stabes, wobei die Verzerrung des Querschnittes nach dem Modell von Timoshenko berücksichtigt wird. Abgeleitet wird die Stabilitätsanalyse anhand des in Abb. 2.3 dargestellten Stabes mit der Länge l . Die deformierte Kon-

figuration des Stabes resultiert aus der äußeren Kraft N und der Verschiebung u , welche sich aus der Durchbiegung $w(x)$ wie folgt ableiten lässt [50, 51]:

$$u(x) = \frac{1}{2} \int_{-l/2}^{+l/2} \left(\frac{\partial w(x)}{\partial x} \right)^2 dx. \quad (2.7)$$

Der Ursprung des Koordinatensystems liegt wie in Abb. 2.3 angedeutet in der Mitte des Stabes, an der die Durchbiegungsfunktion $w(x)$ ihre maximale Amplitude a_m erreicht. Die Verdrehung des Querschnitts wird nach Timoshenko mit der Funktion $\psi(x)$ abgebildet, wobei deren Maximalwert am Rand mit dem Parameter b_m (hier nicht dargestellt, nähere Beschreibung folgt in Abschnitt 3.3) definiert ist.

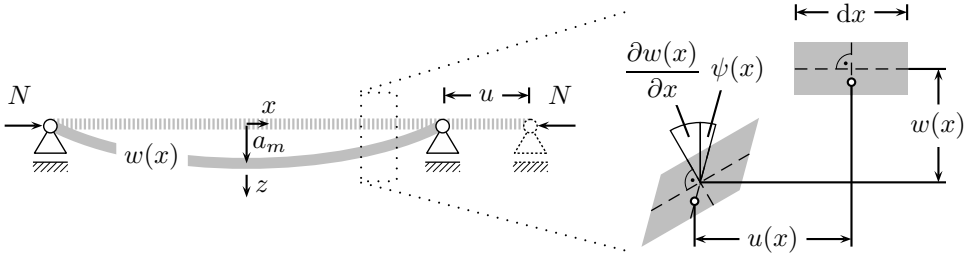


Abb. 2.3: Stabknicken und Verformung an einem Balken.

Zur Beschreibung des Stabilitätsverhaltens beulkritischer Strukturen bietet es sich an ein energetisches Kriterium zu nutzen, da sich dieses günstig für näherungsweise Lösungen erwiesen hat [40, 52]. Das hier angewendete Prinzip vom Minimum des elastischen Potentials erlaubt es das elastische Gesamtpotential Π mit Hilfe der gespeicherten Verzerrungsenergie U und der von außen aufgeprägten Kraft hervorgerufenen Arbeit W zu beschreiben:

$$\Pi = U - W. \quad (2.8)$$

Eine Gleichgewichtslage des Gesamtsystems wird dabei erreicht, wenn die erste Variation des Gesamtpotentials gleich Null ist.

$$\delta \Pi = 0 \quad (2.9)$$

Demnach nimmt ein elastisches System einen Gleichgewichtszustand an, wenn bei einer Variation der Verschiebungen die Änderung des Gesamtpotentials gerade

verschwindet. Überprüft werden kann die Stabilität des jeweiligen Gleichgewichtszustandes über die zweite Variation $\delta^2\Pi$. Es liegt für

$$\delta^2\Pi \begin{cases} > 0 & \text{stabil} \\ = 0 & \text{indifferent} \\ < 0 & \text{labil} \end{cases} \quad (2.10)$$

entsprechend eine stabile, indifferente bzw. labile Gleichgewichtslage vor. Zur Lösung des Variationsproblems eignet sich das Verfahren nach Ritz, bei dem die gesuchte Funktion durch einen Ansatz der Form

$$\tilde{f}(x) = \sum_{i=1}^m a_i f_i(x) \quad (2.11)$$

approximiert wird. Dabei muss jede Ansatzfunktionen $v_i(z)$ für sich die geometrischen Randbedingungen erfüllen. Die möglichen Extremwerte werden anschließend durch die Bestimmung der sogenannten Ritzschen Koeffizienten a_i durch die notwendige Bedingung

$$\frac{\partial \Pi}{\partial a_i} = 0 \quad (2.12)$$

ermittelt. Die Ausführung bzw. die Realisierung dieses Ansatzes zur Ermittlung des Stabilitätsverhaltens einer Faser unter Drucklast erfolgt im Abschnitt 3.3 und im Kapitel 4.3.

2.3 Eingesetzte Prüfmethoden

Im Rahmen der Arbeit werden verschiedene Prüfmethoden eingesetzt. Diese werden in diesem Abschnitt vorgestellt und im Hinblick auf ihre Anwendung näher erläutert.

Mikroskopie: Es werden zur Untersuchung der Oberflächeneigenschaften zwei Methoden der Mikroskopie genutzt. Lichtmikroskopieaufnahmen werden ausschließlich an einem Mikroskops Polyvar der Firma Leica Microsystems GmbH getätigt. Mit den Aufnahmen wird u.a. die Bestimmung des Porenvolumengehalts an polierten Querschliffen und die Bestimmung der Faserorientierung durchgeführt. Zusätzlich wird der Beanspruchungszustand des Probekörpers mit Hilfe einer spannungsoptischen Apparatur innerhalb des Lichtmikroskops erfasst. Zum Anderen

wird aufgrund der physikalisch maximal möglichen Auflösung des Lichtmikroskops, die durch die Wellenlänge des Lichts begrenzt ist, das Rasterelektronenmikroskop (REM) eingesetzt. Diese eignet sich zudem durch die hohe Tiefenschärfe zur Analyse (Fraktographie) der Bruchflächen von Fasern und Matrix.

Optische und digitale Spannungsanalyse: Lichtdurchlässige optisch isotrope Werkstoffe, welche sich unter mechanischer Belastung doppelbrechend verhalten, bieten die Möglichkeit unter Verwendung von polarisiertem Licht, die Spannungsverteilung zu untersuchen. Bei Verwendung monochromatischen Lichts entsteht ein System von Helligkeitsmaxima und -minima, die es erlauben auf den Betrag der Hauptspannungen (Isochromaten) und deren Winkelausrichtung (Isoklinen) zurückzuschließen [53–58]. Die einfachste Konfiguration des spannungsoptischen Aufbaus besteht aus der Lichtquelle, dem Polarisator und dem Analysator, siehe auch Abb. 2.4. Eine Erweiterung dieses Aufbaus mit zwei $\lambda/4$ -Platten bietet die Möglichkeit einer automatisierten Auswertung der Spannungsverteilung nach Patterson und Wang [55], welche von Siegmann [59] in zwei frei verfügbaren Matlab-Routinen,

- Computer Aided Photoelastic Analysis (COPA) und
- Regularized Isochromatic Phase Map Computation (RICO),

umgesetzt wurde. Die Software verarbeitet dabei die in sechs Schritten aufgenommenen spannungsoptischen Bilder, welche durch Rotation der zweiten $\lambda/4$ -Platte Q_2 und des Analysators A nach Tab. 2.1 entstehen. Die Winkelangaben beziehen sich dabei auf die Ausrichtung des Polarisators P (0°). Dem gegenüber ist die erste $\lambda/4$ -Platte Q_1 um -45° verdreht.

Unter der Bedingung, dass die zwei $\lambda/4$ -Platten Q_1 und Q_2 zirkulierendes polarisiertes Licht erzeugen, kann die Lichtintensität am Analysator A mit der folgenden Gleichung beschrieben werden [55]

$$i_n = i_m + i_v \{ \sin 2(\alpha_\lambda - \theta) \cos \delta - \sin 2(\theta - \beta_\lambda) \cos 2(\alpha_\lambda - \beta_\lambda) \sin \delta \}, \quad (2.13)$$

wobei $n = 1, 2, \dots, 6$ gilt und α_λ bzw. β_λ der Ausrichtungswinkel der zweiten $\lambda/4$ -Platte bzw. der des Analysators ist. Des Weiteren entspricht θ und δ der Isoklinen bzw. der relativen Verzögerung (Gangunterschied) des Lichts. i_m und i_v repräsentieren die Lichtintensität des gestreuten Lichts unter der Voraussetzung, dass alle Achsen der optischen Elemente parallel ausgerichtet sind. Die unbekannte Isoklinen und die relative Verzögerung können anhand der in Tab. 2.1 errechneten

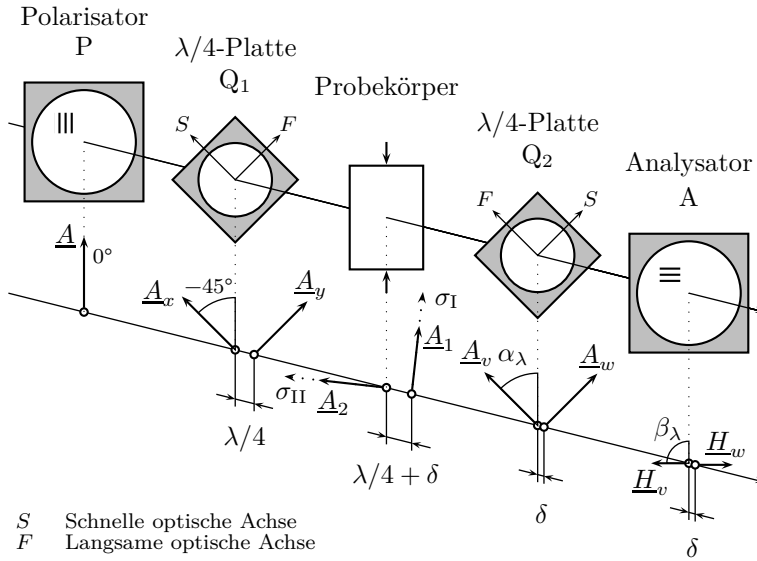


Abb. 2.4: Schematische Darstellung des Funktionsprinzips der optischen Spannungsanalyse.

sechs Lichtintensitäten durch Gl. 2.14 bestimmt werden.

$$\theta = \frac{1}{2} \tan^{-1} \left(\frac{i_5 - i_3}{i_4 - i_6} \right) \quad \text{und} \quad \delta = \tan^{-1} \left(\frac{i_4 - i_6}{(i_1 - i_2) \cos 2\theta} \right) \quad (2.14)$$

Die Software stellt zudem aus dem Abbild der relativen Verzögerung des Lichts die Ordnung der Isochromaten¹ dar. Diese hängen nur von der aufgetragenen Belastung ab und sind wie Gl. 2.15 zeigt

$$\delta = 2\pi N_\sigma \quad (2.15)$$

über die Ordnung der Isochromaten N_σ miteinander verknüpft. Die Grundgleichung der linearen optischen Spannungsanalyse

$$\sigma_{\text{tresca}}^{\text{eq}} = |\sigma_I - \sigma_{II}| = \frac{f_\sigma N_\sigma}{t} \quad (2.16)$$

beschreibt den Zusammenhang zwischen den Hauptspannungen (σ_I und σ_{II}) und der Ordnung der Isochromaten N_σ . Ferner hängen die genannten Parameter von der spannungsoptischen Konstante f_σ und der Dicke des Probekörpers ab. Die spannungsoptische Konstante kann durch einen einachsigen Zug- oder Druckversuch an einer Reinharzprobe bestimmt werden. Hierzu wird die aufgetragte Spannung multipliziert mit der Probendicke gegenüber der Ordnung der Isochromaten

¹Konstante Hauptspannungs-Differenz: $\sigma_{\text{tresca}}^{\text{eq}} = |\sigma_I - \sigma_{II}|$

in einem Diagramm aufgetragen. Dabei entspricht die Steigung der einzutragenden Ausgleichsgerade dem Wert der spannungsoptischen Konstante.

Tab. 2.1: Lichtintensität an der Ausgabe des Analysators.

Lichtintensität	P in °	Q ₁ in °	Q ₂ /α _λ in °	A/β _λ in °
$i_1 = i_m + i_v \cos \alpha$	0	-45	0	+45
$i_2 = i_m - i_v \cos \alpha$			0	-45
$i_3 = i_m - i_v \sin \alpha \sin 2\theta$			0	0
$i_4 = i_m + i_v \cos \alpha \sin 2\theta$			-45	-45
$i_5 = i_m + i_v \sin \alpha \sin 2\theta$			-90	-90
$i_6 = i_m - i_v \cos \alpha \sin 2\theta$			-135	-135

Digitale Bildkorrelation: Die digitale Bildkorrelation (engl.: digital image correlation, kurz DIC) ist ein kamerabasiertes Verfahren zur zwei- / dreidimensionalen berührungslosen Verformungsmessung der Oberfläche eines Probekörpers. Hierzu wird ein Punktemuster mit einer zufälligen Struktur mittels eines Airbrush-Systems durch Aufsprühen von Eisen- / Titanoxid generiert, um einen sehr guten Kontrast bei der Auswertung der Verschiebungen gewährleisten zu können. Die Messung erfolgt mit Hilfe des von der Gesellschaft für optische Messtechnik mbH (Braunschweig) zur Verfügung gestellten dreidimensionalen DIC-Messsystems Aramis. Dies ermöglicht neben der typischen zweidimensionalen Auswertung der Dehnung auch Verschiebungen in Dickenrichtung des Probekörpers zu ermitteln. Als zulässiger Grenzwert wird in dieser Arbeit eine maximale Ausbeulung von 10 % der Dicke des Probekörpers festgelegt.

Ultraschallinspektion: Als zerstörungsfreie Prüfmethode bietet sich die Ultraschallinspektion besonders im Hinblick auf die Überprüfung der Qualität von Laminaten an. In dieser Arbeit wird ein Ultraschallsystem des Ingenieurbüros Dr. Hillger Ultraschall-Prüftechnik USPC 3040 DAC Industrie mit dem Prüfkopf STS 6 PB 6-12 P15 der Firma Karl Deutsch GmbH + Co KG genutzt. Auf Basis zweier wissenschaftlicher Arbeiten von de Almeida und Neto [32] und Costa et al. [33] ist es zudem möglich, anhand der Ultraschallabschwächung Rückschlüsse auf den Porenvolumengehalt des Laminats zu schließen.

Mikro-Computertomographie (μCT): Als Computer-Tomographie wird die rechnerbasierte Auswertung von Röntgenaufnahmen bezeichnet, welche aus ver-

schiedenen Richtungen aufgenommen werden. Die in den folgenden Kapitel gezeigten, dreidimensionalen Abbildungen werden mit der frei zur Verfügung stehenden Software ImageJ verarbeitet, wobei die Rohdaten von dem Computer-Tomograph nanotom der Firma GE Sensing & Inspection Technologies GmbH des Instituts für Leichtbau und Kunststofftechnik der Technischen Universität Dresden mit einer Auflösung von $50\text{ }\mu\text{m} \times 50\text{ }\mu\text{m} \times 50\text{ }\mu\text{m}$ stammen.

3 Modellbildung und angewandte Methoden

Die Grundlage der Modellbildung besteht zunächst aus der Charakterisierung der Poren und deren Einfluss auf die Konstituenten des Verbundes. Als Material zur Untersuchung des Einflusses von Poren auf die mechanischen Eigenschaften wird das CFK-Laminat (M21/T800S) verwendet. Durch Reduzierung des Autoklavdrucks während des Aushärtprozesses kann der Porenvolumengehalt v_v (Porenvolumen bezogen auf das Gesamtvolumen des FKV) eingestellt bzw. variiert werden [9]. In Abb. 3.1 ist sowohl der Autoklavprozess nach Herstellerangaben aufgezeigt als auch die variierten Prozesszyklen mit reduziertem Autoklavdruck. Abb. 3.2 zeigt die entsprechende Auswirkung, d.h. die Erhöhung des Porenvolumengehalts in Laminaten bei Reduzierung des Autoklavdrucks.

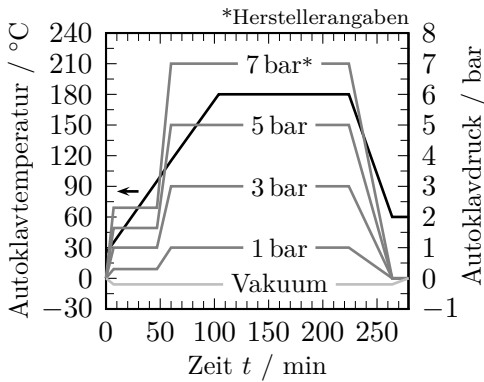


Abb. 3.1: Autoklavzyklus für das CFK-Laminat (M21/T800S) nach Herstellerangaben und Variation des Autoklavdrucks zur Einstellung des Porenvolumengehalts.

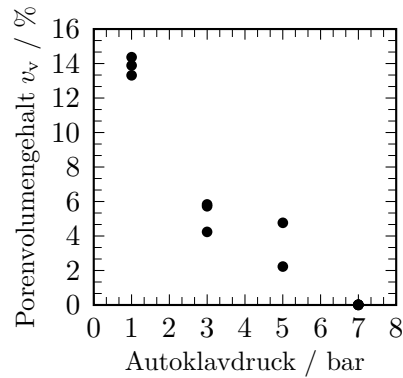


Abb. 3.2: Gegenüberstellung des Autoklavdrucks und des Porenvolumengehalts für das CFK-Laminat (M21/T800S).

Mit Hilfe von Aufnahmen aus der Licht- und Rasterelektronenmikroskopie kann die Morphologie und Lage der Poren unmittelbar in der Umgebung einer Pore

bestimmt werden, ebenso wie Einflüsse auf die Faserlage und die Faserabstände. Dabei werden die morphologische Kenngrößen der Poren in Abhängigkeit des Porentyps, wie in Abb. 3.3 dargestellt, wie folgt definiert:

- Länge (l_v): Ausdehnung der Pore in Faserrichtung
- Höhe (h_v): Maß in Dickenrichtung des Laminats
- Breite (b_v): Ausdehnung der Pore in Laminebene
- Fläche (A_v): Flächenmaß in Laminebene

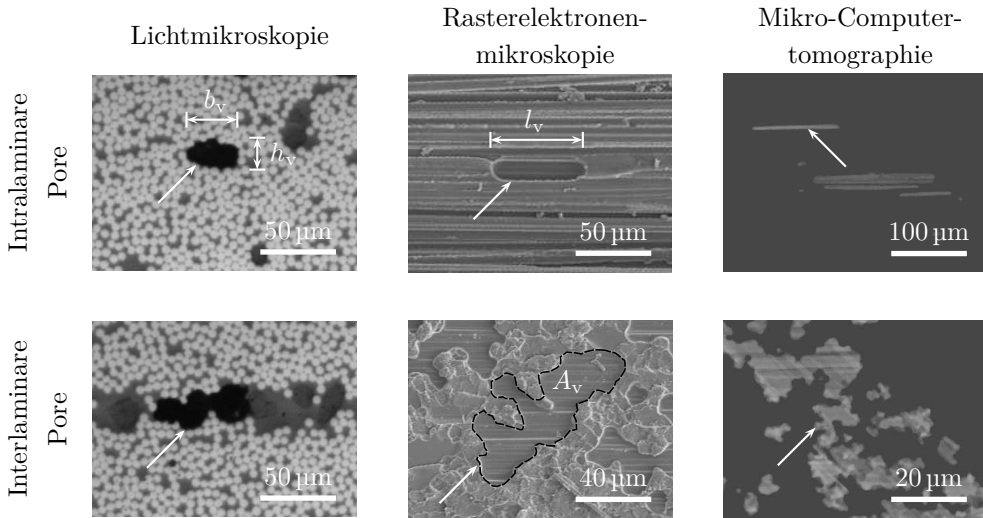


Abb. 3.3: Morphologie der Poren im CFK-Laminat (M21/T800S). Gekennzeichnet mit einem weißen Pfeil ist jeweils eine Pore.

In den Lichtmikroskopieaufnahmen der Abb. 3.3 heben sich hellgrau die Fasern bzw. Faserlagen hervor, welche durch die Matrix (grau) getrennt sind. Aufgrund von fehlender Lichtreflektion erscheinen die Poren schwarz. In den weiteren Abbildungen sind Aufnahmen der Rasterelektronenmikroskopie abgebildet, bei denen nur die Umrisse der Poren zu erkennen sind. Diese Ansicht erlaubt eine grundlegende Differenzierung zwischen zwei Porenarten, die in einem FKV auftreten können, den intra- (Schlauch-) und interlaminaren (Wolken-) Poren, wobei die Begriffe von der Form der Poren aus der dreidimensionalen Mikro-Computertomographie-Aufnahme abgeleitet sind. Intralaminare Poren treten innerhalb der Einzelschicht, d.h. zwischen den Fasern, auf. Durch die Fasern und den anliegenden Autoklavdruck wird eine Luftblase aus der energetisch günstigeren Form einer Kugel in eine längliche Form gezwungen. Entgegen der Untersuchung von Lapusta [60],

bei der der Abstand zwischen einer Faser und einer Kavität betrachtet wurde, wird für diese Arbeit angenommen, dass Poren immer direkt von Fasern umgeben sind und der Abstand vernachlässigbar ist. Im Gegensatz zu intralaminaren Poren weisen die zwischen den Lagen auftretende interlaminaren Poren eine unregelmäßige äußere Kontur im horizontalen Querschnitt auf und werden maßgeblich von den umgebenen Einzelschichten in ihrer Form beeinflusst. Zusätzliche Informationen, wie z.B. das Porenvolumen, können aus den Aufnahmen der Mikro-Computertomographie gewonnen werden.

Eine erste Vereinfachung bzw. Verallgemeinerung der Porenmorphologie kann aus den Aufnahmen der Abb. 3.3 qualitativ abgeleitet werden und wurde bereits veröffentlicht [61]. Schematisch ist dies in Abb. 3.4 dargestellt, wobei zwischen intra- und interlaminaren Poren differenziert und zusätzlich der Einfluss der Porenart auf die Faserlage um die Pore herum berücksichtigt wird. Angenommen wird, dass nur eine intralaminare Pore zu einer lokalen Faserfehlstellung vor und hinter der Pore in einer Schnittebene führt, auf Höhe der Pore die Fasern hingegen parallel ausgerichtet sind. Im vertikalen Querschnitt betrachtet, beeinflussen beide Porenarten die Faserorientierung nur in einem geringen Maße, so dass dieser Fall vernachlässigt werden kann. Es können diese beiden Querschnittsbetrachtungen also als Sonderfall der horizontalen Querschnittsbetrachtung einer intralaminaren Pore ohne Faserfehlstellung angesehen werden.

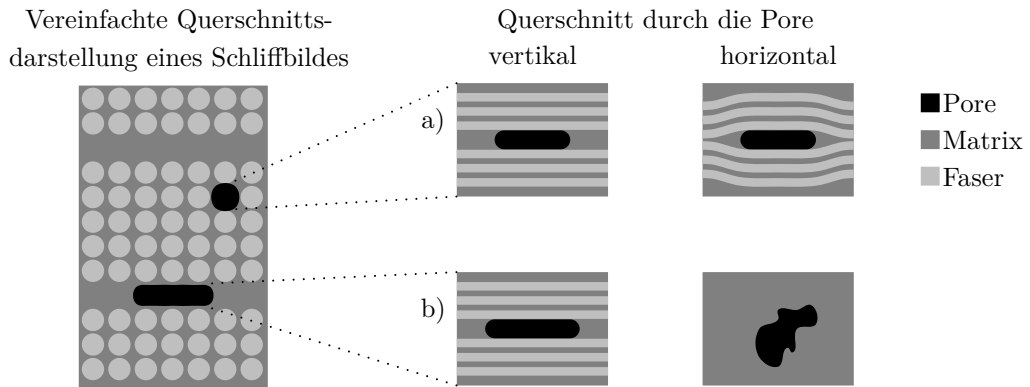


Abb. 3.4: Schematische Darstellung der auftretenden Porentypen im Laminat und deren Einfluss auf die Faserorientierung. a) Intralaminare Pore. b) Interlaminare Pore.

Eine detaillierte Darstellung des horizontalen Querschnitts einer intralaminaren Pore aus Abb. 3.4 ist in Abb. 3.5 abgebildet. Der gezeigte Ausschnitt kann in drei Bereiche aufgeteilt und jeder Bereich eigenständig betrachtet werden. Fasern, wie

im Bereich I gekennzeichnet, weisen keinerlei Faserfehlstellung auf und liegen weit entfernt von der Einflusszone der Pore. Eine idealisierte Betrachtung eines FKV unter Druckbelastung veröffentlichte Rosen 1965, in dem er das Druckversagen auf lokale Instabilität der Fasern zurückführte [18]. Dieser analytische Ansatz überschätzt jedoch die Druckfestigkeit eines FKV und wurde später von Argon [19], Budiansky [20] und Wisnom [62] erweitert, indem die Faserorientierung neben der kritischen Schubbelastung der Matrix als maßgebende Kenngröße zur Beschreibung der Druckfestigkeit eingeführt wurde (Bereich II). Sowohl Bazhenov et al. [12] als auch Gehrig [35] adaptierten den Ansatz von Budiansky unter der Annahme, dass Poren die Ursache einer überdurchschnittlichen Faserfehlstellung seien. Beide merkten jedoch an, dass eine reine Betrachtung der Faserfehlstellung von Laminaten unter Druckbelastung, welche Poren enthalten, nicht ausreichend ist. Demnach muss der Bereich des FKV in der direkten Einflusszone der Pore (Bereich III) einen erhebliche Einfluss auf das frühzeitige Versagen von Laminaten unter Druckbelastung ausüben.

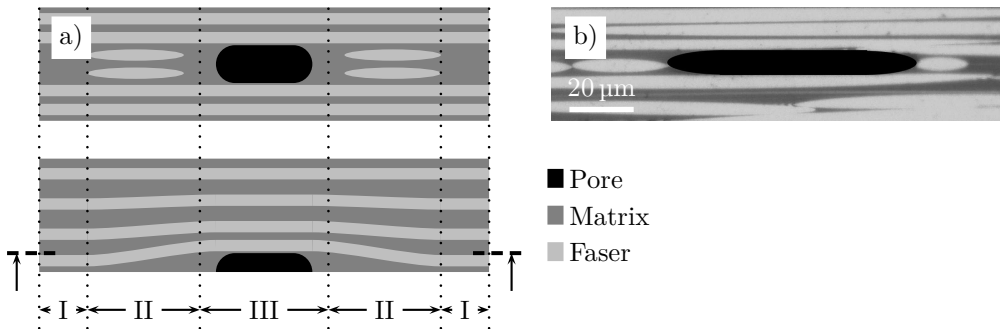


Abb. 3.5: Bereichseinteilung des Faser-Matrix-Verbundes unter Berücksichtigung einer Pore. a) Schematische Querschnittsdarstellung. b) Querschnitt Lichtmikroskopieaufnahme.

Neben der schematischen Querschnittsdarstellung in Abb. 3.5 ist zusätzlich eine Lichtmikroskopieaufnahme zu sehen, in der sich die zuvor beschriebene Vereinfachung widerspiegelt. Ober- und unterhalb der Pore verlaufen die Fasern beinahe ungestört, wohingegen vor und nach der Pore die Fasern als Ellipsen erscheinen. Dies deutet darauf hin, dass die Fasern aufgrund der Pore ausgelenkt wurden.

Da für die idealisierten Bereiche I und II bereits analytische Ansätze (z.B. Rosen [18], Argon [19], Budiansky [20] und Wisnom [62]) zur Beschreibung der Druckfestigkeit entwickelt wurden, wird in dieser Arbeit das Hauptaugenmerk auf den

Bereich III gelegt. Hierzu wird für die experimentelle Untersuchung ein auf das Minimum an Konstituenten reduzierter modellhafter Probekörper in vier Schritten entwickelt, siehe Abb. 3.6a-d, und dieser mit Hilfe der optischen Spannungsanalyse und der DIC untersucht, sowie die Schadensentwicklung herausgearbeitet. Einzelne Abschnitte einer Pore sind aufgrund der zu erwartenden Spannungskonzentrationen und bzgl. der Beschreibung der Versagensmechanismen von besonderem Interesse. Hierzu zählt der Scheitelpunkt einer Pore, die Umgebung der Porenendkappen und der zuvor beschriebene Bereich III, der durch die nur einseitig eingebettete Faser gekennzeichnet ist.

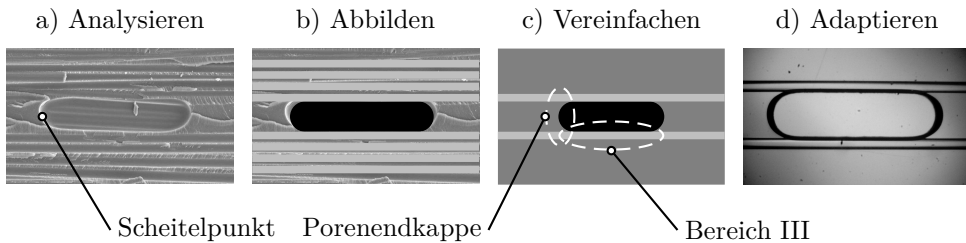


Abb. 3.6: Entwicklung des modellhaften Probekörpers in vier Schritten: a) Analysieren der Porenmorphologie (hier an einer REM-Aufnahme, siehe auch Abb. 3.4 und 3.5). b) Idealisierung der Porenmorphologie und der Lage der Fasern. c) Vereinfachung, d.h. Reduzierung der Konstituenten auf ein Minimum. d) Möglichst realistische Adaption des Modells.

Die parameterisierte Abbildung des modellhaften Probekörpers mittels Finite-Elemente-Methode (FEM) ermöglicht es, geometrische Effekte, wie Faserdurchmesser, Faseranzahl und Faserorientierung zu untersuchen. Die FE-Analyse wird als Ergänzung zur experimentellen Untersuchung gesehen, um Versagensmechanismen näher beschreiben zu können. Des Weiteren wird ein Balkenmodell von dem modellhaften Probekörper abgeleitet, um das Stabilitätsverhalten einer Faser an einer Pore analytisch untersuchen zu können.

3.1 Experimentelle Untersuchung

3.1.1 Morphologie und Topologie der Poren und Konstituenten

Die Charakterisierung der Poren erfolgt zunächst gemäß ihres Volumenanteils und ihres morphologischen Aufbaus, der von ihnen verursachten erfassbaren geometrischen Veränderungen der Lage und Position der Fasern, sowohl auf mikro-, meso- und makroskopischer Ebene. Als Basis der Datenerhebung dienen aus Prepreg

hergestellte Lamine (CFK), welche in Abhängigkeit vom angewandten Autoklavdrucks einen unterschiedlichen Porenvolumengehalt aufweisen.

Bestimmung des Porenvolumengehalts

Der Porenvolumengehalt in einem Laminat kann über verschiedene Verfahren, wie z.B. Eintauchverfahren (Dichtebestimmung), Säurelöseverfahren, etc. bestimmt werden. Die in dieser Arbeit angewendete Bildanalyse zur Bestimmung des Porenvolumenanteils bietet, im Gegensatz zu den anderen Verfahren, jedoch weitere Möglichkeiten, wie z.B. die Messung des Faserabstandes oder die Bestimmung der Porengröße. Sie weist gegenüber der Norm DIN EN 2564 Bestimmung der Faser-, Harz- und Porenanteile eine Abweichung von 1 % bis 5 % bei einem Porenvolumenanteil von $\leq 5\%$ und eine Abweichung von $\leq 1\%$ bei einem Porenvolumenanteil $\geq 5\%$ auf. Die Abweichung ist aufgrund der im Material enthaltenen Schwankungen des Porenvolumengehalts selbst vernachlässigbar [35, 63].

