IVW - Schriftenreihe Band 141
Institut für Verbundwerkstoffe GmbH - Kaiserslautern

Tobias Donhauser

Beitrag zur Auslegung hochbeanspruchter Bauteile aus Faser-Thermoplast-Verbunden

Bibliografische Information der *Deutschen Nationalbibliothek*

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

Bibliographic information published by the *Deutsche Nationalbibliothek*

The *Deutsche Nationalbibliothek* lists this publication in the Deutsche Nationalbibliografie; detailed bibliographic data is available on the Internet at http://dnb.dnb.de.

Herausgeber: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH
Prof. Dr.-Ing. Ulf Breuer
Erwin-Schrödinger-Straße
TU Kaiserslautern, Gebäude 58
67663 Kaiserslautern
http://www.ivw.uni-kl.de

Verlag: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH

Druck: pri-me Printservice & Medienservice
Barbarossastraße 1
67655 Kaiserslautern

D-386

© Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern 2020

Alle Rechte vorbehalten, auch das des auszugsweisen Nachdrucks, der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe (Photographie, Mikroskopie), der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen und das der Übersetzung.

Als Manuskript in Deutschland gedruckt.
ISSN 1615-021X
ISBN 978-3-944440-38-5

Beitrag zur Auslegung hochbeanspruchter Bauteile aus Faser-Thermoplast-Verbunden

Dem Fachbereich Maschinenbau und Verfahrenstechnik
der Technischen Universität Kaiserslautern
zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)

genehmigte

Dissertation

von

M.Sc. Tobias Donhauser
aus Amberg in der Oberpfalz

Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. Joachim Hausmann
Mitberichterstatter:	Prof. em. Dr.-Ing. Helmut Schürmann
Tag der Einreichung:	15. November 2019
Tag der mündlichen Prüfung:	14. Februar 2020

D 386

Meinen Eltern gewidmet

Vorwort

Diese Arbeit entstand während meiner Zeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter in der Abteilung Bauteilentwicklung am der Institut für Verbundwerkstoffe (IVW) in Kaiserslautern.

Mein besonderer Dank gilt meinem Kompetenzfeldleiter Dr.-Ing. Sebastian Schmeer, der mich während meiner gesamten Zeit am IVW ausgezeichnet betreut hat. Sein Vertrauen in mich und die uneingeschränkt, zugebilligten Freiräume und Gestaltungsmöglichkeiten sind das Fundament dieser Arbeit und haben erheblichen Einfluss auf die Qualität der erbrachten Ergebnisse. Er war stets mein erster Ansprechpartner bei allen fachlichen und zwischenmenschlichen Themen. Dies wird mir daher immer in guter Erinnerung bleiben.
Ebenso danke ich Prof. em. Dr.-Ing. Helmut Schürmann für die freundliche Bereitschaft zur Übernahme des Koreferats und die zusätzliche, fachliche Betreuung, welche die Qualität dieser Arbeit entscheidend beeinflusst hat. Danken möchte ich auch meinem Doktorvater Prof. Dr.-Ing. Joachim Hausmann für die Möglichkeit der Durchführung dieser Arbeit und die Übernahme des Erstgutachtens und Prof. Dr.-Ing. Ulf Breuer für seine Tätigkeit als Prüfungsvorsitzender.

Des Weiteren gilt mein Dank den Kollegen des Kompetenzfelds *Crash und Energieabsorption* für die vielen Anregungen, fachlichen Diskussionen und das freundliche Arbeitsumfeld. Hierbei möchte ich insbesondere M.Sc. Andreas Kenf für die Unterstützung beim Aufbau der Zug-/Druck-Torsionsprüftechnik und der Erarbeitung der Grundlagen zur Entwicklung von Werkstoffroutinen am IVW danken. Die zahlreichen fachlichen Diskussionen mit ihm und M.Sc. Alexander Huf haben mich stets zum Nachdenken angeregt.
Zudem danke ich Dr.-Ing. Nils Meyer vom Fachbereich *Konstruktiver Leichtbau und Bauweisen (KLuB)* der Technischen Universität Darmstadt für seine tatkräftige Unterstützung bei Themen der Prüftechnik und Softwareentwicklung.

Der gesamten Belegschaft des IVW möchte ich für die guten Arbeitsbedingungen und die stets hilfsbereite und kollegiale Zusammenarbeit meinen Dank aussprechen. Besonders hervorheben möchte ich hierbei Hermann Giertzsch und Harald Weber, sowie die ehemaligen Kollegen Prof. Dr.-Ing. Michael Magin und Dr.-Ing. Benedikt Hannemann. Darüber hinaus möchte ich mich bei den Studierenden für ihren Beitrag zur Forschung in Form von Abschlussarbeiten oder hilfswissenschaftlichen Tätigkeiten bedanken.

Der größte Dank gebührt meiner Familie. Meinen Eltern, die mich während meines gesamten Ausbildungswegs bedingungslos gefördert und mir den Weg bis hierhin ermöglicht haben. Und meiner Lebensgefährtin Nadine, die mir mit Verständnis, Geduld und Verzicht nötige Freiräume für die Fertigstellung dieser Arbeit geschaffen hat und motivierend zur Seite stand.

Kaiserslautern, im Juli 2020 Tobias Donhauser

Kurzfassung

Diese Arbeit verbessert einige Prozessschritte zur Auslegung hochbeanspruchter Bauteile aus endlosfaserverstärkten Faser-Thermoplast-Verbunden am Beispiel von CF-PA6 Mehrschichtverbunden. Hierzu werden neue Verfahren zur Konditionierung hygroskopischer Werkstoffe und der Bestimmung des relativen Faservolumenanteils entwickelt, wodurch der Aufwand zur Werkstoffcharakterisierung signifikant reduziert werden kann.

Durch Versuche an CF-PA6 Schichten wird das mechanische Verhalten des Werkstoffs hinsichtlich dem Spannungs-Verzerrungs- und Bruchverhalten analysiert. Dazu werden speziell die Unterschiede zu Faser-Duroplast-Verbunden durch Berechnungen auf mikromechanischer Ebene herausgearbeitet. Zusätzlich wird der Einfluss des verwendeten Verarbeitungsverfahrens (Tapelegen) auf die mechanischen Werkstoffkennwerte charakterisiert.

Auf Basis der gewonnenen Erkenntnisse wird eine neue Werkstoffroutine entwickelt und in ein Berechnungsprogramm zur Analyse mechanischer Strukturen mit Hilfe der Finiten Elemente Methode implementiert. Dadurch kann unter anderem das nichtlineare Verhalten von Faser-Thermoplast-Verbunden unter großen Verzerrungen und die Degradation einzelner Schichten eines Mehrschichtverbunds abgebildet werden. Ein Vergleich der Ergebnisse von Versuchen an Mehrschichtverbunden und der Berechnung zeigt gute Übereinstimmung und die Leistungsfähigkeit der Routine auf Bauteilebene.

Abstract

This work improves the process steps for the design of highly stressed components made of continuous fiber-reinforced thermoplastics using as example CF-PA6 multilayer composites. For this purpose, new methods for conditioning hygroscopic materials and determining the relative fiber volume fraction were developed. This reduces the expense of material characterization significantly.

Tests on CF-PA6 layers are used to analyze the mechanical behavior of the material in terms of stress-strain and fracture behavior. In particular, the differences to fiber-reinforced thermosets are highlighted by using calculations on a micromechanical level. Additionally, the influence of the processing method (tape laying) on the mechanical material properties is characterized.

Based on the knowledge gained, a new material routine is developed and implemented into a calculation program for the analysis of mechanical structures using the finite element method. Through this work it is now possible to calculate nonlinear behavior of fiber-reinforced thermoplastics under large distortions and the degradation of individual layers of a multi-layer composite. A comparison of experimental data with the calculation of multilayer composites shows good agreement and the performance for the application on a component-level.

Inhaltsverzeichnis

Seite

Abkürzungs- und Symbolverzeichnis **XIV**

1 Einleitung **1**

1.1 Einführung zum Thema Bauteilauslegung 1

1.2 Problemstellung und Zielsetzung dieser Arbeit 2

2 Bestimmung der mechanischen Werkstoffkennwerte von thermoplastischen, unidirektionalen Schichten am Beispiel von CF-PA6 **5**

2.1 Konditionierung von FKV-Prüfkörpern auf ein vorgegebenes Klima 8

2.1.1 Verfahren zur Schnellkonditionierung am Beispiel von CF-PA6 auf das Normklima 23 °C, 50% r.F. 11

2.1.2 Verfahren zur dauerhaften Lagerung von Prüfkörpern unter definierten Klimabedingungen 18

2.2 Verfahren zur Messung von Verzerrungen 24

2.2.1 Dehnungsmessstreifen 24

2.2.2 Digitale Bildkorrelation 25

2.3 Bestimmung des relativen Faservolumenanteils φ 29

2.3.1 Objekterkennung mithilfe künstlicher, neuronaler Netze 30

2.3.2 TFA-Verfahren zur Bestimmung des Faservolumenanteils 34

2.3.3 Training eines neuronalen Netzes zur Erkennung von Fasern und Anwendung des TFA-Verfahrens 35

2.4 Bestimmung der faserparallelen, mechanischen Werkstoffkennwerte 39

2.4.1 Zugprüfung von UD-Faser-Matrix-Halbzeug zur Ermittlung des Elastizitätsmoduls $E_{\parallel}$, des Sekantenmoduls $E_{\parallel\mathrm{s}}$ und der Festigkeit $R_{\parallel}^{+}$ . . . 39

2.4.2 Würfel-Druckversuche zur Bestimmung der Festigkeit $R_{\parallel}^{-}$ 40

2.5 Bestimmung der mechanischen Werkstoffkennwerte senkrecht zur Faserrichtung 43

2.5.1 Zugprüfung von Rohrprüfkörpern zur Bestimmung des Elastizitätsmoduls $E_{\perp}$, des Sekantenmoduls $E_{\perp\mathrm{s}}^{+}$ und der Festigkeit $R_{\perp}^{+}$ 45

2.5.2 Druckprüfung von Rohrprüfkörpern zur Bestimmung des Sekantenmoduls $E_{\perp\mathrm{s}}^{-}$ und der Festigkeit $R_{\perp}^{-}$ 49

2.5.3 Würfeldruckversuche zur Untersuchung des Bruchverhaltens unter Querdruckbeanspruchung senkrecht zur Faserrichtung 51

2.5.4 Torsionsprüfung von Rohrprüfkörpern zur Bestimmung des Schubmoduls $G_{\perp\parallel}$, Sekantenmoduls $G_{\perp\parallel\mathrm{s}}$ und der Festigkeit $R_{\perp\parallel}$ 56

2.6 Ermittlung der (σ_2, τ_{21})-Interaktionsbeziehungen im ebenen Schichtspannungszustand 59

2.7 Beeinflussung der Werkstoffkennwerte durch das Fertigungsverfahren 62

2.7.1 Untersuchungen zur Faser-Matrix-Haftung 64

2.7.2 Mikroskopische Untersuchungen an Schliffbildern 65

2.7.3 Untersuchung der Rohrprüfkörperoberfläche 69

2.7.4 Einfluss der Fertigungsstrategie 71

2.7.5 Einfluss von Eigenspannungen 72

2.7.6 Zusammenfassung der Erkenntnisse zum Einfluss des Fertigungsverfahrens 78

3 Modelluntersuchungen zum mechanischen Verhalten von thermoplastischen, unidirektionalen Schichten **79**
3.1 Erzeugung eines repräsentativen Mikromodells für numerische, mikromechanische Detailanalysen . . . 80
3.1.1 Generierung statistisch verteilter Faserpackungen . . . 80
3.1.2 Numerische Modellierung von unverstärktem PA6 . . . 83
3.2 Einfluss des relativen Faservolumenanteils . . . 89
3.3 Einfluss mehrachsiger Belastung . . . 91
4 Berechnung multiaxialer Laminate aus Faser-Thermoplast-Verbunden **97**
4.1 Werkstofffunktionen zur Beschreibung des mechanischen Verhaltens von unidirektionalen Schichten . . . 98
4.1.1 Faserparalleler Sekantenmodul $E^{+}_{\parallel\mathrm{s}}$ . . . 98
4.1.2 Funktionen zur Beschreibung der matrixdominierten Sekantenmoduln $E_{\perp\mathrm{s}}$ und $G_{\perp\parallel\mathrm{s}}$ . . . 100
4.2 FE-Beschreibung des nichtlinearen Werkstoffverhaltens und der Degradation von Laminaten . . . 101
4.2.1 Berechnungsablauf und Werkstoffroutine . . . 101
4.2.2 Schrittweitenabhängigkeit . . . 103
4.2.3 Elementauswahl . . . 104
4.2.4 Abbruchkriterien . . . 105
4.3 Experimentelle Versuche an CF-PA6 Mehrschichtverbunden . . . 105
4.3.1 Zugversuch von MSV-Rohrprüfkörpern . . . 105
4.3.2 Druckversuch von MSV-Rohrprüfkörpern . . . 107
5 Zusammenfassung **111**
5.1 Fazit . . . 114
5.2 Ausblick . . . 115
A Hinweise zur Ergebnisdarstellung **117**
B Werkstoffkennwerte **119**
B.1 Autoklavprozess zur Fertigung von Platten aus CF-PA6 . . . 119
B.2 Oberflächenenergien ausgewählter Kunststoffe . . . 120
B.3 Prozessparameter Lasertapelegen . . . 121
B.4 Schliffpräparation . . . 122
B.5 Werkstofffunktionen zur Beschreibung von CF-PA6 Schichten . . . 123
Literaturverzeichnis **124**

Abkürzungsverzeichnis

2D	zweidimensional
3D	dreidimensional
CCD	ladungsgekoppeltes Bauteil (engl.: charged coupled device)
CF	Kohlenstofffaser
CLT	Klassische Laminattheorie (engl.: classical laminate theory)
CNN	faltendes, neuronales Netz (engl.: convolutional neural network)
DIC	digitale Bildkorrelation (engl.: digital image correlation)
DMS	Dehnungsmesstreifen
DMTA	dynamisch mechanische Thermoanalyse
Fb	Faserbruch
FCC	Fast Composite Conditioning
FDV	Faser-Duroplast-Verbund
FEM	Finite Elemente Methode
FKV	Faser-Kunststoff-Verbund
FOV	Sichtfeld (engl.: field of view)
FTV	Faser-Thermoplast-Verbund
GF	Glasfaser
KNN	künstliches, neuronales Netz
MSV	Mehrschichtverbund
ReLu	gleichgerichtete Lineareinheit (engl.: rectified linear unit)
REM	Rasterelektronenmikroskopie
RMM	repräsentatives Mikromodell
ROI	Auswertebereich (engl.: region of interest)
SSD	Single Shot MultiBox Detector
SVE	Spannungs-Verzerrungs-Extrapolation
TFA	trainierte Faservolumenanteil-Analyse
UD	unidirektional
WLM	Weißlichtmikroskop
WWFE	Word-Wide Failure Exercise
Zfb	Zwischenfaserbruch