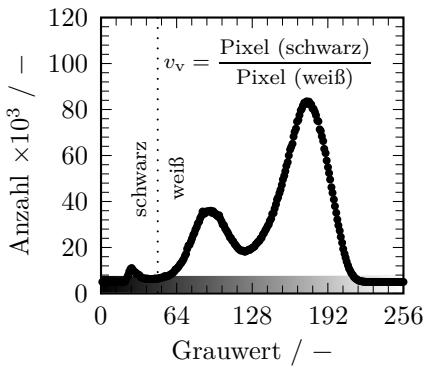


Abb. 3.7: Bestimmung des Porenvolumengehalts mit Hilfe der Grauwertanalyse einer Lichtmikroskopieaufnahme (siehe Abb. 3.3).

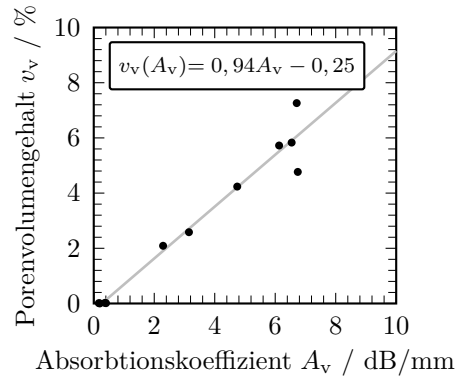


Abb. 3.8: Porenvolumengehalt vs. Absorptionskoeffizient ermittelt aus der durchschnittlichen Ultraschallabschwächung.

Mit Hilfe des numerischen Berechnungsprogramms Matlab (siehe Anhang ??) werden zum einen die Schliffbilder auf ihre Grauwerte hin untersucht (Abb. 3.7) und zum anderen die Abschwächung des Ultraschallbildes bestimmt. In dem Histogramm der Grauwerte können drei Maxima ermittelt und den Konstituenten des Verbundes zugeordnet werden. Dem ersten Maximum können die Poren, dem zweiten die Matrix und dem dritten die Fasern zugeschrieben werden. Die un-

tersuchte Querschnittsfläche sollte größer 15 mm^2 betragen und nach Möglichkeit die gesamte Laminatdicke enthalten [64]. Als Grenzwert für die Überführung des Grauwertbildes in ein Binärbild wird das Minimum zwischen den beiden ersten Maximalwerten gewählt. Durch die Bildung des Verhältnisses zwischen der Anzahl von schwarzen und weißen Pixeln kann nun der Porenvolumengehalt bestimmt werden und dem Absorptionskoeffizienten, d.h. der Division von Ultraschallabschwächung und Dicke des Laminats, gegenübergestellt werden. Der sich hieraus ergebende lineare Zusammenhang kann mittels einer Geradengleichung approximiert und für die Bestimmung des Porenvolumengehalts aus der Ultraschallabschwächung genutzt werden, siehe Abb. 3.8.

Porenmorphologie

Morphologisch betrachtet können Poren aufgrund ihrer Lage im Laminat in zwei Arten unterteilt werden: 1. intralaminare und 2. interlaminare Poren. Beide Arten können durch ihre geometrischen Abmaße wie Länge, Breite, Höhe, ihre Querschnittsfläche oder ihr Volumen beschrieben werden, siehe hierzu Abb. 3.3. Die Auswertung erfolgt mit Hilfe des Programms ImageJ. Dabei werden alle Querschnittsaufnahmen aus der μCT hintereinander geschichtet, das so entstandene Volumenabbild des Verbundes farblich invertiert und durch Variieren des Grenzwertes für die Transparenz die Poren virtuell herausgelöst. Diese können nun dreidimensional auf ihre morphologischen Kenngrößen hin vermessen werden.

Lage der Poren

Weitere Informationen über den Einfluss von Poren auf die mechanischen Eigenschaften werden aus der Lage, bzw. Position der Poren im Laminat gewonnen. In Abhängigkeit von der Belastungsart können diese Parameter entscheidend zur Initiierung des Versagens eines FKV beitragen, bzw. sich auf die Versagensmechanismen auswirken. Bei einer angelegten Druckbelastung können Poren, welche sich in der Nähe der lasttragenden Laminatschicht befinden, u.a. ein frühzeitiges Ausknicken der Fasern in die Pore begünstigen.

Wie zuvor wird in Abhängigkeit des Autoklavdruckes die Lage der Poren bestimmt und zwischen Schlauch- und Wolkenporen differenziert, die in und zwischen den Faserlagen (in matrixreichen Bereichen) auftreten.

Faserorientierung

Nachdem Argon [19] in den 1970er Jahre zum ersten Mal die Faserorientierung als einen der versagensinitiiierenden Parameter für FKV unter Drucklast aufführte, veröffentlichte Yurgartis [65] fast 15 Jahre später einen Ansatz zur Bestimmung der Faserorientierung. Bei der Betrachtung der Schichten, welche unter einem Winkel 10° geschnitten wurden, können die zu sehenden elliptischen Querschnitte der Fasern zur Auswertung genutzt werden. Die Faserorientierung lässt sich hierbei über das Verhältnis der Haupt- und Nebenachse und des Verdrehwinkels der Hauptachse bestimmen, siehe Abb. 3.9.

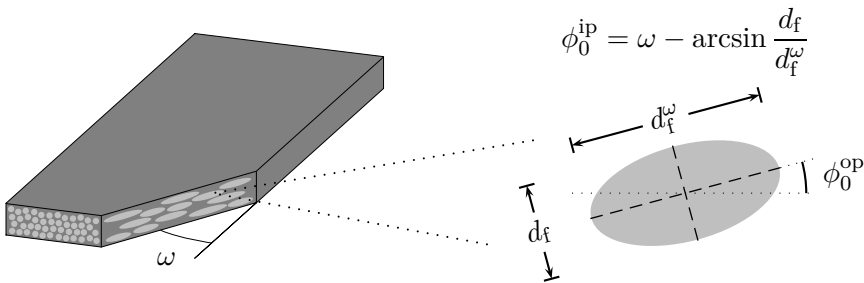


Abb. 3.9: Schematische Darstellung der Messung der in-plane (ip) und out-of-plane (op) Faserorientierung in Abhängigkeit des Schnittwinkels ω .

Es können somit dreidimensionale Informationen über die Orientierung der Fasern gewonnen werden [65]. Weitere in der Literatur vorgestellten Methoden, z.B. von Kratmann et al., bieten die Möglichkeit, die Faserorientierung mit Hilfe von Intensitätsmessungen über einen großen Bereich zu bestimmen, allerdings können nur Orientierungen in einer Ebene ermittelt werden [66].

Die Bestimmung der Faserorientierung erfolgt in einer in Matlab geschriebenen Routine, die aufgrund des hohen Faservolumenanteils $v_f \geq 60\%$ in mehreren Schritten für jede Faser unterteilt ist. Zunächst wird das Bild eingelesen und in ein Binärbild transformiert. In Abbildung 3.10 sind in Weiß die Fasern und in Schwarz die Matrix zu erkennen. Im nachfolgenden Schritt werden die weißen Flächen erodiert, d.h die weißen Flächen voneinander getrennt und der Flächenmittelpunkt bestimmt. Mit Hilfe des Mittelpunkts können alle Randpixel einer Faser in kartesischen Koordinaten ausgelesen und diese in ein Polarkoordinatensystem überführt werden (rot hervorgehobene Pixel). Dieser Schritt wird durchgeführt, um mögliche Pixel, die einer benachbarten Faser angehören, löschen zu können. Sind nun die Pixel mit dem geringsten Radius (blau) im Polarkoordinatensystem ausgewählt, können diese in ein kartesisches Koordinatensystem transformiert und

mittels einer elliptischen Ausgleichsfunktion approximiert werden. Die Parameter der Ellipse, d.h. Mittelpunkt und Haupt- / Nebenachse, können anschließend weiter für die Bestimmung der Faserorientierung, des Faserdurchmessers und des Faserabstandes ausgewertet werden.

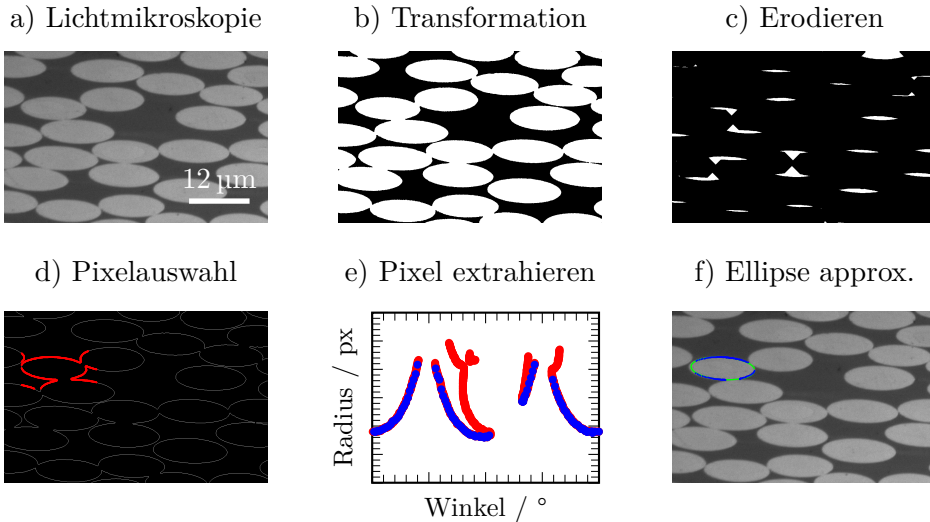


Abb. 3.10: Vorgehensweise zur automatisierten Bestimmung der Faserorientierung.

Faserabstand

Eine automatisierte Distanzbestimmung zwischen Punkten in einer Punktwolke ist bereits in Matlab implementiert. Die Annahme einer vorliegenden quadratisch bzw. hexagonal dichtesten Packung, bei der jede Faser von vier, bzw. sechs weiteren Fasern umgeben ist, können die Abstände z.B. in Abhängigkeit des Porenvolumengehalts bestimmt werden.

3.1.2 Mechanische Eigenschaften der Konstituenten

Faser

Für die Charakterisierung der mechanischen Kennwerte der Faser werden Probekörper in Anlehnung an die Norm ASTM D 3379 hergestellt [67]. Hierzu dient die Annahme, dass aufgrund des isotropen Materialverhaltens die mechanischen Kennwerte der Glasfasern in Zug- wie auch in Druckrichtung äquivalent sind [3, 68, 69]. Zur Durchführung des Einzel-Faserzugversuchs werden die Fasern auf

ein gelochtes Trägerpapier mit einem Klebstoff als Fixierungshilfsmittel aufgeklebt. Dabei entspricht die freie Länge der Faser dem Durchmesser ($d = 20\text{ mm}$) des Loches im Trägerpapier, siehe Abb. 3.11. Der Durchmesser der Fasern wird zuvor mittels Bügelmessschraube bestimmt. Anschließend wird die Probe in die Prüfmaschine eingesetzt und eingespannt, die Papierstege durchtrennt und die Prüfung gestartet. Während der Prüfung werden sowohl die Kraft als auch der Traversenweg aufgezeichnet, um eine spätere Auswertung durchführen zu können.

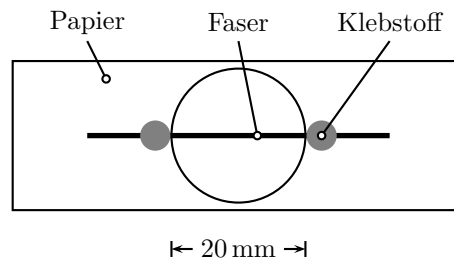


Abb. 3.11: Probekörper zur Prüfung einer Einzelfaser nach ASTM D 3379 [67].

Matrix

Die Ermittlung der mechanischen Zug- und Druckeigenschaften des Matrixsystems erfolgt in Anlehnung an die Norm DIN EN ISO 527-2 und DIN EN ISO 604 [70, 71]. In Abhängigkeit des zu bestimmenden Kennwerts wird zwischen drei verschiedenen Probekörpergeometrien differenziert. Die Zugeigenschaften, d.h. die Steifigkeit und die Festigkeit, können hierbei aus einem Probekörper, dem sogenannten dog-bone, gewonnen werden. Für die Bestimmung der Drucksteifigkeit bzw. -festigkeit werden zwei voneinander verschiedene Probekörpergeometrien, wie in der Norm vorgeschlagen, verwendet. Dabei erfolgt die Bestimmung des E-Moduls an einem quaderförmigen Probekörper mit den Abmaßen $50\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 4\text{ mm}$ und die Festigkeit an Probekörpern mit den Abmaßen von $10\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 5\text{ mm}$.

Die Fertigung der Probekörper erfolgt in drei Schritten. Im ersten Schritt werden aus dem Harz-Härter Gemisch Platten gegossen und im darauf folgenden Schritt mit Hilfe einer CNC-Fräse (Diadrive 2000) bzw. Säge (Mutronic) endkonturnah spannend herausgearbeitet. Anschließend werden die Probekörper im Nassschleifverfahren mit einem Schleifmittel der Körnung 800 auf ihre erforderliche Geometrie geschliffen und die Kanten poliert.

Des Weiteren wird für die optische Spannungsanalyse die spannungsoptische Kon-

stante f_σ benötigt. Diese kann aus einem einachsigen Zug- bzw. Druckversuch gewonnen werden, bei dem die Spannung multipliziert mit der Dicke des Probekörpers gegenüber den Helligkeitsminima / -maxima, d.h. den Ordnungen N_σ aufgetragen wird.

3.1.3 Modellhafter Probekörper

Basierend auf den Untersuchungen von Proben die Poren im Laminat aufweisen, wird eine Probengeometrie entwickelt, welche aus einer zwischen zwei Fasern eingeklemmten Pore besteht, siehe Abb. 3.6d. Dabei wird die Dicke der Probe so gewählt, dass von einem idealen zweidimensionalen Spannungszustand ausgegangen werden kann, um die optische Spannungsanalyse zur Bewertung des Spannungszustandes in direkter Umgebung der Pore nutzen zu können. Die Probekörper weisen eine Länge, Breite und Dicke von $21\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times \sim 0,5\text{ mm}$ auf. Die gewählte Probengeometrie basiert auf dem vorgeschlagenen Längen/Breiten-Verhältnis (gewonnen aus den Erkenntnissen einfach gelochter Druckprobekörpern), so dass die Spannungsüberhöhung aufgrund der Kerbwirkung der Pore genügend Freiraum aufweist, um zum Rand hin abklingen zu können.

Da die Handhabbarkeit der Kohlenstofffasern aufgrund ihres geringen Durchmessers sehr schwer ist, werden für die Untersuchungen eigens für die Experimente hergestellte Glasfasern verwendet und weisen einen durchschnittlichen Durchmesser von ca. $80\text{ }\mu\text{m}$ auf. Der Durchmesser der Fasern konnte durch die Reduzierung der Abziehgeschwindigkeit während der Faserherstellung erreicht werden.

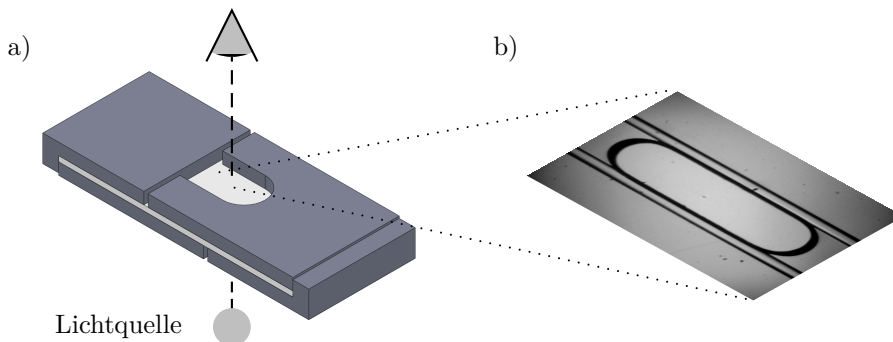


Abb. 3.12: a) Schematische Darstellung der mit einem Ausschnitt versehenen vierteiligen Knickstütze - vorbereitet für Transmissionslichtmikroskopie bzw. optische Spannungsanalyse. b) Vergrößerter Bereich des modellhaften Probekörpers, wie er im Mikroskop zu sehen ist.

Des Weiteren ist infolge des großen Länge-zu-Dicke-Verhältnisses des modellhaften Probekörpers mit Beulen der Proben unter Drucklast zu rechnen. Die hierfür entwickelte Knickstütze basiert auf einer von Bardis et al. [72] modifizierten Konstruktion, entsprechend ASTM D 6484 zur Testung von Open-Hole Druckprobekörpern [73]. Diese wurde an die Einspannung der Testmaschine angepasst und ist in Abb. 3.12 dargestellt.

Herstellung der modellhaften Probekörper

Die Probenherstellung erfolgt in sechs Schritten, wie schematisch in Abb. 3.13 dargestellt. Zunächst werden zwei Streifen doppelseitiges Klebeband auf die mit Trennmittel (Loctite 770-NC Frekote von Loctite) vorbereiteten Objektträger (Menzel-Gläser von Menzel) aufgeklebt. Anschließend werden die Fasern auf diesen Klebestreifen positioniert und mit weiteren Klebestreifen fixiert.

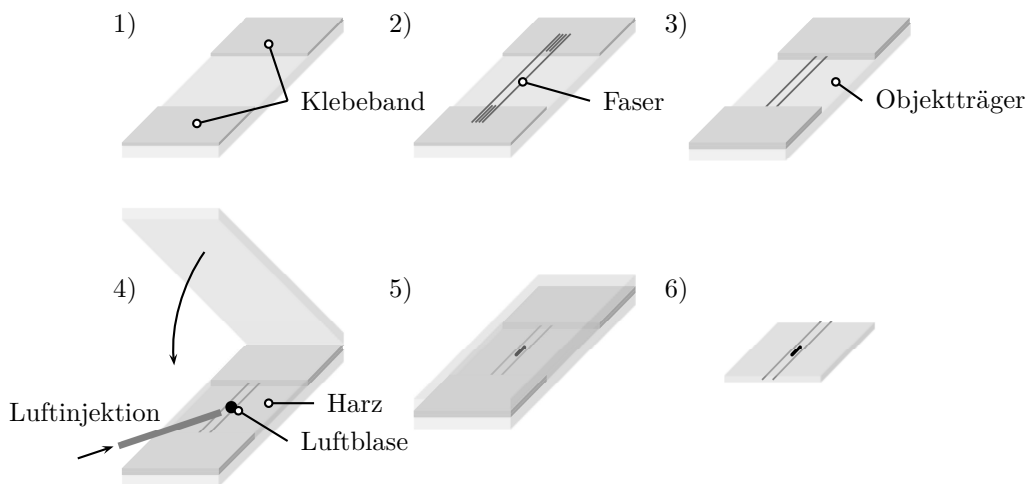


Abb. 3.13: Schematische Darstellung der Probenpräparation in sechs Schritten: 1) Aufkleben von doppelseitigem Klebeband auf Objektträger. 2) Positionierung der Fasern. 3) Fixierung der Fasern. 4) Tränkung der Fasern mit Harz-Härter-Gemisch und Injektion der Luftblase. 5) Positionierung der Luftblase. 6) Probekörperpräparation.

Im nächsten Schritt werden die Fasern mit einem entgastem Harz-Härter-Gemisch getränkt und es wird ein zweiter Objektträger darüber gelegt. Dieser gewährleistet eine gleichbleibende Oberflächengüte und dient darüber hinaus dazu die

Luftblase, die zuvor mittels einer Spritze in das Harz-Härter-Gemisch injiziert wurde, in Position zu halten. Über das eingebrachte Luftvolumen kann die Größe bzw. die Länge der Pore variiert und gesteuert werden. Die Aushärtung des Harz-Härter-Gemisches erfolgt anschließend nach Herstellerangaben für 24 Stunden bei Raumtemperatur und 15 Stunden bei 80 °C. Nach sorgfältigem Entfernen der Objektträger wird anschließend der Probekörper auf Maß gesägt und die Kanten poliert.

Erweiterung des modellhaften Probekörpers

Basierend auf dem in Abb. 3.13 gezeigten Herstellungsprozess des modellhaften Probekörpers werden analog Probekörper bestehend aus zwei Rovings, welche übereinander positioniert werden, hergestellt. Diese Erweiterung des modellhaften Probekörpers ermöglicht eine annähernd reale Konfiguration, wie sie in FKV auftritt, testen zu können. Während des Herstellungsprozesses wird auch hier mit Hilfe einer Spritze eine Luftblase in das Harz-Härter-Gemisch injiziert, wobei die Luftblase im Gegensatz zum modellhaften Probekörper von allen Seiten von Fasern umgeben ist. Nach der Aushärtung des Harz-Härter-Gemisches nach Herstellerangaben erfolgt die Probenpräparation. Hierfür werden die Proben zunächst zurecht gesägt, die Probekörperkanten poliert und anschließend mit Krafteinleitungselementen (Länge $\times$ Dicke = 10 mm $\times$ 1 mm) zur Lasteinleitung versehen. Schematisch ist ein derart gefertigter Probekörper in Abb. 3.14 dargestellt. Der Prüfbereich weist dabei eine Länge, Breite und Dicke von 7 mm $\times$ 6,3 mm $\times$ 1 mm auf, so dass ein Knicken des Probekörpers nach Euler ausgeschlossen werden kann.

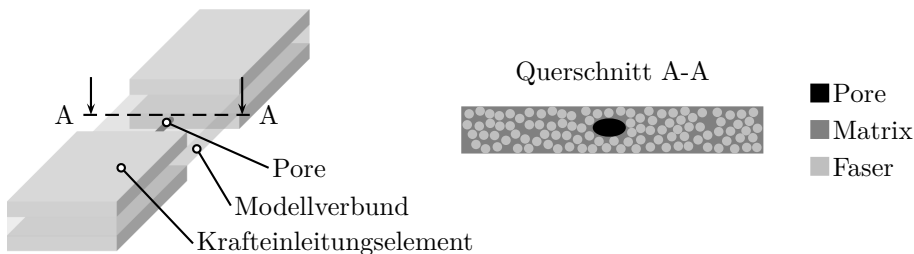


Abb. 3.14: Schematische Darstellung des erweiterten modellhaften Probekörpers mit entsprechender Querschnittsdarstellung des Prüfbereichs.

Mechanische Prüfung der Probekörper

Die mechanische Prüfung der modellhaften Probekörper erfolgt mit einer an der TUHH eigens entwickelten Prüfmaschine [57], welche in ein Mikroskop Typ Polyvar der Firma Reichert integriert werden kann. Das Mikroskop ist mit einer spannungsoptischen Apparatur erweiterbar, so dass Änderungen im Spannungszustand des Probekörpers aufgrund der äußeren Belastung in-situ betrachtet werden können. Hierfür wird ein Polarisator, ein Analysator, zwei $\lambda/4$ -Wellenplatten und ein Farbfiler, um monochromatisches Licht (hier: grünes Licht mit der Wellenlänge $\lambda = 546 \text{ nm}$) erzeugen zu können, eingesetzt. Sowohl der Analysator als auch die dem Analysator vorgeschaltete $\lambda/4$ -Wellenplatte ist drehbar ausgeführt, so dass die in Tab. 2.1 vorgegebenen Winkel eingestellt werden können. Der verwendete Messaufbau ist schematisch in Abb. 3.15 dargestellt. Neben der in das Mikroskop integrierten Prüfmaschine beinhaltet der Prüfplatz eine Steuerungsbox der Prüfmaschine und die Möglichkeit, die Aufnahmen der Mikroskopie als auch das Kraft- / Wegsignal digital weiter zu verarbeiten.

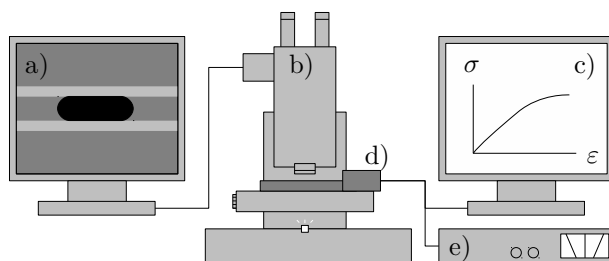


Abb. 3.15: Schematische Darstellung des Mess- / Versuchsaufbaus: a) Monitor Mikroskopieaufnahme. b) Mikroskop mit integrierter spannungsoptischen Apparatur. c) Monitor Kraft- / Wegsignal. d) Prüfmaschine. e) Steuerungsbox der Prüfmaschine.

Die Versuche werden mit einer Geschwindigkeit von max. $0,5 \text{ mm/min}$ durchgeführt und mittels einer Digitalkamera aufgezeichnet. Während der Versuchsdurchführung kann die Prüfung jederzeit unterbrochen werden, um z.B. die für die digitale Auswertung benötigten sechs Bilder mit unterschiedlichen Lichtintensitäten aufzunehmen.

Ebenfalls digital liegt das Kraft- und Wegsignal vor, welches mit der Software DigiVision V2011.1.0 von Burster ausgelesen und weiterverarbeitet wird. Maximal kann eine Kraft von 2 kN (Kraftmessensor: Typ U9A von Hottinger Baldwin Messtechnik GmbH) und ein Weg (Wegsensor: USB-Sensor-Interface Type 9205

der Firma Burster Präzisionsmesstechnik GmbH) von 10 mm aufgrund der Sensoren genutzt werden.

Die Prüfung der erweiterten modellhaften Probekörper erfolgt an einer Zwick/Roell Z010 Universalprüfmaschine mit einer konstanten Traversengeschwindigkeit von 0,05 mm/min in Anlehnung an DIN EN ISO 14126 [74] bzw. ASTM D 3410 [75]. Dabei wird die Kraft über die Krafteinleitungselemente in die Probe longitudinal eingeleitet und mit einem Kraftsensor über die Software testXpert II 3.0 der Firma Zwick, sowie der Weg über den gemessenen Traversenweg aufgenommen. Zur optischen Untersuchung müssen die Probekörper aufgrund des beengten Prüfraums aus der Prüfmaschine ausgebaut werden. Die optische Untersuchung erfolgt anschließend mittels Durchlicht- bzw. Auflichtmikroskopie, also ohne Last.

3.2 Numerische Betrachtung des modellhaften Probekörpers

Durch die numerische Betrachtung, d.h. Anwendung der FE-Methode auf das Faser-Matrix-Poren-Modell, können Aspekte der experimentellen Untersuchung verifiziert (siehe Abb. 2.2) und weitere Erkenntnisse, wie z.B. der Einfluss der Faserorientierung auf die Druckeigenschaften erlangt werden. Sowohl zur Erstellung der Volumenkörper des FE-Netzes, als auch zur Lösung des numerischen Gleichungssystems wird Ansys Classic verwendet.

3.2.1 Modell und Randbedingungen

Aufgrund der Punktsymmetrie des Modells wird auf die ganzheitliche Simulation des modellhaften Probekörpers verzichtet und mittels angepassten Randbedingungen ein Viertel der Probe abgebildet. Der Ursprung befindet sich in der Mitte der Pore. Voruntersuchungen zeigten, dass eine zweidimensionale Abbildung des Modells aufgrund der zu treffenden Vereinfachungen nicht ausreicht, so dass die Entwicklung eines dreidimensionalen Modells gewählt wird. Das FE-Modell ist parameterisiert, so dass einfache Änderungen der Porenlänge und -breite, die Anzahl der Fasern, deren Durchmesser und der Faserorientierung vorgenommen werden können. Abb. 3.16 zeigt den schematischen Aufbau des Modells, die variablen Parameter, sowie die gewählten Randbedingungen. Diese beinhalten eine dreiseitige translatorische und rotatorische Unterbindung der Freiheitsgrade an den gekennzeichneten Seitenflächen des Modells. Zusätzlich ist die translatorische Verschie-

bung in Dickenrichtung durch eine Loslagerung in der Mittelebene unterbunden. Über die Stirnfläche des Modells wird eine Stauchung der Probe aufgeprägt und entspricht somit der Lasteinleitung.

Unterteilt ist das FE-Modell in vier Abschnitte. Analog der Bereichsaufteilung aus Abb. 3.5 werden die beiden mittleren Abschnitte dem Bereich II, der ungestörte bzw. porenparallele Abschnitt dem Bereich I und III zugeordnet. Die Unterteilung der mittleren Abschnitte dient einzig der automatisierbaren Vernetzung der Volumen mittels Hexaeder.

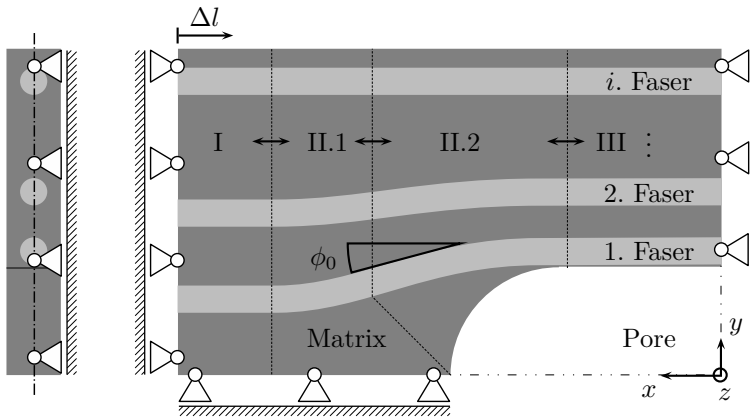


Abb. 3.16: Aufbau und Randbedingungen des parameterisierten FE-Modells mit i Fasern und zusätzlicher Faserauslenkung.

Zum Vergleich für das in Abb. 3.16 gezeigte FE-Modell dient ein weiteres FE-Modell mit der gleichen Faserkonfiguration jedoch ohne Pore, d.h. sowohl die Faseranzahl, der Faserdurchmesser und die Faserorientierung sind identisch. Diese Vorgehensweise ermöglicht es, einen direkten Vergleich zwischen einem idealen und einem durch eine Pore beeinflussten FKV anzustellen.

3.2.2 FE-Netz

Die Volumen-Finite-Elemente zur Vernetzung der Faser und Matrix bestehen ausschließlich, aufgrund der Genauigkeit und besseren manuellen Konfigurationsmöglichkeiten, aus Hexaedern des Typs solid45 (acht Knoten mit acht Integrationspunkten). Dieser Elementtyp ermöglicht es, isotrope als auch anisotrope Materialeigenschaften zu implementieren und bietet darüber hinaus die Möglichkeit, das Elementkoordinatensystem entlang einer Kante eines Volumenkörpers auszurichten, siehe Abb. 3.17. Dies ist z.B. bei der Anwendung von anisotropen Materi-

aleigenschaften einer Kohlenstofffaser im FE-Modell mit einer Faserorientierung $\phi_0 \neq 0$ notwendig.

Aufgrund der unterschiedlichen Materialeigenschaften werden die Faser und die Matrix als Kontaktkörper definiert und mit Hilfe sogenannter kohäsiven Elemente des Typs conta173 und targe170 (jeweils vier Knoten mit vier Integrationspunkten) verbunden, siehe Abb. 3.18. Die kohäsiven Elemente passen sich an die Oberfläche der solid45 Elemente an, wobei es - im Gegensatz zur Abb. 3.18 - keinen Abstand zwischen den Elementen conta173 und targe170 gibt. Durch einen vereinfachten Zusammenhang zwischen der Relativbewegung der Kontaktkörper und den Spannungen in der Grenzfläche kann die Grenzschicht charakterisiert werden. Bei Überschreiten der Materialkennwerte ist somit ein Lösen der Kontaktkörper möglich.