Symbolverzeichnis

Griechische Formelzeichen		Einheit
α	Schichtwinkel	°
α_{T}	thermischer Ausdehnungskoeffizient	1/K
β	Winkel zwischen hydrostatischer Achse und der Fließfläche	°
η	Abminderungsfaktor	
γ	Schiebung	
μ_0	Haftbeiwert	
ν	Querkontraktionszahl	
Ω	Lastverhältnis bei mehrachsiger Beanspruchung	
ϕ	Prüfwinkel	°
ρ	Dichte	kg/m^3
σ	Normalspannung	N/mm^2
σ_{m}	mittlere Normalspannung	N/mm^2
σ_{V}	*von Mises* Vergleichsspannung	N/mm^2
Θ_{fp}	Zwischenfaserbruchwinkel	°
ε	Dehnung	
$\varepsilon^{\mathrm{comb}}$	kombinierte Dehnung	
φ	relativer Faservolumenanteil	
ϑ	Trockenkugeltemperatur	°C
ξ	Mehrachsigkeit	

Indices (hochgestellt)	
$+$	Zug
-	Druck
el	elastisch
pl	plastisch
ref	Referenz

Indices (tiefgestellt)	
i,k,n	Laufvariablen
0	Anfangswert

23/50	Normklima 23 °C, 50% r.F.
a	außen
abs	absoluter Anteil
b	Bruch
D	Deliqueszenzfeuchtigkeit
f	Faser
H	Homogenisierung
i	innen
kr	kritisch (Stabilität)
m	Matrix
rel	relativer Anteil
S	symmetrischer Laminataufbau
s	Sekantenwert
T	Torsion
t	Tangentenwert

Koordinatensysteme

$\parallel$, $\perp$	Faserkoordinatensystem
1,2,3	Schichtkoordinatensystem
p,q	Koordinatensystem der Meridionalebene
x,y,z	kartesisches Koordinatensystem, Laminatkoordinatensystem

Lateinische Formelzeichen		**Einheit**
$\boldsymbol{E}$	*Green-Lagrange* Verzerrungstensor	
$\boldsymbol{F}$	Deformationsgradient	
$\boldsymbol{R}$	Rotationstensor	
$\boldsymbol{U}$	Rechts-Strecktensor	
$\boldsymbol{V}$	Links-Strecktensor	
A	Querschnittsfläche	mm^2
c	Volumen- oder Massenkonzentration	
c_{H_2O}	werkstoffspezifischer Wassermassenanteil	
D	Diffusionskoeffizient	m^2/s
E	Elastizitätsmodul	N/mm^2
e_{max}	maximaler Fehler, Abweichung	

F	Kraft	N
f_{abs}	absolute Luftfeuchtigkeit	g/m^3
f_{E1}	Zwischenfaserbruchanstrengung mit Berücksichtigung von σ_1	
f_{rel}	relative Luftfeuchtigkeit	g/m^3
f_ε	Dehnungsvergrößerungsfaktor	
G	Schubmodul	N/mm^2
l	Länge	mm
M	Moment	Nm
m	Masse	kg
p	Druck	N/mm^2
$p_{\perp\parallel}$,$p_{\parallel\perp}$,$p_{\perp\perp}$	Neigungsparameter der Bruchkurve	
R	Festigkeit	N/mm^2
r	Radius	mm
T	Temperatur	°C
t	Laminatdicke	mm
T_{g}	Glasübergangstemperatur	°C
u	Verschiebung	mm
w	Absenkung	mm
W_{p}	polares Widerstandsmoment	mm^3

Die Notation orientiert sich weitestgehend an den Definitionen der verwendeten Literatur. Sind Variablen doppelt definiert, ergibt sich deren Bedeutung aus dem Kontext.

Anmerkung zur Darstellung mathematischer Symbole:
In dieser Arbeit werden alle Tensoren – außer den Komponenten – mit fett gedruckter Schrift dargestellt. Für den Spezialfall eines Tensors 1. Stufe (Vektor) wird die Variable klein geschrieben. Bei Tensoren höherer Stufe (z. B. Matrizen) erfolgt die Darstellung in Großbuchstaben. Die Unterscheidung welche Stufe der jeweilige Tensor besitzt, muss aus dem individuellem Kontext abgeleitet werden.

Beispiel Verschiebungstensor (1. Stufe):

$$\underbrace{\boldsymbol{u}}_{\text{Tensordarstellung}} = \underbrace{u_i}_{\text{Komponentendarstellung}} = \underbrace{\begin{pmatrix} u_1 \\ u_2 \\ u_3 \end{pmatrix}}_{\text{Vektordarstellung}} \text{, für } i = 1 \ldots 3$$

1 Einleitung

1.1 Einführung zum Thema Bauteilauslegung

Die Ausgangswerkstoffe für Bauteile aus Faser-Kunststoff-Verbunden (FKV) sind vergleichsweise teurer als für Stahl- oder Aluminiumbauteile. Daher kann ein wirtschaftlicher Einsatz für den Leichtbau nur durch gezielte Ausnutzung ihrer Vorteile erfolgen. Dazu gehört unter anderem die hohe spezifische Festigkeit bei Belastung parallel zur Faserrichtung und das gutmütige Versagensverhalten unter zyklischer Beanspruchung. Exakte Kenntnis über das Werkstoffverhalten und verlässliche Methoden zur Spannungs- und Festigkeitsanalyse sind daher notwendig. Diese müssen das physikalische Verhalten auf makroskopischer Ebene unter handhabbarem Rechenaufwand beschreiben und hinsichtlich ihrer Komplexität in einen Bauteilkonstruktionsprozess integrierbar sein.

Für die Spannungsanalyse hat sich die *Klassische Laminattheorie* (engl.: classical laminate theory (CLT)) durchgesetzt. Sie erlaubt es die Scheiben-/Plattensteifigkeit und die Spannungen eines ebenen Mehrschichtverbunds (MSV) auf Basis des mechanischen Verhaltens der einzelnen Schichten zu berechnen. Meist wird die CLT in Kombination mit der *Finite Elemente Methode (FEM)* zur Berechnung von Bauteilen angewandt.
Sind die Beanspruchungen der Schichten eines MSV bekannt, kann durch eine Festigkeitsanalyse eine Bewertung der Schichtspannungen erfolgen. Hierzu existieren verschiedene Methoden, deren Vielzahl durch das komplexe Versagensverhalten von FKV begründet ist. Aufgrund der einfacheren Verarbeitung und der damit früher verfügbaren Marktreife von Faser-Duroplast-Verbunden (FDV) im Vergleich zu Faser-Thermoplast-Verbunden (FTV) hat sich die Entwicklung dieser Methoden in den letzten 20 Jahren auf FDV konzentriert. Es ist gelungen, durch die Beschreibung des Sprödbruchcharakters beim Versagen von FDV verlässliche Bruchkriterien zu entwickeln, was ein entscheidender Schritt für die Auslegung hochbeanspruchter Bauteile ist. Im Rahmen einer weltweit durchgeführten Studie konnte dies bestätigt werden. Im *Word-Wide Failure Exercise* (WWFE) wurden 19 der führenden Theorien vorgestellt und hinsichtlich ihrer Eignung zur Festigkeitsanalyse von 14 verschiedenen Testlaminaten aus unidirektionalen (UD) Glas- und Kohlenstofffaser-Epoxidharz-Verbunden verglichen [Hin04].

Laut dem Marktbericht der *Carbon Composites e.V.* für das Jahr 2018 ist der Markt für thermoplastische FKV-Systeme im Vergleich zum Vorjahr, bei gleichbleibendem Trend, um etwa 5% gewachsen [Car18]. Durch die Entwicklung vorimprägnierter, endlosfaserverstärkter Faser-Thermoplast-Halbzeuge (engl.: Prepregs) erhofft man sich die Vorteile von FTV im Vergleich zu FDV – beispielsweise der Schweiß- und Umformbarkeit, Großserientauglichkeit, Recycling, u.v.m – wirtschaftlich nutzen zu können. Die etwa hundertfach höhere Viskosität von thermoplastischen im Vergleich zu duroplastischen Matrices kann zu Problemen bei der Imprägnierung der Fasern führen. Dies verlängert die notwendige Prozesszeit der Fertigung, wodurch höhere Kosten entstehen. Außerdem ist für manche FTV die Haftung der Matrix an der Faser nur schwer umsetzbar (z. B. Glasfaser-Polypropylen-Verbunde). Die Verwendung vorimprägnierter Halbzeuge löst einen Teil dieser Probleme, da die Imprägnierung bei der Halbzeugherstellung unter wesentlich kontrollierteren Bedingungen als während der Bauteilfertigung stattfindet. Damit wird die Problematik an den Hersteller des Halbzeugs ausgelagert, wodurch der Bauteilkonstrukteur bzw. die Bauteilfer-

tigung entlastet wird. Oft werden als Faser-Thermoplast-Halbzeug 1/2 Zoll breite Bandhalbzeuge (Tapes) verwendet, die durch einen Längsschneidprozess (engl.: slitting) aus einer Mutterspule hergestellt werden. Diese Tapes können anschließend durch unterschiedlichste Verfahren, wie z. B. Wickeln, Pressen oder diverse Ablegeverfahren unter hoher Qualität zu Bauteilen verarbeitet werden.

1.2 Problemstellung und Zielsetzung dieser Arbeit

Zur optimalen Nutzung der mechanischen Eigenschaften von FTV sind analog zu FDV Auslegungs- und Berechnungsmethoden notwendig. Diese müssen jedoch spezifisch auf das Verhalten von FTV angepasst werden. So kann beispielsweise die Diffusion von Feuchtigkeit die mechanischen Eigenschaften signifikant ändern, was im Prozess der Bauteilauslegung berücksichtigt werden muss. Hierzu sind verlässliche Verfahren zur Ermittlung der mechanischen Werkstoffkennwerte für konditionierte Bauteile notwendig.
Ebenfalls besteht Handlungsbedarf hinsichtlich der Spannungs- und Festigkeitsanalyse. FTV zeigen unter matrixdominierter Beanspruchung größere Bruchdehnungen als FDV [Fab16] und ein stark nichtlineares Spannungs-Dehnungsverhalten. Die Spannungsanalyse muss diese Effekte abbilden können, so dass anschließend eine exakte Festigkeitsanalyse möglich ist.
Bei der Festigkeitsanalyse von FTV werden meist die etablierten Methoden für FDV verwendet. Dabei ist jedoch ungeklärt, ob das makroskopische Versagensverhalten von FTV identisch mit dem von FDV ist. Wäre dies nicht der Fall, ist insbesondere die Anwendung von Bruchkriterien auf Grundlage eines Sprödbruchcharakters höchst fragwürdig. Der aktuelle Literaturstand bestätigt diese Vermutung. Kuhnel konnte durch experimentelle Untersuchungen zum Versagen von FKV mit PA12 und PEEK-Matrix große plastische Verformungen nachweisen und vermutet, dass bis zum Bruch des Laminats keine Zwischenfaserbrüche (Zfb) entstehen [Kuh10]. Löhr beobachtet in [Löh13], dass im Vergleich zu den bekannten Zfb-Kurven bei FDV keine Erhöhung der Schubfestigkeit $R_{\perp\parallel}$ bei überlagertem Querdruck $\sigma_{\perp}^{-}$ stattfindet. Dabei wurde von Löhr nicht geklärt, was die Ursache für dieses mechanische Verhalten ist.

Aus diesen Gründen soll im Rahmen der vorliegenden Arbeit ein Bauteilauslegungsprozess exemplarisch am Beispiel eines vorgegeben FTVs durchgeführt werden. Dabei werden mögliche Unterschiede hinsichtlich der Methodik der Werkstoffcharakterisierung und den Berechnungsmethoden für die Spannungs- und Festigkeitsanalyse im Vergleich zu FDV herausgearbeitet. Als Werkstoff wird ein Kohlenstofffaser-Polyamid-Verbund (CF-PA6) verwendet. Die Feuchtigkeitsaufnahme und das duktile Verhalten von teilkristallinem PA6 ist repräsentativ für die Eigenschaften von Thermoplasten. Der CF-PA6-Verbund wird als Tape-Halbzeug in einem lasergestützten Ablegeverfahren (Lasertapelegen) verarbeitet. Dadurch kann durch einstellbare Prozessparameter eine reproduzierbare Qualität der gefertigten Prüfkörper und Bauteile garantiert werden.

Zusammengefasst ist die Zielsetzung dieser Arbeit die Lösung folgender Teilproblemstellungen:

– Durchführung eines Auslegungsprozesses von der Werkstoffcharakterisierung bis hin zur Bauteilberechnung am Beispiel eines CF-PA6 MSV

– Entwicklung eines Verfahrens zur Ermittlung der mechanischen Werkstoffkennwerte von FTV unter Berücksichtigung der nichtlinearen Spannungs-Verzerrungs-Eigenschaften und dem Einfluss von Feuchtigkeit.

– Detailuntersuchungen zum Einfluss der Plastizitätseigenschaften auf das Bruchverhalten von FTV mit PA6 Matrix

– Spannungs- und Festigkeitsanalyse eines CF-PA6 MSV-Bauteils

2 Bestimmung der mechanischen Werkstoffkennwerte von thermoplastischen, unidirektionalen Schichten am Beispiel von CF-PA6

Die Berechnung hochbeanspruchter Bauteile aus FKV erfordert Kenntnis über die mechanischen Kennwerte des Werkstoffs. Hierzu zählen z. B. Elastizitätsmoduln, Festigkeiten oder thermische Ausdehnungskoeffizienten. Meist sind diese Kennwerte[1] Funktionen von physikalischen Parametern (z. B. relativer Faservolumenanteil[2] oder Dichte), die zusätzlich mitbestimmt werden müssen. Je nach Anwendungsfall des auszulegenden Bauteils sind unterschiedliche Anforderungen an den Umfang der Ermittlung dieser Kennwerte gestellt. Soll beispielsweise der Reservefaktor eines FKV-Bauteils unter Beanspruchung durch äußere Lasten berechnet werden (Kapitel 4), ist die Berücksichtigung des nichtlinearen Spannungs-Verzerrungs-Verhaltens und der Schädigung des Werkstoffs notwendig. Nur so kann bei FKV das sukzessive Versagen bis zum Bruch beschrieben werden.