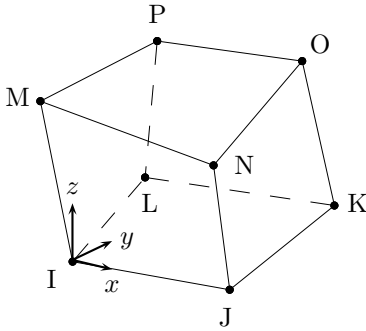


Abb. 3.17: Finites-Volumenelement vom Typ solid45 mit eingezeichnetem Elementkoordinatensystem.

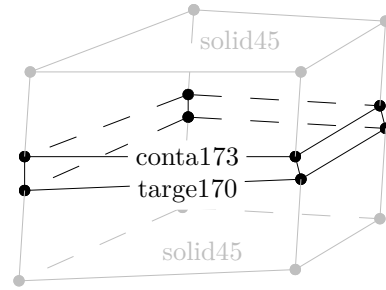


Abb. 3.18: Finite-Kontaktelemente des Typs conta173 und targe170 zwischen zwei solid45 Elementen.

In Abb. 3.19 ist das FE-Netz eines Modells mit einer Faser (FE-Typ: solid45), der Matrix (FE-Typ: solid45) und der Kontaktelemente (FE-Typ: conta173 und targe170) dargestellt. Das hier gezeigte FE-Netz zeigt 10800 Faserelemente, 19800 Matricelemente und 4800 Elemente der Kontaktelemente. Aufgrund der verschiedenen Konfigurationsmöglichkeiten erhöht sich die Summe der Elemente entsprechend der Anzahl der Fasern.

3.2.3 Materialeigenschaften und Kennwerte

Die benötigten mechanischen Materialkennwerte werden aus den Versuchen zur Charakterisierung der Konstituenten entnommen und mit Literaturkennwerten er-

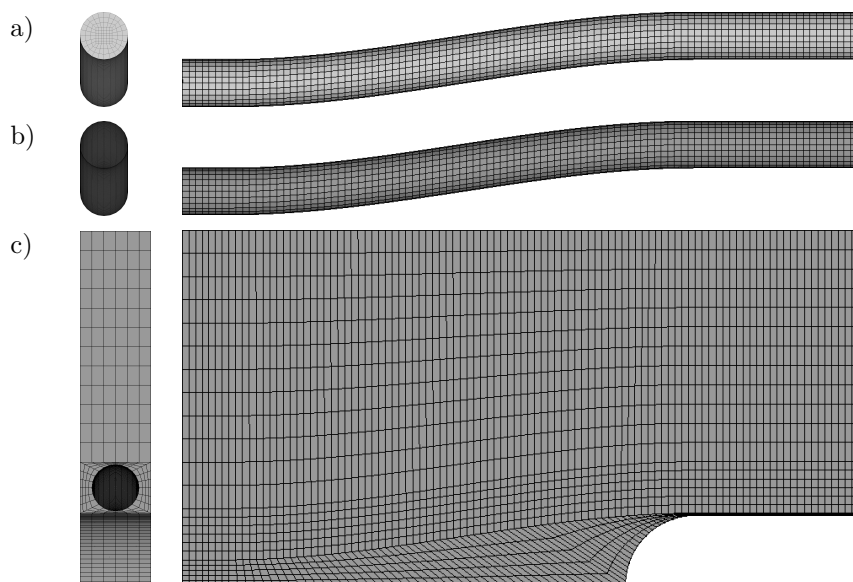


Abb. 3.19: Finite-Elemente-Netz (schematisch): a) der Faser (Typ: solid45), b) der Grenzschicht (Typ: conta173 bzw. targe170) und c) der Matrix (Typ: solid45).

gänzt. Das Materialverhalten der Faser wird mit Hilfe der Elastizitätskonstanten E , ν und das Materialverhalten der Matrix mittels einer Spannungs-Dehnungs-Kurve ausgedrückt. Die durch kohäsive Elemente repräsentierte Grenzschicht wird hingegen durch die kritische Energiefreisetzungsrate (G_{Icr} und G_{IIcr}), der kritischen Normalspannung σ_{max} , sowie der kritischen Schubspannung τ_{max} beschrieben, welche aus standardisierten Prüfungen von FKV entnommen werden kann [76–79].

Sowohl für die Faser, als auch für die Grenzschicht wird linear-elastisches Materialverhalten, wie in Abb. 3.20 gezeigt, angenommen. Das Werkstoffverhalten der Matrix ist visko-elastisch bzw. visko-plastisch und wird direkt aus einem Druckversuch in die Simulationssoftware implementiert. Hierzu werden Stützpunkte (siehe Abb. 3.20) in das FE-Programm eingegeben, zwischen denen das Programm automatisch linearisiert.

3.3 Analytischer Ansatz

In Ergänzung zur statischen Spannungs- und Verformungsanalyse aus der experimentellen Untersuchung und der numerischen Betrachtung wird im Folgenden

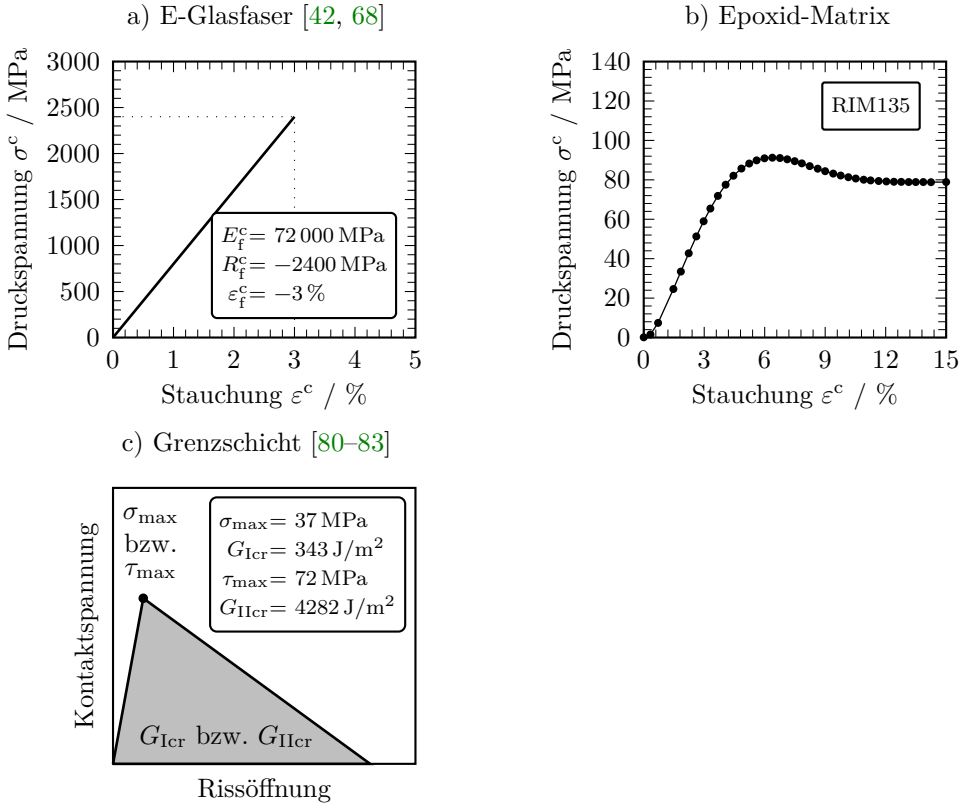


Abb. 3.20: Implementiertes Materialverhalten für a) die E-Glasfaser, b) die Epoxid-Matrix und c) die Grenzschicht.

das Stabilitätsverhalten einer an einer Pore liegenden Faser, d.h. das mögliche Ausknicken der Faser, untersucht.

Als analytisches Ersatzmodell dient ein über die gesamte Länge l linear-elastisch gebetteter Stab (Elastizitätsmodul E_f , Flächenträgheitsmoment $I_{y,f}$, Schubmodul G_f , Querschnittsfläche A_f), der an beiden Enden mit Drehfedern (Torsionssteifigkeit c_T) versehen und einer longitudinalen Drucklast N und einem Moment M , aufgrund von Vorkrümmung oder Lastexzentrizität, ausgesetzt ist, siehe Abb. 3.21. Die wirksame elastische Bettung nach Winkler $\bar{k}_w$ und Pasternak $\bar{k}_s$ spiegelt dabei die Matrix wieder und kann sowohl Normal- als auch Schubspannungen aufnehmen. Die Implementierung der Drehfedern ist in der nicht eindeutigen Ausgangslage der Einspannung im Bereich der Porenendkappen begründet. Für die Drehfedern gilt als Einschränkung, dass die Torsionssteifigkeit c_T so gewählt werden muss, dass entweder eine Los- oder Festlagerung vorliegt.

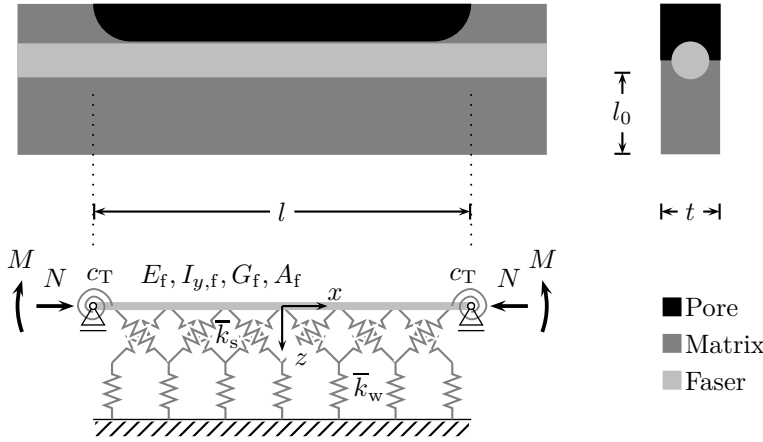


Abb. 3.21: Ableitung des analytischen Modells aus dem modellhaften Probekörper der experimentellen Untersuchung.

Die Stabilitätsanalyse der in Abb. 3.21 dargestellten Faser wird mit Hilfe des Ritzschen Variationsverfahrens durchgeführt. Der Grundgedanke hierbei ist, dass sich ein Gleichgewicht zwischen den von außen aufgeprägten und den inneren Kräften einstellt und dies anhand von Verformungsgrößen ausgedrückt werden kann, siehe Abschnitt 2.2.3. Die Verzerrungsenergie U setzt sich zusammen aus Anteilen der gespeicherten Energie in Form des durch Timoshenko [84, 85] erweiterten Bernoulli-Modells [86], des Potentials der Drehfeder (Drehfedersteifigkeit c_T), des wirksamen Potentials der Winkler-Bettung $\bar{k}_w$ [87, 88], sowie des wirksamen Potentials der Pasternak-Bettung $\bar{k}_s$ [89–91]. Zusätzlich wird aufgrund der nicht linearen Schubverteilung über den Faserquerschnitt A_f ein Schubkorrekturfaktor κ (Kreisquerschnitt = 9/10) eingeführt.

$$\begin{aligned}
 U = & \frac{1}{2} \int_{-l/2}^{+l/2} E_f I_{y,f} \left(\frac{\partial \psi(x)}{\partial x} \right)^2 dx + \frac{1}{2} \int_{-l/2}^{+l/2} \kappa G_f A_f \left(\psi(x) + \frac{\partial w(x)}{\partial x} \right)^2 dx \\
 & + \frac{1}{2} \sum_{i=1}^2 c_{T,i} \left(\frac{\partial w(x_i)}{\partial x_i} \right)^2 + \frac{1}{2} \int_{-l/2}^{+l/2} \bar{k}_w (w(x))^2 dx + \frac{1}{2} \int_{-l/2}^{+l/2} \bar{k}_s \left(\frac{\partial w(x)}{\partial x} \right)^2 dx
 \end{aligned} \tag{3.1}$$

Das Potential der Arbeit W der deformierten Faser ergibt sich aus den Einzelpotentialen, resultierend aus der Kraft N multipliziert mit der Verschiebung u und

des Moments M , multipliziert mit dem Verdrehwinkel $\psi(x)$. Die Verschiebung u wird aus der Durchbiegung $w(x)$ abgeleitet und mit Hilfe des ersten Glieds einer Reihenentwicklung ersetzt [50, 51].

$$W = \frac{1}{2} \int_{-l/2}^{+l/2} N \left(\frac{\partial w(x)}{\partial x} \right)^2 dx + \int_{-l/2}^{+l/2} M \frac{\partial^2 w(x)}{\partial x^2} dx \quad (3.2)$$

Für das in Abb. 3.21 gezeigte Modell gelten die folgenden wesentlichen Randbedingungen

$$w(-l/2) = 0 \quad \text{und} \quad w(+l/2) = 0. \quad (3.3)$$

Als unbekannte Funktionen sind $w(x)$ und $\psi(x)$ zu approximieren. In Abhängigkeit der Lagerung wird ein Cosinusansatz für die Biegelinie $w(x)$ und aufgrund der angenommenen Symmetriebedingung $\psi(0) = 0$ ein Sinusansatz zur Beschreibung der Querschnittsverdrehung gewählt. In den Gleichungen 3.4 ist a_m die Durchbiegungsamplitude, b_m die maximale Verdrehung des Querschnitts infolge Biegung am Faserende, m die sogenannte Wellenzahl und l die Länge des Stabes des analytischen Ersatzmodells.

$$w(x) = \sum_{m=1}^n a_m \cos\left(\frac{m\pi x}{l}\right) \quad \text{und} \quad \psi(x) = \sum_{m=1}^n b_m \sin\left(\frac{m\pi x}{l}\right) \quad (3.4)$$

Eingesetzt in die Funktionen der inneren und äußeren Potentiale (Gl. 3.1 und 3.2 bzw. 2.8) ergibt sich das Gesamtpotential Π in Abhängigkeit der unbekannten Ritzschen Koeffizienten zu

$$\begin{aligned} \Pi(a_m, b_m) = & \frac{1}{4l} m^2 \pi^2 N a_m^2 - \frac{2}{l} m \pi M a_m - \frac{1}{4l} m^2 \pi^2 E_f I_{y,f} b_m^2 - \\ & \frac{1}{4l} \kappa G_f A_f (m \pi a_m + l b_m)^2 - \frac{1}{l} m^2 \pi^2 c_T a_m^2 - \frac{1}{4} l \bar{k}_w a_m^2 - \frac{1}{4l} m^2 \pi^2 \bar{k}_s a_m^2. \end{aligned} \quad (3.5)$$

Die Ritzschen Koeffizienten werden nun über das Minimum des Potentials bestimmt.

$$\frac{\partial \Pi}{\partial a_m} = 0 \quad \text{und} \quad \frac{\partial \Pi}{\partial b_m} = 0 \quad (3.6)$$

Dies führt auf ein homogenes Gleichungssystem, wobei die nicht-trivialen Lösungen ($a_m \neq 0$, $b_m \neq 0$) aus dem Verschwinden der Koeffizientendeterminante des Systems ermittelt werden kann. Unter Vernachlässigung des Moments M ergibt

sich die kritische Knicklast N_{cr} zu

$$N_{\text{cr}} = \frac{m^2 N_{\text{E}}}{1 + \frac{m^2 N_{\text{E}}}{\kappa G_{\text{f}} A_{\text{f}}}} + \frac{4}{l} c_{\text{T}} + \frac{1}{m^2} \frac{l^2}{\pi^2} \bar{k}_{\text{w}} + \bar{k}_{\text{s}}. \quad (3.7)$$

Dies entspricht der Superposition aller im System gespeicherten Energie und beinhaltet die von Euler bereits 1744 postulierte Knicklast $N_{\text{E}} = \pi^2/l^2 E_{\text{f}} I_{y,\text{f}}$ eines gelenkig gelagerten dünnen Stabs unter Drucklast [92].

Weitere Lösungen für die Ritzschen Koeffizienten ergeben sich aus dem Gleichungssystem, bei Berücksichtigung des Moments M , hervorgerufen durch eine Vorkrümmung der Faser $M = Nw_0(x)$ bzw. einer Lastexzentrizität $M = Ne$, zu

$$a_m = \frac{a_0}{\frac{N_{\text{cr}}}{N} - 1} \quad \text{bzw.} \quad a_m = \frac{4}{m\pi} \frac{e}{\frac{N_{\text{cr}}}{N} - 1} \quad (3.8)$$

und

$$b_m = \frac{m\pi}{l \left(1 + \frac{m^2 N_{\text{E}}}{\kappa G_{\text{f}} A_{\text{f}}} \right)} \frac{a_0}{\frac{N_{\text{cr}}}{N} - 1} \quad \text{bzw.} \quad b_m = \frac{4}{l \left(1 + \frac{m^2 N_{\text{E}}}{\kappa G_{\text{f}} A_{\text{f}}} \right)} \frac{e}{\frac{N_{\text{cr}}}{N} - 1}. \quad (3.9)$$

Die Gleichgewichtslage der Faser wird über die zweite Variation des Gesamtpotentials $\delta^2 \Pi = 0$ ermittelt. In Abhängigkeit des Vorzeichens des Terms ist das Gesamtsystem entweder im stabilen, indifferenten oder labilen Gleichgewichtszustand.

Der Term $\kappa G_{\text{f}} A_{\text{f}}$ berücksichtigt die mögliche Schubverformung der Faser und wird im Falle der Bernoulli-Euler-Stabtheorie unendlich groß, d.h. die Querschubsteifigkeit $G_{\text{f}} \rightarrow \infty$.

Der wirksame Bettungsmodul $\bar{k}_{\text{w}}$, nach Winkler, beschreibt die Nachgiebigkeit eines Materials unter einer Flächenlast in Form von über die Länge kontinuierlich verteilten elastischen Federn. Mit der Annahme linear-elastischen Materialverhaltens wird der wirksame Bettungsmodul $\bar{k}_{\text{w}}$ mit Hilfe des Elastizitätsmoduls und der ingenieurmäßigen Definition der Dehnung über die wirksame Breite des Systems wie folgt ausgedrückt [93–96]:

$$\bar{k}_{\text{w}} = k_{\text{w}} b(d_{\text{f}}) = \frac{E_{\text{m}}}{l_0} b(d_{\text{f}}) \quad \text{in} \quad \text{N mm}^{-1} \text{ mm}^{-1}. \quad (3.10)$$

Darin enthalten ist der aus der Literatur bekannte Bettungsmodul k_{w} , wie ihn Winkler 1867 publiziert hat [87]. Ergänzt wird die bisherige Bettung mit dem wirksamen Bettungsmodul nach Pasternak $\bar{k}_{\text{s}}$, um zusätzlich die auftretende Schubverformungen in der Matrix abbilden zu können. Dieser setzt sich zusammen aus

der Schubsteifigkeit G multipliziert mit der entsprechenden Querschnittsfläche A [90, 97–99].

Der jeweilige Einfluss der Terme auf die kritische Knicklast N_{cr} aus Gl. 3.7 wird in Abb. 3.22 verdeutlicht. Neben dem klassischen Euler-Knickfall N_{E} ist die Erweiterung durch Timoshenko zu sehen, welche unter Vernachlässigung der Bettungsmoduln und der Drehfedersteifigkeit für kurze, einseitig eingebettete Fasern der auf die Querschnittsfläche der Faser bezogenen Schubsteifigkeit entspricht.

$$\lim_{l \rightarrow 0} N_{\text{cr}} = \kappa G_{\text{f}} A_{\text{f}} \quad (3.11)$$

Die Berücksichtigung der Drehfeder erhöht bei gleicher Länge die Knicklast und verläuft, wie in den beiden Fällen zuvor, für große Längen asymptotisch gegen Null ($N_{\text{cr}} \rightarrow 0$). Werden zusätzlich die wirksamen Bettungsmoduln betrachtet, so bildet sich eine für Stabilitätsanalysen typische Girlandenkurve aus. Die Asymptote der Minima der Girlandenkurve ergibt sich durch eine Grenzwertbetrachtung zu:

$$\lim_{m \rightarrow \infty} N_{\text{cr}} = 2\sqrt{\bar{k}_{\text{w}} E_{\text{f}} I_{y,\text{f}} + \bar{k}_{\text{s}}}, \quad (3.12)$$

welche von der Länge l unabhängig ist [100]. Gl. 3.12 ist die Grundlage der gängigsten analytischen Modelle zur Beschreibung der Druckfestigkeit von FKV.

Rosen nutze die Gl. 3.12 erstmalig um die Druckfestigkeit von FKV zu beschreiben, wobei er zwischen zwei Versagensmodi in Abhängigkeit des Faservolumenanteils unterschied, siehe Abb. 3.23. Für einen geringen Faservolumenanteil ist die Druckfestigkeit geprägt durch den Bettungsmodul nach Winkler (Extension Mode), wohin gegen der Bettungsmodul nach Pasternak, d.h. die Schubsteifigkeit der Matrix, die Druckfestigkeit bei einem hohen Faservolumenanteil (Shear Mode) dominiert.

Die Vorhersage der Druckfestigkeit eines FKV mittels des Ansatzes von Rosen überschätzt allerdings oft die tatsächliche, experimentell bestimmte Druckfestigkeit. Argon ergänzte Rosens Modell dahingehend, indem er den Schubmodul G_{m} mit der Schubspannung τ_{12} des Verbundes und Faserorientierung ϕ_0 (gleich zu setzen mit der Schiebung γ_{12}) des Verbundes ersetzte, da erst die interlaminaire Schubspannung überschritten werden muss, damit die kritische Druckfestigkeit erreicht wird [19], siehe Gl. 3.13.

$$R_{11}^c = \frac{\tau_{12}}{\phi_0} \quad (3.13)$$

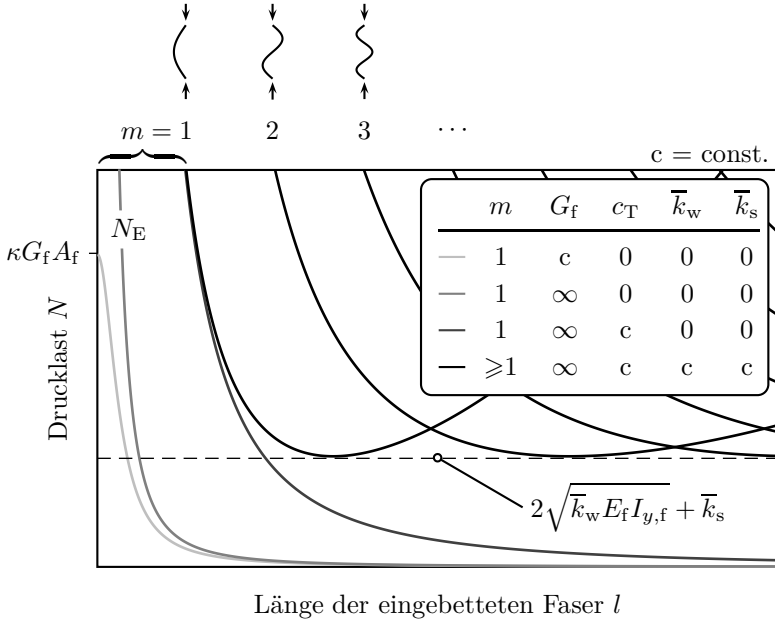


Abb. 3.22: Schematische Darstellung der kritische Knicklast N_{cr} über die Länge der eingebetteten Faser l in Abhängigkeit der Wellenzahl m , der Schubsteifigkeit der Faser G_f , der Steifigkeit der Drehfeder c_T und den Bettungsmoduln $\bar{k}_w$ und $\bar{k}_s$.

Budiansky erweiterte (ohne eine Verifizierung aufzuzeigen) Argons Gleichung im Nenner um die in Abhängigkeit der Drucklast entstehende Schiebung γ_{12} .

$$R_{11}^c = \frac{\tau_{12}}{\gamma_{12} + \phi_0} = \frac{G_{12}}{1 + \frac{\phi_0}{\gamma_{12}}} \quad (3.14)$$

D.h. die Druckfestigkeit eines Verbundes ist unabhängig von dem Faservolumenanteil und kann unter anderem durch das Schubverhalten des Verbundes ermittelt werden. Die Vorgehensweise zur Bestimmung der Druckfestigkeit nach Gl. 3.14 ist in Abb. 3.24 und 3.25 dargestellt. Zunächst wird die Schubspannungs-Schiebungs-Kurve aufgenommen, approximiert und eine Tangente mit dem Nulldurchgang an der entsprechenden Faserorientierung angelegt, siehe Abb. 3.24. Diese wird anschließend in den Ursprung parallel verschoben und die Druckfestigkeit des Verbundes an der zweiten Ordinate abgelesen. Anschließend ist es möglich die Druckfestigkeit des Verbundes über die Faserorientierung aufzutragen, siehe Abb. 3.25. Hierbei bildet die Druckfestigkeit der Faser einen Grenzwert, der sich nach Ewins und Ham [48] aufgrund von Schubversagen der Faser ausbildet.

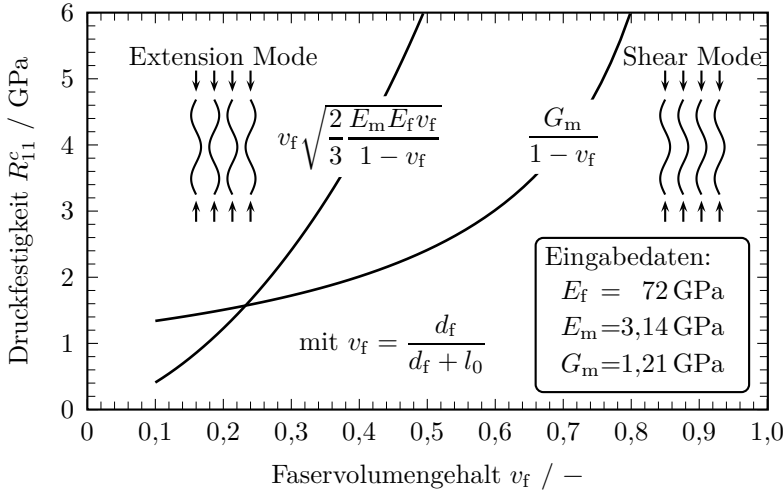


Abb. 3.23: Druckfestigkeit R_{11}^c eines glasfaserverstärkten Kunststoffes in Abhängigkeit des Faservolumenanteils v_f nach Rosen [18, 47, 101].

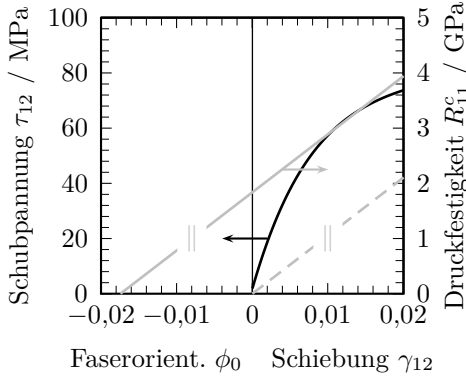


Abb. 3.24: Bestimmung der Druckfestigkeit eines faserverstärkten Kunststoffes in Abhängigkeit der Faserorientierung ϕ_0 nach Budiansky [20] mit Hilfe des Tangentialkriteriums.

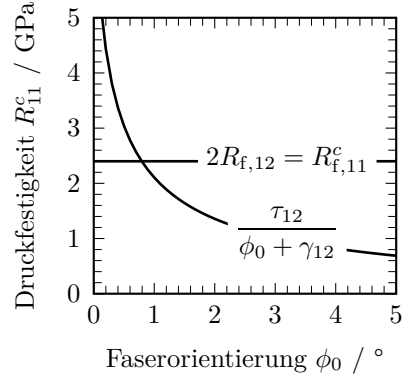


Abb. 3.25: Einfluss der Faserorientierung ϕ_0 auf die Druckfestigkeit R_{11}^c eines Verbundes mit eingezeichneter Druckfestigkeit $R_{f,11}^c$ der Faser (Schubversagen) nach Ewins und Ham [48].

4 Mechanisches Verhalten des modellhaften Probekörpers

Anhand der im Kapitel zuvor beschriebenen Methoden werden die Konstituenten des FKV charakterisiert, die Poren auf deren Morphologie und Lage hin untersucht und der Einfluss der Poren auf die werkstofftechnischen Kenngrößen des FKV betrachtet. Die Ergebnisse und die daraus gewonnenen Kennwerte finden anschließend Anwendung in der numerischen und analytischen Betrachtung.

4.1 Experimentelle Untersuchung

4.1.1 Einfluss von Poren auf die werkstofftechnischen Kenngrößen

Porenmorphologie

Die morphologischen Kenngrößen Länge, Breite und Höhe der intralaminaren und transversalen Querschnittsfläche einer interlaminaren Pore werden anhand von mehr als zweihundert Poren ausgewertet. Die Aufnahmen entstammen der μ CT-Untersuchung an quasiisotropen CFK-Laminaten (M21/T800S) welche unter reduziertem Autoklavdruck ausgehärtet wurden. Die Verteilung der morphologischen Kenngrößen der Poren sind in Abb. 4.1 mit Hilfe eines Boxplots in Abhängigkeit vom Autoklavdruck bzw. des ermittelten durchschnittlichen Porenvolumengehalts $\bar{v}_v$ aufgetragen. Für die Länge l_v und Breite b_v der intralaminaren Poren kann keine signifikante Veränderung in deren Größe festgestellt werden. Einzig die Höhe h_v der intralaminaren Pore nimmt mit der Abnahme des Autoklavdrucks leicht zu, was auf die fehlende Kompaktierung des Laminats durch den Autoklavdruck zurückzuführen ist. Dies begründet ebenso die Zunahme der Querschnittsfläche A_v der interlaminaren Poren, da diese ausschließlich in harzreichen Bereichen des CFK-Laminats (M21/T800S) auftreten.

Bis zu einem Porenvolumenanteil von $\bar{v}_v = 10\%$ zeigt sich, dass der Median der morphologischen Kenngrößen der intralaminaren und der interlaminaren Poren

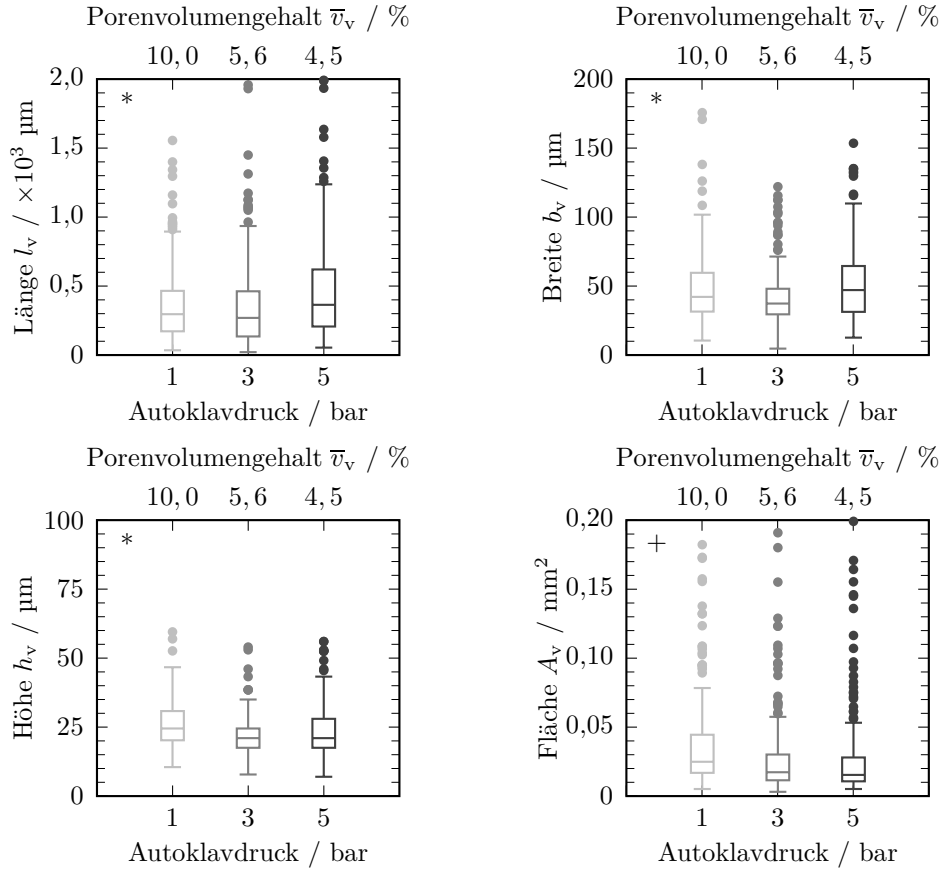


Abb. 4.1: Morphologische Kenngrößen der intralaminaren* und interlaminaren⁺ Poren in Abhängigkeit des Autoklavdrucks bzw. des durchschnittlichen Porenvolumengehalts $\bar{v}_v$.

sich nur marginal in Abhängigkeit vom Autoklavdruck unterscheidet. Dies lässt sich damit begründen, dass mit ansteigendem Porenvolumenanteil, hervorgerufen durch die Reduzierung des Autoklavdrucks während des Herstellungsprozesses, nur die Anzahl, nicht aber die Morphologie der Pore beeinflusst wird. Erst ab einen Porenvolumenanteil $v_v \geq 15\%$ in FKV erhöhen sich maßgeblich die morphologischen Kenngrößen der Poren, wie Gehrig 2011 zeigte [35].

Mit den von Huang et al. [5] veröffentlichten, morphologischen Kenngrößen, siehe Tab. 4.1, stimmen die hier ermittelten durchschnittlichen Werte sehr gut überein und werden für die weitere Betrachtung in dieser Arbeit verwendet.

Tab. 4.1: Morphologische Kenngrößen für Poren in FKV nach Huang et al. [5].

	Länge l_v	Breite b_v	Höhe h_v
Bereich von ... bis	0,1 ... mehrere mm	10 μm ... 1 mm	5 ... 100 μm
Durchschnittliche Werte	0,3 ... 1 mm	30 ... 100 μm	8 ... 20 μm

Lage der Poren

Die Auswertung der Lage der Poren über die Laminatdicke hinweg erfolgt an einem 24-lagigen unidirektionalem CFK-Laminat (M21/T800S). Der Porenvolumengehalt wird über Reduzierung des Autoklavdrucks während des Aushärtvorgangs eingestellt. Mit Hilfe von Lichtmikroskopieaufnahmen, aufgenommen an drei Stellen des Laminats, werden die Poren über eine Querschnittsfläche von 25 mm² gezählt und gemittelt, siehe Abb. 4.2. Angenommen wird für diese Auswertung, dass eine konstante Porenanzahl und eine gleichmäßige Verteilung in Faserrichtung im gesamten Laminat vorliegt.

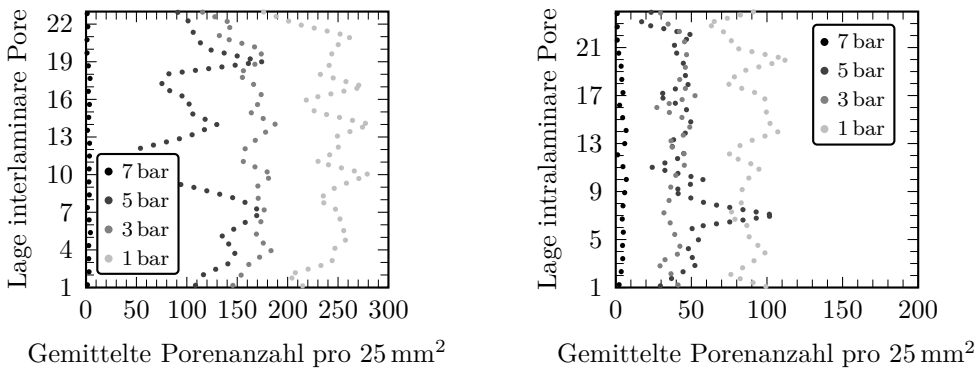


Abb. 4.2: Gemittelte Anzahl der inter- und intralaminaren Poren (Autoklavdruck: 7 bar : $v_v \leq 0,02\%$, 5 bar : $v_v = 2,5\%$, 3 bar : $v_v = 3,8\%$ und 1 bar : $v_v = 12,8\%$) über die Dicke eines 24-lagigen unidirektionalem CFK-Laminats (M21/T800S) in den einzelnen Schichten.

Mit absinkendem Autoklavdruck nimmt die Porenanzahl zu. Über die Laminatdicke verteilt bilden sich häufiger interlaminaire Poren als intralaminare Poren. Für Lamine, die bei einem Autoklavdruck von 3 bar bzw. 5 bar hergestellt werden, unterscheidet sich die Porenanzahl nur gering. Im Bezug auf die interlaminaren Poren bildet sich eine Gradient über die Laminatdicke aus, was wiederum auf eine ungleichmäßige Druckverteilung über die Laminatdicke hindeutet. Die Anzahl

der intralaminaren Poren korreliert hingegen mit der Reduzierung des Autoklavdrucks.

Faserorientierung

Anhand von zehn Lichtmikroskopieaufnahmen wird die Faserorientierung an mindestens 125 Fasern auf ihre dreidimensionale Lage im Raum nach der Methode von Yurgartis [65] in Abhängigkeit des Autoklavdrucks untersucht. Abb. 4.3 zeigt die Faserorientierung in Schichtebene (in-plane) und in Dickenrichtung (out-of-plane) in Abhängigkeit des Autoklavdrucks. Alle Verteilungskurven sind als normalverteilt angenommen und auf den Mittelwert normiert. Der Schnittwinkel zur Auswertung der dreidimensionalen Lage der Faser beträgt $\omega = 20^\circ$ zur Faserrichtung. Somit kann über die Standardabweichung s der Einfluss der Poren auf die Orientierung beurteilt werden und ist nicht weiter z.B. von der Probenpräparation, d.h. dem Zuschnittwinkel ω des Laminats, abhängig.

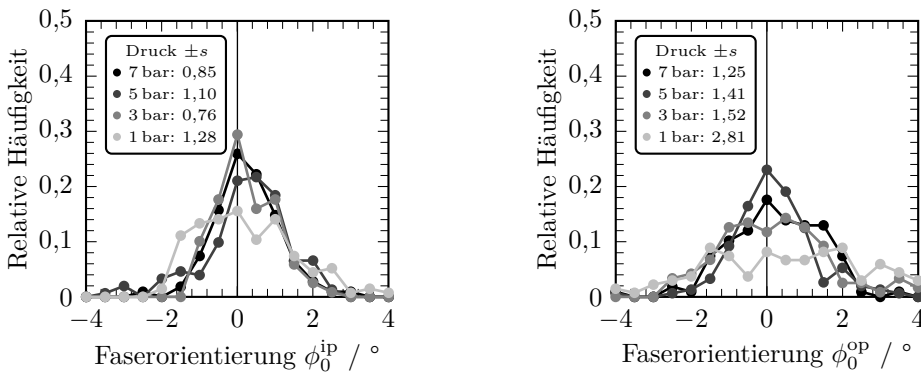


Abb. 4.3: Relative Häufigkeit und Standardabweichung s der Faserorientierung ϕ_0 in-plane und out-of-plane in Abhängigkeit des Autoklavdrucks (7 bar : $v_v \leq 0,08\%$, 5 bar : $v_v = 2,7\%$, 3 bar : $v_v = 6,8\%$ und 1 bar : $v_v = 9,0\%$) ermittelt am CFK-Laminat (M21/T800S).

Der Vergleich der Faserorientierung in Abhängigkeit vom Autoklavdruck zeigt, dass sich durch Reduzierung des Autoklavdrucks, d.h. mit ansteigendem Porenvolumengehalt, die Standardabweichung der Faserorientierung im Raum erhöht. Die Standardabweichung der in-plane Faserorientierung ist dabei im Betrag kleiner als die in Dickenrichtung, was auf die Kompaktierung des Laminats durch den Autoklavdruck zurückzuführen ist.

Faserabstand

Der Faserabstand Δl_f ist definiert als der Abstand der Mittelpunkte zweier Fasern zueinander. Mit Hilfe einer Matlab-Routine wird automatisch der Faserabstand zu den vier bzw. sechs Fasern mit dem geringsten Abstand an einem quasiisotropen CFK-Laminat (M21/T800S) ermittelt. Ein Vergleich zwischen der quadratisch und hexagonal dichtesten Packungsweise für Fasern, die im 7 bar- und 3 bar-Prozess hergestellt wurden, weisen Differenzen von bis zu $1 \mu\text{m}$ auf. Tendenziell steigt bei der Herstellung von Laminaten mit abnehmenden Autoklavdruck der Faserabstand leicht an. Abb. 4.4 zeigt den Faserabstand einer im 7 bar und 3 bar Autoklavprozess ausgehärteten Probe. Des Weiteren ist der Faserabstand in Bezug auf die Entfernung zu einer Pore in Abb. 4.5 dargestellt.

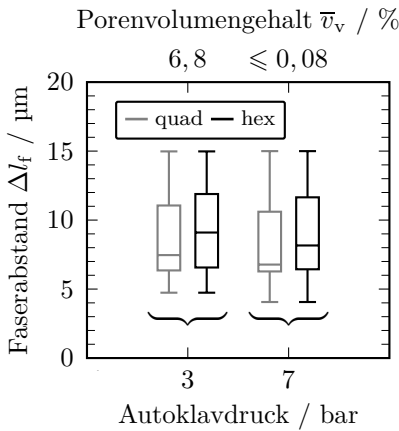


Abb. 4.4: Faserabstand Δl_f in Abhängigkeit des Autoklavdrucks mit unterschiedlicher Packungsweise.

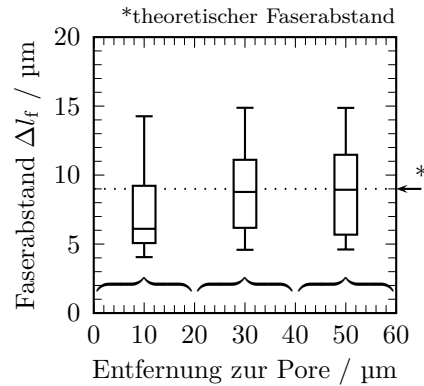


Abb. 4.5: Faserabstand Δl_f über die Entfernung der Fasern zu einer Pore (Autoklavdruck: 3 bar).

Die Differenz des Faserabstandes zwischen einer bei 7 bar und 3 bar hergestellten Probe beträgt $0,4 \mu\text{m}$. Daraus lässt sich schließen, dass durch Reduzierung des Autoklavdrucks die Kompaktierung des FKV abnimmt und somit der Faserabstand ansteigt.

Darüber hinaus ist in Abb. 4.5 der Faserabstand Δl_f in Abhängigkeit der Entfernung der Fasern zu einer Pore dargestellt. Deutlich ist eine Kompaktierung der Fasern nahe der Pore zu erkennen, welche auf eine mögliche Verdrängung der Fasern durch die Pore zurückzuführen ist. Die Kompaktierung wirkt sich bis zu einem Umkreis von $20 \mu\text{m}$ bis $30 \mu\text{m}$ von der Pore, bzw. dem vier- bis sechsfachen Faserdurchmesser, aus. Bei zunehmendem Abstand gleicht sich der ermittelte

Faserabstand dem durchschnittlichen Faserabstand, errechnet aus dem Faservolumenanteil, an.

4.1.2 Charakterisierung der Konstituenten

Der vereinfachte Modell-Verbund wird aus E-Glasfasern und dem Epoxidharzsystem RIM135 hergestellt. Dazu werden die verwendeten Konstituenten zunächst mechanisch und optisch charakterisiert um im weiteren Verlauf eine Bezugsgröße für die numerische und analytische Betrachtung zu schaffen.

Mechanische Eigenschaften der Fasern

Frühere Arbeiten zeigten, dass die Druckfestigkeit von Glasfasern meist höher ausfällt als die Zugfestigkeit [68, 102]. Darauf aufbauend wird im Rahmen dieser Arbeit angenommen, dass die Druckfestigkeit der Zugfestigkeit entspricht. Die Annahme erlaubt es, die Druckfestigkeit mit Hilfe eines Einzelfaserzugversuchs zu ermitteln, der im Gegensatz zum Recoil- bzw. Loop-Test wesentlich einfacher durchzuführen ist. Exemplarisch ist eine Spannungs-Dehnungs-Kurve einer E-Glasfaser in Abb. 4.6 mit einem Durchmesser von $d_f = 68 \mu\text{m}$ gezeigt. Die Abweichung des E-Moduls (ca. 11 %) der E-Glasfaser zu dem aus der Literatur bekannten E-Modul von 72 GPa ist auf die Messunsicherheit im Prüfaufbau, insbesondere der Verklebung der Faser auf dem Papierträger, zurückzuführen. Alle gültigen Messergebnisse der Bruchspannung der dicken E-Glasfasern sind in der Abb. 4.7 gezeigten Weibull-Wahrscheinlichkeits-Verteilung zusammengefasst. Die Ausfallwahrscheinlichkeit bei 63,2 % beträgt hierbei $\beta = 741,49 \text{ MPa}$, wobei der Formparameter der Weibullfunktion von $\alpha = 3,69$ auf eine annähernde Normalverteilung des Festigkeitskennwertes der E-Glasfasern schließen lässt. Die Streuung der Festigkeit wird maßgeblich durch Oberflächen- und Volumendefekten in der Faser bestimmt und führt zu einem vorzeitigen Versagen [103].

Neben der Festigkeit werden die Fasern in dieser Arbeit auch bezüglich ihres Durchmessers charakterisiert. Sowohl der Durchmesser der Kohlenstoff- als auch der dünnen E-Glasfasern werden durch Ausmessen aus digital vorliegenden Schliffbildern bestimmt. Der Durchmesser der dicken E-Glasfasern wird hingegen mit Hilfe einer Bügelmessschraube (Genauigkeit 0,001 mm) vermessen. Abb. 4.8 zeigt die relative Häufigkeit der Faserdurchmesser für die C-Faser T800S und Abb. 4.9 die entsprechende relative Häufigkeit der Faserdurchmesser der konventionellen und eigens für diese Arbeit hergestellten E-Glasfasern. Im Gegensatz zu der sehr

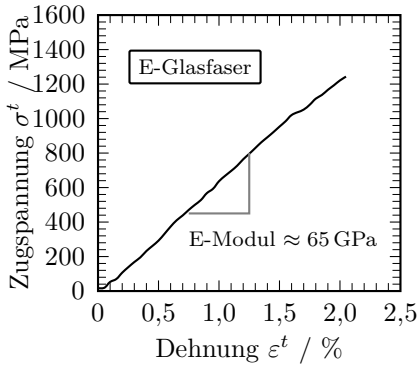


Abb. 4.6: Spannungs-Dehnungs-Diagramm einer E-Glasfaser $d_f = 68 \mu\text{m}$ im Einzelfaserzugversuch.

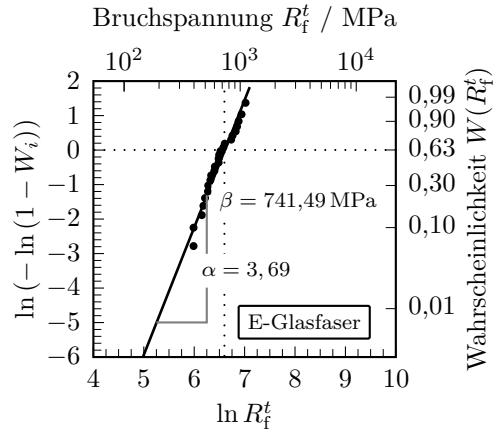


Abb. 4.7: Weibullverteilung der Bruchspannung von P-D Glasseiden GmbH hergestellten E-Glasfasern ($\bar{d}_f = 80 \mu\text{m}$).

hohen Standardabweichung der Glasfasern, die ca. $\pm 30\%$ beträgt, weisen Kohlenstofffasern nur eine Standardabweichung von ca. $\pm 15\%$ im Durchmesser auf.

Mechanische und optische Eigenschaften der Matrix

In Abb. 4.11 und 4.10 ist das mechanische Materialverhalten unter Zug- und Drucklast des Epoxid-Harzsystems RIM135 in einem Spannungs-Dehnungs bzw. Stauchungsdiagramm dargestellt. In beiden Lastfällen steigt zunächst die Spannung linear mit der Dehnung an und schlägt ab einer Dehnung von ca. $4\% - 5\%$ einen degressiven Verlauf ein. Nach einem Abfall der Spannung erreicht diese bei ca. 10% ein Minimum bevor sie im Falle des Druckversuchs wieder ansteigt. Die Bruchspannung des Druckprobekörpers wird erst bei einer Stauchung von ca. 60% erreicht und ist aufgrund des betrachteten Bereichs in dieser Arbeit nicht relevant und deshalb nicht dargestellt. Unter Zugbeanspruchung schnürt sich der Probekörper nach Erreichen der maximalen Spannung 74 MPa ein und versagt bei einer Dehnung von ca. $10\% - 12\%$. Unter beide Belastungsarten beträgt der Elastizitätsmodul ca. $E_m = 3 \text{ GPa}$.

Das Werkstoffverhalten, d.h. das gezeigte Spannungs-Dehnungsverhalten des Kunststoffes ist geprägt durch unterschiedliche mikromechanische Schädigungsmechanismen. Häufig wird die Bildung von sogenannten Scherbändern und Crazes als Erklärungsversuch herangezogen, wobei bis heute die Schädigungsmechanismen

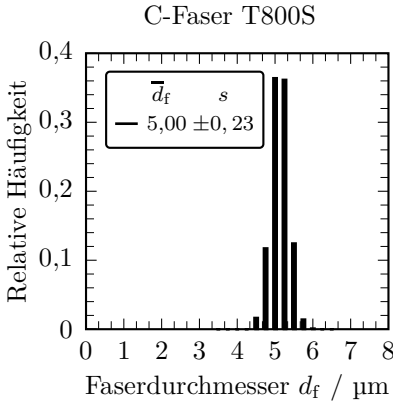


Abb. 4.8: Verteilung des Faserdurchmessers kommerziell erhältlicher Kohlenstofffasern (Toray T800S).

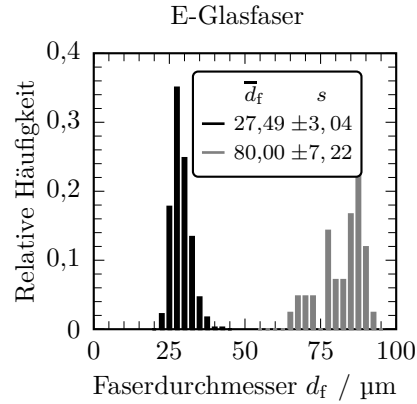


Abb. 4.9: Verteilung der Faserdurchmesser von kommerziell erhältlichen und von P-D Glasseiden GmbH eigens hergestellten E-Glasfasern.

in Epoxid-Harzsysteme nicht eindeutig geklärt werden konnten [104–108]. Neben den mechanischen Kennwerten werden darüber hinaus ebenso die optischen Eigenschaften der Matrix bestimmt. Die durch die äußere Last hervorgerufene Verformung der Moleküle im Kunststoff bewirkt den in Abb. 4.12 gezeigten charakteristischen Zusammenhang zwischen dem Produkt der Kraft und Probenbreite gegenüber der Ordnungszahl des Lichts, siehe auch Abschnitt 2.3. Aus der Steigung der Geraden wird die spannungsoptische Konstante sowohl an Zug- als auch an Druckprobekörpern ermittelt, um ihre mögliche Abhängigkeit von der Belastungsart untersuchen zu können. Da sich die spannungsoptische Konstante nur marginal um 1,3 % in der Belastungsart unterscheidet, wird sie für die weiteren Untersuchungen zu $f_\sigma = 19,68 \text{ N/mm/fr}$ gemittelt. Dabei muss berücksichtigt werden, dass nur bis etwa $\sigma^c = 80 \text{ MPa}$ bzw. $\varepsilon^c = 5 \%$ ein linear-elastisches Materialverhalten vorliegt, während bei Belastungen darüber hinaus die Spannung überschätzt werden würde.

Abb. 4.13 zeigt zusätzlich das Spannungs-Dehnungsverhalten eines standardisierten dog-bone-Probekörpers, entnommen der DIN EN ISO 604, gegenüber einer Reinharzprobe mit den Abmaßen ($l \times b \times t = 21,7 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 0,5 \text{ mm}$) des modellhaften Probekörpers um die Vergleichbarkeit der Versuche zu gewährleisten. Es zeigt sich, dass das Spannungs-Dehnungsverhalten durch die gewählte Änderung des Probekörperquerschnitts nicht signifikant beeinflusst wird.

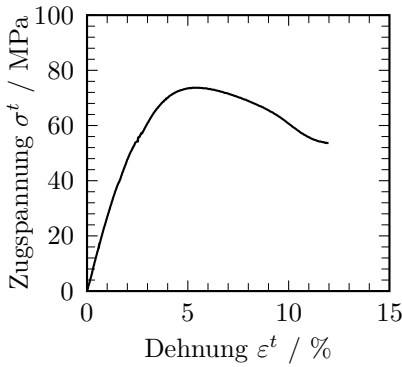


Abb. 4.10: Zugversuch des Epoxidharzsystem RIM135 nach DIN EN ISO 527-2.

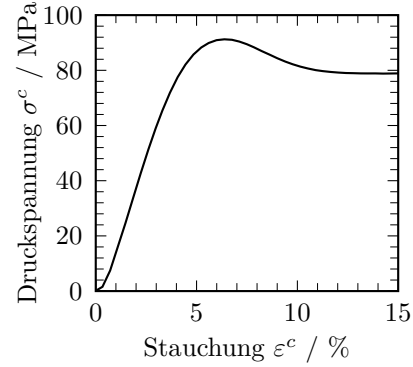


Abb. 4.11: Druckversuch des Epoxidharzsystem RIM135 nach DIN EN ISO 604.

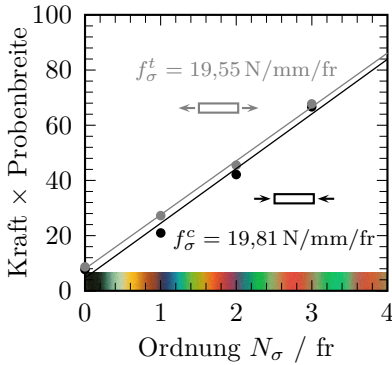


Abb. 4.12: Bestimmung der spannungsoptischen Konstante aus Kraft × Probenbreite vs. Isochromatenordnung (weißes Licht).

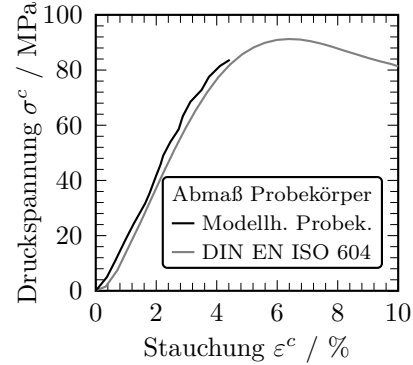


Abb. 4.13: Spannungs-Dehnungsverhalten des Matrixsystems RIM135 in Abhängigkeit der Probekörperabmaße.

4.1.3 Druckversuch am modellhaften Probekörper

Modellhafter Probekörper ohne Faser

Für einen modellhaften Probekörper, wie er in Kapitel 3.1 vorgestellt wurde, wird in Abb. 4.14 die Isochromatenverteilung um eine Pore in einer Reinharzprobe in Abhängigkeit von der Belastung gezeigt.

Da keine Fasern in die Probe integriert wurden, nimmt die Pore die für sich energetisch günstigste Form ein. Die Isochromaten um die Pore treten gleichmäßig, d.h. symmetrisch zur Längs- und Querachse der Pore auf, welches auf eine homogene Belastung der Probe hindeutet. Die Pore erscheint in den belasteten Proben

Schematische Darstellung:

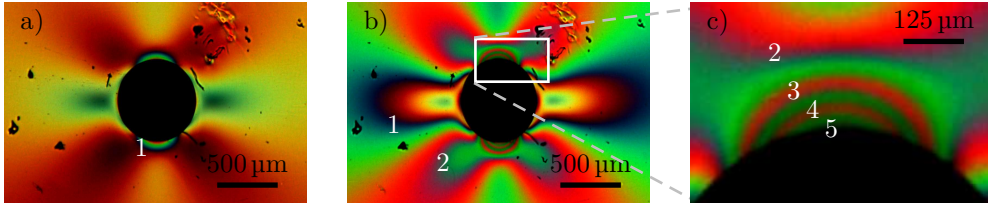
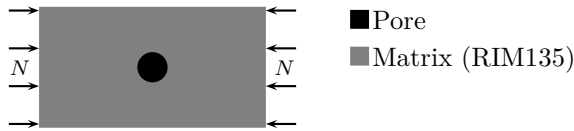


Abb. 4.14: Spannungsoptische Betrachtung der Isochromatenverteilung einer Reinharzprobe (gekennzeichnet sind die Isochromatenordnung eins bis fünf) bei weißem Licht und steigender Drucklast. a) $N = 105 \text{ N}$; b) $N = 250 \text{ N}$; c) Ausschnitt aus b).

schwarz, da an dieser Stelle das Licht aufgrund der Stellung zwischen Analysator und Polarisator vollkommen ausgelöscht wird. Mit wachsender Belastung steigt kontinuierlich die Ordnung der Isochromaten an. Die erste Ordnung entsteht zunächst ober- bzw. unterhalb der Pore und bewegt sich mit steigender Belastung in den Bereich vor und hinter der Pore. Der Bereich der Spannungsüberhöhung, welcher durch die Pore verursacht wird, bleibt hinsichtlich seiner Fläche konstant. Sehr gut zu erkennen ist an den Endbereichen der Pore eine X-förmige Spannungsüberhöhung, welche auf die hier durch Spannungsumlagerungen verursachten Schubspannungen zurückzuführen ist.

Modellhafter Probekörper mit zwei Fasern

Abb. 4.15 zeigt einen modellhaften Probekörper mit einer länglichen Pore, die sich zwischen zwei Fasern befindet. Aufgrund der Rahmenbedingungen während des Herstellungsverfahrens, d.h. durch die Objektträger und die Fasern, kann sich die injizierte Luft nur in Richtung der Fasern ausdehnen und in Position gehalten werden. Die Fasern sind mit einer hellgrauen Linie verdeckt um Irritationen bei der Beschreibung der Abbildungen, hervorgerufen durch die unterschiedliche Lichtbrechung, zu vermeiden.

Die Ordnungen der Isochromaten erscheinen, analog zur Abb. 4.14, auch hier symmetrisch entlang der Längs- und Querachse der Pore, so dass von einer gleich-

Schematische Darstellung:

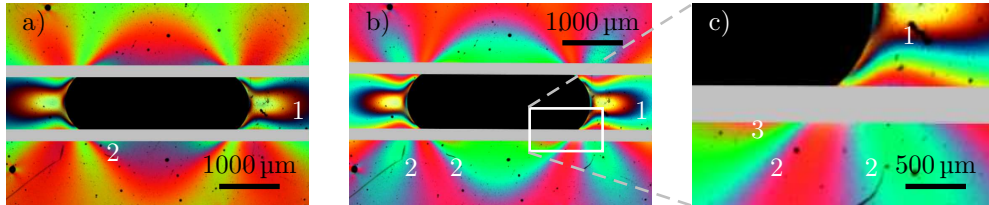
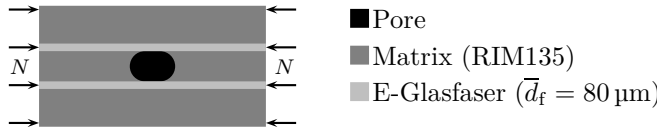


Abb. 4.15: Spannungsoptische Betrachtung der Isochromatenverteilung an einem modellhaften Probekörper (zwei Fasern) unter Verwendung von weißem Licht und Drucklast. a) $N = 88 \text{ N}$; b) $N = 403 \text{ N}$; c) Ausschnitt aus b).

mäßigen Krafteinleitung ausgegangen werden kann. Schon bei geringer Belastung, $N = 88 \text{ N}$, bildet sich vor und hinter der Porenendkappe die erste Isochromatenordnung. Die zweite Ordnung bildet sich zum einen an der Längsseite der Pore bogenförmig und zum anderen in der Nähe der Porenendkappe, aufgrund von Spannungsumlagerungen, X-förmig aus. Insbesondere in dem Bereich zwischen Porenendkappe und Faser wird die maximale Hauptspannungsdifferenz gemessen.

Modellhafter Probekörper mit mehreren Fasern

Durch Erhöhung der Faseranzahl ist der beschriebene Verlauf der Spannungsüberhöhungen im Bereich der Porenendkappen und entlang der Pore, wie in Abb. 4.16 für Poren mit einem Aspektverhältnis $l_v/b_v \leq 2$ dokumentiert, nicht beeinflusst. Mit weiter ansteigendem Aspektverhältnis vermindert sich die Hauptspannungsdifferenz entlang der Pore, wobei deutlich eine Änderung in der Form zu erkennen ist. Diese wellenförmige Spannungsüberhöhung deutet auf Querkräfte in der Matrix hin, die mittels optischer Spannungsanalyse nicht eindeutig spezifiziert werden können. Ein ähnliches spannungsoptisches Verhalten der Matrix entlang einer Faser konnte jedoch Rosen in seinen Versuchen 1965 beobachten und führte dies auf das Stabilitätsverhalten der Fasern und ihrer unterschiedlichen Wellenlänge (weiß gestrichelt in Abb. 4.16b und c) zurück [18, 47]. Die X-förmige Spannungsüberhöhung am Porenende, bzw. an den Porenendkappen ist bei allen Aspektverhältnissen relativ ähnlich stark ausgeprägt. Die geringfügige Ungleichmäßigkeit ist hier

auf die Einspannung, d.h. auf die Knickstützen zurückzuführen.