Bei einigen FTV ist die Ermittlung dieser Werkstoffkennwerte zusätzlich durch die hygroskopischen Eigenschaften des Kunststoffs erschwert. Mit der Diffusion von Feuchtigkeit aus der Umgebungsluft in die Kunststoffmatrix können sich die mechanischen Eigenschaften des Verbunds ändern. Dies muss bei der Bauteilauslegung und der Ermittlung der mechanischen Werkstoffkennwerte mitberücksichtigt werden.

Im Rahmen dieser Arbeit wird eine Systematik zur Bestimmung der mechanischen Werkstoffkennwerte von FTV vorgestellt. Dazu wurde ein neues Verfahren zur Konditionierung entwickelt. Dieses ermöglicht es die Feuchtigkeitssättigung der Prüfkörper exakt und effizient einzustellen und konstant zu halten. Folgende Anforderungen werden dabei zusätzlich an die Ermittlung der mechanischen Werkstoffkennwerte gestellt:

– Das nichtlineare Spannungs-Verzerrungs-Verhalten muss auf Basis homogener, einachsiger Spannungszustände ermittelt werden. Einige gebräuchliche Prüfverfahren zur Bestimmung der Werkstoffkennwerte von FKV sind durch ASTM-, ISO- und DIN-Normen standardisiert (Tabelle 2.1). Im Fall der mechanischen Werkstoffkennwerte variiert die Prüfkörpergeometrie zur Versuchsdurchführung zwischen den Normen. Meist werden Flach- oder Rohrprüfkörper verwendet. Je nach Prüfkörpergeometrie wird die Kraft- und Verformungsrandbedingung im Versuch beeinflusst, wodurch im Prüfkörper ein unterschiedlicher Beanspruchungszustand wirkt. Die dadurch entstehenden Auswirkungen auf die Qualität der Prüfergebnisse wurden in [Ble12a] umfangreich untersucht. Die Ergebnisse zeigen, dass die Wahl der Prüfkörpergeometrie von der Art der Beanspruchung des Werkstoffs abhängt. Bei faserdominierter Beanspruchung konnte kein signifikanter Einfluss des Prüfverfahrens[3] auf die Nichtlinearität des σ_1-ε_1-Verhaltens nachgewiesen werden. Im Gegensatz dazu eignet sich nicht jedes Prüfverfahren[4] zur Bestimmung der Werk-

[1] Im Rahmen dieser Arbeit werden Werkstoffkennwerte und Werkstofffunktionen gleichermaßen als Werkstoffkennwerte bezeichnet.

[2] Im Folgenden wird der *relative Faservolumenanteil* als *Faservolumenanteil* abgekürzt.

[3] In [Ble12a] werden Flachzug-, Split-Disk- und Elastomer-Innendruck-Prüfung miteinander verglichen.

[4] Es wurden 90°-Flachproben und umfangsgewickelte Rohre in [Ble12a] untersucht.

Tabelle 2.1: Auszug gängiger Normen zur Bestimmung von Werkstoffeigenschaften unidirektionaler FKV. Die teils unterschiedlichen Prüfkörperarten und Methoden können die Vergleichbarkeit der ermittelten mechanischen Kennwerte erschweren.

Werkstoffeigenschaft	Formelzeichen	gebräuchliche Normen	Verfahren
Dichte	ρ	ISO 1183-1	Eintauchverfahren, Titrationsverfahren, Pyknometer
		ISO 1183-2	Dichtegradientensäule
		ISO 1183-3	Gas-Pyknometer
Faservolumenanteil	φ	ISO 11667	Auflösungsverfahren
Elastizitätsmodul/Festigkeit	$E_{\parallel}, R_{\parallel}^{+}$	ISO 527-5	Zugversuch Flachprüfkörper
(parallel zur Faserrichtung)		DIN 2561	Zugversuch Flachprüfkörper
		ASTM D2290	Split-Disk-Versuch
Elastizitätsmodul/Festigkeit	$E_{\perp}, R_{\perp}^{+}$	ISO 527-5	Zugversuch Flachprüfkörper
(quer zur Faserrichtung)		DIN 2597	Zugversuch Flachprüfkörper
		ASTM D5450	Zugversuch Rohrprüfkörper
Querkontraktionszahlen	$\nu_{\perp\parallel}, \nu_{\parallel\perp}, \nu_{\perp\perp}$	ISO 527-5	Flachprobe
		DIN 2561	Zugversuch Flachprüfkörper
		DIN 2597	Zugversuch Flachprüfkörper
		ASTM D2290	Split-Disk-Versuch
		ASTM D5450	Zugversuch Rohrprüfkörper
Schubmodul, Festigkeit	$G_{\perp\parallel}, R_{\perp\parallel}$	DIN 14129	Zugversuch Flachprüfkörper
		ISO 14130	ILS-Versuch
		ASTM D5448	Torsionsversuch Rohrprüfkörper
thermischer-Ausdehnungskoeffizient	$\alpha_{\mathrm{T},\parallel}, \alpha_{\mathrm{T},\perp}$	ISO 11359-2	TMA-Analyse
spezifische Wärmekapazität	c_{p}	ISO 11357-4	DSC-Analyse
Wärmeleitfähigkeit	$\lambda_{\mathrm{T},\parallel}, \lambda_{\mathrm{T},\perp}$	ISO 22007	
Schmelz- und Kristallisationstemperatur	$T_{\mathrm{m}}, T_{\mathrm{c}}$	ISO 11357-3	DSC-Analyse
relative Kristallinität	α	ISO 11357-7	DSC-Analyse

stoffkennwerte unter matrixdominierter Beanspruchung. Besonders problematisch ist hierbei die Kennwertermittlung beim Auftreten großer Nichtlinearitäten, wie beispielsweise das Verhalten einer UD-Schicht unter $\tau_{\perp\parallel}$-Beanspruchung. Die Ergebnisse in [Ble12a] zeigen, dass ausschließlich durch die Torsionsprüfung an dünnwandigen Rohrprüfkörpern das reale $\tau_{\perp\parallel}$-$\gamma_{\perp\parallel}$-Verhalten bestimmt werden kann. Im Vergleich dazu zeigen Untersuchungen an $\pm 45°$-Flachproben unter gleicher Beanspruchung eine Verfälschung der Ergebnisse aufgrund einer $\sigma_{\perp}$-$\tau_{\perp\parallel}$-Interaktion. Weitere Informationen zu dieser Thematik sind in [Ble12a], [Web09], [Kno08], [Puc96] und [Puc82] zu finden.

– Untersuchungen zeigen, dass bei FTV je nach Werkstoff Bruchschiebungen $\gamma_{\perp\parallel\mathrm{b}} \geq 0{,}1$ erreicht werden (Bild 2.1). Um aus solchen Versuchen praxistaugliche Werkstoffkennwerte ermitteln zu können, muss die Verzerrung im Experiment bis zum Bruch exakt ermittelt werden. Ein Überblick über die technischen Möglichkeiten der Messung großer Verzerrungen bei der Werkstoffprüfung von FKV ist in Kapitel 2.2 dargestellt.

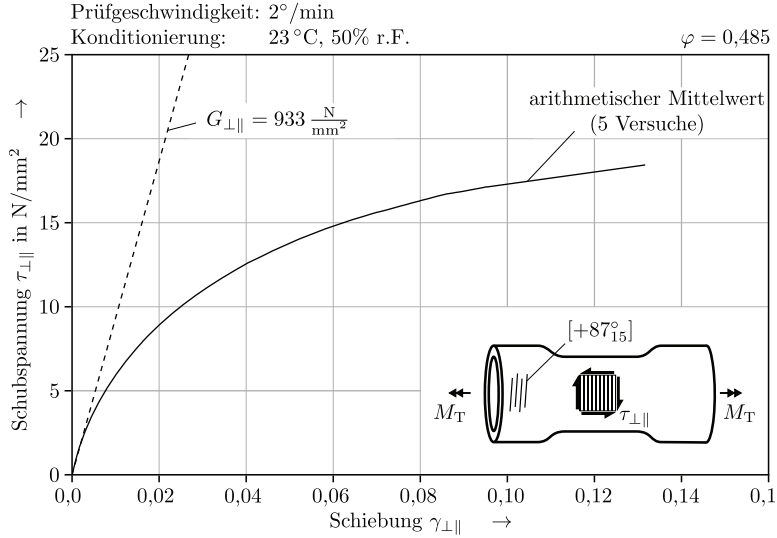


Bild 2.1: Torsionsprüfung an CF-PA6 Rohrprüfkörpern zur Bestimmung des $(\tau_{\perp\parallel}, \gamma_{\perp\parallel})$-Schubspannungs-Schiebungs-Verhaltens. Die Schiebung wurde durch optische Messtechnik mit einer 3D-Feldmessmethode bestimmt.

– Die Qualität eines Laminats wird durch die Wahl des Fertigungsverfahrens beeinflusst. Dies betrifft z. B. Anzahl der Lufteinschlüsse, Konsolidierungsgrad, Kristallisationsgrad (bei FTV) oder Faservolumenanteil. Bei FTV ist zusätzlich eine verstärkte Beeinflussung des Werkstoffs durch Eigenspannungen aufgrund der hohen Fertigungstemperaturen im Vergleich zu FDV zu erwarten. Diese können sich auf den gefertigten Prüfkörper auswirken und sind je nach Verfahren unterschiedlich. Eine detaillierte Diskussion zu diesem Thema ist in Kapitel 2.7 zu finden. Auf Basis dieser Überlegungen ist es sinnvoll, die Prüfkörper zur Ermittlung der

mechanischen Werkstoffkennwerte und das spätere Bauteil mit dem gleichen Verfahren zu fertigen und den Einfluss durch unterschiedliche Fertigungsverfahren gesondert zu untersuchen.

– Es muss eine lückenlose Rückverfolgbarkeit der Prüfkörperhistorie möglich sein, um die daraus ermittelten Kennwerte interpretieren zu können.

Der Prozess zur Bestimmung der Werkstoffkennwerte von FTV wird im Folgenden am Beispiel von CF-PA6 vorgestellt.

2.1 Konditionierung von FKV-Prüfkörpern auf ein vorgegebenes Klima

Polymere können durch Diffusionsvorgänge Feuchtigkeit aus feuchter Luft aufnehmen. Wasser ist ein polares Medium, das bei Einlagerung in ein Polymer die Wirkung eines Weichmachers hat und daher zu Änderungen der mechanischen Eigenschaften (Tabelle 2.2) führt.

Tabelle 2.2: Qualitative Änderungen der mechanischen Eigenschaften am Beispiel von PA6 durch die Aufnahme von Feuchtigkeit aus der Luft (↑ Zunahme / ↓ Abnahme).

Eigenschaft	Trend	Eigenschaft	Trend
Elastizitätsmodul	↓	Wärmeleitfähigkeit	↑
Festigkeit	↓	el. Widerstand	↓
Bruchdehnung	↑	Verlustfaktor	↑
Schlagzähigkeit	↑	Formteilabmessungen	↑
Glasübergangstemperatur	↓		

Die Empfindlichkeit der Feuchtigkeitsaufnahme ist abhängig vom chemischen Aufbau bzw. der Existenz bestimmter funktioneller Gruppen und der Art und Menge der zugesetzten Additive bzw. Füll- und Verstärkungsstoffe. Für die einzelnen Polymergruppen lässt sich daher grob die Größenordnung der zu erwartenden Feuchtigkeitsaufnahme angeben (Tabelle 2.3).
Für den technischen Einsatz von Polymeren als Konstruktionswerkstoffe werden die mechanischen Eigenschaften bei verschiedenen Klimaten bestimmt. Die Auswahl dieser Klimate erfolgt durch den Konstrukteur unter Berücksichtigung des Bauteilpflichtenhefts. Nach ISO 291 gibt es eine Definition für Normklimate (Tabelle 2.4), die einen Mittelwert der Klimabedingungen für den Einsatz von Bauteilen darstellen. Darüber hinaus lassen sich Sonderklimate definieren, die Grenzbereiche der Klimaeinsatzbedingungen von Bauteilen beschreiben. Diese sind insbesondere für die Bauteilauslegung relevant. Beispielsweise versagt PA6 unter dem Sonderklima $-40\,°C$, 0% r.F. mit geringer Bruchdehnung als bei Normklima. Dieser Effekt ändert sich, sobald der Werkstoff beginnt Feuchtigkeit aufzunehmen oder mit Anstieg der Temperatur.

Tabelle 2.3: Vergleich der Feuchtigkeitsaufnahme gebräuchlicher, technischer Kunststoffe nach [HUG19]. Eine exakte Angabe der Feuchtigkeitsaufnahme kann nur unter Berücksichtigung der chemischen Zusammensetzung des jeweiligen Kunststoffs erfolgen.

Material	Kurzbezeichnung (DIN 7728)	Feuchtigkeitsaufnahme bei 23 °C, 50% r.F. in Gewichts-%
Acrylbutadienstyrol-Copolymer	ABS	0
Polyacetal	POM	0,17
Polyamid	PA	2,5-3
Polycarbonat	PC	0,2
Polyetheretherketon	PEEK	0,2
Polyetherimid	PEI	1,25
Polyethersulfon	PES	0,8
Polyethylen	PE	0
Polyphenylen	PPO	0,08
Polypropylen	PP	0,1
Polysulfon	PSU	0,25
Polytetrafluorethylen	PTFE	0,0
Polyvinylchlorid	PVC	<0,1
Polyvinylidenfluorid	PVDF	<0,04
thermoplastisches Polyester	PET	0,2

Tabelle 2.4: Klimate zur Konditionierung von Kunststoffen bei der Bauteilauslegung. Die Sonderklimate sind Beispiele für die Anforderungen an PA6-Bauteile in der Automobilbranche.