Schematische Darstellung:

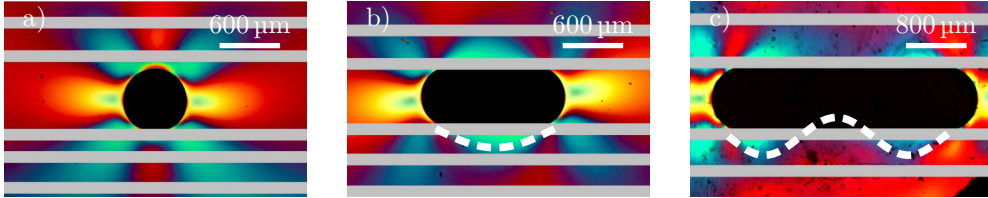
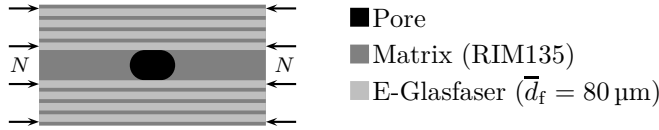


Abb. 4.16: Spannungsoptische Betrachtung der Isochromatenverteilung an modellhaften Probekörpern (acht Fasern) in Abhängigkeit des Aspektverhältnisses der Pore bei weißem Licht. a) $l_v/b_v = 1$ ($N = 260 \text{ N}$); b) $l_v/b_v = 2,3$ ($N = 250 \text{ N}$); c) $l_v/b_v = 3,8$ ($N = 276 \text{ N}$).

Die mit der Spannungsoptik visuell hervorgehobenen Spannungsüberhöhungen können ohne weitere Zusatzinformationen nicht dem mechanischen Verhalten der Fasern oder der Matrix zweifelsfrei zugeordnet werden, da die Hauptspannungsdifferenz richtungsunabhängig abgebildet ist. Dies ist erst mit Hilfe der digitalen Spannungsoptik möglich.

Digitale Spannungsoptik

Im Gegensatz zu der optischen Spannungsanalyse, wie sie zuvor angewendet wurde, kann mit Hilfe der digitalen Spannungsoptik sowohl die Hauptspannungsdifferenz als auch die Hauptspannungsrichtung direkt bestimmt werden. Unter Verwendung der Matlab-Routine COPA und RICO werden im Folgenden modellhafte Probekörper mit einem Aspektverhältnis von $l_v/b_v = 1; 2,1$ und $3,2$ untersucht. Abb. 4.17 zeigt die ausgewertete digitale Spannungsanalyse in Form von Konturplots eines modellhaften Probekörpers mit acht Fasern und den zuvor genannten Aspektverhältnissen der Poren. Aufgrund der Punktsymmetrie der Probekörper wird zur Reduzierung der Rechen-, und Auswertezeit nur ein Viertel des Probekörpers analysiert und dargestellt.

Die ausgewertete Spannung entlang der Faser aus Abb. 4.17 ist in Abb. 4.18 dargestellt und auf die aus der aufgebrauchten Kraft resultierende Druckspannung

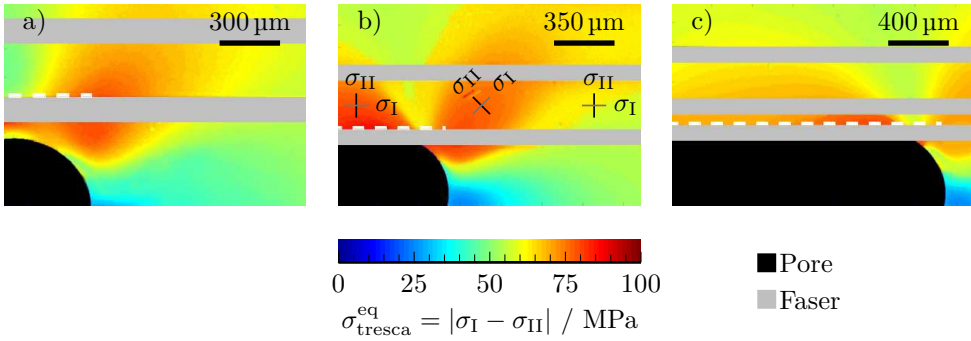


Abb. 4.17: Konturplot der Hauptspannungsdifferenz von Probekörpern (acht Fasern) mit unterschiedlichem Aspektverhältnis l_v/b_v der Pore. a) $l_v/b_v = 1$ ($N = 220 \text{ N}$); b) $l_v/b_v = 2,1$ ($N = 210 \text{ N}$); c) $l_v/b_v = 3,2$ ($N = 264 \text{ N}$). Der Konturplot b) zeigt zudem die Hauptspannungsrichtung. Entlang der weiß gestrichelten Linie ist die Hauptspannungsdifferenz der Matrix für Abb. 4.18 entnommen.

normiert. Auch hier wird die Symmetrie genutzt, so dass ab der Hälfte der normierten Porenlänge die Werte gespiegelt aufgetragen sind. Insbesondere bei Poren mit einem kleinen Aspektverhältnis bildet sich eine X-förmige Spannungsüberhöhung im Bereich der Porenendkappe (Faktor 1,7) aus und nimmt mit steigendem Aspektverhältnis ab (Faktor 1,4 bzw. 1,3). Die eingezeichnete Hauptspannungsrichtung kann auf alle drei gezeigten Konturplots übertragen werden. Anhand dieser Richtung kann auf eine dominierende Schubbeanspruchung aufgrund der Spannungsumlagerungen im Bereich der Porenendkappe geschlossen werden. Bei ansteigendem Aspektverhältnis ($l_v/b_v = 2,1$) bildet sich eine weitere bogenförmige Spannungsüberhöhung entlang der Faser aus, welche sich bei einem Aspektverhältnis von ($l_v/b_v = 3,2$) in Richtung Porenmitte wiederum reduziert. Der Hauptspannungsrichtung nach zu urteilen ist die Schubbeanspruchung in diesem Bereich der Matrix vernachlässigbar klein, so dass die Spannungsüberhöhung auf eine mögliche Auslenkung der Faser zurückgeführt werden kann.

Die maximale Spannungsüberhöhung in der Matrix befindet sich im Bereich der Porenendkappen an der innen liegenden, d.h. den Poren zugewandten, Seite der Faser. In Abb. 4.19 ist die maximal ermittelte Spannungsüberhöhung in Abhängigkeit des Aspektverhältnisses der Pore dargestellt. Analog zu der vorherigen Feststellung nimmt die Spannungsüberhöhung mit ansteigendem Aspektverhältnis ab.

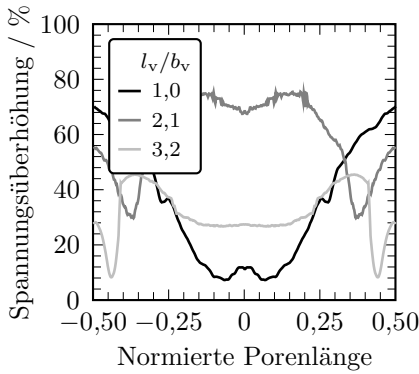


Abb. 4.18: Spannungsüberhöhung entlang einer Faser auf der den Poren abgewandten Seite.

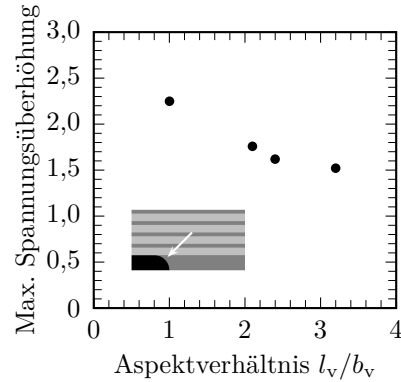


Abb. 4.19: Maximale Spannungsüberhöhung in der Matrix an der Porenendkappe.

Digitale Bildkorrelation

Neben der digitalen Spannungsoptik bietet die digitale Bildkorrelation (engl. digital image correlation, kurz DIC) die Möglichkeit, an der Oberfläche eines Probekörpers die Dehnung über ein aufgebrachtes zufälliges Punktemuster zu bestimmen. Vor allem ermöglicht es die DIC zwischen den axialen Dehnungsrichtungen zu differenzieren, wie es in Abb. 4.20 gezeigt ist.

Die longitudinale Dehnung ε_x weist entlang der Faser auf Höhe der Pore die maximale Stauchung von ca. 6 % bei einer anliegenden Drucklast von $N = 471$ N bzw. Druckspannung von 77 MPa auf. Im selben Bereich liegt die transversale Dehnung $\varepsilon_y = 4$ %. Der Grund dafür ist die fehlende Stützung der Matrix gegenüber der Faser, weswegen diese in Richtung der Pore ausknicken kann. Übereinstimmend mit den Ergebnissen der Spannungsoptik entsteht an den Porenendkappen X-förmig die höchste Schubbelastung.

Analog der Vergleichsspannung nach Tresca wird das komplexe, mehrachsige Dehnungsverhalten aus den Hauptdehnungen

$$\varepsilon_{\text{tresca}}^{\text{eq}} = \varepsilon_{\text{I}} - \varepsilon_{\text{II}} \quad (4.1)$$

bestimmt und in einen einachsigen Dehnungszustand überführt. Abb. 4.21 zeigt das Dehnungsverhalten nach Tresca in einem Konturplot mit einer minimalen Dehnung von $\varepsilon_{\text{tresca}}^{\text{eq}} = 0,2$ % direkt vor der Pore und einer maximalen Dehnung von $\varepsilon_{\text{tresca}}^{\text{eq}} = 8,7$ % im Bereich seitlich der Pore. Im Gegensatz zu der Spannungs-

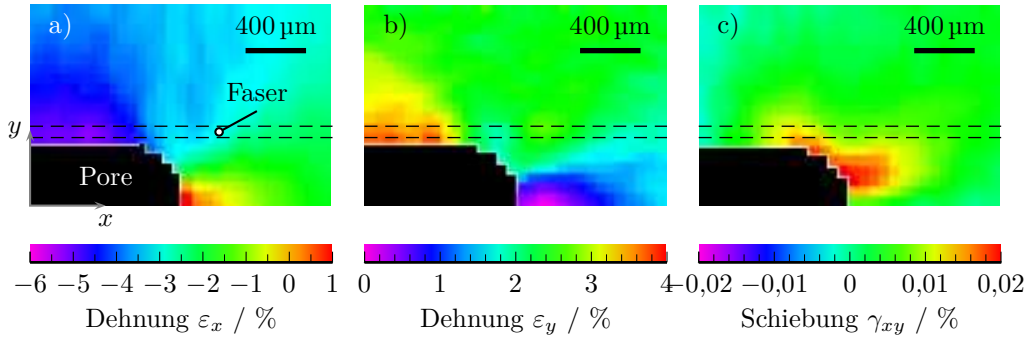


Abb. 4.20: Konturplot der Oberflächendehnung a) ε_x , b) ε_y und der c) Schiebung γ_{xy} an einem modellhaften Probekörper unter longitudinaler Drucklast ($N = 471 \text{ N}$).

optik kann die X-förmige Spannungsüberhöhung im Bereich der Porenendkappe nicht mittels DIC beobachtet werden. Dies ist dem Aufbau des modellhaften Probekörpers geschuldet, welcher nicht ermöglicht, die im Innern entstandene maximale Schubverformung bis an die Oberfläche zu übertragen.

Zur Verdeutlichung des ungleichmäßigen Dehnungsverhaltens am modellhaften Probekörper wird in Abb. 4.22 die Dehnung in Abhängigkeit der Belastung an vier ausgewählten Messpunkten gegenübergestellt. Neben einem Messpunkt direkt am Scheitel der Pore ($\triangle$), sind auf Höhe der maximalen Schubverformung ($\circ$) und seitlich der Pore ($\square$) weitere Messpunkte gesetzt. Diese drei Dehnungswerte werden direkt mit einem Messwert verglichen, der in einem von der Pore ungestörten Bereich ($\bullet$) liegt. Der Vergleich zeigt, dass im Bereich der maximalen Schubverformung der Dehnungszustand dem im ungestörten Bereich der Probe entspricht. Im Gegensatz dazu ist die Belastung im Bereich des Scheitels der Pore vernachlässigbar gering. Am Messpunkt seitlich der Pore wird die höchste Belastung beobachtet. An dieser Stelle ist das Materialverhalten der Matrix von Beginn an stark nicht-linear und erreicht das visko-elastische Materialverhalten aufgrund des mehrachsigen Dehnungszustandes bereits bei einer Drucklast von $N = 325 \text{ N}$ bzw. $\sigma^c = 40 \text{ MPa}$.

4.2 Numerische Betrachtung

Beide angewandte Methoden, die optische Spannungsanalyse und die digitale Bildkorrelation, erlauben es, erste Erkenntnisse über den Einfluss einer Pore auf die mechanischen Eigenschaften der Matrix zu gewinnen. So kann in einem ersten

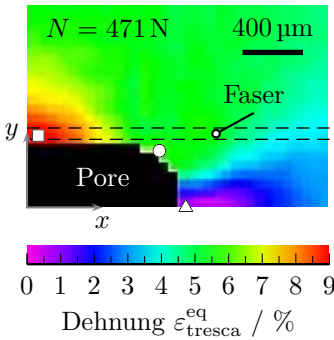


Abb. 4.21: Konturplot der Dehnung nach Tresca an einem modellhaften Probekörper unter longitudinaler Drucklast.

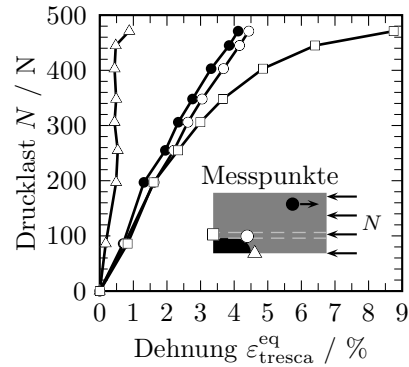


Abb. 4.22: Dehnungsverhalten nach Tresca der Matrix in Abhängigkeit der Drucklast an vier ausgewählten Messpunkten.

Schritt das Spannungs- und Dehnungsverhalten der Matrix beurteilt werden. Weitere Ergebnisse darüber hinaus, z.B. die Faser betreffend, werden nun mit Hilfe der FEM generiert. Dazu werden die ebenfalls im Abschnitt zuvor ermittelten mechanischen Kenngrößen der Matrix und der Faser genutzt, um den modellhaften Probekörper möglichst detailliert auf das numerische Abbild projizieren zu können.

Von besonderem Interesse ist die Betrachtung des Spannungs-Dehnungsverhaltens der Konstituenten, des Grenzschichtverhaltens mit Hilfe von kohäsiven Elementen, sowie der Einfluss der Faserorientierung und des Faserabstandes auf die Schädigungsinitiierung und die Schadensentwicklung des Verbundes.

Als Basis für die ersten numerischen Betrachtungen werden die in Abb. 4.23 aufgezeigten morphologischen Kennwerte verwendet. Diese setzen sich aus den zuvor ermittelten Kenngrößen (Länge l_v und Breite b_v bzw. Höhe h_v) der Pore zusammen und werden durch die an dem modellhaften Probekörper gewonnenen Parameter ergänzt. Dies erlaubt einen direkten Vergleich der numerischen Ergebnisse mit den Ergebnissen aus den Experimenten.

Zunächst wird die Netzfeinheit des Modells überprüft, indem die Vergleichsspannung nach Tresca an einem Messpunkt im Modell über die Elementdichte aufgetragen wird, siehe Abb. 4.24. Vernachlässigt werden in diesem Fall die kohäsiven Elemente, da diese von den verwendeten Materialeigenschaften, der Größe der Finiten Elemente und der Anzahl der Freiheitsgrade des Modells abhängig sind und erst im weiteren Verlauf implementiert werden können. Für alle nachfolgenden

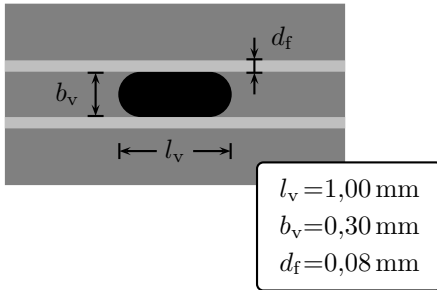


Abb. 4.23: Verwendete morphologische Basis-Kenngrößen für die numerische Betrachtung.

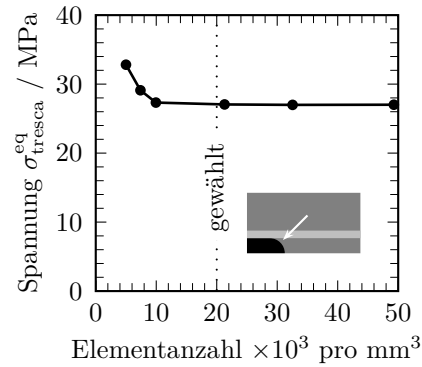


Abb. 4.24: Vergleichsspannung nach Tresca in Abhängigkeit der Netzfeinheit.

Simulationen wird eine Elementanzahl von ca. 20×10^3 pro mm^3 gewählt, welche eine ausreichende Genauigkeit gewährleistet und die Rechenzeit nicht übermäßig ansteigen lässt.

Spannungs-Dehnungsverhalten der Matrix

Abb. 4.25 und 4.26 zeigen, analog zu den Abb. 4.18 und 4.19 der Spannungsoptik, die Spannungsüberhöhung in der Matrix aufgrund einer durch eine Pore hervorgerufenen Lastumlagerung. Zum Abgleich der Ergebnisse zwischen der numerischen Simulation und der Spannungsoptik, wird in beiden Abbildungen die Spannungsanalyse an dem gleichen Messpunkt im modellhaften Probekörper durchgeführt. Die Spannungsüberhöhung entlang der der Pore abgewandten Seite der Faser ist, wie zuvor schon experimentell beobachtet, stark vom Aspektverhältnis der Pore abhängig. Bei einer Stauchung von 3 % bildet sich für eine Pore mit einem Aspektverhältnis von $l_v/b_v = 1$ mittig der Pore ein Minimum an Spannungsüberhöhung aus. Entlang der Faser nimmt die Spannungskonzentration degressiv weiter zu, bis sie aufgrund der vorherrschenden Schubspannung am Scheitelpunkt der Pore ein Maximum erreicht. Für größer werdende Aspektverhältnisse der Pore nimmt die Spannungsüberhöhung an den Porenendkappen weiter ab und erreicht die maximalen Spannungen zwischen den Porenendkappen.

Allgemein gilt, dass die Spannungsbetrachtung mittels FEM immer niedrigere Spannungswerte ergibt als die aus der Spannungsoptik bestimmten, sobald das linear-elastische Materialverhalten der Matrix verlassen wird. Die Berücksichti-

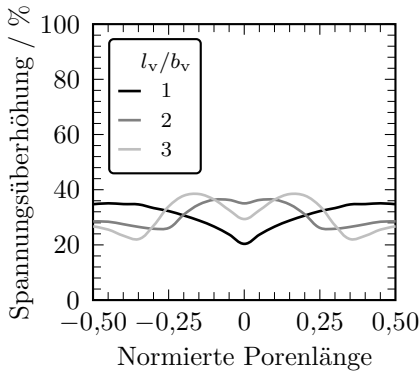


Abb. 4.25: Spannungsüberhöhung entlang der Faser auf der der Pore abgewandten Seite.

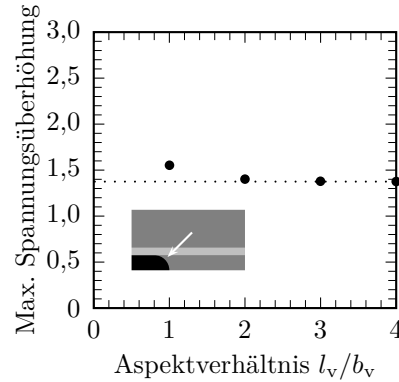


Abb. 4.26: Max. Spannungsüberhöhung in der Matrix an der Porenendkappe.

gung und Implementierung des realen Spannungs-Dehnungs-Verhaltens der Matrix ist unabdingbar, da schon bei geringen Drucklasten die Spannungskonzentrationen an verschiedenen Messpunkten in der Probe so hoch sind, dass sich in diesem Bereich das Material stark nicht-linear verhält. Besonders der Bereich zwischen Porenendkappe und Faser, siehe auch Abb. 4.26, in dem die maximale Spannungskonzentration vorherrscht, bestätigt die Beobachtung aus der DIC-Untersuchung, dass hier sehr schnell der linear-elastische Bereich des Materialverhaltens verlassen wird. Die maximal ermittelte Spannungsüberhöhung normiert auf die Vergleichsspannung aus dem FE-Modell ohne Pore zeigt, dass ab einem Aspektverhältnis $l_v/b_v \geq 3$ die maximale Spannungskonzentration von 1,35 erreicht wird und diese nicht weiter zunimmt.

Betrachtung des Spannungszustand der Faser

Experimentell konnte nachgewiesen werden, dass ab einer bestimmten Belastung die Fasern zunächst die Haftung zur Matrix verlieren und anschließend versagen. Die Spannungsüberhöhung (Vergleichsspannung nach Rankine bezogen auf ein Modellverbund ohne Pore), die zu dem frühzeitigen Versagen der Fasern führt, wird nun mittels der numerischen Betrachtung näher untersucht. Dazu wird neben der Faserorientierung auch der Einfluss einer Pore ermittelt und variiert. Abb. 4.27 zeigt die Spannungsverteilung über fünf Fasern in einem Verbund in Abhängigkeit von der Faserorientierung, wobei nur die erste Faser mit der angegebenen Auslenkung orientiert ist. Bei allen weiteren Fasern reduziert sich die Auslenkung

linear bis hin zur fünften unausgelenkten Faser. Alle Spannungswerte sind auf die Spannung eines Modells mit fünf unausgelenkten Fasern normiert und aus dem Querschnitt, in der die maximal auftretende Spannung auftritt, entnommen. Es zeigt sich, dass sich allein durch die Faserorientierung auf alle Fasern infolge der Biegebeanspruchung ein Spannungsgradient ausbildet und dieser sich linear zur Faserorientierung verhält. Bei maximaler Faserorientierung von $\phi_0 = 4^\circ$ ergibt sich eine Spannungsüberhöhung von ca. 4 %.

Der Einfluss der Pore auf die Spannungsüberhöhung in unausgelenkten Fasern beträgt hingegen ca. 2,5 %, wie in Abb. 4.28 dargestellt ist. Werden beide Einflussfaktoren, d.h. die Spannungsüberhöhung aufgrund der Spannungsumlagerungen, verursacht durch eine Pore und die daraus resultierende Faserorientierung berücksichtigt, ergibt sich eine Spannungsüberhöhung in der Faser von 8,5 %.

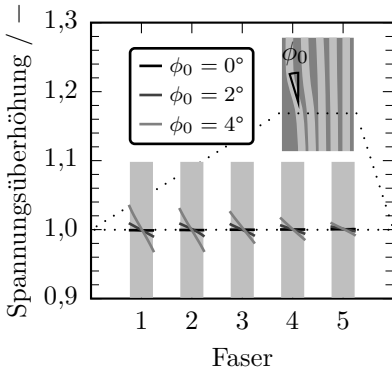


Abb. 4.27: Spannungsüberhöhung eines Modellverbundes mit fünf Fasern (ohne Einfluss einer Pore) mit maximaler Faserauslenkung ϕ_0 in der ersten Faser.

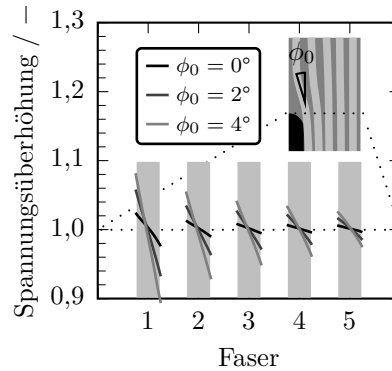


Abb. 4.28: Spannungsüberhöhung eines Modellverbundes mit fünf Fasern unter zusätzl. Einfluss einer Pore mit maximaler Faserauslenkung ϕ_0 in der ersten Faser.

Es gilt somit, dass für beide genannten Einflussfaktoren eine Biegespannung im Bereich der Porenendkappe in die Faser induziert wird und im Falle der Überlagerung sich die Biegespannung nahezu verdoppelt. Ein signifikantes Abklingen der Einflussfaktoren auf die Spannungsüberhöhung erfolgt erst nach der fünften Faser.

Betrachtung der Grenzschicht

Mit Hilfe der implementierten kohäsiven Elemente ist es möglich den Zeitpunkt, ab dem eine Faser-Matrix Ablösung auftritt und deren Ort zu bestimmen. Zu-

nächst wird die Faser-Matrix Ablösung in Abhängigkeit des Faserabstandes l_0 und des Aspektverhältnisses der Pore l_v/b_v , siehe Abb. 4.29 bzw. Abb. 4.30 untersucht. Der Einfluss des Faserabstandes l_0 ist insbesondere bei einer kleinen Anzahl von Fasern sehr gering und wird erst ab fünf Fasern signifikant. Insbesondere bei sehr geringem Abstand $l_0 \leq 0,005$ mm scheinen sich die Fasern gegenseitig hinsichtlich der Ablösung zu beeinflussen. Der minimale Faserabstand, bei dem eine FE Analyse mit der hier vorgestellten Elementanzahl möglich ist und zusätzlich die Faserorientierung (hier gezeigt $\phi_0 = 1^\circ$) berücksichtigt werden kann, beträgt $l_0 \leq 0,01$ mm. Dieser Faserabstand wird im weiteren Verlauf auch bei der Untersuchung der ersten Faser-Matrix Ablösung in Abhängigkeit des Aspektverhältnisses der Pore genutzt, siehe Abb. 4.30.

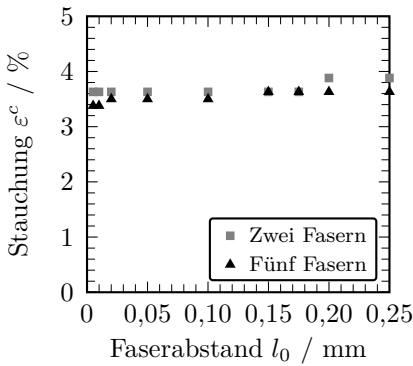


Abb. 4.29: Einfluss des Faserabstandes auf die erste Faser-Matrix Ablösung bei zwei und fünf Fasern.

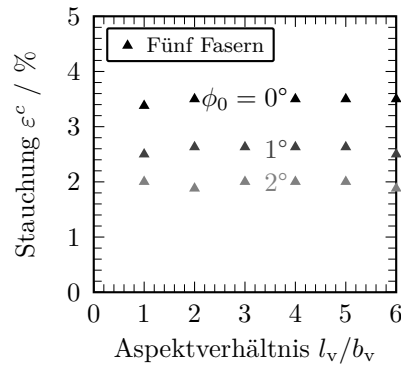


Abb. 4.30: Einfluss des Aspektverhältnisses der Pore und der Faserorientierung auf die erste Faser-Matrix Ablösung bei fünf Fasern.

Es zeigt sich, dass für Poren mit geringem Aspektverhältnis $l_v/b_v \leq 2$ die erste Faser-Matrix Ablösung im Bereich zwischen Porenendkappe und Faser, bei der auch die maximale Spannungsüberhöhung anliegt, vgl. hierzu Abb. 4.26, auftritt. Mit steigendem Aspektverhältnis stagniert die Belastung, die nötig ist um die erste Ablösung zu initiieren. Allerdings tritt nun die Ablösung mittig auf der der Poren abgewandten Seite der Faser auf. Bei zusätzlicher Berücksichtigung der Faserorientierung von $\phi_0 = 1^\circ$ reduziert sich die Belastung, welche zur ersten Faser-Matrix Ablösung führt, um ca. 30 %. In diesem Fall lösen sich die kohäsiven Elemente im gesamten Bereich der Pore gleichermaßen ab, so dass hier keine Aussage mehr über den genauen Ort der ersten Ablösung getroffen werden kann.

4.3 Analytische Beschreibung des Stabilitätsverhaltens einer Faser

Allgemein ist das Druckversagen von FKV durch das Stabilitätsverhalten der Fasern geprägt. Neben der Ermittlung der kritischen Drucklast liegt darüber hinaus der Fokus auf der Untersuchung des Einflusses der Einbettung, d.h. der Matrix und der Faserorientierung.

Kritische Drucklast

Die kritische Drucklast N_{cr} einer Einzelfaser kann mit Hilfe der Gl. 3.7 und 3.12 bestimmt werden. Dabei handelt es sich um ein Verzweigungsproblem, bei dem die Faser abrupt von einer stabilen in eine labile Gleichgewichtslage überführt wird. Es wird somit eine unendlich große Verformung $w(x) \rightarrow \infty$ erreicht. Entsprechend der Arbeit von Wiedemann [109] wird auch hier angenommen, dass die durch die Drucklast N verursachte Längskompression die Biegeverformung der Faser so lange nicht beeinflusst, wie die Spannung aus Druck und Biegung im elastischen Bereich bleibt [109]. Abb. 4.31 zeigt das Drucklastverhältnis η , d.h. die Drucklast N über der kritische Knicklast N_{cr} , in Abhängigkeit der Länge der eingebetteten Faser l . Die Länge l^* kennzeichnet den Schnittpunkt der einhüllenden Kurven, siehe auch Gl. 4.2. Diese bestehen aus der Gl. 3.11 unter Berücksichtigung des wirksamen Bettungsmoduls nach Pasternak und der Gl. 3.12 als Grenzwertbetrachtung der Girlandenkurve.

Die Länge l^* beschreibt somit die Grenze zwischen den Gleichungen der einhüllenden Kurven der Drucklastverhältnisse η_{s}^N und η_{w}^N (Gl. 4.2). Für $l \leq l^*$ sind maßgeblich die Schubeigenschaften der Konstituenten und die Biegesteifigkeit der Faser dominierend, während für $l \geq l^*$ ebenso die Steifigkeit der Matrix E_{m} über dem Bettungsmodul $\bar{k}_{\text{w}}$ an Einfluss gewinnt. Zudem ist für diesen Bereich das Drucklastverhältnis von der Länge der eingebetteten Faser entkoppelt.

$$\eta_{\text{s}}^N = \frac{\frac{N_{\text{E}}}{1 + N_{\text{E}}/\kappa G_{\text{f}} A_{\text{f}}} + \bar{k}_{\text{s}}}{\kappa G_{\text{f}} A_{\text{f}} + \bar{k}_{\text{s}}} \quad \text{und} \quad \eta_{\text{w}}^N = \frac{2\sqrt{\bar{k}_{\text{w}} E_{\text{f}} I_{y,\text{f}} + \bar{k}_{\text{s}}}}{\kappa G_{\text{f}} A_{\text{f}} + \bar{k}_{\text{s}}} \quad (4.2)$$

Aus der Gleichung für das Drucklastverhältnis η_{w}^N lässt sich zudem ableiten, dass das Knickverhalten der Faser im Wesentlichen durch die Bettungsmoduln nach Winkler k_{w} und Pasternak k_{s} geprägt ist. Diese sind wiederum von dem Grad der Einbettung abhängig, der sich aufgrund der zweidimensionalen Betrachtungsweise in Form der wirksamen Bettungsbreite $b(d_{\text{f}})$ zeigt und der im weiteren Verlauf

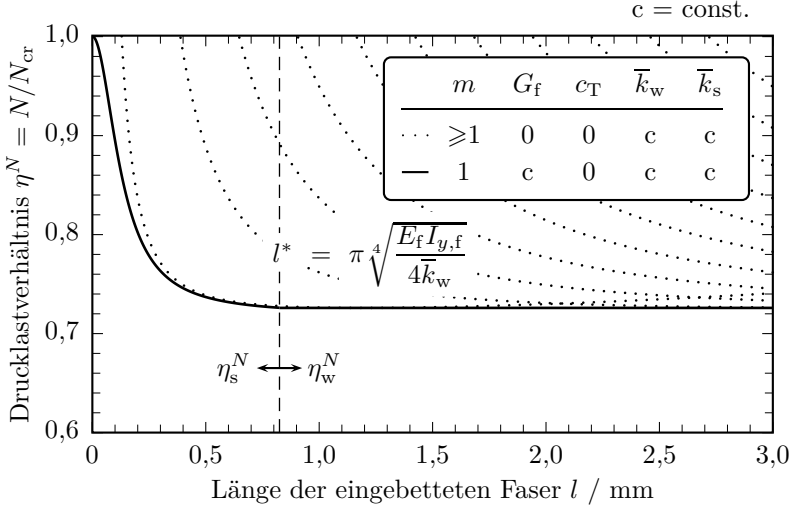


Abb. 4.31: Drucklastverhältnis η^N in Abhängigkeit der eingebetteten Faserlänge l .

untersucht werden soll. Hauptsächlich ist das Verformungsverhalten der Matrix durch deren Querschnittsfläche beeinflusst, welche vereinfacht als Produkt zwischen der sogenannten wirksamen Bettungsbreite $b(d_f)$ und der Bettungsdicke l_0 angenommen werden kann. Die wirksame Bettungsbreite $b(d_f)$ ist dabei abhängig von dem Einbettungswinkel α , wie in Abb. 4.32a dargestellt. Neben der schematischen Darstellung ist zur Veranschaulichung zusätzlich eine Lichtmikroskopieaufnahme eines Querschnitts des CFK-Laminats (M21/T800S) mit einer Pore gezeigt, bei der neben einer ungestützten Faser in der Mitte der Pore auch Fasern mit unterschiedlichem Einbettungsgrad zu sehen sind.