Klima	Kurzzeichen	Temperatur in °C	rel. Luftfeuchtigkeit in %
Trocken[2] (kalt)	-40/0	-40	0[3]
Trocken[2]	23/0	23	0[3]
Trocken[2] (warm)	$T_{\mathrm{g-10}}/0$	$T_{\mathrm{g}} - 10$	0[3]
Norm[1] (nicht-tropische Länder)	23/50	23	50
Norm[1] (tropische Länder)	27/65	27	65
Feucht[2] (kalt)	-40/100	-40	100
Feucht[2]	23/100	23	100
Feucht[2] (warm)	$T_{\mathrm{g-10}}/100$	$T_{\mathrm{g}} - 10$	100

[1] Normklima nach ISO 291
[2] Sonderklima (anwendungsspezifisch)
[3] Die Luftfeuchtigkeit beim Trockenklima entspricht der Restfeuchtigkeit nach Trocknen im Trockenschrank nach ISO 62.

Wird ein Kunststoff auf ein Klima konditioniert, so muss die Feuchtigkeitsaufnahme im konditionierten Zustand bestimmt werden. ISO 62 beschreibt ein Vorgehen für homogene Materialien und verstärkte Verbundwerkstoffe mit polymerer Matrix, die unterhalb der Glasübergangstemperatur geprüft werden. Die Verfahren in ISO 62 beruhen auf Überprüfung der Massenkonstanz – Gleichgewichtszustand zwischen Polymer und Umgebung – bei konstanter Klimatisierung. Im Unterschied zu ISO 62 kann die Bestimmung des Feuchtegehalts von Kunststoffen nach ISO 15512 durch Verdampfungs- und Extraktionsverfahren erfolgen. Dabei sind die Verfahren in ISO 15512 entweder nur für Kunststoffgranulate mit Korngrößen kleiner 4 mm $\times$ 4 mm $\times$ 3 mm geeignet (Verfahren A und B) oder es muss sichergestellt sein, dass die Kunststoffprobekörper keine sonstigen flüchtigen Bestandteile außer Wasser besitzen (Verfahren C). Daher werden im Rahmen dieser Arbeit alle Messungen zur Bestimmung der Feuchtigkeitsaufnahme von Kunststoffen auf Basis der Überprüfung der Massenkonstanz nach ISO 62 durchgeführt.

2.1.1 Verfahren zur Schnellkonditionierung am Beispiel von CF-PA6 auf das Normklima 23 °C, 50% r.F.

Die benötigte Zeit zur Aufnahme einer definierten Feuchtigkeitsmenge aus Luft und damit die Dauer der Konditionierung von Kunststoffen ist temperaturabhängig. So dauert beispielsweise die Konditionierung auf das Klima 23 °C, 50% r.F. bis zur Massenkonstanz eines 4 mm dicken, trockenen Probekörpers aus reinem PA66 etwa ein Jahr unter Umgebungsbedingungen. In ISO 1110 ist daher ein Verfahren zur beschleunigten Konditionierung beschrieben. Durch eine Erhöhung der Lagerungstemperatur während des Konditioniervorgangs kann die Geschwindigkeit der Feuchtigkeitsaufnahme gesteigert werden. ISO 1110 gilt ausschließlich für das Konditionieren von Polyamiden und Copolyamiden mit einem maximalen Gehalt an extrahierbaren Anteilen von 2 Gew.-%. Daher lassen sich mit diesem Verfahren keine FKV konditionieren. Im Folgenden wird deshalb ein neues Verfahren *Fast Composite Conditioning (FCC)* zur beschleunigten Feuchte-Konditionierung von faserverstärkten Kunststoffen vorgestellt. Das FCC-Verfahren wird in drei Schritten durchgeführt, die im Weiteren näher erläutert werden.

Schritt 1: Bestimmung des werkstoffspezifischen Wassermassenanteils am Faser-Matrix-Halbzeug

Der erste Schritt des FCC-Verfahrens (Bild 2.3) besteht aus zwei Prozessstufen. Zuerst wird das zu untersuchende Faser-Matrix-Halbzeug bis zur Massenkonstanz in einem Trockenschrank bei 50 °C getrocknet. In regelmäßigen Zeitabständen werden die Probekörper aus dem Trockenschrank entnommen und nach einer Abkühlphase im Exsikkator (mit P_2O_5 Trockengel) verwogen[1]. Durch Wiegen der Proben mithilfe einer Analysewaage[2] kann die Massenabnahme protokolliert werden. Nach ISO 62 gilt für das Trocknen von Kunststoffen, dass eine Massenkonstanz ab einer Massenänderung kleiner 0,1 mg erreicht ist. An dieser Stelle soll nochmals ausdrücklich auf die Verwendung eines geeigneten Ofens hingewiesen werden. In der Praxis wird oftmals anstelle eines Trockenschranks (Trocknen unter Luftatmosphäre) ein Vakuumofen verwendet. Je nach molekularem Aufbau des Polymers kann diese Art des Trocknens zu einer Änderung der mechanischen Eigenschaften führen. Die Reaktivität eines Polymers kann bei gleicher Temperatur unter Vakuum deutlich höher sein als unter Umgebungsdruck. Werden dabei Seitengruppen der Polymer-Molekülketten geschädigt, hat dies einen messbaren Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften. Daher wird im Rahmen dieser Arbeit auf die Verwendung eines Vakuumofens verzichtet und ein minimaler Restfeuchteanteil im Trockenofen zugelassen. Zur Prozessüberwachung wird Feuchtigkeit im Ofen während der Trocknung protokolliert (Bild 2.2).

Über einen Zeitraum von zehn Tagen schwankt die Luftfeuchtigkeit im Ofen um etwa 3% um einen Mittelwert (arithmetisch) von $\bar{f}_{\mathrm{rel}} = 8{,}22\%$. Durch diese Klimabedingungen behalten die Probekörper einen minimalen Anteil an Restfeuchtigkeit. Für praxisrelevante Anwendungen und für die Untersuchungen in dieser Arbeit wird dieser Grad der Feuchtigkeitsaufnahme als trocken definiert.

Bild 2.4[3] zeigt die Massenänderung über die Trocknungsdauer von CF-PA6 Tape. Nach Erreichen der Massenkonstanz kann das Trockengewicht des Materials bestimmt werden. Im Anschluss wird

[1] Zeitabstände und Dauer legen sich durch die Dicke der Probekörper fest.
[2] Nach ISO 62 muss der Fehler der Analysewaage $e_{\max} \leq \pm 0{,}1$ mg sein.
[3] Eine Erklärung zur Darstellungsweise der Diagramme ist in Anhang A zu finden.

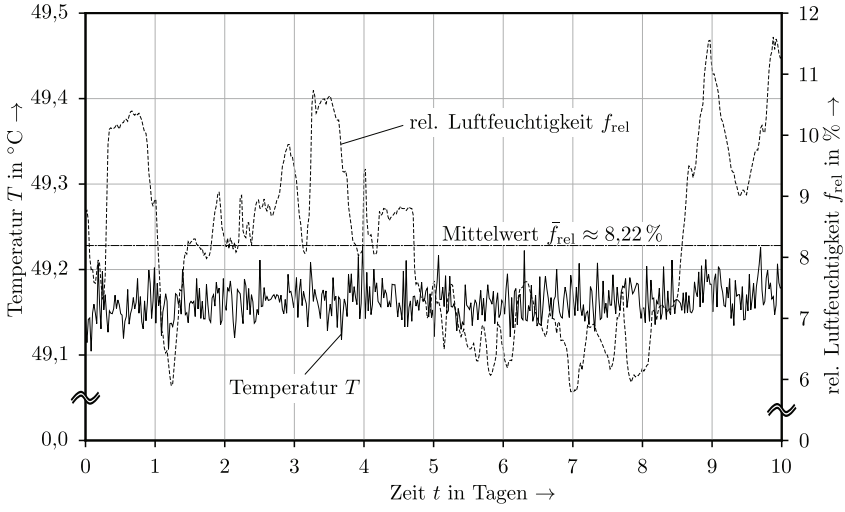


Bild 2.2: Zeitlicher Verlauf der relativen Luftfeuchtigkeit f_{rel} und Temperatur T während des Trocknens von CF-PA6 Tape im Trockenofen in Anlehnung an ISO 62. Die Signale repräsentieren je einen Messpunkt pro Minute für Temperatur und Feuchtigkeit.

in einem weiteren Prozessschritt das Faser-Matrix-Halbzeug auf das gewünschte Zielklima 23 °C, 50% r.F. konditioniert. Ähnlich zum Trocknungsprozess wird auch bei der Konditionierung das Probengewicht über die Konditionierungsdauer mithilfe einer Analysewaage bestimmt (Bild 2.5). Das Abkühlen der Proben vor dem Wiegen sollte in einem Behälter oder Beutel mit möglichst geringem Volumen stattfinden, um die Messergebnisse nicht durch eine erneute Feuchteaufnahme/-reduktion zu beeinflussen. PE-Kunststoffbeutel mit luftdichtem Verschluss haben sich hierfür bewährt.

Nach Erreichen der Massenkonstanz kann der werkstoffspezifische Wassermassenanteil $c_{\mathrm{H_2O,23/50}}$ bestimmt werden. Damit ist der prozentuale Massenanteil des Wassers für den definierten Sättigungszustand bekannt. Das untersuchte CF-PA6 Halbzeug kann beim Klima 23 °C, 50% r.F. im Mittel $c_{\mathrm{H_2O,23/50}} = 1{,}05$ Gew.-% Wasser in Form von Feuchtigkeit aus der Umgebungsluft aufnehmen (Bild 2.5). Dieser Kennwert dient als Eingangsparameter für Schritt 2 des FCC-Verfahrens.

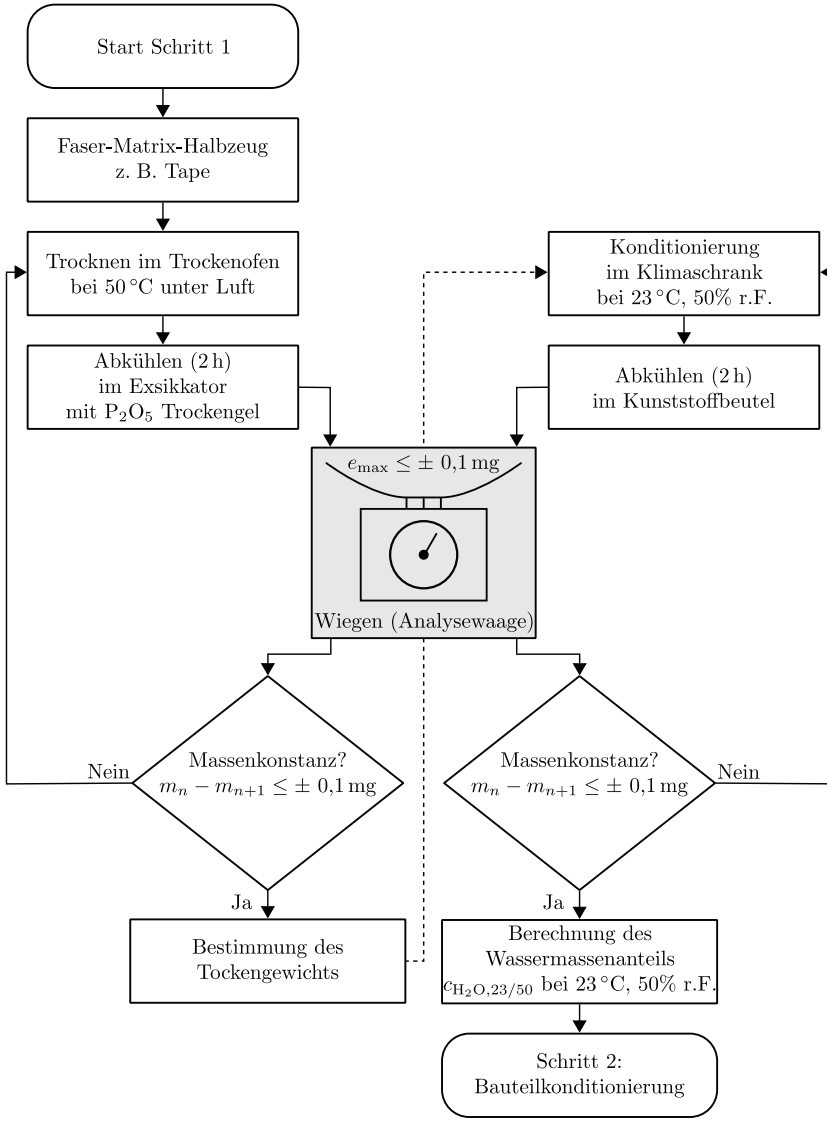


Bild 2.3: FCC-Verfahren, Schritt 1: Prozessdiagramm zur Bestimmung des Wassermassenanteils $c_{H_2O,23/50}$ eines Faser-Matrix-Halbzeugs am Beispiel der Konditionierung von CF-PA6 auf Normklima. $c_{H_2O,23/50}$ ist ein werkstoffspezifischer Kennwert und entspricht dem Massenanteil von Wasser im Werkstoff, der bei 23 °C, 50% r.F. vom untersuchten Halbzeug absorbiert werden kann. Dieser Verfahrensschritt muss nur einmal pro Halbzeug durchgeführt werden.

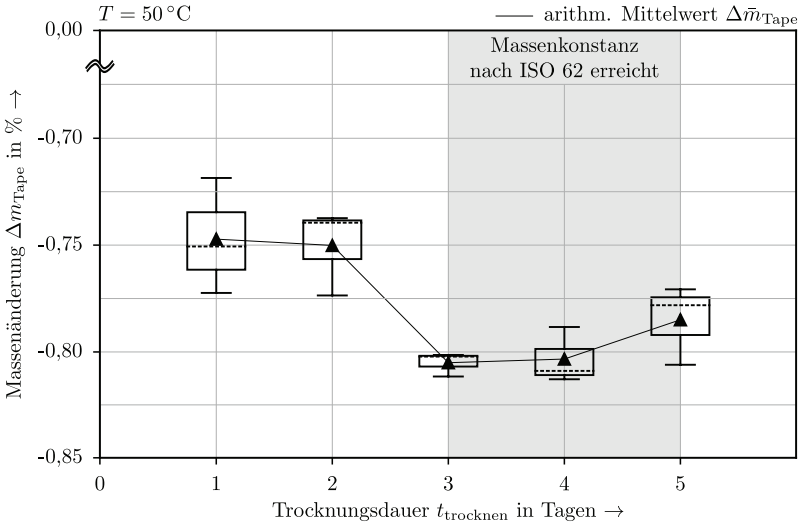


Bild 2.4: Trocknungsphase: Zeitlicher Verlauf der Massenreduktion eines CF-PA6-Halbzeugs (Tape) mit einer Dicke von 0,13 mm. Die Ergebnisse basieren auf einer Stichprobe bestehend aus drei Einzelproben.

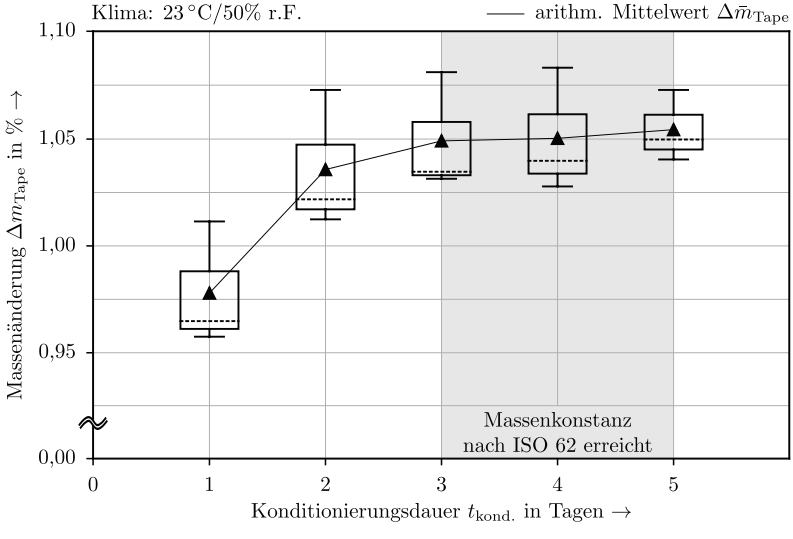


Bild 2.5: Konditionierungsphase: Zeitlicher Verlauf der Feuchtigkeitsaufnahme eines CF-PA6-Tapes mit einer Dicke von 0,13 mm während der Befeuchtung auf Normklima. Die Ergebnisse basieren auf einer Stichprobe bestehend aus drei Einzelproben.

Schritt 2: Prüfkörperkonditionierung auf ein vorgegebenes Klima
Durch Schritt 1 des FCC-Verfahrens ist bekannt welche Wassermenge bei vorgegebenem Klima im Halbzeug eingelagert werden kann. Diese Eigenschaft des Werkstoffs wird mit dem Kennwert $c_{\mathrm{H_2O},23/50}$ beschrieben und dient als Eingangsparameter für die Konditionierung von Prüfkörpern bzw. Bauteilen aus diesem Halbzeug.

In Schritt 2 des FCC-Verfahrens (Bild 2.6) erfolgt die Einstellung der trockenen Prüfkörper auf das vorgegebene Zielklima[1]. Mit dem werkstoffspezifischen Kennwert $c_{\mathrm{H_2o},23/50}$ aus Schritt 1 und der Trockenmasse der Prüfkörper kann das Soll-Prüfkörpergewicht im konditionierten Zustand berechnet werden:

$$m_{\mathrm{B},23/50} = \underbrace{m_{\mathrm{B},23/0}}_{\text{Trockenmasse}} + \underbrace{m_{\mathrm{B,H_2O},23/50}}_{\text{Wassermasse}} = m_{\mathrm{B},23/0} \cdot \left(1 + \underbrace{c_{\mathrm{H_2O},23/50}}_{\text{aus Schritt 1 (FCC)}}\right) \tag{2.1}$$

Die Konditionierung der Prüfkörper soll möglichst schnell und genau erfolgen. Zu diesem Zweck wird die Feuchtigkeitseinbringung in die Prüfkörper durch Sättigung im Wasserbad bei 80 °C mit destilliertem Wasser durchgeführt. Dabei wird die Wasserbadtemperatur durch die Diffusionseigenschaften des jeweiligen Kunststoffs festgelegt. Je höher die Wasserbadtemperatur, desto schneller kann der Werkstoff das Wasser aufnehmen. Zur Konditionierung von FTV hat sich eine Temperatur nahe der Glasübergangtemperatur bewährt. Bei höheren Temperaturen muss zusätzlich sichergestellt sein, dass der Werkstoff nicht dauerhaft geschädigt wird.
Das Verfahren entspricht dem Vorgehen nach ISO 62. Bei der Wasserbadkonditionierung werden größere Diffusionsgeschwindigkeiten des Wassers in die Prüfkörper erreicht, als im Vergleich zur Konditionierung im Klimaschrank. Dadurch wird die Prozesszeit verkürzt und es können Bauteile mit großer Wanddicke schneller auf ein Zielklima eingestellt werden.

Nach jedem Sättigungsdurchgang folgt eine Abkühlphase in einem Becken mit destilliertem Wasser bei 23 °C. Anschließendes Trocknen und Wiegen der Prüfkörper mithilfe einer Analysewaage zeigt, ob die Prüfkörper bereits die notwendige Menge an Wasser für den gewünschten Konditionierungszustand aufgenommen haben. Ist dies der Fall, gilt die Befeuchtung der Prüfkörper als abgeschlossen und es kann mit Schritt 3 (Homogenisierung) fortgefahren werden. Wenn nicht, muss die Sättigung im Wasserbad weiter durchgeführt werden.

[1] Die Prüfkörper können äquivalent zu Schritt 1 im Trockenofen entfeuchtet werden.

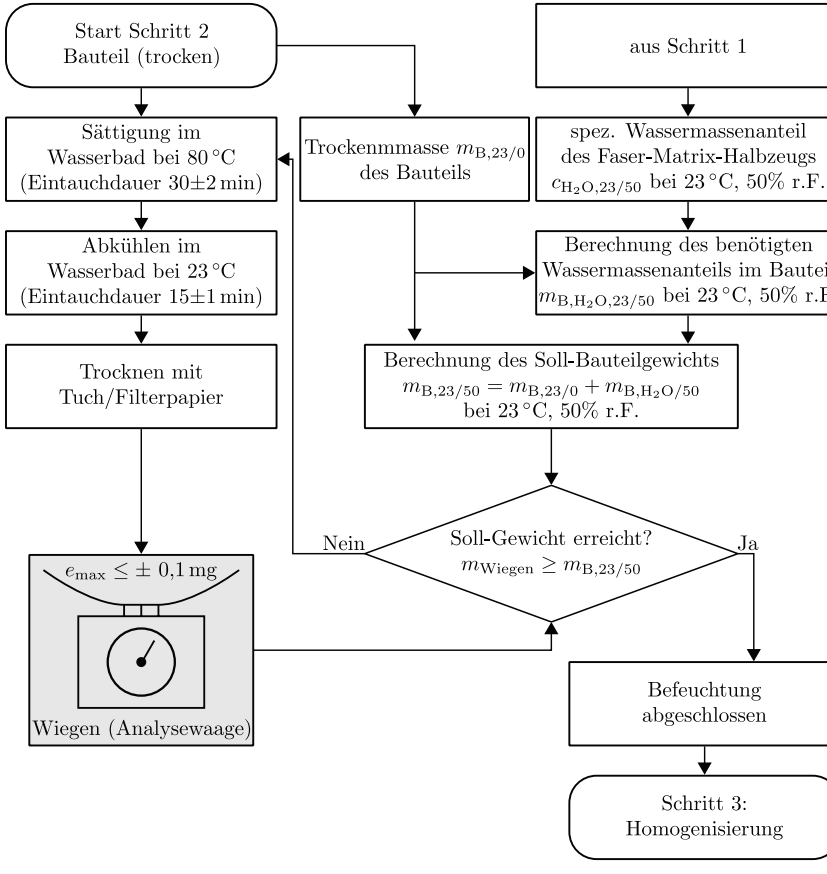


Bild 2.6: FCC-Verfahren: Prozessdiagramm zu Schritt 2 der beschleunigten Konditionierung von FKV-Prüfkörpern am Beispiel der Konditionierung von CF-PA6 auf das Normklima. Als Eingangswert ist der werkstoffspezifische Wassermassenanteil $c_{H_2O,23/50}$ aus Schritt 1 zur Berechnung des Soll-Bauteilgewichts notwendig.

Schritt 3: Homogenisierung der Verteilung des Feuchtigkeitsgehalts
Nachdem in Schritt 2 die Prüfkörper die notwendige Feuchtigkeitsmenge für den gewünschten Konditionierungszustand aufgenommen haben, muss eine Homogenisierung der Feuchte im Werkstoff stattfinden. Durch die schnelle Befeuchtung im Wasserbad ist die Randzone der Prüfkörper stärker befeuchtet, wodurch ein Gradient des Feuchtegehalts über die Dicke im Prüfkörper entsteht. Dieser kann das mechanische Verhalten des Werkstoffs beeinflussen und muss daher durch eine Homogenisierung im Prüfkörper reduziert werden. Im FCC-Verfahren erfolgt die Homogenisierung durch Lagerung der Prüfkörper bei dem gewünschten Konditionierungsklima (z. B. im Klimaschrank). Im Folgenden wird die Dauer dieser Lagerung zum Einstellen einer gleichmäßigen Feuchtigkeitsverteilung über die Laminatdicke bestimmt.

Die Diffusion von Wasser in FKV kann nach ISO 62 unterhalb der Glasübergangstemperatur senkrecht zur Faserrichtung durch das 2. *Fick*sche Diffusionsgesetz beschrieben werden.

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \cdot \frac{\partial^2 c}{\partial z^2} \tag{2.2}$$

Gleichung 2.2 verdeutlicht, dass der Feuchtigkeitsgehalt in einer bestimmten Schicht eines Laminats eine Funktion des Diffusionskoeffizienten D und der zeitlichen Änderung der Feuchtigkeitsaufnahme c (Konzentration) ist. Dabei besteht ein nichtlinearer, zeitlicher Zusammenhang zwischen der Feuchte-Konzentrationsverteilung in Bezug auf die Ortskoordinate z in Dickenrichtung des Laminats. Eine exakte analytische Lösung dieses Transportproblems ist meist nur schwer möglich. Die Zeitdauer der notwendigen Lagerung der befeuchteten Prüfkörper in Schritt 3 des FCC-Verfahrens wird daher am Beispiel der Konditionierung von CF-PA6 experimentell bestimmt.

Die Untersuchung erfolgt an Prüfkörpern in Form von Flachproben mit einem Laminataufbau von $[\pm 45_4]_\mathrm{S}$ und einer Dicke von 2,08 mm. Die Prüfkörper werden nach dem FCC-Verfahren auf das Zielklima 23 °C, 50% r.F. befeuchtet und anschließend zur Homogenisierung gelagert. Die Lagerung findet in einem Aluminiumbeutel statt, der mithilfe eines Feuchtigkeitspuffers das Klima im Beutel konstant bei 23 °C, 50% r.F. hält. Durch Zugversuche dieser Flachproben (in Anlehnung an ISO 524-4) kann das mechanische Verhalten des Werkstoffs über die Dauer der Homogenisierung untersucht werden. Die Zugversuche an $\pm 45°$-Laminaten stellen für den Werkstoff eine matrix-dominierte $\tau_{\perp\parallel}$-Beanspruchung dar. Konzentrationsunterschiede von Feuchtigkeit im Werkstoff bewirken daher eine direkte Änderung der mechanischen Kennwerte, wie dem linear elastischen Schubmodul $G_{\perp\parallel}$ oder der Schubfestigkeit $R_{\perp\parallel}$. Bild 2.7 zeigt die Ergebnisse dieser Untersuchung über einen Zeitraum von 22 Tagen. Dabei entspricht die Kurve $t_\mathrm{H} = 0$ den Ergebnissen von Prüfkörpern, die direkt nach der Entnahme aus dem Wasserbad (ohne weitere Homogenisierung) getestet werden. Der ermittelte Schubmodul $G_{\perp\parallel}$ ist im Vergleich zu den Prüfkörpern im trockenen Zustand um etwa 43% durch die Feuchtigkeitsaufnahme reduziert. Je länger die Prüfkörper homogenisieren, desto mehr hat das eindiffundierte Wasser die Möglichkeit sich weiter im Prüfkörper zu verteilen. Dieser Effekt kann durch Auswerten des Schubmoduls $G_{\perp\parallel}$ über die Homogenisierungszeit t_H nachgewiesen werden, da sich Konzentrationsunterschiede der Feuchtigkeit im Werkstoff über den zeitlichen Verlauf reduzieren. Nach etwa 9 Tagen Homogenisierung ist die Änderung des Schubmoduls $G_{\perp\parallel}$ bereits innerhalb der Streuung der fortlaufenden Versuchsreihen. In Bild 2.7 ist dies durch das Streuband der Versuche nach 22 Tagen Homogenisierung verdeutlicht. Die Homogenisierung gilt nach diesem Zeitraum als abgeschlossen und die Prüfkörper demnach als auf das vorgegebene Zielklima konditioniert.

Es wird an dieser Stelle darauf hingewiesen, dass je nach Prüfkörperdicke und Werkstoff das Homogenisierungsverhalten unterschiedlich sein kann. Der Wassermassenanteil $c_{\mathrm{H_2O,Zielklima}}$ muss für jeden Werkstoff separat durch Versuchsreihen ermittelt werden. Es wird zudem empfohlen, für unterschiedliche Bauteilwanddicken die Verweilzeit im Wasserbad während der Konditionierungsphase separat zu bestimmen.

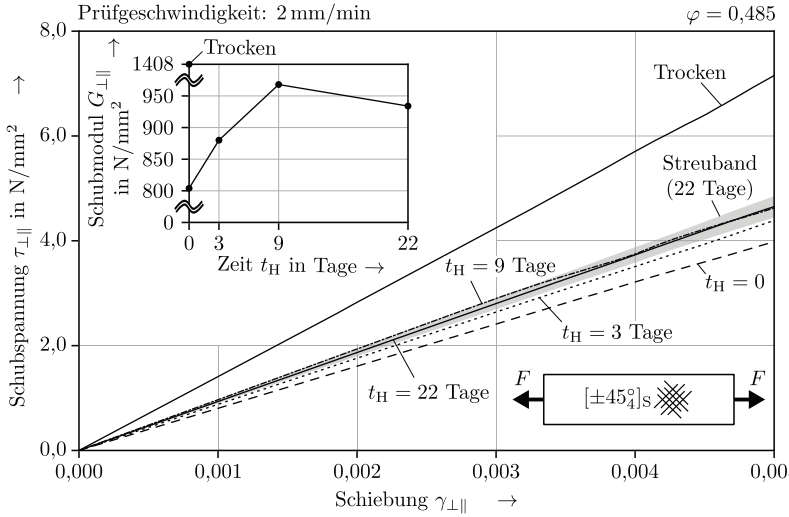


Bild 2.7: Einfluss der Feuchtigkeitsaufnahme auf das Schubspannungs-Schiebungsverhalten eines $[\pm 45_4]_{\mathrm{S}}$-Laminats (Laminatdicke 2,08 mm) durch das Auswerten des linear elastischen Schubmoduls $G_{\perp\parallel}$ in Abhängigkeit der Konditionierung. Die Zeit t_{H} entspricht dabei der Dauer der Homogenisierung in Tagen in Schritt 3 des FCC-Verfahrens. Die Kurve $t_{\mathrm{H}} = 0$ wurde an Prüfkörpern direkt nach der Entnahme aus dem Wasserbad (ohne weitere Homogenisierung) ermittelt. Die Kurven stellen jeweils den arithmetischen Mittelwert aus 5 Einzelversuchen dar. Für die Versuche bei $t_{\mathrm{H}} = 22$ Tage ist zusätzlich das Streuband grafisch markiert.