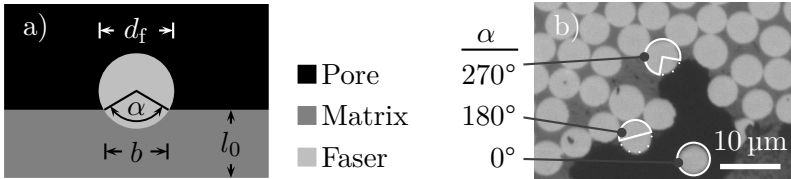


Abb. 4.32: a) Schematische Darstellung des Einbettungswinkels α der Faser und der daraus resultierenden Einbettungsbreite $b(d_f)$. b) Lichtmikroskopieaufnahme eines Querschnitts des CFK-Laminats (M21/T800S) mit einer Pore und unterschiedlich stark eingebetteten Fasern.

Der Einfluss der wirksamen Bettungsbreite $b(d_f)$ bzw. des Einbettungswinkels α auf die Bettungsmoduln $\bar{k}_w$ und $\bar{k}_s$ ist in Abb. 4.33a dargestellt. Hierzu wird die Gl. 3.12 in Abhängigkeit der wirksamen Bettungsbreite auf eine voll eingebettete

Faser bezogen

$$\eta^\alpha = \frac{2\sqrt{E_m/l_0 b(d_f) E_f I_{y,f} + G_m l_0 b(d_f)}}{2\sqrt{E_m/l_0 2d_f E_f I_{y,f} + G_m l_0 2d_f}}, \quad (4.3)$$

wobei sich durch eine vereinfachte Betrachtungsweise die wirksame Bettungsbreite $b(d_f)$ zu

$$b(d_f) = \begin{cases} d_f \sin \frac{\alpha}{2} & : \quad 0 \leq \alpha < 180 \\ 2d_f - d_f \sin \frac{\alpha}{2} & : \quad 180 \leq \alpha < 360 \end{cases} \quad (4.4)$$

ergibt. Aus Gl. 4.3 ist ersichtlich, dass das Drucklastverhältnis η^α insbesondere von der variablen Bettungsdicke l_0 abhängig ist. Für eine geringe Bettungsdicke l_0 strebt das Drucklastverhältnis zu dem ersten Term der Gleichung 4.3,

$$\lim_{l_0 \rightarrow 0} \eta^\alpha = \eta_w^\alpha = \sqrt{\frac{b(d_f)}{2d_f}} \quad (4.5)$$

wohingegen für eine große Bettungsdicke der zweite Term der Gl. 4.3 dominiert

$$\lim_{l_0 \rightarrow \infty} \eta^\alpha = \eta_s^\alpha = \frac{b(d_f)}{2d_f}. \quad (4.6)$$

Beide letztgenannten Gleichungen bilden jeweils einen Grenzwert und sind in Abb. 4.33a kenntlich gemacht. Im allgemeinen Fall, d.h. unter der Annahme konstanter mechanischer Kennwerte, verläuft das Drucklastverhältnis η^α mit ansteigender Bettungsdicke l_0 von der Grenzkurve des Drucklastverhältnisses η_w^α zu η_s^α . Für beide Grenzwerte nimmt zunächst das Drucklastverhältnis mit ansteigendem Einbettungswinkel α zu. Der Einfluss der Einbettungsbreite ist am deutlichsten im Fall einer halb eingebetteten Faser zu beobachten. In diesem Fall wird das kritische Drucklastverhältnis η_w^α schon bei 70 % der maximal ertragbaren Last erreicht, wohingegen bei der Betrachtung des kritischen Drucklastverhältnisses η_s^α nur noch 50 % erreicht werden.

Von besonderem Interesse ist der Vergleich des Drucklastverhältnisses η^α , resultierend aus dem Grad der Einbettung gegenüber dem Einfluss der Faserorientierung, auf das Drucklastverhältnis η^ϕ (Drucklast nach Budiansky normiert auf die Druckfestigkeit der Faser, siehe Gl. 4.7) für vollkommen eingebettete Fasern, wie in Abb. 4.33 dargestellt. Ziel ist es den kritischen Bereich, vgl. Abb. 3.5, einer bzw. mehrerer Fasern in der Umgebung einer Pore zu bestimmen.

$$\eta^\phi = \frac{\tau_{12}}{\gamma_{12} + \phi_0} \frac{1}{R_{f,11}^c} \quad (4.7)$$

Aufgrund der näherungsweise elliptischen bzw. kreisrunden Querschnittsform der Poren ist anzunehmen, dass der Einbettungswinkel zwischen $180^\circ \leq \alpha \leq 270^\circ$ beträgt und somit mindestens ein Drucklastverhältnis zwischen 0,5 und 0,7 erreicht wird. Der direkte Vergleich zu dem Drucklastverhältnis η^ϕ zeigt, dass dies bei einer voll eingebetteten Faser einer Faserorientierung ϕ_0 von 1° bis 3° entspricht.

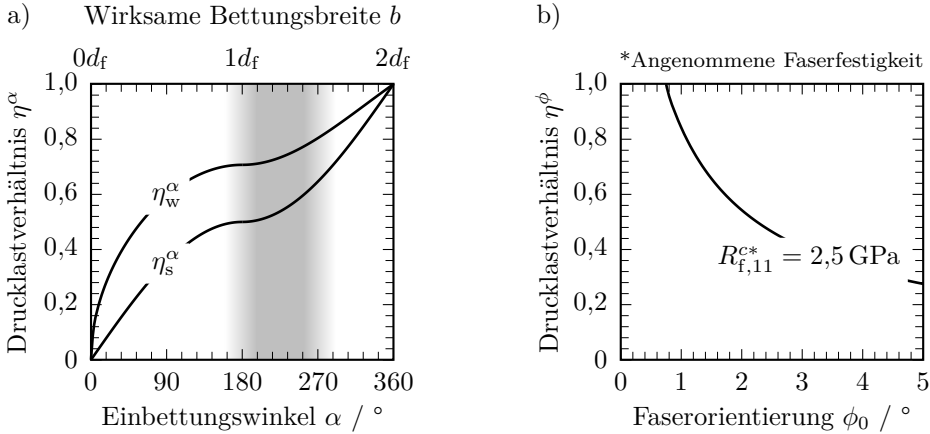


Abb. 4.33: a) Drucklastverhältnisses η^α in Abhängigkeit des Einbettungswinkels α . b) Drucklastverhältnis η^ϕ bedingt durch die Faserorientierung ϕ_0 .

Das hier gezeigte Drucklastverhältnis η^ϕ ist in Abhängigkeit der Faserorientierung ϕ_0 aus dem Ansatz nach Budiansky mit Hilfe eines Schubversuchs an einer GFK-Flachprobe ($\pm 45^\circ$) errechnet worden und auf die in der Abbildung angegebene Faserfestigkeit $R_{f,11}^c$ bezogen. Da das Drucklastverhältnis η^α auf der Basis des Einbettungswinkels α beruht und keine Abhängigkeit von Materialkennwerten besteht, ist eine Übertragung der Erkenntnisse über den Einfluss der wirksamen Bettungsbreite auf das Drucklastverhältnis auf weitere Materialsysteme möglich.

Der Einfluss von Vorkrümmung und Lastexzentrizität

Die bisherige Betrachtung geht von der Annahme aus, dass die Kraft optimal in die neutrale Achse der Faser eingeleitet wird und der plötzliche Stabilitätsverlust mit einer unendlichen Verformung der Faser verbunden ist. Poren können jedoch eine Auslenkung der Fasern bewirken und führen dann zwangsläufig dazu, dass die Last exzentrisch in die Faser eingeleitet wird. Die Drucklast N erzeugt somit ein Biegemoment M , welches durch weitere Belastung eine weitere Verformung verursacht. Abb. 4.34 zeigt das aus Gl. 3.8 gewonnene Drucklastverhältnis $\eta^M = N/N_{cr}$ über der relativen Durchbiegung $w(x)/l$ in Abhängigkeit einer relativ, d.h. auf die

Länge bezogenen, vorausgelenkten Faser bzw. relativen exzentrischen Krafteinleitung.

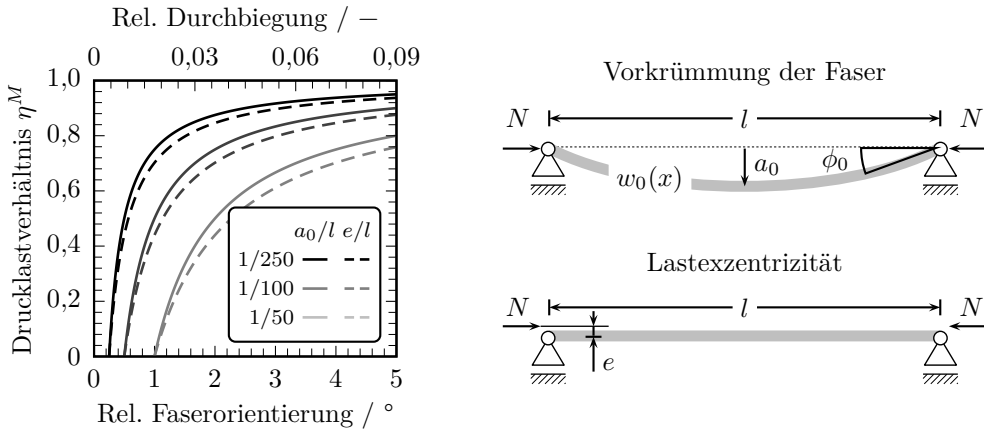


Abb. 4.34: Kritisches Drucklastverhältnis in Abhängigkeit der relativen Faserorientierung ($\phi_0 + \phi_m$) bzw. Durchbiegung ($a_0/l + a_m/l$ bzw. $e/l + a_m/l$) bei Vorkrümmung der Faser oder exzentrischer Lastenleitung.

Mit ansteigendem Drucklastverhältnis η^M steigt auch die relative Durchbiegung kontinuierlich an, wobei der Unterschied zwischen einer vorausgelenkten Faser und einer exzentrischen Lastenleitung nur marginal ist. Für alle gezeigten Fälle nähert sich das Drucklastverhältnis asymptotisch der kritischen Knicklast an. Liegt keine Auslenkung der Faser vor, bzw. wird die Last zentrisch in die Faser eingeleitet, ergibt sich aus Gl. 3.8 der Grenzfall des plötzlichen Stabilitätsverlustes der Faser, welcher in den Abschnitten zuvor behandelt wurde.

Spannungsanalyse der Matrix

Das nichtlineare Biegeverhalten der vorausgelenkten Faser, bzw. der exzentrischen Lastenleitung erlaubt, die resultierenden Spannungen entlang der Faser in der Matrix zu bestimmen und mit den Ergebnissen aus der experimentellen und numerischen Betrachtung zu vergleichen. Die Normalspannung wird dabei aus der anliegenden Stauchung ($\varepsilon^c = 3\%$), dem Elastizitätsmodul der Matrix und der transversalen Spannung, ermittelt durch den wirksamen Bettungsmodul nach Winkler multipliziert mit der Biegelinie, bestimmt. Des Weiteren wird die vorherrschende Schubspannung anhand des Bettungsmoduls nach Pasternak multipliziert mit dem Verdrehwinkel der Faser errechnet.

$$\sigma_x = \varepsilon E_m, \quad \sigma_y = \bar{k}_w w(x) \quad \text{und} \quad \tau_{xy} = k_s \psi(x) \quad (4.8)$$

Somit ist es möglich die Vergleichsspannung nach Tresca $\sigma_{\text{tresca}}^{\text{eq}}$ unter der Annahme eines ebenen Spannungszustandes zu ermitteln.

$$\sigma_{\text{tresca}}^{\text{eq}} = \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 4\tau_{xy}^2} \quad (4.9)$$

Abb. 4.35 zeigt die Spannungsüberhöhung, d.h. die Vergleichsspannung nach Tresca, bezogen auf die von außen aufgeprägte Drucklast über die normierte Länge der Faser. Die Vergleichsspannung ist dabei von den Materialkennwerten der Konstituenten und der Wellenzahl m abhängig, welche über die Biegelinie $w(x)$ und den Verdrehwinkel $\psi(x)$ Eingang in das Gleichungssystem findet.

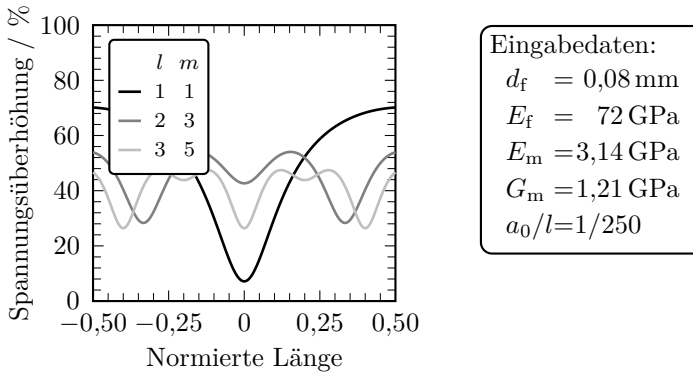


Abb. 4.35: Analyse der Spannung nach Tresca entlang einer Faser in der Matrix in Abhängigkeit der Wellenzahl.

Im qualitativen Vergleich bildet die hier errechnete Spannungsüberhöhung, gegenüber der aus der numerischen Betrachtung (Abb. 4.25) ermittelten Spannungsüberhöhung, den Verlauf über die Länge der Faser sehr gut ab. Der quantitative Vergleich hingegen ergibt, dass die Spannungsüberhöhung, analog zur experimentellen Untersuchung (Abb. 4.18), aufgrund des angenommenen linear-elastischen Materialverhaltens überschätzt wird.

Werden die Anteile der Spannungen aus Gl. 4.8 differenziert betrachtet, ist es möglich, den jeweiligen Einfluss auf die Spannungsüberhöhung herauszuarbeiten. Für eine kurze Faser, welche einem Aspektverhältnis der Pore $l_v/b_v = 1$ entspricht, dominiert zunächst die Schubspannung an der Porenendkappe. Mit ansteigendem Aspektverhältnis überwiegt dann die Normalspannung, so dass bei endlich langen Poren keine signifikante Änderung der Spannungsüberhöhung mehr über die Länge zu erkennen ist.

5 Versagensanalyse an FKV

Zur Erforschung der Schadensentwicklung, ausgehend von der Schädigungsinitiierung hervorgerufen an durch Poren hervorgerufenen Spannungskonzentrationen eines faserverstärkten Kunststoffs, werden weitere Untersuchungen an modellhaften und standardisierten Probekörpern durchgeführt. Die Untersuchungen beruhen auf der Betrachtung von Licht- und REM-Aufnahmen um die charakteristischen Versagensmechanismen der FKV herauszuarbeiten und mit den Erkenntnissen aus den Versuchen an den modellhaften Probekörpern zu vergleichen und zu diskutieren.

Allgemein gilt die Kink-Band Bildung in langfaserverstärkten Kunststoffen unter der Berücksichtigung der Mikromechanik unter Drucklast als charakteristischer Versagensmechanismus [18, 19, 48, 110, 111]. Allerdings ist gerade die Mikromechanik, die zur Kink-Band Bildung führt, umstritten. Es haben sich aktuell zwei Modellvorstellungen durchgesetzt. Dies ist zum einen das Modell nach Rosen [18] und zum anderen das Modell nach Argon [19]. Rosen postulierte, dass die Kink-Band Bildung als ein abruptes Stabilitätsproblem, ohne vorherige Schädigungsinitiierung, anzusehen ist. Zurückzuführen ist dies auf den Stabilitätsverlust der sich gegenseitig stützenden lasttragenden Fasern, der sich aufgrund der überhöhten Belastung bzw. der Nachgiebigkeit der umgebenden Matrix ergibt. Folglich können die Fasern ausknicken und an der Stelle der größten Biegespannung, wie in Abb. 5.1 schematisch dargestellt ist, versagen. Die Spannungsumlagerung auf die benachbarten Fasern führt zu weiterem Faserversagen und mündet in der Kink-Band Bildung bis schließlich das gesamte Laminat versagt. Insbesondere die Steifigkeit der Matrix wurde von Jelf und Fleck [110] und Fleck et al. [111] als für den Versagensprozess relevanter Einflussfaktor für FKV unter Druckbelastung betrachtet.

Ein weiteres Modell wurde von Pinho [112, 113] aus dem Ansatz von Argon [19] abgeleitet, bei dem die Annahme im Vordergrund steht, dass zunächst eine Faser-Matrix Ablösung oder eine Delamination zum Ausknicken der Fasern und schließlich zur Kink-Band Bildung führt, siehe Abb. 5.1. Als wesentlicher Einflussfaktor wird hier die Schubfestigkeit der Matrix angeführt.

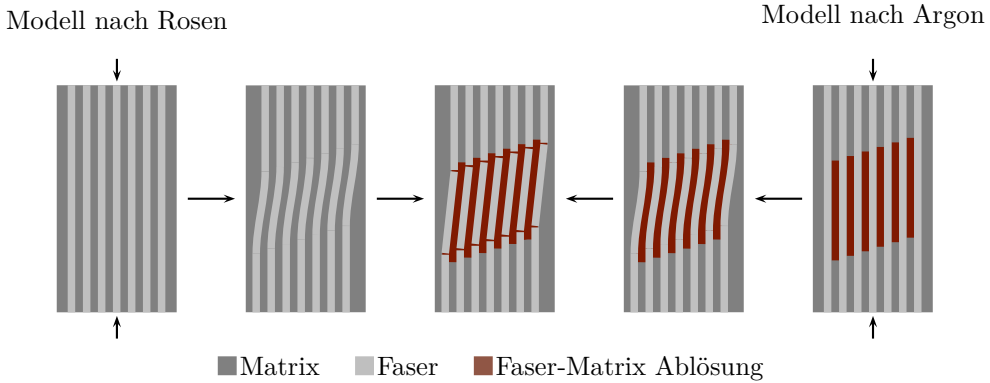


Abb. 5.1: Schematische Darstellung der Mechanismen, die zur Entstehung eines Kinkbandes führen (nach Pinho, Imperial College London) [114].

Die mikroskopische Untersuchung der Bruchflächen von Druckprobekörpern ist aufgrund der Faser- und Matrixbruchstücke, die während des Bruchs entstehen und die Bruchfläche verdecken bzw. das Aussehen der Bruchfläche beeinflussen können, nur schwer durchführbar. Die Bruchstücke und insbesondere die Bruchoberfläche der Faserenden beeinträchtigen die Bruchfläche und machen somit die Fraktographie stellenweise unmöglich [115, 116]. Die Betrachtung der Schädigungsmechanismen anhand eines Modellverbundes ist somit folgerichtig, so lange die Randbedingungen der Realität entsprechen und berücksichtigt werden.

5.1 Modellhafter Probekörper

Der modellhafte Probekörper erlaubt es, durch die Reduzierung der Problemstellung, die Versagensmechanismen hinsichtlich der Schädigungsinitiierung und Schadensentwicklung, die durch eine Pore hervorgerufen werden, fokussiert zu betrachten.

Wie aus Kapitel 4 bekannt, ruft eine Pore Spannungsumlagerungen in ihrer direkten Umgebung hervor, welche zu Spannungsüberhöhungen im Bereich der Porenendkappe und der Längsseite der Pore führt. Diese Spannungsüberhöhung ist Ursache für eine zunächst lokal auftretende Faser-Matrix-Ablösung im Bereich der Porenendkappe, die sich im weiteren Verlauf teilweise über die gesamte Länge der Faser, wie in Abb. 5.2 gezeigt, erstreckt. Durch die fehlende stützende Wirkung

der Matrix knickt die Faser gemäß der Theorie nach Euler [92] in die Pore aus und versagt aufgrund der größten Biegespannung, siehe hierzu auch Abb. 5.3 und Abb. 5.4.

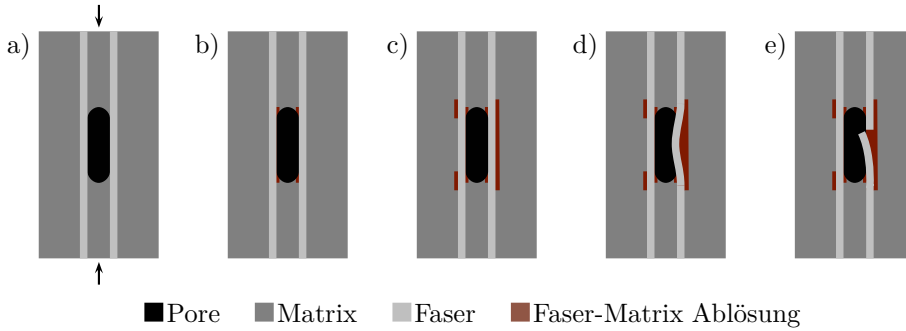


Abb. 5.2: Schädigungsinitiation an einem modellhaften Probekörper. a) Probekörper unter Drucklast. b) Erste Faser-Matrix-Ablösung im Bereich der Porendekappe. c) Faser-Matrix-Ablösung entlang der Faser. d) Faserknicken nach Euler [92]. e) Faserversagen.

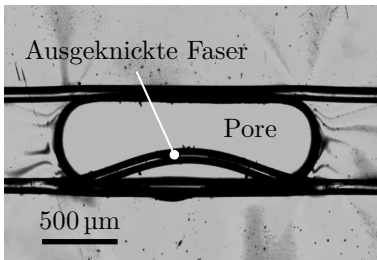


Abb. 5.3: Modellhafter Probekörper mit ausgeknickter Faser.

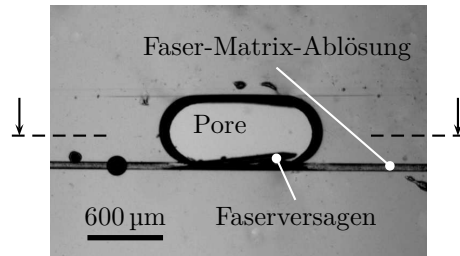


Abb. 5.4: Modellhafter Probekörper mit Faser-Matrix-Ablösung und anschließendem Faserversagen.

Detailliert ist der Faserbruch in der rasterelektronenmikroskopischen Aufnahme, siehe Abb. 5.5a gezeigt. Hierzu ist der Probekörper aus Abb. 5.4 mittig in zwei Hälften zersägt worden, so dass sich eine Seitenansicht, der aus der Matrix herausgelösten Faser, bietet. Die Rissbildung der Matrix in Abb. 5.5b deutet darauf hin, dass die Faser zunächst stark gestaucht wurde und sich anschließend aufgrund des Faserversages schlagartig entspannt hat. Das abrupte Zurückschnellen der Faser führt dabei aufgrund ihres spröden Materialverhaltens zu einem sägezahnartige Versagensbild der Matrix. Die Bruchfläche der Faser, siehe Abb. 5.5c, weist auf ein

Versagen aufgrund von Biegung hin, welches durch die charakteristischen diversen Bruchwinkeln gekennzeichnet ist und ebenso von Greenhalgh [114] beschrieben ist.

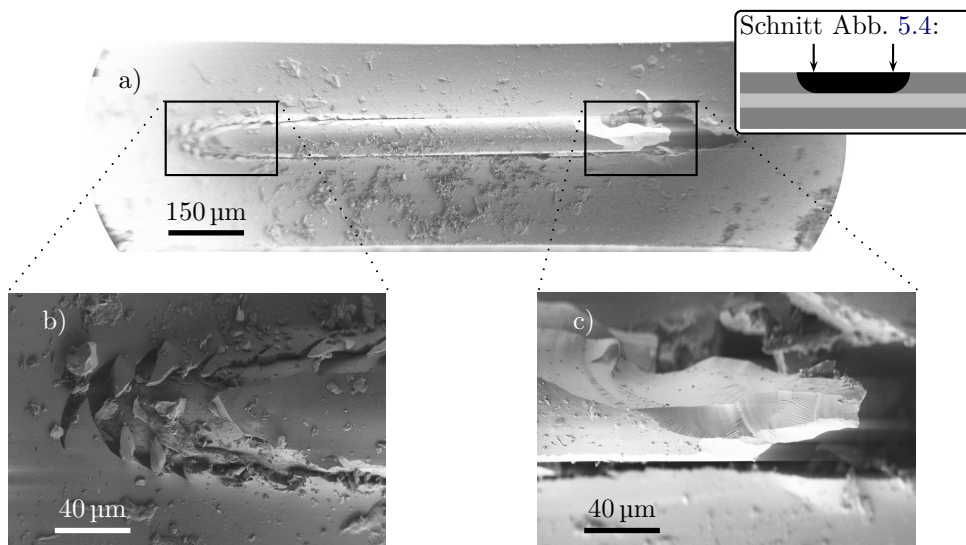


Abb. 5.5: a) REM Aufnahme einer ausgeknickten Faser. b) Ausschnitt im Bereich der Porenendkappe. c) Bruchfläche der E-Glasfaser.

Ausgangspunkt für die weitere Schadensentwicklung ist die Schädigungsinitiierung, siehe Abb. 5.2a-e, welche aufgrund Spannungsumlagerungen zu lokalen Spannungskonzentrationen in den benachbarten Fasern führt und diese bei Erreichen einer kritischen Last versagen. Nach Lankford [117, 118], Madhukar und Drzal [119] sowie Garland et al. [120] bildet sich dabei eine sogenannte Schädigungszone im FKV aus, die bei Erreichen einer kritischen Größe zu lokalen Scherversagen der Matrix, Faser-Matrix Ablösung und schließlich zum Faserbruch führt. Die sukzessive Ausbreitung der Schädigungszone ist dabei von der Grenzflächeneigenschaften zwischen Faser und Matrix abhängig und kann entsprechend variieren bzw. einen Winkel ζ , wie es in Abb. 5.6d und e gezeigt ist, annehmen. Eine elastische Grenzfläche führt dabei zu einem Faserversagen, welches beinahe transversal zur Faserausrichtung verläuft und eine Kink-Band Bildung initiieren kann [22].

Experimentell wird die Schadensentwicklung am Beispiel eines modellhaften Probekörpers mit acht Fasern ($d_f = 70 \mu\text{m}$), wie in Abb. 5.7 dargestellt, untersucht. Abb. 5.7a zeigt den unbelasteten modellhaften Probekörper mit mittig einge-

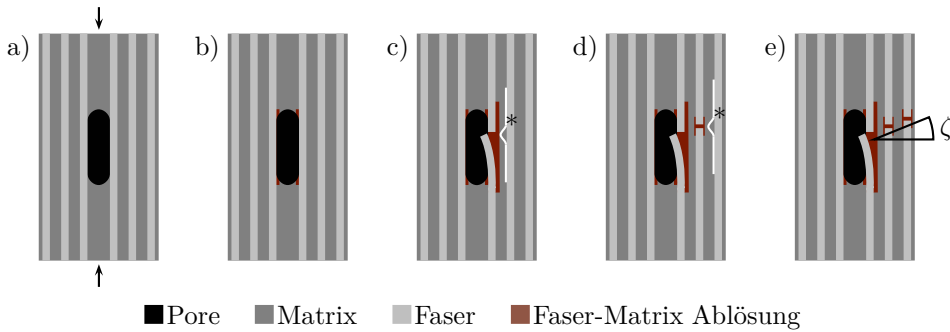


Abb. 5.6: Schadensentwicklung an einem modellhaften Probekörper mit acht Fasern. a) Belasteter Probekörper. b) Lokale Faser-Matrix-Ablösung im Bereich der Porenendkappe. c) Faserversagen aufgrund Stabilitätsverlust (*Spannungsüberhöhung in der nächstliegenden Faser). d) + e) Durch Spannungsumlagerungen hervorgerufenen weiteres Faserversagen unter dem Bruchwinkel ζ .

schlossener Pore (Aspektverhältnis $l_v/b_v = 2,3$), wobei in dieser Abbildung nur sechs Fasern gezeigt werden. Zunächst wird der modellhafte Probekörper mit einer Dehngeschwindigkeit von $0,05 \text{ mm/min}$ verformt, dadurch erhöht sich, entsprechend der Steifigkeit der Probe die Belastung, bis bei Erreichen einer Kraft von $N = 400 \text{ N}$ plötzlich auf der gesamten Länge des Probekörpers die Faser sich von der Matrix löst und diese in die Pore knickt, siehe Abb. 5.7b. Im weiteren Verlauf der Prüfung wird die Stauchung konstant gehalten und die weitere Schadensentwicklung beobachtet. Weitere Schäden treten unmittelbar an der gegenüberliegenden Faser im Bereich der Porenendkappen auf, welche auf eine Faser-Matrix Ablösung hindeuten und sich durch die schwarze Färbung entlang der Fasern zeigt. Ebenso erhöht sich in diesem Bereich die plastische Verformung der Matrix, siehe Abb. 5.7c. Aufgrund der Spannungsumlagerung, welche durch die ausgeknickte Faser und den Kriechvorgang der Matrix hervorgerufen wird, versagt nach 186 s die zweitnächstliegende Faser, siehe Abb. 5.7d, sowie im weiteren Verlauf die dritte und vierte Faser (nicht abgebildet), siehe Abb. 5.7e und f. Hier sei erwähnt, dass globales Beulen der Probe die Schadensentwicklung überlagert und schließlich zum Versagen der gesamten Probe führt.