2.1.2 Verfahren zur dauerhaften Lagerung von Prüfkörpern unter definierten Klimabedingungen

Ziel ist es, die Prüfkörper zu jedem Zeitpunkt nach der Konditionierung und vor der Versuchsdurchführung lagern zu können, ohne dabei den Konditionierungszustand zu verändern. Dies ist insbesondere im befeuchtetem Zustand problematisch. Im Folgenden werden daher praxistaugliche Möglichkeiten der dauerhaften Lagerung von Prüfkörpern unter definierten Klimabedingungen vorgestellt.

Lagerung von Prüfkörpern im trockenem Zustand

Bei getrockneten Prüfkörpern muss eine erneute Feuchtigkeitsaufnahme während der Lagerung verhindert werden. Dabei ist es entscheidend, den Austausch des Luftvolumens um den Prüfkörper

zu unterbinden. Dies kann beispielsweise durch das Einpacken in Aluminiumfolie mit zusätzlichem Falten der offenen Folienränder oder durch Vakuumieren realisiert werden.
Beim Vakuumieren ist ein resultierender Druck im Folienbeutel von 1-300 mbar ausreichend. Dies entspricht dem Grobvakuumbereich (bis 99% Vakuum) und ist mit einem handelsüblichen Haushalts-Vakuumiergerät zu realisieren. Entscheidend beim Vakuumieren der Prüfkörper ist der Werkstoff aus dem die Folienbeutel bestehen. Dieser darf keine Diffusion von Wasser zulassen.

Lagerung von Prüfkörpern im befeuchtetem Zustand
Die Lagerung der Prüfkörper im befeuchteten Zustand ist aufwendiger als die von trockenen. Das Klima während der Lagerung muss dabei den Anforderungen der Konditionierung aus ISO 62 erfüllen. Das bedeutet, die Maximalwerte der Abweichung von Luftfeuchte $\pm 5\%$ r. H. und Temperatur $\pm 1\,^{\circ}$C müssen eingehalten werden. Dies kann beispielsweise durch die Lagerung der Prüfkörper in einem Klimaschrank (ähnlich zur Konditionierung) umgesetzt werden. Eine alternative Möglichkeit ist die Nutzung von sogenannten Feuchtigkeitspuffern. Das Prinzip beruht auf der Eigenschaft eines Materials oder einer Lösung definierte Feuchtigkeitsmengen aufzunehmen oder abzugeben. Wird der Feuchtigkeitspuffer in einem abgeschlossenen Volumen verwendet, kann dieser für die Konditionierung auf ein bestimmtes Klima ausgelegt werden.
Mit Hilfe des Wasserbeladungs-Diagramms (*Mollier*-Diagramm, Bild 2.8) kann eine absolute Feuchtedifferenz Δf_{abs} in Abhängigkeit der Temperatur bestimmt werden. Somit lässt sich für ein gegebenes Volumen die Wassermasse $m_{\mathrm{H_2O}}$ berechnen, die ab- oder zugegeben werden muss, um einen gewünschten Klimatisierungszustand zu erreichen. Die Punkte A/B in Bild 2.8 beschreiben exemplarisch die Konditionierung von $f_{\mathrm{rel}} = 30\%$ auf $f_{\mathrm{rel}} = 50\%$ bei einer konstanten Temperatur von 25 °C. Im Beispiel muss die Luft mit etwa 4,4 g Wasser pro 1 kg Luft angereichert werden, damit sich eine relative Feuchtigkeit von 50% einstellt. Die Werte lassen sich direkt an der Ordinate in Bild 2.8 ablesen.

Feuchtigkeitspuffer lassen sich auf zwei Arten herstellen:

1. **Feuchtepuffer durch übersättigte Salzlösungen**
   In einem Behälter mit übersättigter Salzlösung, kann oberhalb der Wasseroberfläche eine konstante, definierte Luftfeuchtigkeit bei gegebener Temperatur erzeugt werden. Das Prinzip beruht auf der Eigenschaft von Salzkristallen durch die Aufnahme von Wasser eine Lösung zu bilden. Die charakteristische relative Luftfeuchtigkeit für den Beginn der Lösungsbildung bei steigender Feuchtigkeit im Salzkristall wird als Deliqueszenzfeuchtigkeit bezeichnet. Sie beschreibt das spezifische Vermögen der Bildung einer Salzlösung durch die Absorption der Luftfeuchtigkeit der umgebenden Luft. Liegt die relative Luftfeuchtigkeit unterhalb der Deliqueszenzfeuchtigkeit kann ein Salzkristall keine Salzlösung bilden. Durch diesen Mechanismus kann eine Salzlösung, die in einer relativen Luftfeuchtigkeit niedriger als der Deliqueszenzfeuchtigkeit eingebracht ist, das gespeicherte Wasser durch Verdunstung vollständig abgeben. Dabei trocknet die Salzlösung aus und die relative Luftfeuchtigkeit steigt an. Im Gegensatz dazu kann ein Salzkristall bei einer relativen Luftfeuchtigkeit oberhalb seiner Deliqueszenzfeuchtigkeit nicht existieren. Durch die Aufnahme von Wasser aus der umgebenden Luft bildet sich aus dem Salzkristall eine Salzlösung. Die Deliqueszenzfeuchtigkeit ist je nach Art des Salzes unterschiedlich und nimmt mit steigender Löslichkeit des Salzes ab (Bild 2.9) [Sal19].

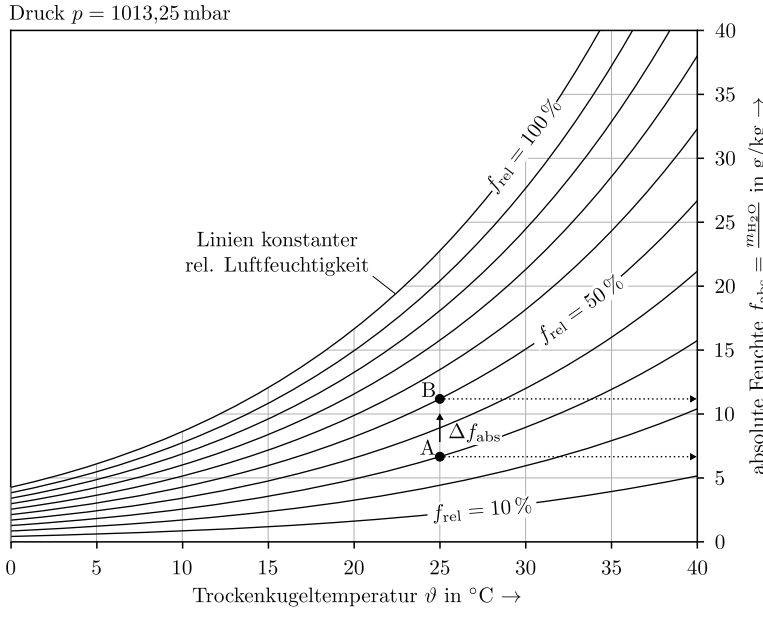


Bild 2.8: Wasserbeladungs-Diagramm (Mollier-Diagramm) für isobare Zustandsänderungen von feuchter Luft bei atmosphärischem Luftdruck. Verlauf A→B beschreibt exemplarisch die absolute Feuchtezunahme der Luft Δf_{abs} von 30% auf 50% bei einer konstanten Temperatur von 25 °C. (nach [Ing13])

Bei der Auswahl eines Salzes für den praktischen Einsatz zur Lagerung von Prüfkörpern sind zudem folgende Unterpunkte zu beachten:

– Das Salz sollte nicht giftig sein (Beispiel für giftige Salze: Bromdämpfe aus Bromsalzen oder chromhaltige Salze wie $Na_2Cr_2O_7 \cdot 2\,H_2O$).

– Die Deliqueszenzfeuchtigkeit muss über die Temperatur möglichst konstant sein. Bei den einigen Salzen sinkt diese aber bei höheren Temperaturen ab.

– Die Auswahl des Salzes legt sich größtenteils durch die Lagerungstemperatur und die gewünschte Luftfeuchtigkeit fest.

Die Klimatisierung mittels einer Salzlösung ist in der Praxis einfach durchzuführen, hat aber einige entscheidende Nachteile:

– Maximal anwendbar bis zu einem Luftvolumen von etwa 10 l (30 l mit Ventilation), da der Wasseraustausch von Salzlösungen ein sehr träger Prozess ist [Wal19].

– Es besteht die Gefahr der Aufwirbelung von Salznebel, der sich auf die Prüfkörper niederschlagen kann.

– Salzlösung und zu konditionierende Luft müssen exakt die gleiche Temperatur haben. Ein Unterschied von etwa 1 °C kann eine relative Luftfeuchtigkeitsabweichung von

  3–5% bewirken [Wal19].

Weitere Informationen zur Anwendung von Salzlösungen zur Konditionierung sind in folgenden Quellen zu finden: [Sor19], [Sal19]

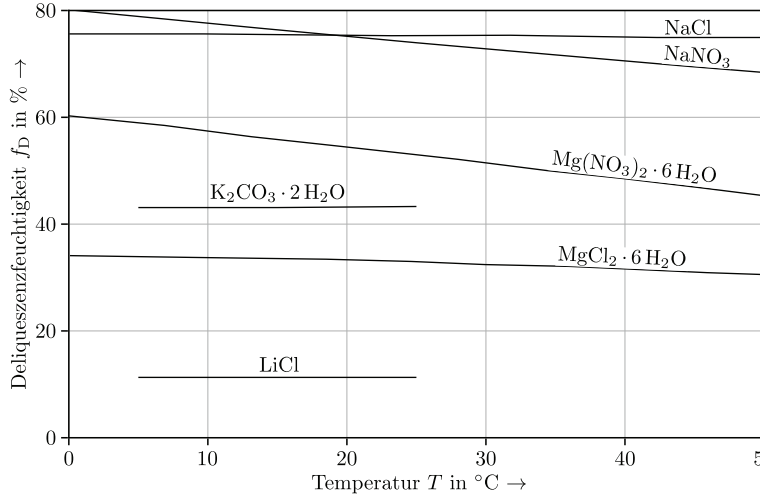


Bild 2.9: Abhängigkeit der Deliqueszenzfeuchtigkeit von der Temperatur verschiedener Salze nach [Sal19]. Für den Einsatz von Salzen als Feuchtigkeitspuffer sollte die Deliqueszenzfeuchtigkeit im Temperaturbereich der Klimatisierung konstant sein.

2. **Feuchtepuffer aus hygroskopischen Materialien**
   Grundsätzlich kann jedes hygroskopische Material als Feuchtigkeitspuffer verwendet werden. Entscheidend ist nur, dass die Wasseraufnahmefähigkeit des Materials und der zugehörige Diffusionskoeffizient groß genug sind. Man unterscheidet dabei zwischen mineralischen und organischen Feuchtigkeitspuffern. Die meisten Naturmaterialien (z. B. Holz, Papier, Naturfasern) können als organische Puffer verwendet werden. Nachteil dieser Werkstoffe ist meist das Hystereseverhalten bei Wasseraufnahme bzw. Wasserabgabe (das Material kann bei gleicher relativer Luftfeuchtigkeit unterschiedliche, absolute Feuchtigkeit speichern).
   Kieselgel – auch Silikagel genannt – ist amorphes SiO_2 und stark hygroskopisch[1]. Diese Eigenschaft ist auf die große innere Oberfläche zurückzuführen, die bei reinem Silikagel etwa 750 $\frac{m^2}{g}$ entspricht. Bild 2.10 zeigt einen Vergleich der Wasseraufnahme über relative Umgebungs-Luftfeuchtigkeit verschiedener, handelsüblicher Silikagele bei konstanter Temperatur von 25 °C. Je schneller das Gel auf Feuchtigkeitsänderungen der Umgebungsluft durch Aufnahme oder Abgabe von Wasser reagieren kann (Steigung der Kurven), desto besser ist es für den Einsatz der Prüfkörperkonditionierung oder Lagerung geeignet. Für die Prüfkörperlagerung bei dem

[1] *Standard*-Kieselgel kann zwischen 20-30% und großporiges Kieselgel bis zu 60% des Eigengewichts an Wasser absorbieren.

Klima 23 °C, 50% r.F. eignet sich insbesondere das Silikagel mit dem Markennamen *ProSorb* (Bild 2.10). Im Gegensatz dazu eignet sich beispielsweise *Silikagel M* für die Konditionierung bei Klimaten mit einer relativen Luftfeuchtigkeit von 80-100%.