Allgemein weisen die eingebetteten Fasern einen relativen großen Faserabstand im Vergleich zu einem üblichen FKV auf. Dies hat zur Folge, dass sich die Matrix zwischen den Fasern aufgrund der hohen Schublast verformt und unter einem Winkel gegenüber der Faserrichtung von ca. 45° in der Durchlichtmikroskopie eintrübt, siehe Abb. 5.7e. D.h. die Schadensentwicklung wird in diesem Fall von der

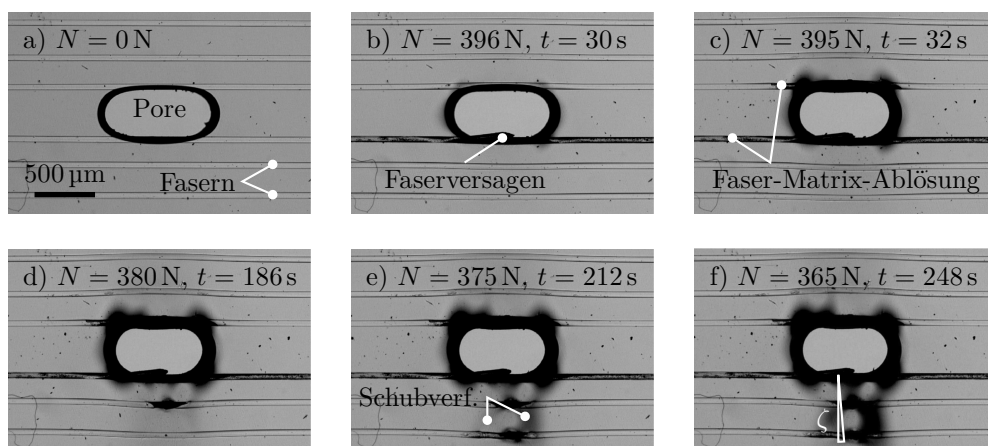


Abb. 5.7: Schädigungsinitiierung und Schadensentwicklung in einem FKV hervorgerufen durch eine Pore. a) Unbelasteter modellhafter Probekörper mit acht Fasern. b) Faser-Matrix-Ablösung mit Faserversagen. c) Weitere Faser-Matrix-Ablösung. d) Faserversagen der zweiten Faser. e) Faserversagen der dritten Faser. f) Faserversagen der vierten Faser (nicht abgebildet) mit überlagertem globalen Beulen des Probekörpers.

Schubsteifigkeit der Matrix dominiert, wie aus Gl. 4.5 des analytischen Ansatz abgeleitet werden kann, siehe hierzu ebenso Abb. 4.33a. Darüber hinaus ist der Faserabstand zu groß, um ein gleichmäßiges Ausknicken der Fasern und somit eine Kink-Band Bildung zu initiieren.

5.2 Erweiterter modellhafter Probekörper

Die bisherigen gewonnenen Erkenntnisse lassen erste Rückschlüsse auf die Schädigungsinitiierung und die Schadensentwicklung im Hinblick auf anwendungsnahe FKV zu. Sie sind jedoch aufgrund der Modellvorstellung, d.h. des geringen Faservolumenanteils, des großen Faserdurchmessers und -abstandes, noch nicht hinreichend aussagekräftig. Dies erfolgt durch Erweitern des bisherigen modellhaften Probekörpers, d.h. der Substitution der Einzelfasern durch zwei konventionell erhältliche Glasfaserrovings (Hybon® 2002, Feinheit: 600 tex, Firma PPG Industries, Inc.). Die Herstellung erfolgt mit der selben Methodik, wie sie in Abschnitt 3.1.3 bereits erläutert wurde, mit der Besonderheit, dass nun die Pore im Probekörper ganz von Fasern umgeben ist.

Aufgrund der plötzlich eintretenden Schädigungsinitiierung ist es nicht möglich

die Schadensentwicklung an einem einzigen erweiterten modellhaften Probekörper aufzuzeigen. Anhand der folgenden Abbildungen lässt sich jedoch klar die Schadensentwicklung, wie sie in Abb. 5.8 schematisch dargestellt ist, ableiten.

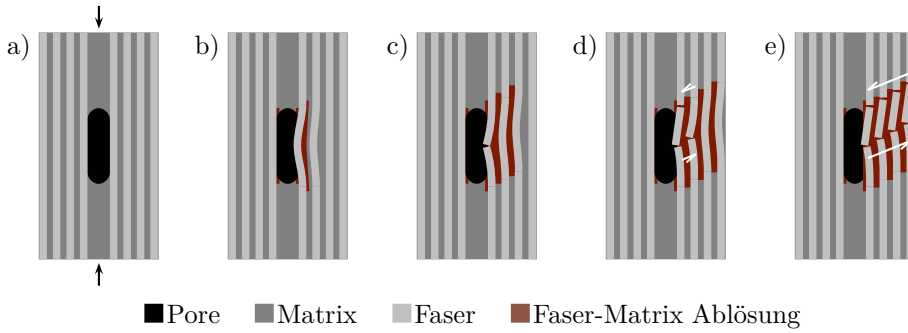


Abb. 5.8: Schematische Darstellung der Kink-Band Bildung in einem FKV aufgrund einer Pore. a) Unbelasteter erweiterter modellhafter Probekörper. b) Faser-Matrix Ablösung mit Faserknicken nach Euler [92]. c) Ausbildung einer Schädigungszone und erstem Faserversagen. d) Weiteres Faserversagen (Kink-Band Initiierung). e) Kink-Band Bildung.

Die Schädigungsinitiierung bei einem anwendungsnahen FKV entspricht der des Modells aus Abb. 5.6. Wie auch an modellhaften Probekörpern beobachtet werden konnte, tritt der erste optisch sichtbare Schaden in Form von einer longitudinalen Faser-Matrix Ablösung auf. Eine Durchlichtmikroskopie Aufnahme einer solchen Faser-Matrix Ablösung ist in Abb. 5.9a und b gezeigt.

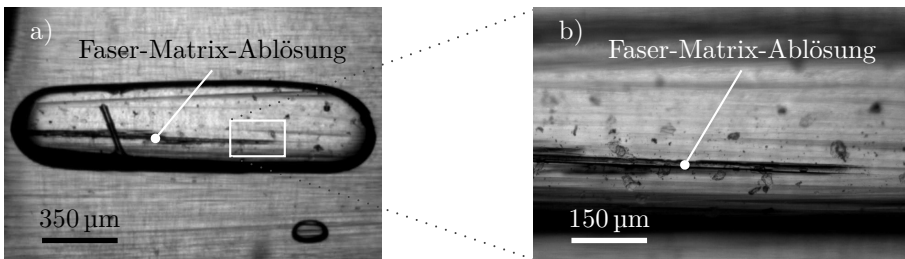


Abb. 5.9: a) Faser-Matrix Ablösung an einer Pore in einem glasfaserverstärkten erweiterten modellhaften Probekörper. b) Vergrößerte Darstellung (Durchlichtmikroskopie).

Die Schadensentwicklung setzt sich so lange fort, bis die Fasern in die Pore ausknicken und versagen. Betroffen sind hier zunächst nur die an einer Pore angrenzenden Fasern, wie Abb. 5.10 anhand einer Aufnahme im Auflichtmikroskop zeigt.

Deutlich sind hier die für ein Kink-Band typischen zwei Bruchstellen der Faser zu erkennen. Die weißen Eintrübungen vor und hinter einer der beiden Bruchstellen deuten auf eine sich fortsetzende Faser-Matrix Ablösung hin. Darüber hinaus ist eine dem Kink-Band vorausseilende Schädigungszone im Roving in Form von weiteren Faser-Matrix Ablösungen erkennbar, siehe auch als Vergleich Abb. 5.8c. Aufgrund des hohen Faservolumenanteils bzw. des geringen Faserabstandes ist im Gegensatz zu den modellhaften Probekörpern mit großen Faserabstand, nach Gl. 4.6 für das Stabilitätsverhalten der Faser, deren Biegesteifigkeit $E_f I_{y,f}$ und der Elastizitätsmodul der Matrix E_m maßgebend. Dies zeigt ebenso das bereits im ersten Kapitel dargestellte Ergebnis von Bazhenov et al. [12], bei dem die Druckfestigkeit von GFK-Laminaten in Abhängigkeit des Faserdurchmessers und des Porenvolumengehalts bestimmt wurde. Die Druckfestigkeit der Laminate wird bei steigendem Porenvolumengehalt durch die Verwendung dicker Fasern ($d_f = 130 \mu\text{m}$) weit weniger beeinflusst als bei der Nutzung von dünnen Fasern ($d_f = 19 \mu\text{m}$).

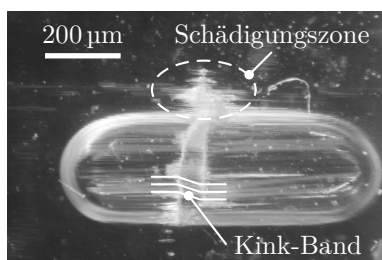


Abb. 5.10: Kink-Band in einer Pore in einem erweiterten modellhaften Probekörper (Auflichtmikroskopie).

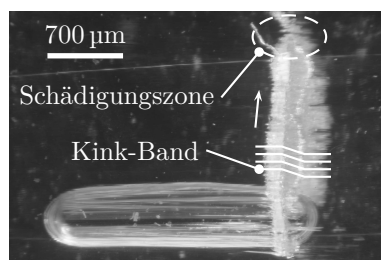


Abb. 5.11: Von der Pore fortlaufendes Kink-Band in einem erweiterten modellhaften Probekörper (Auflichtmikroskopie).

Bereits das Ausknicken der erste Faser bewirkt, dass zum einen ihre stützende Wirkung gegenüber weiteren Fasern verloren geht und zum anderen die angrenzenden Fasern durch die Faser-Matrix Haftung eine Querkraft erfahren und somit ebenso in eine instabile Lage versetzt werden. Das daraus folgende Faserversagen bedingt zusätzlich eine Lastumlagerung auf die daneben liegenden Fasern, bis auch deren maximale Drucklast erreicht ist. Zwangsläufig versagen weitere Fasern, so dass sich ein Kink-Band von der Pore weg ausbilden kann, siehe auch Abb. 5.11. Das Ausknicken der ersten Fasern in eine Pore ist detailliert in der REM Aufnahme in Abb. 5.12a dargestellt. Hierzu wurde ein erweiterter modellhafter Probekörper

während der Prüfung gestoppt, entlastet und längs der Pore in zwei Hälften geschnitten. Der geschädigte Bereich ist zudem vergrößert in Abb. 5.12b zu sehen. Deutlich sind hier die typischen zwei Bruchstellen der Fasern eines Kink-Bands zu erkennen. Die Breite des Kink-Bands beträgt das Sechsfache eines Faserdurchmessers und entspricht den Bereichsangaben von bereits veröffentlichten Arbeiten [1, 24, 34, 115, 121].

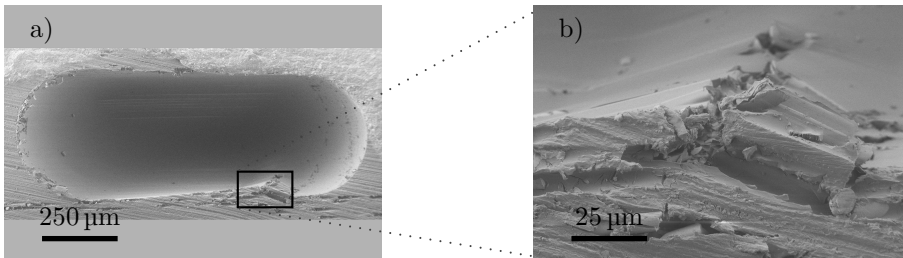


Abb. 5.12: a) REM Aufnahme des Querschnitts längs der Pore eines Kink-Bands. b) Vergrößerte Aufnahme des Kink-Bands.

Allgemein kann die Schädigungsinitiierung und die Schadensentwicklung in FKV, hervorgerufen durch Poren, anhand von Modellverbunden untersucht werden. Die Schädigungsinitiierung erfolgt aufgrund der Spannungsüberhöhung in der Umgebung einer Pore und führt zur Ausbildung einer Schädigungszone, welche durch Faser-Matrix Ablösungen gekennzeichnet ist. Der Bereich in dem die Schädigungszone sich ausbildet, ist jedoch nicht zwangsläufig der Abschnitt mit der größten Faserfehlstellung, siehe hierzu im Vergleich Abb. 3.5 zu Abb. 5.10 bzw. 5.12. Entgegen dem Modellansatz von Gehrig [35], bei dem die Faserorientierung in der Nähe von Poren maßgeblich die Druckfestigkeit bestimmt, ist es vielmehr die Faser-Matrix Haftung und der Einbettungsgrad der Faser bzw. deren Zusammenwirken, die zu einem frühzeitigen Ausknicken einzelner Fasern, und somit zum Stabilitätsverlust von weiteren Fasern führen. Nach erstem Faserversagen bildet sich ein Kink-Band aus, dem eine Schädigungszone voraus eilt. Diese ist geprägt durch Faserauslenkung und Faser-Matrix Ablösungen, wobei diese durch Zugspannungen orthognal zur Bruchfläche hervorgerufen werden [24, 121, 122]. Das Fortschreiten des Kink-Bands verläuft anschließend aus der Pore heraus, wobei weitere Poren keinen Einfluss mehr auf die Richtung des Verlaufs eines Kink-Bands ausüben [34]. Da für das Versagen die Grenzwertbetrachtung des Drucklastverhältnisses η^α keine Abhängigkeit von Materialkennwerten besteht, ist eine Übertragung der Erkenntnisse auf weitere Materialsysteme, wie im folgendem Abschnitt möglich.

5.3 Fraktographie (UD-CFK Druckprobekörper)

Die gewonnenen Erkenntnisse ermöglichen nun, Bruchflächen auf ihre Merkmale hinsichtlich der Schädigungsinitiierung und der Schadensentwicklung zu untersuchen. Hierzu wird die Bruchfläche eines bereits getesteten CFK Probekörpers (M21/T800S) mit Hilfe der Rasterelektronenmikroskopie analysiert. Gegenüber quasiisotropen bzw. orthotropen Laminaten weisen unidirektionalverstärkte Lamine eine annähernd ebene Bruchfläche auf und sind somit prädestiniert für die Fraktographie.

Wie bereits am Anfang des Kapitels erwähnt, können Faser- und Matrixbruchstücke die Bruchoberfläche der Probekörper verdecken und erschweren somit das Auffinden von Poren sowie die Fraktographie. Abb. 5.13a zeigt einen kleinen Bereich in einer Draufsicht der Bruchfläche eines Druckprobekörpers mit einem Porenvolumengehalt von $v_v = 8\%$. Es sind verschiedene Faserbruchstücke, Faser- und Matrixbruchoberflächen und eine Pore (schwarz) abgebildet und in Abb. 5.13b vergrößert dargestellt.

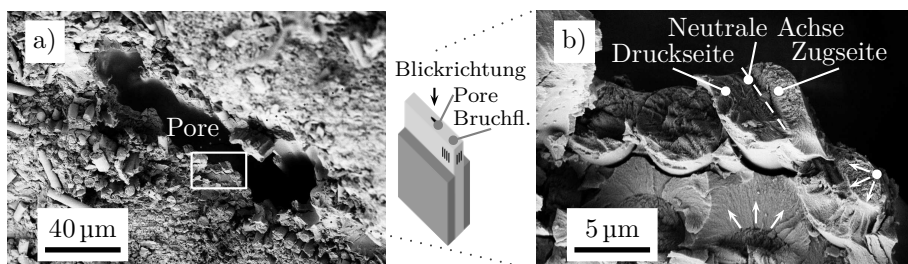


Abb. 5.13: a) REM Aufnahme der Bruchfläche eines UD-CFK-Laminats (M21/T800S) Druckprobekörpers. b) Detail (Faser- und Matrixbruch) aus a).

In unmittelbarer Umgebung der Pore scheinen die Fasern etwas tiefer als die Fasern in einiger Entfernung der Pore gebrochen zu sein. Dies kann aus der Unschärfe der Abb. 5.13a abgeleitet werden. Basierend auf der Modellvorstellung von Naranjan und Schädler [22] und Garland et al. [120] deutet das Bruchbild auf einen Bruchwinkel $\zeta > 0$ und somit auf eine hohe Haftung zwischen Faser Matrix hin. Abb. 5.13b zeigt einige Kohlenstofffasern und deren Bruchoberflächen in direkter Umgebung einer Pore. Unter der Berücksichtigung der Beobachtungen während der Schadensentwicklung am erweiterten modellhaften Probekörper können zwei Schädigungsmechanismen abgeleitet werden. Dies ist zum einen eine Faser-Matrix Ablösung und zum anderen die typische Bruchfläche von Kohlenstofffasern unter

überlagerter Druck- und Biegebeanspruchung. Die Ablösung ist als Spalt zwischen Faser und Matrix an den in unmittelbarer an die Pore angrenzenden, einseitig eingebetteten Fasern in Abb. 5.13b entlang der Faseroberfläche zu erkennen. Im Gegensatz dazu scheinen die Fasern in zweiter Reihe trotz des Faserbruchs immer noch voll eingebettet und keine Faser-Matrix Ablösung aufzuweisen. Der auf die Ablösung folgende Bruch der Kohlenstofffaser ist durch die typischen Merkmale der Bruchfläche, wie die neutrale Achse und Zug- bzw. Druckseite der gebrochenen Faser (vgl. hierzu Greenhalgh [114] und Vinod et al. [123]) geprägt. Das Versagen des FKV infolge der Spannungsumlagerungen erfolgte zudem in zwei Phasen. Zunächst versagten die ausgeknickten Fasern ausgehend von ihrer sogenannten Zugseite. Gekennzeichnet in Abb. 5.13b ist mit einem Punkt der Ursprung des Risses sowie die Richtung der Rissausbreitung. Anschließend erfolgt eine weitere Rissbildung ausgehend von der in der zweiten Reihe liegenden Faser in Richtung der Pore, wie die Bruchbahnen auf der Oberfläche der Matrix zwischen den Fasern belegen.

6 Kritische Betrachtung der Ergebnisse im Vergleich

Die experimentellen, numerischen und analytischen Ergebnisse und Erkenntnisse aus den vorherigen Kapiteln (Kapitel 4 und 5) werden nun in einer übergeordneten kritischen Betrachtung vergleichend gegenübergestellt bzw. deren gegenseitige Ergänzung dargelegt. Diese Diskussion soll letztlich zu einem generellen Verständnis über die durch Poren hervorgerufene Schädigungsinitiierung und Schadensentwicklung von FKV bzw. deren Versagen unter Drucklast beitragen.

In Abgrenzung zu bisherigen durchgeführten Arbeiten, wie z.B. von Bazhenov et al. [12], Suárez et al. [30], Gehrig [35] und Hapke et al. [34], liegt der Fokus der Arbeit erstmalig auf der mikromechanischen Betrachtung der durch Poren hervorgerufenen Schädigungsinitiierung und Schadensentwicklung von FKV. Insbesondere das Verständnis über die Schädigungsinitiierung trägt maßgeblich dazu bei, einen sinnvollen, physikalisch begründeten Ansatz zur Vorhersagbarkeit des Druckversagens von FKV entwickeln zu können. Hierzu ist es nicht ausreichend, wie bisher einzelne kritische Kennwerte, wie z.B. die Faserorientierung, zu berücksichtigen, geschweige denn, die mechanischen Kennwerte auf den Porenvolumengehalt zu beziehen. Allgemein lassen sich die Schädigungsinitiierung und die Schadensentwicklung nicht auf einzelne, in dieser Arbeit identifizierte kritische werkstofftechnische Kenngrößen zurückführen, vielmehr ist bei der Schädigungsinitiierung von einer Interaktion von verschiedenen Einflussfaktoren auszugehen. Als kritische werkstofftechnische Kenngrößen konnte in dieser Arbeit die Steifigkeit der Matrix, der Einbettungsgrad der Faser, deren Orientierung und Biegesteifigkeit identifiziert werden. Darüber hinaus beeinflusst die Pore über ihr Aspektverhältnis signifikant die Spannungskonzentration in der Matrix und das Stabilitätsverhalten der Faser. Diese grundlegenden Erkenntnisse basieren auf den Ergebnissen, welche am sogenannten modellhaften Probekörper experimentell, numerisch sowie analytisch ermittelt wurden. Der Modellverbund wurde dabei aus Erkenntnissen abgeleitet, die aus der mikroskopischen Untersuchung von kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen gewonnen wurden. Er besteht aus mindestens

zwei in der Matrix eingebetteten Fasern und einer dazwischen liegenden Pore. Diese stark vereinfachte Betrachtung ermöglicht es somit, einzelne Bereiche fokussiert zu betrachten und so z.B. die Schädigungsinitiierung zu dokumentieren. Kontrovers muss an dieser Stelle der Faserverlauf um eine Pore betrachtet werden. Aus der Literatur und den Untersuchungen an kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen zeigte sich, dass die Fasern parallel zu der Längsachse der Poren verlaufen und sich nicht, wie häufig angenommen, wie eine Sinuskurve an die Geometrie der Poren anpassen. Der Bereich, über den sich die für Druckfestigkeit von FKV als versagensrelevant geltende Faserorientierung maßgeblich erstreckt, liegt somit nicht zwangsläufig im direkten Einflussbereich der Pore. An dieser Stelle sei erwähnt, dass hier z.B. die numerische Betrachtung durch die Berücksichtigung der Faserorientierung die experimentelle Untersuchung, bei der die Faserorientierung vernachlässigt wurde, in geeigneter Weise ergänzt.

Die Schädigungsinitiierung wird hervorgerufen durch das Stabilitätsverhalten der Faser und die Spannungsüberhöhungen aufgrund der Spannungsumlagerungen um eine Pore im Bereich der Porenendkappe bzw. entlang der der Pore abgewandten Seite der Faser. Mit Hilfe der digitalen Bildkorrelation als auch mit der Spannungsoptik konnten Spannungsüberhöhungen über 30 % gemessen und mit numerischen Ergebnissen gegenübergestellt werden, siehe Abb. 6.1. Die Diskrepanz zwischen dem experimentellen, analytischen und numerischen Ergebnis ist dabei auf das angenommene lineare bzw. nicht-lineare Materialverhalten und auf die gewählte mathematische Ansatzfunktion zurückzuführen. Dennoch ist ersichtlich, dass in Abhängigkeit des Aspektverhältnisses der Pore im Bereich der Porenendkappe ($l_v/b_v = 1$) und mittig der Pore ($l_v/b_v = 2$) die größte Spannungsüberhöhung vorliegt. Entsprechend ist in diesen Bereichen mit einer Faser-Matrix Ablösung, wie sie in der numerischen Betrachtung nachgewiesen werden konnte, zu rechnen. Der erste visuell sichtbare Schaden entsteht in Form einer Faser-Matrix Ablösung in Abhängigkeit des Aspektverhältnisses der Pore, der Faserorientierung und dem Grad der Einbettung. Auf die erste Faser-Matrix Ablösung folgt das Ausknicken der Faser in die Pore und die damit einhergehende Spannungsumlagerung auf die benachbarte Faser bis schließlich auch diese versagt. Der Verlauf des daraus resultierenden Kink-Bands wird durch die Faser-Matrix Haftung dominiert, wobei dem Kink-Band eine Schädigungszone in Form von Faser-Matrix Ablösungen vorausseilt.

Grundsätzlich wird die Spannungsüberhöhung in der Matrix, die zur Faser-Matrix

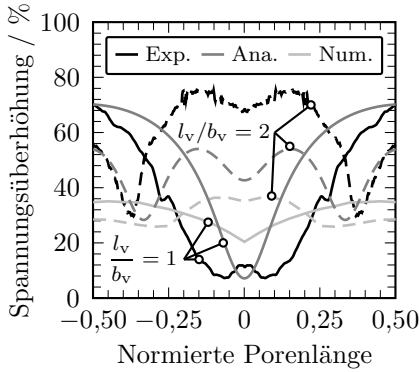


Abb. 6.1: Spannungsanalyse nach Tresca entlang einer Faser in der Matrix für ein Aspektverhältnis der Pore $l_v/b_v = 1$.

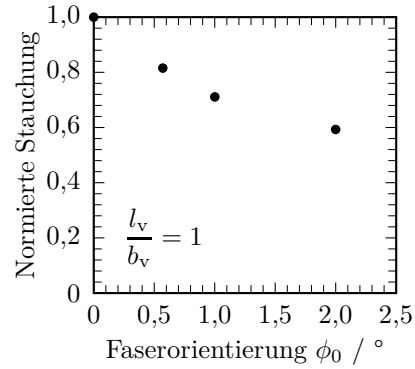


Abb. 6.2: Normierte Stauchung in Abhängigkeit der Faserorientierung bei erster Faser-Matrix Ablösung.

Ablösung führt, von dem Aspektverhältnis der Pore beeinflusst. Je kleiner das Aspektverhältnis der Pore desto größer ist die Spannungsüberhöhung im Bereich der Endkappe. Für ein Aspektverhältnis $l_v/b_v > 2$ bleibt die Spannungsüberhöhung konstant und beeinflusst nur das typische Knickverhalten der Faser (Wellenzahl), nicht aber deren kritische Knicklast, wie aus der Spannungsoptik und dem gewählten analytischen Ansatz hervorgeht und von Rosen [18] ebenfalls beobachtet werden konnte. Darüber hinaus kann die Faserorientierung die kritische Belastung, die zur Faser-Matrix Ablösung führt, absenken, wie Abb. 6.2 zeigt. Dabei konnte bei einer Faserorientierung von $\phi_0 = 2^\circ$ eine maximale Abnahme der nominalen Stauchung von 40 % bei der ersten Faser-Matrix Ablösung numerisch bestimmt werden. Es wird angenommen, dass die Faserorientierung einen Einfluss auf die nötige Belastung hat, welche zur Faser-Matrix Ablösung führt, jedoch nicht zwangsläufig maßgebend für ein frühzeitiges Versagen eines Verbundes mit Poren ist. Dies zeigten Untersuchungen an erweiterten modellhaften Probekörpern, bei denen die Schadensentwicklung mittig der Pore initiiert wurde. Für diesen Bereich konnte aus den morphologischen Untersuchungen an kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen abgeleitet werden, dass die Fasern parallel zur Längsachse der Pore orientiert sind und somit das Stabilitätsverhalten der an die Pore angrenzenden, nicht vollständig eingebetteten Fasern die Schädigungsinitiierung prägt. Ebenso konnte an CFK-Laminaten ein Abfall der Druckfestigkeit mit ansteigendem Porenvolumenanteil bestimmt werden, bei denen sich die Poren nur in harzreichen Bereichen bildeten und die Faserorientierung nicht signifikant durch die Poren

beeinflusst wurde [37]. Ferner würde die theoretische Druckfestigkeit nach gängigen Modellen, wie z.B. Budiansky [20] und Wisnom [62], bei ausschließlicher Berücksichtigung der Faserorientierung ($\phi_0 = 1,5^\circ \dots 3,0^\circ$) viel stärker abfallen (Drucklastverhältnis $\eta(\phi_0 = 2^\circ) = 0,33$) als sie experimentell für ein Porenvolumenanteil $v_v \geq 2\%$ ermittelt wurden [12, 27, 30, 35]. Der ermittelte Abfall der Druckfestigkeit, insbesondere für einen Porenvolumengehalt von $v_v \approx 2\%$, beträgt bereits bis zu 40 % [11, 12, 30, 35], siehe Abb. 6.3. Zudem unterliegen die ermittelten normierten Druckfestigkeitskennwerte einer sehr hohen Streuung, welche auf die Vielzahl an den zuvor genannten kritischen werkstofftechnischen Kenngrößen zurückzuführen ist.

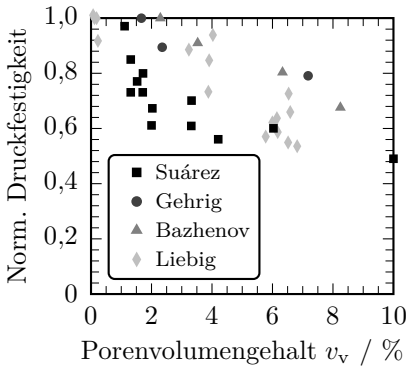


Abb. 6.3: Normierte Druckfestigkeit in Abhängigkeit des Porenvolumengehalts im Detail aus Abb. 6.4.

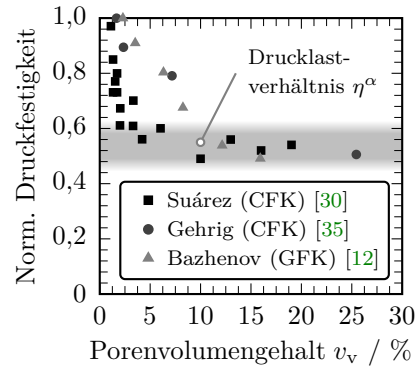


Abb. 6.4: Normierte Druckfestigkeit in Abhängigkeit des Porenvolumengehalts im Vergleich.

Ohne weitere Kenntnisse über diese Kenngrößen ist eine begründete Aussage bezüglich der Vorhersage der Druckfestigkeit im Bereich des Porenvolumengehalts $v_v \leq 10\%$ von FKV nicht möglich. Vielmehr kann die Druckfestigkeit nur experimentell, wie z.B. Suárez et al. vorschlagen, per Regressionsgerade, d.h. die Tendenz der Festigkeitsabnahme über den Porenvolumengehalt, ermittelt werden [30]. Ab einem Porenvolumengehalt $v_v \approx 10\%$ reduziert sich die Druckfestigkeit auf ca. 50 % der ursprünglichen Festigkeit und nimmt trotz ansteigendem Porenvolumengehalt nicht weiter ab, siehe Abb. 6.4. Sowohl die Erkenntnisse aus der morphologischen Untersuchungen (Fasern parallel zur Längsachse der Pore) als auch der Annahme, dass die Fasern trotz ansteigendem Porenvolumengehalt bei konstantem Faser- und Matrixvolumengehalt mindestens einseitig in der Matrix

gebettet sind, ist das Druckversagen der FKV im Wesentlichen auf das Stabilitätsverhalten der Faser in Abhängigkeit ihrer Einbettung zurückzuführen. Das Drucklastverhältnis η^α , wie in Abb. 6.4 dargestellt, bezogen auf den Grad der Einbettung der Faser ist als ein ertragbarer Grenzwert der Druckfestigkeit anzusehen und, wie in dieser Arbeit gezeigt, von dem mechanischen Werkstoffverhalten der Matrix bzw. der Faser unabhängig. Es kann somit für weitere Werkstoffsysteme angewendet werden.

Weitere Literaturquellen, wie z.B. Hancox [28] und de Almeida und Neto [32] müssen aus der Betrachtung ausgeschlossen werden, da zum einen der Porenvolumengehalt $v_v \leq 10\%$ zu gering ist und zum anderen die Beschaffenheit der Konstituenten (z.B. unklare Vorbehandlung der Faser) nicht eindeutig dargestellt wurde.

Letztlich muss auch die Nutzung des Modellverbundes kritisch betrachtet werden. Eine direkte Übertragung der gewonnen Ergebnisse aus dem vereinfachten Modell wäre trotz experimenteller, numerischer und analytischer Untersuchung hinsichtlich des allgemeinen mechanischen Materialverhaltens und der Versagensanalyse nur unzureichend gewesen. Daher wurden durch eine schrittweise Erhöhung der Faseranzahl bzw. der Verwendung von Rovings die Erkenntnisse sukzessive auf anwendungsnahe FKV übertragen. So konnte für das untersuchte Material gezeigt werden, dass bei Berücksichtigung der entsprechenden Randbedingungen die mikromechanische Betrachtung am Modellverbund zielführend umgesetzt werden kann. Somit kann ein umfassenderes Verständnis im Hinblick auf die durch Poren hervorgerufene Schädigungsinitiierung und Schadensentwicklung in FKV unter Drucklast gewonnen werden.