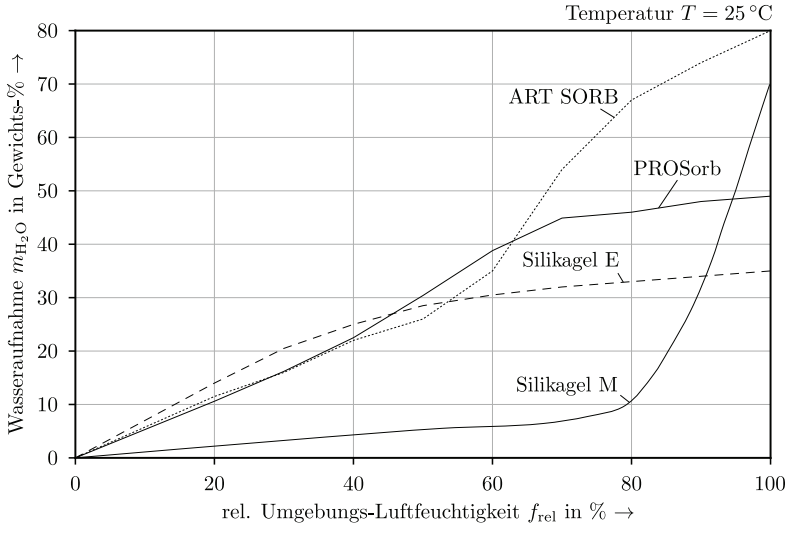


Bild 2.10: Vergleich der Wasseraufnahmekapazität verschiedener Kieselgele bei 25 °C. Die Steigung der Kurven ist dabei ein Maß für die Sensitivität der Wasseraufnahme bei Änderung der relativen Umgebungs-Luftfeuchtigkeit. (nach [Wal19])

Die Eignung von mineralischen Feuchtigkeitspuffern zur Lagerung von Prüfkörpern wird mithilfe des kommerziell erhältlichen Silikagels *ProSorb* (Bild 2.10) untersucht. Hierzu wird 50 g des Silikagels[1] in einem luftdurchlässigen Beutel verpackt und zusammen mit einem Temperatur-Feuchte-Messgerät[2] in einen Exsikkator mit 13 l Volumen gelegt. Ziel des Experiments ist es die relative Luftfeuchtigkeit im Exsikkator bei konstanter Temperatur dauerhaft auf 50% r.F. einzustellen. Ein Messgerät zeichnet alle 30 Sekunden die aktuelle Temperatur und Feuchtigkeit auf (Bild 2.11). Zum Startzeitpunkt des Versuchs haben Exsikkator und Umgebung die gleiche Temperatur und Feuchte (23,5 °C, 29,7% r.F.). Bereits nach wenigen Stunden gibt das Silikagel genug gespeichertes Wasser ab, und die Luft im Exsikkator erreicht die Zielfeuchtigkeit von 50%. Die Aufzeichnungen über mehrere Tage zeigen, dass die resultierende Feuchtigkeit im Exsikkator von der Temperatur des Silikagels und der Lufttemperatur im Exsikkator abhängig ist. Ein Temperaturanstieg bewirkt demnach eine zeitlich verzögerte Änderung der relativen Luftfeuchtigkeit. Die Granulatmenge des Silikagels im Versuch ist mithilfe des Mollier-Diagramms (Bild 2.8) so ausgelegt, dass der Feuchtepuffer deutlich mehr Wasser gespeichert hat, als zur Befeuchtung des vorhandenen Volumens notwendig ist. Dadurch kann das Silikagel besser auf Temperaturschwankungen reagieren, was in geringeren Feuchtigkeitsschwankungen um den Zielwert resultiert (50,59 ± 1,73% r.F.).

[1] Eingestellt auf 50% relative Luftfeuchtigkeit bei 23 °C.
[2] *Testo H175*

Nach etwa 9 Tagen wird der Exsikkator in einen klimatisierten Raum bei $T = 19\,°\mathrm{C}$ gestellt – der Deckel wird dabei nicht geöffnet – und die Messungen wiederholt. Die Ergebnisse (Bild 2.11) zeigen einen Feuchteverlauf ($51{,}35 \pm 0{,}13\%$ r.F.) über die Aufzeichnung von 4 Tagen. Der Versuch zeigt, dass je genauer die Temperatur geregelt wird, desto exakter kann der Feuchtigkeitspuffer in einem vorher definierten Betriebspunkt arbeiten. Nach ISO 68 darf die Feuchtigkeit maximal 5% abweichen, was bei Anwendung beider Temperaturprofile möglich ist.

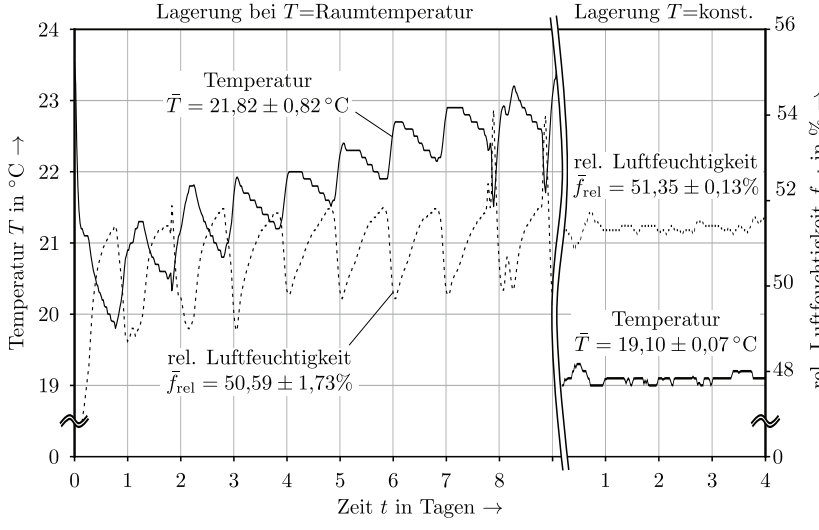


Bild 2.11: Konditionierung eines Luftvolumens auf 23 °C/50% r.F. durch den Einsatz eines Feuchtigkeitspuffers. Das Diagramm zeigt den zeitlichen Verlauf der Temperatur und Feuchtigkeit in einem Exsikkator (Volumen 13 l) mit 50 g *PROSorb* Feuchtigkeitspuffer (eingestellt auf 23 °C/50% r.F.).
linker Diagrammbereich: Resultierende Feuchtigkeitsschwankung im Exsikkator bei Lagerung mit einem Temperaturprofil zwischen 20-23°C über einen Zeitraum von 9 Tagen.
rechter Diagrammbereich: Resultierende Feuchtigkeitsschwankung im Exsikkator bei Lagerung in einem konstant temperierten Raum über 4 Tage.

Durch das FCC-Verfahren wurde eine Vorgehensweise zur Konditionierung von Kunststoffen auf ein vorgegebenes Klima vorgestellt. Das Verfahren ist eine kostengünstige Alternative zur Konditionierung im Klimaschrank. Nach Bestimmung der werkstoffspezifischen Wasseraufnahme $c_{\mathrm{H_2O},23/50}$ (Schritt 1) kann die Einstellung des Klimas durch eine Wasserbadkonditionierung und Homogenisierung mit Hilfe von Feuchtigkeitspuffern erfolgen (Schritt 2-3). Diese neuartige Methode reduziert den Zeitaufwand zur Konditionierung je nach Wanddicke des zu konditionierenden Prüfkörpers auf wenige Wochen und ermöglicht zudem eine dauerhafte Lagerung der Prüfkörper ohne Klimaschrank. Zudem ist der Prozess durch die Adaption des Feuchtigkeitspuffers auf verschiedene Klimate sehr flexibel einstellbar.

2.2 Verfahren zur Messung von Verzerrungen

Zur Festigkeitsberechnung von Bauteilen aus endlosfaserverstärkten FTV müssen die nichtlinearen Spannungs-Verzerrungs-Verläufe des transversal isotropen Werkstoffs bekannt sein. Die Spannungsberechnung erfolgt unter Annahme von Dünnwandigkeit der Prüfkörper. Die Messung der Verzerrungen findet im Versuch statt und kann mit verschiedenen Methoden realisiert werden. Im einfachsten Fall wird aus den Ergebnissen inkrementeller Verformungssensoren und den Prüfkörperabmessungen die Verzerrung am Prüfkörper berechnet. Die Nutzung des Maschinensignals beinhaltet die Verformung der Maschine und mechanisches Spiel in der Prüfkörpereinspannung. Dies kann zur Verfälschung der Ergebnisse führen und wird deshalb nicht empfohlen. Folgende Anforderungen werden daher an die Verzerrungsmessung im Versuch gestellt:

- exakte Ermittlung von Verzerrungen am Prüfkörper bei großen Verformungen: An gewickelten CF-PA6 Rohren konnten Bruchschiebungen $\gamma_{\perp\|\mathrm{b}} > 0{,}13$ gemessen werden.

- keine Beeinflussung der Verzerrungsmessung, insbesondere bei zweiachsiger Beanspruchung des Prüfkörpers, durch den Prüfaufbau: Zur Bestimmung der Versagenskurve von FTV muss der Werkstoff unter kombinierten Lasten geprüft werden (Kapitel 2.6).

- Möglichkeit der flächigen Verzerrungsmessung

Je nach Prüfkörper müssen Verzerrungen in Form von Dehnungen oder Schiebungen gemessen werden. Im Folgenden werden praxisrelevante Verfahren der Verzerrungsmessung im Hinblick auf die Eignung der Prüfung von FTV vorgestellt.

2.2.1 Dehnungsmessstreifen

Das Wirkprinzip der Dehnungsmessung mit Dehnungsmesstreifen (DMS) basiert auf der Änderung des elektrischen Widerstands eines aufgeklebten Metallgitters unter Verformung auf dem Prüfkörper. Dabei muss für eine gute Ergebnisqualität die Verzerrung des Prüfkörpers auf den DMS verlustfrei übertragen werden. Bereits hier kann die Verwendung von DMS bei der Prüfung von FTV problematisch sein, da sich Thermoplaste wie PP, PE oder PTFE nur schwer kleben lassen. Entscheidend für die Qualität der Haftung des Klebers ist der polare Anteil der Oberflächenenergie des Prüfkörpers (Substrat). Kunststoffe mit einem polaren Anteil $< 1\,\frac{\mathrm{mJ}}{\mathrm{m}^2}$ zählen zu der Gruppe der unpolaren Kunststoffe[1] und sind ohne spezielle Oberflächenvorbehandlung nur schwer zu kleben [Erh08].
Am häufigsten werden Metallfolien-DMS mit einem elektrischen Grundwiderstand von $120\,\Omega$–$5000\,\Omega$ verwendet. Die Wirkungsweise dieser Art von DMS beruht auf dem Dehnungs-Widerstands-Effekt eines elektrischen Leiters. Betrachtet man den DMS als Gesamtsystem lässt sich dieser Zusammenhang wie folgt beschreiben:

$$k_{\mathrm{DMS}} = \frac{\Delta R}{R_0 \varepsilon_{\mathrm{w}}} \qquad \text{mit} \qquad \varepsilon_{\mathrm{w}} = \frac{\Delta l}{l} = \int_{x_1}^{x_2} \frac{\varepsilon(x)}{x_2 - x_1}\,\mathrm{d}x \tag{2.3}$$

Der k_{DMS}-Faktor beschreibt das Verhältnis der relativen Änderung des elektrischen Widerstands ΔR bezogen auf den Anfangswiderstand R_0 und der wahren Dehnung[2] ε_{w}. Die Messung der

[1] Anhang B.2: Übersicht der Oberflächenenergien ausgewählter Kunststoffe.
[2] Entspricht der logarithmischen Dehnung, auch *Hencky*-Dehnung genannt.

Widerstandsänderung wird mithilfe einer *Wheatstone´*schen Brückenschaltung durchgeführt. Dabei sind verschiedene Schaltungsarten (Viertel-, Halb- oder Vollbrücke) möglich, die sich in der Anzahl und Orientierung der verklebten DMS unterscheiden. Zur Erfassung großer Dehnungen ist die Viertelbrücke am besten geeignet, da sich hier die Linearitätsabweichungen des DMS und der Viertelbrücke weitgehend kompensieren [HBM19]. Jedoch lässt die Viertelbrücke keine Temperaturkompensation des DMS zu. Dies muss bei Durchführung der Messung mitberücksichtigt werden.
Die Dehnungsmessung bei zweiachsiger Beanspruchung erfordert DMS in verschiedenen Richtungen. So wird beispielsweise die Verzerrung an einem axial- und torsionsbelasteten Rohrprüfkörper mithilfe eines Scher- und Längs-DMS gemessen. In [Mey16] wird am Beispiel von Rohrprüfkörpern unter kombinierter Axial- und Torsionsbeanspruchung eine Verfälschung der axialen Dehnungsmessung bei überlagerter Schiebung nachgewiesen. Aus diesem Grund ist die Verwendung von DMS zur Längsdehnungsmessung im Bereich großer Schiebungen nicht zu empfehlen.
Weitere Nachteile der DMS-Messung sind unter anderem, dass Dehnungen – abhängig von der Messgitterlänge – nur lokal am Prüfkörper gemessen und die Messstelle vorher festgelegt werden muss. Die Übertragbarkeit dieser Ergebnisse auf das Verhalten eines gesamten Prüfkörpers kann dadurch zu Fehlern führen. Eine weiterführende Diskussion zur Anwendung von DMS bei der Ermittlung der Werkstoffkennwerte von FKV ist in [Ble12a] zu finden.

2.2.2 Digitale Bildkorrelation

Die digitale Bildkorrelation (engl.: digital image correlation (DIC)) ist eine optische Feldmessmethode, die eine berührungslose und zerstörungsfreie Messung von Verzerrungen an einem Prüfkörper ermöglicht. Das Messprinzip beruht auf der Nahbereichsfotogrammetrie, die mithilfe einer Kreuzkorrelationsanalyse an Grauwertbildern durchgeführt wird. Dabei wird ein Grauwertmuster in Form von kontrastreichen Farbpunkten auf den Prüfkörper gedruckt oder gesprüht und mit Videokameras während des Versuchs gefilmt. Die Bilder der Versuchsvideos sind Grauwertbilder und können als Messbild mit einem zweidimensionalen Signal interpretiert werden. Dabei ist jeder Grauwert im Bild ein diskreter Signalwert eines einzelnen Pixels[1]. Die Auswertung dieser Signalwerte über die Bildreihe eines Versuchsvideos ermöglicht eine homologe 2D-Punktverfolgung. Im Gegensatz zur Dehnungsmessung mit DMS werden daher beim DIC-Verfahren keine Verzerrungen, sondern Verschiebungen gemessen und Längenänderungen berechnet. Die Verzerrungen werden in Form von Dehnungen und Schiebungen aus den Längenänderungen bestimmt.