7 Zusammenfassung und Ausblick

Die vorliegende Arbeit befasst sich mit dem Einfluss von Poren auf die mechanischen Eigenschaften faserverstärkter Kunststoffe unter longitudinaler Druckbelastung. Zur Untersuchung der durch Poren initiierten Schadensentwicklung der Faser-Kunststoff-Verbunde wurden diese zunächst morphologisch charakterisiert, ein vereinfachter Modellverbund abgeleitet und dieser experimentell, numerisch und analytisch betrachtet. Kritische werkstofftechnische Kenngrößen insbesondere auf mikromechanischer Ebene konnten dabei identifiziert, dokumentiert und die gewonnenen Erkenntnisse auf die Versagensanalyse von FKV übertragen bzw. angewendet werden. Als kritische werkstofftechnische Kenngrößen konnte die Steifigkeit der Matrix, der Einbettungsgrad der Faser, deren Orientierung und Biegesteifigkeit identifiziert werden. Darüber hinaus beeinflusst die Pore über ihr Aspektverhältnis signifikant die Spannungskonzentration in der Matrix und, wie bereits erwähnt, das Stabilitätsverhalten der Faser in Abhängigkeit deren Einbettungsgrades.

Der Modellverbund basiert auf den Erkenntnissen aus der mikroskopischen morphologischen Untersuchung von kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen und wurde durch die konsequente Reduktion der Problemstellung auf ein einfaches Ersatzmodell, bestehend aus der Pore und mindestens zwei in der Matrix eingebetteten Fasern, beschränkt. Während des Herstellungsprozesses der einzelnen Probekörper können durch Variation der zu injizierenden Luftblase unterschiedliche Aspektverhältnisse der Pore hergestellt und untersucht werden. Neben der optischen Spannungsanalyse wurden als weitere experimentelle Untersuchungsmethoden die digitale Bildkorrelation sowie verschiedene Mikroskopieverfahren eingesetzt. Die starke Vereinfachung der Problemstellung ermöglichte es darüber hinaus, den Modellverbund bzw. den sogenannten modellhaften Probekörper numerisch abzubilden und analytisch zu beschreiben, so dass eine Spannungs-Dehnungs Analyse der Faser und Matrix durchgeführt werden konnte. Auf Grundlage der mikrostrukturellen Betrachtung wurden zusätzliche Untersuchungen an anwendungsnahen, erweiterten modellhaften Probekörper (Verwendung von Rovings anstelle einzelner Fasern) durchgeführt, um die weitere Schadensentwicklung detailliert betrachten

und dokumentieren zu können.

Die Initiierung des Versagensprozesses erfolgt durch die Spannungsumlagerungen um eine Pore, welche Spannungskonzentrationen im Bereich der Porenendkappe und, aufgrund des Stabilitätsverhaltens der Faser, ebenso Spannungskonzentrationen auf der der Poren abgewandten Seite der Faser hervorrufen. Diese Spannungskonzentrationen führen zur Ausbildung einer sogenannten Schädigungszone, welche durch Faser-Matrix Ablösungen charakterisiert ist. Der Bereich in dem die Schädigungszone auftritt ist bedingt durch den Ort der ersten Faser-Matrix Ablösung, d.h. im Bereich der Porenendkappe bzw. der Mitte einer Pore und ist nicht zwangsläufig auf den Abschnitt mit der größten Faserfehlstellung zurückzuführen. Vielmehr sind der Einbettungsgrad der Faser und die Haftung zwischen Faser und Matrix bzw. deren Zusammenwirken maßgeblich für das frühzeitige Ausknicken einzelner Fasern verantwortlich. Infolge des Ausknickens der Fasern in die Pore wird die Last auf die benachbarten Fasern umgelagert und führt somit auch zu deren Stabilitätsverlust. Das Versagen weiterer Fasern mündet schließlich in der Bildung eines Kink-Bands, welches durch die Auslenkung intakter Fasern und Faser-Matrix Ablösungen geprägt ist. Das Fortschreiten des Kink-Bands ist anschließend nur noch von der Faser-Matrix Haftung bestimmt, d.h. umliegende Poren haben keinen Einfluss auf den weiteren Verlauf und die Richtung des sich entwickelnden Kink-Bands bis das vollständige Versagen des FKV eintritt. Die maximale Abweichung des gemessenen Drucklastverhältnisses konnte auf $\approx 50\%$ bei sehr hohem Porenvolumengehalt ermittelt und auf den maßgebenden Einbettungsgrad ($180^\circ \leq \alpha \leq 270^\circ$) der Faser und deren Haftung gegenüber der Matrix zurückgeführt werden.

Im Allgemeinen ist der Einfluss der Poren auf die Druckfestigkeit nicht nur, wie bisher üblich, über den Porenvolumengehalt zu beschreiben, da insbesondere die lasttragenden Fasern in ihrem Stabilitätsverhalten durch Poren maßgeblich beeinträchtigt werden. Es wäre somit notwendig mit Hilfe der zerstörungsfreien Prüfmethoden bei der Untersuchung von FKV Bauteilen neben dem Porenvolumenanteil auch noch die Morphologie und Topologie der Poren dokumentieren zu können. Aufbauend auf diesen Ergebnissen und den Erkenntnissen dieser Arbeit sollte ein Modellansatz entwickelt werden, bei dem das Drucklastverhältnis nicht in Abhängigkeit des Porenvolumenanteil steht, sondern die Anzahl der Fasern, die kritisch im Hinblick auf ihr Stabilitätsverhalten direkt an einer Pore angrenzen, berücksichtigt werden. Durch die Integration des Ansatzes in den Konstruktions- und Auslegungsprozess als probabilistisches Werkzeug könnten somit Poren im Her-

stellungsprozess von FKV Bauteilen berücksichtigt werden und aufwendige, teure Reparaturen oder im schlimmsten Fall der Ausschuss des Bauteils verhindert werden.

Diese Arbeit kann im Forschungsbereich der Untersuchung der Defekteinflüsse nur einen Teil der Wirkung von Poren auf die mechanischen Eigenschaften von FKV abbilden. Sie trägt jedoch durch die mikromechanische Betrachtung des Einflusses von Poren erstmalig und somit zu grundlegenden Erkenntnissen über die Versagensmechanismen, d.h. der Schädigungsinitiierung und der Schadensentwicklung hervorgerufen durch Poren in FKV, bei. Sowohl im Bereich der statisch- als auch zyklisch-mechanischen Belastung kann aufbauend auf dieser Arbeit der mikrostrukturelle Einfluss von Poren auf weitere Belastungsarten, wie z.B. Schub- und transversale Zubelastung, erweitert werden. Insbesondere unter zyklisch-mechanischer Belastung können die durch Poren z.B. hervorgerufenen Spannungsüberhöhungen oder Faser-Matrix Ablösungen erheblichen Einfluss auf die Lebensdauer der FKV ausüben. Als weiterer Aspekt sollte die Interaktion des Einflusses von Poren auf die mechanischen Eigenschaften und überlagerte Umwelteinflüsse, wie z.B. Feuchte, für zukünftige wissenschaftliche Untersuchungen in Betracht gezogen werden. Grundsätzlich gilt es zukünftig skalendübergreifend die Versagensmechanismen von FKV herauszuarbeiten und zu verstehen, um aus dem gewonnenen Verständnis physikalisch begründete Ansätze zur Vorhersage der Degradation der FKV entwickeln zu können.

Literaturverzeichnis

- [1] Soutis, C.: Measurement of the static compressive strength of carbon fibre/epoxy laminates. In: *Composites Science and Technology* 42 (1991), S. 373–392
- [2] Port, K. F.: The Compressive Strength of Carbon Fiber Reinforced Plastics / Royal Aircraft Establishment. Farnborough, United Kingdom, August 1982 (RAE Technical Report No. 82083). – Forschungsbericht
- [3] Schultheisz, C. R.; Waas, A. M.: Compressive failure of composites. In: *Progress in Aerospace Science* 32 (1996), S. 1–78
- [4] Åström, B. T.: *Manufacturing of Polymer Composites*. Chapman & Hall, 1997
- [5] Huang, H.; Talreja, R.: Effects of void geometry on elastic properties of uni-directional fiber reinforced composites. In: *Composites Science and Technology* 65 (2005), S. 1964–1981
- [6] Costa, M. L.; de Almeida, S. F. M. ; Rezende, M. C.: Critical Void Content for Polymer Composite Laminates. In: *AIAA Journal* 43 (2005), S. 1336–1341
- [7] Stone, D. E. W.; Clarke, B.: Ultrasonic attenuation as a measure of void content in carbon-fibre reinforced plastics. In: *Non-Destructive Testing* 8 (1975), S. 137–145
- [8] Guo, Z. S.; Liu, L.; Zhang, B. M. ; Du, S.: Critical Void Content for Thermoset Composite Laminates. In: *Journal of Composite Materials* 43 (2009), S. 1775–1790
- [9] Olivier, P.; Cottu, J. P. ; Ferret, B.: Effects of cure cycle pressure and voids on some mechanical properties of carbon/epoxy laminates. In: *Composites* 26 (1995), S. 509–515

- [10] Ricotta, M.; Quaresimin, M. ; Talreja, R.: Mode I Strain Energy Release Rate in composite laminates in the presence of voids. In: *Composites Science and Technology* 68 (2008), S. 2616–2623
- [11] Liebig, W. V.; Schmutzler, H. ; Schulte, K.: Influence of voids on composite laminates with varying stacking sequence. In: *16th International Conference on Composite Structures*. Porto (Portugal), 2011
- [12] Bazhenov, S. L.; Kuperman, A. M.; Zelenskii, E. S. ; Berlin, A. A.: Compression failure of unidirectional glass-fibre-reinforced plastics. In: *Composites Science and Technology* 45 (1992), S. 201–208
- [13] Camponeschi, E. T.: Compression of Composite Materials: A Review. In: *Composite Materials: Fatigue and Fracture, ASTM STP 1110* Bd. 3. Philadelphia, PA, 1991, S. 550–580
- [14] Fleck, N. A.: Compressive failure of fiber composites. In: *Advances in Applied Mechanics* Bd. 33. Academic Press, New York, 1997, S. 47–117
- [15] Niu, K.; Talreja, R.: Modeling of compressive failure in fiber reinforced composites. In: *International Journal of Solids and Structures* 37 (2000), S. 2405–2428
- [16] Häberle, J. G.; Matthews, F. L.: An improved technique for compression testing of unidirectional fibre-reinforced plastics; development and results. In: *Composites* 25 (1993), S. 358–371
- [17] Greszczuk, L. B.: On failure modes of unidirectional composites under compressive loading. In: *Fracture of Composite Materials*, 1982, S. 231–244
- [18] Rosen, B. W.: Mechanics of composite strengthening. In: *American Society for Metals: Seminar on Fiber Composite Materials* (1965), S. 37–75
- [19] Argon, A. S.: Fracture of composites. In: *Treatise of Materials Science and Technology* 1 (1972), S. 79–114
- [20] Budiansky, B.: Micromechanics. In: *Computers and Structures* 16 (1983), S. 3–12
- [21] Budiansky, B.; Fleck, N. A.: Compressive Failure of Fibre Composites. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 41 (1993), S. 183–211

- [22] Narayanan, S.; Schadler, L. S.: Mechanisms of kink-band formation in graphite/epoxy composites: a micromechanical experimental study. In: *Composites Science and Technology* 59 (1999), S. 2201–2213
- [23] Pansart, S.: *A Comprehensive Evaluation of Compression Strength Differences Between Various CFRP Materials through a Novel Micro-meso-Model*, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, Dissertation, 2008
- [24] Gutkin, R.; Pinho, S. T.; Robinson, P. ; Curtis, P. T.: On the transition from shear-driven fibre compressive failure to fibre kinking in notched CFRP laminates under longitudinal compression. In: *Composites Science and Technology* 70 (2010), S. 1223–1231
- [25] Gutkin, R.; Pinho, S. T.; Robinson, P. ; Curtis, P. T.: Micro-mechanical modelling of shear-driven fibre compressive failure and of fibre kinking for failure envelope generation in CFRP laminates. In: *Composites Science and Technology* 70 (2010), S. 1214–1222
- [26] Fried, N.: The compressive strength of parallel filament reinforced plastics - the role of the resin. In: *18th Annual Meeting of the Reinforced Plastics*, 1963
- [27] Foye, R. L.: Compression strength of unidirectional composites. In: *American Institute of Aeronautics and Astronautics, 3rd Aerospace Sciences Meeting*, 1966
- [28] Hancox, N. L.: The compression strength of unidirectional carbon fibre reinforced plastic. In: *Journal of Materials Science* 10 (1975), S. 234–242
- [29] Bazhenov, S. L.; Kozey, V. V.: Compression fracture of unidirectional carbon fibre-reinforced plastics. In: *Journal of Materials Science* 26 (1991), S. 6764–6776
- [30] Suárez, J. C.; Molleda, F. ; Güemes, A.: Void content in carbon fiber/epoxy resin composites and its effects on compressive properties. In: *Proceedings of ICCM-9*, 1993, S. 589–596
- [31] Rubin, A. M.; Jerina, K. L.: Evaluation of porosity in composite aircraft structures. In: *Mechanics of Composite Materials* 30 (1994), S. 587–600

- [32] de Almeida, S. F. M.; Neto, Z. S. N.: Effect of void content on the strength of composite laminates. In: *Composite Structures* 28 (1994), S. 139–148
- [33] Costa, M. L.; Rezende, M. C. ; de Almeida, S. F. M.: Strength of Hygrothermally Conditioned Polymer Composites with Voids. In: *Journal of Composite Materials* 39 (2005), S. 1943–1961
- [34] Hapke, J.; Gehrig, F.; Huber, N.; Schulte, K. ; Lilleodden, E. T.: Compressive failure of UD-CFRP containing void defects: In situ SEM microanalysis. In: *Composites Science and Technology* 71 (2011), S. 1242–1249
- [35] Gehrig, F.: *Einfluss von Poren auf das Schädigungsverhalten von kohlenstoff-faserverstärkten Kunststoffen*, Technische Universität Hamburg-Harburg, Dissertation, 2011
- [36] Czichon, S.: *Multi scale Failure Analysis of Fibre Reinforced Polymers with production induced Porosity Defects*, Leibniz Universität Hannover, Dissertation, 2013
- [37] Liebig, W. V.; Gehrig, F. ; Schulte, K.: Influence of voids on the behaviour of composites. In: *14th European Conference on Composite Materials*. Budapest (Ungarn), 2010
- [38] Moser, K.: *Faser-Kunststoff-Verbund - Entwurfs- und Berechnungsgrundlagen*. VDI-Verlag GmbH, Düsseldorf, 1992
- [39] Gross, D.; Seelig, T.: *Fracture Mechanics - With an Introduction to Micromechanics*. Springer-Verlag Berlin-Heidelberg, 2006
- [40] Altenbach, H.; Altenbach, J. ; Rikards, R.: *Einführung in die Mechanik der Laminat- und Sandwichtragwerke*. 1. Auflage. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie Stuttgart, 1996
- [41] Jones, R.: *Mechanics of Composite Materials*. 2nd Edition. Taylor and Francis, Inc. Philadelphia, 1999
- [42] Schürmann, H.: *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden*. 2te, bearbeitete und erweiterte Auflage. Springer-Verlag Berlin-Heidelberg, 2007
- [43] Puck, A.: *Festigkeitsanalyse von Faser-Matrix-Laminaten: Modelle für die Praxis*. Carl Hanser Verlag München Wien, 1996

- [44] Michaeli, W.; Huybrechts, D.: A new approach for the dimensioning of thick lamiantes using physically based strength criteria. In: *Proceedings of the Society for the Advancement of Material and Process Engineering* Bd. 2. Anaheim, CA, 1994, S. 2829–2840
- [45] Cuntze, R. G.; Freund, A.: The predictive capability of failure mode concept-based strength criteria for multidirectional laminates. In: *Composites Science and Technology* 64 (2004), S. 343–377
- [46] Cuntze, R.: Fracture-type strength criteria formulated by invariants which consider the material symmetries of the isotropic/anisotropic material used. In: *Spacecraft Structures, Materials and Mechanical Engineering*, 1996, S. 399–409
- [47] Rosen, B. W.: Strength of uniaxial fibrous composites. In: *Mechanics of Composite Materials* (1970), S. 621–651
- [48] Ewins, P. D.; Ham, A. C.: The nature of compressive failure in unidirectional carbon fibre reinforced plastics. In: *AIAA/ASME/SAE 15th structures, structural dynamics and materials conference*, 1974
- [49] Schultz, R.: *Nichtlineare Struktur- und Versagensanalyse von Faserverbundsystemenen mit Mehrschicht-Schalenelementen*, Ruhr-Universität Bochum, Technisch-wissenschaftliche Mitteilung 96-3, 1996
- [50] Göldner, H.: *Höhere Festigkeitslehre*. Bd. 2. Fachbuchverlag Leipzig Köln, 1992
- [51] Gross, D.; Hauger, W.; Schnell, W. ; Wriggers, P.: *Technische Mechanik: Hydromechanik, Elemente der Höheren Mathematik, Numerische Methoden*. Bd. 4. Springer-Verlag Berlin-Heidelberg, 1995
- [52] Göldner, H.; Pfefferkorn, W.: *Technische Mechanik: Statik, Festigkeitslehre, Dynamik*. 2te, verbesserte Auflage. Fachbuchverlag Leipzig, 1990
- [53] Föppl, L.; Mönch, E.: *Praktische Spannungsoptik*. 3te, völlig neubearbeitete Auflage. Springer-Verlag Berlin-Heidelberg-New York, 1972
- [54] Walker, J.: Experiment des Monats - Spannungsoptische Bilder: Farbenspiele mit polarisiertem Licht. In: *Spektrum der Wissenschaft* 8 (1983), S. 123–129

- [55] Patterson, E. A.; Wang, Z. F.: Towards full field automated photoelastic analysis of complex components. In: *Strain* 27 (1991), S. 49–56
- [56] Fiedler, B.; Schulte, K.: Photo-elastic Analysis of fibre-reinforced model composite materials. In: *Composites Science and Technology* (1997), S. 859–867
- [57] Fiedler, B.: *Mikromechanische Betrachtung der Lasteinleitung und Lastübertragung in faserverstärkten Polymeren*, Technische Universität Hamburg-Harburg, Dissertation, 1998
- [58] Ramesh, K.: *Digital Photoelasticity: Advanced Techniques and Applications*. Springer-Verlag Berlin-Heidelberg, 2000
- [59] Siegmann, P.; Beckman, D. ; Patterson, E. A.: A robust approach to demodulate and unwrapping phase-stepped photoelastic data. In: *Experimental Mechanics* 45 (2005), S. 278–289
- [60] Lapusta, Y. N.: Modelling of the fibre-matrix instability near a cavity in a composite under compression. In: *European Conference on Computational Mechanics '99*. München (Deutschland), 1999
- [61] Liebig, W. V.; Leopold, C. ; Schulte, K.: Photoelastic study of stresses in the vicinity of a unique void in a fibre-reinforced model composite under compression. In: *Composites Science and Technology* 84 (2013), S. 72–77
- [62] Wisnom, M. R.: The effect of fibre misalignment on the compressive strength of unidirectional carbon fibre/epoxy. In: *Composites* 21 (1990), S. 403–407
- [63] Deutsches Institut für Normung e.V.: *Luft- und Raumfahrt: Kohlenstoffaser-Laminate: Bestimmung der Faser-, Harz- und Porenanteile*. August 1998. – Entwurf: DIN EN 2564
- [64] Purslow, D.: On the Optical Assessment of the Void Content in Composite Materials. In: *Composites* 15 (1984), S. 207–210
- [65] Yurgartis, S. W.: Measurement of Small Angle Fiber Misalignments in Continuous Fiber Composites. In: *Composites Science and Technology* 30 (1987), S. 279–293

- [66] Kratmann, K. K.; Sutcliffe, M. P. F.; Lilleheden, L. T. ; Thomsen, O. T.: A novel image analysis procedure for measuring fibre misalignment in unidirectional fibre composites. In: *Composites Science and Technology* 69 (2009), S. 228–238
- [67] American Society for Testing and Materials: *Standard Test Method for Tensile Strength and Youngs's Modulus for High-Modulus Single-Filament Materials*. 1998. – ASTM D3379
- [68] Barbero, E. J.: *Introduction to Composite Materials Design*. 1st Edition. Taylor and Francis, Inc. Philadelphia, 1999
- [69] Miwa, M.; Tsushima, E. ; Takayasu, J.: Axial compressive strength of carbon fiber with tensile strength distribution. In: *Journal of Applied Polymer Science* 43 (1991), S. 1467–1474
- [70] Deutsches Institut für Normung e.V.: *Kunststoffe: Bestimmung von Druckeigenschaften*. Dezember 2003. – DIN EN ISO 604
- [71] Deutsches Institut für Normung e.V.: *Kunststoffe: Bestimmung der Zugeigenschaften*. Juli 1996. – DIN EN ISO 527-2
- [72] Bardis, J. D.; Kedward, K. T.; Bish, J. O. ; Tsotsis, T. K.: An alternate compression test method for notched and unnotched composites. In: *45th International SAMPE Symposium: Proceedings* (2000), S. 1149–1152
- [73] American Society for Testing and Materials: *Standard Test Method for Open-Hole Compressive Strength of Polymer Matrix Composite Laminates*. 2004. – ASTM D6484
- [74] Deutsches Institut für Normung e.V.: *Faserverstärkte Kunststoffe: Bestimmung der Druckeigenschaften in der Laminebene*. Dezember 2000. – DIN EN ISO 14126
- [75] American Society for Testing and Materials: *Standard Test Method for Compressive Properties of Polymer Matrix Composite Materials with Unsupported Gage Section by Shear Loading*. 2003. – ASTM D3410
- [76] Deutsches Institut für Normung e.V.: *Luft- und Raumfahrt: Kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe: Bestimmung der interlaminaren Energiefreisetzungsrate Mode I*. April 1996. – Entwurf: DIN EN 6033

- [77] Deutsches Institut für Normung e.V.: *Luft- und Raumfahrt: Kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe: Bestimmung der interlaminaren Energiefreisetzungsrate Mode II*. April 1996. – Entwurf: DIN EN 6034
- [78] Airbus Industrie Test Method: *Carbon Fiber Reinforced Plastics: Determination of interlaminar fracture toughness energy Mode I*. 1994. – AITM 1.0005
- [79] Airbus Industrie Test Method: *Carbon Fiber Reinforced Plastics: Determination of interlaminar fracture toughness energy Mode II*. 1994. – AITM 1.0006
- [80] Koyanagi, J.; Shah, P. D.; Kimura, S.; Ha, S. K. ; Kawada, H.: Mixed-Mode Interfacial Debonding Simulation in Single-Fiber Composite under a Transverse Load. In: *Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering* 3 (2009), S. 796–806
- [81] Ogihara, S.; Sakamoto, Y. ; Koyanagi, J.: Evaluation of Interfacial Tensile Strength in Glass Fiber/Epoxy Resin Interface using the Cruciform Specimen Method. In: *Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering* 3 (2009), S. 1071–1080
- [82] Viets, C.: *Interlaminare Risszähigkeit von Nanopartikel-modifizierten Glasfaser-Epoxyd Verbundwerkstoffen*, Technische Universität Hamburg-Harburg, Kleine Studienarbeit, 2008
- [83] Soden, P. D.; Hinton, M. J. ; Kaddour, A. S.: Lamina properties, lay-up configurations and loading conditions for a range of fibre-reinforced composite laminates. In: *Composites Science and Technology* 58 (1998), S. 1011–1022
- [84] Timoshenko, S. P.; Goodier, J. N.: *Theory of Elasticity*. 2nd Edition. McGraw-Hill Book Company, Inc., New York and London, 1951
- [85] Timoshenko, S. P.; Gere, J. M.: *Theory of Elastic Stability*. 2nd Edition. McGraw-Hill Book Company, Inc., New York and London, 1961
- [86] Timoshenko, S. P.: *History of Strength of Materials*. McGraw-Hill Book Company, Inc., New York, 1953
- [87] Winkler, E.: *Die Lehre von der Elasticitaet und Festigkeit mit besonderer Rücksicht auf ihre Anwendung in der Technik*. Dominicus Verlag, Prag, 1867

- [88] Hetényi, M.: *Beams on Elastic Foundation: Theory with Applications in the Fields of Civil and Mechanical Engineering*. Ann Arbor: The University of Michigan Press, 1946
- [89] Bažant, Z. P.; Cedolin, L.: *Stability of Structures - Elastic, Inelastic, Fracture and Damage Theories*. World Scientific Publishing Co. Pte. Ltd., 2010
- [90] Pasternak, P. L.: On a new method of analysis of an elastic foundation by means of two foundation constants. In: *Gasudarstvennoe Izdatelstvo Literaturi po Stroitelstvui Arkhitecture* (1954). – In Russisch
- [91] Sophianopoulos, D. S.; Papachristou, K. S.: In-plane stability of uniform steel beam-columns on a Pasternak foundation with zero end-shortening. In: *Archive of Applied Mechanics* 82 (2012), S. 1653–1662
- [92] Euler, L.: *Methodus Inveniendi Lineas Curvas Maximi Minimive Proprietate Gaudentes, Sive Solutio Problematis Isoperimetrici Latissimo Sensu Accepti*. Marcum Michaellem Bousquet, Lausannæ& Genevæ, 1744
- [93] Kanninen, M. F.: An augmented double cantilever beam model for studying crack propagation and arrest. In: *International Journal of Fracture* 9 (1973), S. 83–92
- [94] Hahn, H. T.; Williams, J. G.: Compression failure mechanisms in unidirectional composites / National Aeronautics and Space Administration. Hampton, Virginia, August 1984 (NASA Technical Memorandum 85834). – Forschungsbericht
- [95] Sleight, D. W.; Wang, J. T.: Buckling Analysis of Debonded Sandwich Panel Under Compression / National Aeronautics and Space Administration. Hampton, Virginia, December 1995 (NASA Technical Memorandum 4701). – Forschungsbericht
- [96] Murthy, G. K. N.: Buckling of Continuously Supported Beams / New York University. New York, N.Y. 10453, September 1970 (No. S-70-7 NYU-AA-70-27). – Forschungsbericht
- [97] Kerr, A. D.: Elastic and viscoelastic foundation models. In: *Journal of Applied Mechanics* 31 (1964), S. 491–498

- [98] Wang, T. M.; Stephens, J. E.: Natural frequencies of Timoshenko beams on pasternak foundations. In: *Journal of Sound and Vibration* 51 (1977), S. 149–155
- [99] Steif, P. S.: A Simple Model for the Compressive Failure of Weakly Bonded Fiber-Reinforced Composites. In: *Journal of Composite Materials* 22 (1988), S. 819–828
- [100] Gross, D.; Hauger, W.; Schröder, J. ; Werner, E.: *Formeln und Aufgaben zur Technischen Mechanik 4*. Springer-Verlag Berlin-Heidelberg, 2012
- [101] Dow, N. F.; Rosen, B. W.: Evaluations of Filament-Reinforced Composites for Aerospace Structural Applications / National Aeronautics and Space Administration. Washington, D. C., April 1965 (NASA CR-207). – Forschungsbericht
- [102] Kozey, V. V.; Jiang, H.; Mehta, V. R. ; Kumar, S.: Compressive behavior of materials: Part II. High performance fibers. In: *Journal of Materials Research* 3 (1994), S. 1044–1061
- [103] Griffith, A. A.: The Phenomena of Rupture and Flow in Solids. In: *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A*. 221 (1920), S. 163–198
- [104] Kinloch, A. J.: Mechanics and mechanisms of fracture of thermosetting epoxy polymers. In: *Advances in Polymer Science* 72 (1985), S. 45–67
- [105] Morgan, R. J.; Mones, E. T. ; Steele, W. J.: Tensile deformation and failure processes of amine-cured epoxies. In: *Polymer* 23 (1982), S. 295–305
- [106] Bandyopadhyay, S.: Review of the Microscopic and Macroscopic Aspects of Fracture of Unmodified and Modified Epoxy Resins. In: *Materials Science and Technology* 125 (1990), S. 157–184
- [107] Ehrenstein, G. W.: *Polymer-Werkstoffe: Struktur - Eigenschaften - Anwendung*. 3. Auflage. Carl Hanser Verlag, München, 2011
- [108] Erhard, G.: *Konstruieren mit Kunststoffen*. 4te Auflage. Carl Hanser Verlag, München, 2008
- [109] Wiedemann, J.: *Leichtbau - Elemente und Konstruktion*. 3te Auflage. Springer-Verlag Berlin-Heidelberg, 2007

- [110] Jelf, P. M.; Fleck, N. A.: Compression failure mechanisms in unidirectional composites. In: *Journal of Composite Materials* 26 (1992), S. 2706–2726
- [111] Fleck, N. A.; Jelf, P. M. ; Curtis, P. T.: Compressive failure of laminated and woven composites. In: *Journal of Composites Technology and Research* 17 (1995), S. 212–220
- [112] Pinho, S. T.: *Modelling failure of laminated composites using physically-based failure models*, Imperial College London, Dissertation, 2005
- [113] Pinho, S. T.; Robinson, P. ; Iannucci, L.: Fracture toughness of the tensile and compressive fibre failure modes in laminated composites. In: *Composites Science and Technology* 66 (2006), S. 2069–2079
- [114] Greenhalgh, E. S.: *Failure analysis and fractography of polymer composites*. Woodhead Publishing Limited and CRC Press LLC, 2009
- [115] Purslow, D.: Some fundamental aspects of composites fractography. In: *Composites* 12 (1981), S. 241–247
- [116] Saliba, S. S.: Fractography of graphite/bismaleimide and graphite/PEEK composites. In: *ISTFA 1988: International Symposium for Testing and Failure Analysis*. Los Angeles (USA), 1988, S. 333–342
- [117] Lankford, Jr. J.: Characterization of mechanical damage mechanisms in ceramic and polymeric matrix composite Materials / Southwest Research Institute. San Antonio, Texas, Dezember 1992 (No. N00014-92-C-0093). – Forschungsbericht
- [118] Lankford, Jr. J.: Compressive failure of fibre-reinforced composites: buckling, kinking and the role of the interphase. In: *Journal of Material Science* 30 (1995), S. 4343–4348
- [119] Madhukar, M. S.; Drzal, L. T.: Fiber-Matrix Adhesion and Its Effect on Composite Mechanical Properties. III. Longitudinal Compressive Properties of Graphite/Epoxy Composites. In: *Journal of Composite Materials* 26 (1992), S. 310–333
- [120] Garland, B. D.; Beyerlein, I. J. ; Schadler, L. S.: The development of compression damage zones in fibrous composites. In: *Composites Science and Technology* 61 (2001), S. 2461–2480

- [121] Vogler, T. J.; Kyriakides, S.: On the initiation and growth of kink bands in fiber composites: Part I. experiments. In: *International Journal of Solids and Structures* 38 (2001), S. 2639–2651
- [122] Vogler, T. J.; Hsu, S. Y. ; Kyriakides, S.: On the initiation and growth of kink bands in fiber composites: Part II. analysis. In: *International Journal of Solids and Structures* 38 (2001), S. 2653–2682
- [123] Vinod, M. S.; Sunil, B. J.; Nayaka, V.; Shenoy, R.; Murali, M. S. ; Nafidi, A.: Fractography of compression failed carbon fiber reinforced plastic composite laminates. In: *Journal of Mechanical Engineering Research* 2 (2010), S. 1–9