Bild 2.12 zeigt den Versuchsaufbau zur Dehnungsmessung an einer Flachzugprobe durch digitale Bildkorrelation. Das Messobjekt ist im Messfeld (engl.: region of interest (ROI)) mit einem stochastischen Muster (Speckle) bedruckt. Durch eine Kamera mit CCD-Sensor (engl.: charge coupled device) und einer Optik wird ein Bildbereich (engl.: field of view (FOV)) erfasst, der größer oder gleich dem Messfeld ist. Die Auflösung des Sichtfelds d_{FOV} und des CCD-Sensors d_{CCD} entspricht der Anzahl ihrer Bildpunkte (Pixel). Zur Erkennung eines Objekts – hiermit ist ein einzelnes Speckle gemeint – mit der Fläche A_{Obj} im Sichtfeld wird eine Mindestanzahl von

[1] Die meisten DIC-Systeme verwenden Einzelbilder mit einer Farbtiefe von 8 Bit, wodurch sich $2^8 = 256$ mögliche Grauwerte pro Pixel ergeben.

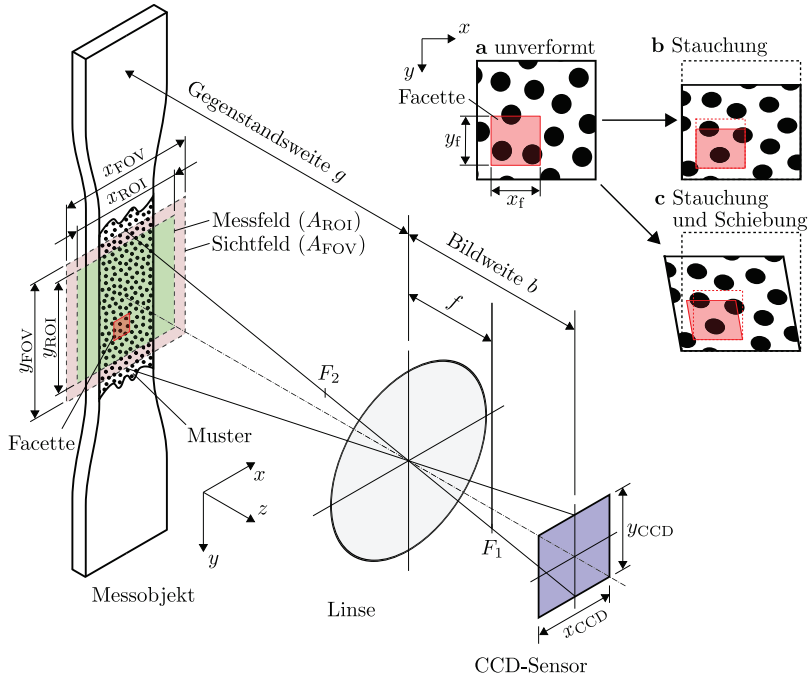


Bild 2.12: Versuchsaufbau zur Bestimmung der Verzerrungen eines Messobjekts mithilfe einer digitalen Bildkorrelationsanalyse. **a-c** Qualitative Darstellung der Verzerrung einer Facette im Messfeld durch Dehnung und Schiebung.

n-Pixel benötigt. Damit gilt folgender Zusammenhang für die Größe des Sichtfelds bezogen auf den verwendeten CCD-Sensor:

$$d_{\mathrm{FOV}} = d_{\mathrm{CCD}} = n \cdot \frac{A_{\mathrm{FOV}}}{A_{\mathrm{Obj}}} = n \cdot \frac{x_{\mathrm{FOV}} \cdot y_{\mathrm{FOV}}}{A_{\mathrm{Obj}}} \tag{2.4}$$

Über die Abbildungsgleichung für Sammellinsen wird der geometrische Zusammenhang zwischen Sensor und Sichtfeld beschrieben:

$$\begin{aligned} & g \cdot A_{\mathrm{FOV}} && = b \cdot A_{\mathrm{CCD}} \\ \Leftrightarrow \quad & g \cdot x_{\mathrm{FOV}} \cdot y_{\mathrm{FOV}} && = b \cdot x_{\mathrm{CCD}} \cdot y_{\mathrm{CCD}} \end{aligned} \tag{2.5}$$

Durch Einsetzen von Gleichung 2.4 in 2.5 kann die Größe eines Objekts (Gleichung 2.6) bestimmt werden, das bei gegebener Sensorauflösung d_{CCD} noch erkannt werden kann:

$$A_{\mathrm{Obj}} = \frac{b \cdot A_{\mathrm{CCD}} \cdot n}{g \cdot d_{\mathrm{CCD}}} \tag{2.6}$$

Mit Hilfe der Linsengleichung $\frac{1}{f} = \frac{1}{b} = \frac{1}{g}$ kann zusätzlich die Bildweite b in Gleichung 2.6 durch die Brennweite f des verwendeten Objektivs ersetzt werden:

$$A_{\mathrm{Obj}} = \frac{f \cdot A_{\mathrm{CCD}} \cdot n}{(g - f) \cdot d_{\mathrm{CCD}}} \tag{2.7}$$

Bei gegebener Brennweite f und definiertem Abstand zum Messobjekt g – diese Parameter sind meist durch den Versuchsaufbau vorgegeben – ist nach Gleichung Gleichung 2.7 die minimale Objektgröße A_{Obj} vom Verhältnis der Sensorfläche A_{CCD} zur Sensorauflösung d_{CCD} und der Anzahl an geforderten Pixel n pro Objekt abhängig. Die minimale Anzahl der Pixel zur Erkennung eines Objekts ist dabei $n = 2$, wobei nach [GOM16] $n \geq 4$ empfohlen wird.
Farbpunkte des Grauwertmusters auf dem Prüfkörper mit einer Fläche $< A_{\mathrm{Obj}}$ können durch den CCD-Sensor nicht erkannt werden. Diese Randbedienung muss beim Auftragen des Musters und der Auswahl von Kamera und Objektiv berücksichtigt werden.

Ein Messbild besteht aus einer Vielzahl von Bildpunkten, die zum Teil gleiche Grauwerte haben. Zudem kann ein Grauwert eines Bildpunkts über die Zeit schwanken, was die Zuordnung und damit die Verfolgung erschwert. Daher werden beim DIC-Verfahren Bildbereiche und nicht einzelne Bildpunkte über die Zeit verfolgt. Dabei müssen die Bildbereiche eindeutig gekennzeichnet und für den Auswertealgorithmus erkennbar sein. In der Praxis sind hierfür zwei Strategien üblich:

- Erkennung der Bildbereiche über Referenzpunktmarken:
  Vorgefertigte Referenzpunktmarken, z. B. in Form von schwarzen Kreisen auf weißem Hintergrund, werden auf den Prüfkörper aufgebracht. Ein optischer Algorithmus erkennt automatisch in jedem der Messbilder die Referenzpunktmarken und kann so den Bildbereich identifizieren. Weitere Informationen zu diesem Verfahren sind in [GOM16] zu finden.

- Erkennung der Bildbereiche durch stochastische Bildinformationen (Facetten):
  Bei diesem Verfahren werden anstelle von separaten Referenzpunktmarken eine Vielzahl meist quadratischer Bildausschnitte (Facetten) zur Erkennung der Bildbereiche verwendet (Bild 2.12). Die Facetten müssen ein möglichst zufälliges Muster aufweisen, da sonst benachbarte Facetten nicht eindeutig identifiziert werden können.[1]

Das Erkennen der Bildbereiche mithilfe von Facetten erfordert wenig Präparationsaufwand der Messflächen, da keine zusätzlichen Referenzpunktmarken aufgebracht werden müssen. Zudem ist es robust in der Anwendung, da nicht die Position und Genauigkeit der Referenzpunktmarken das Ergebnis der Erkennung der Bildbereiche beeinflusst. Aus diesem Grund wird das Facetten-Verfahren im Rahmen dieser Arbeit verwendet.
Die Wahl der Facettengröße wird hinsichtlich eines charakteristischen und gleichverteilten Musters angepasst [GOM16]. Die einzelnen Grauwerte innerhalb einer Facette sind als Signale zu verstehen. Auf diese Weise können Kontraste in den Grauwerten bei der Korrelation der Bilder als Extremwert-Amplituden dieser Signale erkannt werden. In der Praxis ist eine Musterbeschaffenheit von etwa 3-4 Kontrastpunkten (Bild 2.12a) innerhalb einer Facette ideal [GOM16]. Damit existieren ausreichend Bildinformationen zum Ausgleich äußerer Einflussfaktoren wie z. B. perspektivischer Verzerrungen oder Abbildungsunschärfen. Die Erkennung der Facetten über eine fortlaufende Bildserie erfolgt mithilfe der in den Facetten enthaltenen Bildinformationen. Bild 2.12 b-c zeigt mögliche Verzerrungen einer Facette bei der Verformung des Prüfkörpers im Messfeld. Die Identifikation solcher Facetten (engl.: matching) kann über adaptive Korrelationsfunktionen oder die Methode der kleinsten Fehlerquadrate erfolgen. Weitere Informationen zur Facettenerkennung sind in [GOM16], [Jon18], [Sch95] zu finden. Das Matching der Facetten über die Bildreihe liefert

[1] Auf diese Weise ist die Wahrscheinlichkeit für eine Facettendopplung sehr gering. Bei einer Facettengröße von 15x15 Pixel und 256 Grauwerten gibt es $256^{15 \cdot 15}$ mögliche Facetten.

die Koordinaten der Facettenmittelpunkte, aus dem ein Verzerrungsmaß berechnet wird.

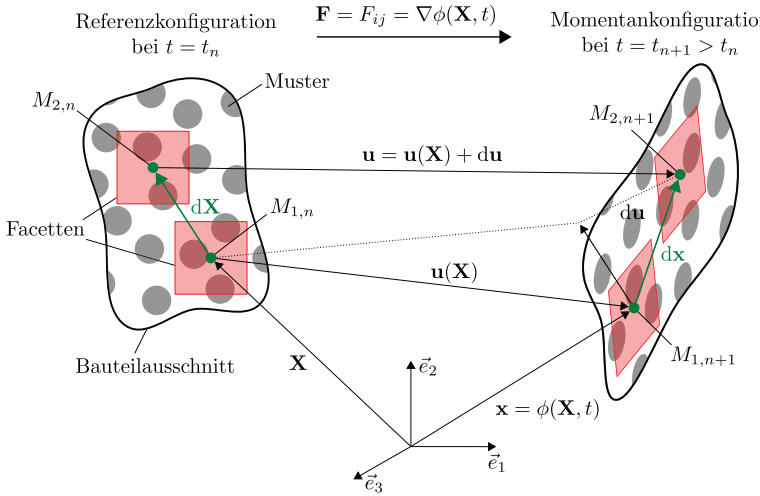


Bild 2.13: Deformation eines elastischen Körpers von einer Referenz- in eine Momentankonfiguration. Die beiden Quadrate in der Referenzkonfiguration repräsentieren zwei beliebige Facetten einer digitalen Bildkorrelationsmessung zur Beschreibung eines Linienelements $\mathrm{d}\mathbf{X}$. Durch den Deformationsgradienten $\mathrm{d}\mathbf{F}$ können Starrkörperbewegungen und Verzerrungen des Linienelements mathematisch beschrieben werden. (nach [Gro04])

Bild 2.13 zeigt exemplarisch die Verformung eines Linienelements $\mathrm{d}\mathbf{X}$ über die Zeit t im kartesischen Koordinatensystem mit der Standardbasis $\vec{e}_1$,$\vec{e}_2$,$\vec{e}_3$. Das Linienelement ist durch die Facettenmittelpunkte $M_{1,n}$ und $M_{2,n}$ definiert. Durch Verschiebung und Verzerrung des Prüfkörpers von der Referenzkonfiguration bei $t = t_n$ bis zur Momentankonfiguration bei $t = t_{n+1}$ ändern sich die Form und Position der Facetten. Die neuen Mittelpunkte $M_{1,n+1}$ und $M_{2,n+1}$ definieren dabei ein transformiertes Linienelement $\mathrm{d}\mathbf{x}$. Die Abbildung von $\mathrm{d}\mathbf{x}$ auf $\mathrm{d}\mathbf{X}$ wird durch den materiellen Deformationsgradienten $\mathbf{F}$ beschrieben:

$$\mathbf{F} = F_{ij} = \nabla\phi(\mathbf{F},\mathrm{t}) = \begin{pmatrix} F_{11} & F_{12} & F_{13} \\ F_{21} & F_{22} & F_{23} \\ F_{31} & F_{32} & F_{33} \end{pmatrix}_{\vec{e}_i \otimes \vec{e}_j} \tag{2.8}$$

Der Deformationsgradient $\mathbf{F}$ bezieht sich auf den gesamten Bewegungsvorgang des Linienelements inklusive der Starrkörperbewegungen. Er ist daher für die Beschreibung der Verzerrungen ungeeignet. Bei gleichbleibendem Aggregatzustand ist $\mathbf{F}$ invertier- und polarzerlegbar. Durch den polaren Zerlegungssatz können die Starrkörperanteile abgespalten und $\mathbf{F}$ in einen Rotationsanteil $\mathbf{R}$ und einen *Rechts-Strecktensor* $\mathbf{U}$ bzw. *Links-Strecktensor* $\mathbf{V}$ zerlegt werden [Bec02]:

$$\mathbf{F} = \underbrace{\mathbf{V} \cdot \mathbf{R}}_{\text{linke polare Zerlegung}} = \underbrace{\mathbf{R} \cdot \mathbf{U}}_{\text{rechte polare Zerlegung}} \tag{2.9}$$

Der *Rechts-Strecktensor* $\mathbf{U}$ kann direkt aus $\mathbf{F}$ berechnet werden:

$$\mathbf{U}^2 = \mathbf{F}^{\mathrm{T}} \cdot \mathbf{F} \tag{2.10}$$

$\mathbf{C}$ wird auch *rechter Cauchy-Green-Tensor* genannt und erlaubt das Ableiten verschiedenster Verzerrungstensoren, wie z. B. dem *Green-Lagrangeschen Verzerrungstensor* $\mathbf{E}$ [Bec02]:

$$\mathbf{E} = \frac{1}{2}(\mathbf{C} - \mathbf{I}) = \frac{1}{2}(\mathbf{U}^2 - \mathbf{I}) = \frac{1}{2}(\mathbf{F}^{\mathrm{T}} \cdot \mathbf{F} - \mathbf{I}) \tag{2.11}$$

Im Fall kleiner Verzerrungen[1] entspricht der *Green-Lagrangeschen Verzerrungstensor* $\mathbf{E}$ dem liniarisierten Verzerrungstensor $\boldsymbol{\varepsilon}$:

$$\mathbf{E} \equiv \boldsymbol{\varepsilon} = \varepsilon_{ij} = \frac{1}{2}\left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i}\right) = \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} & \frac{1}{2}\gamma_{12} & \frac{1}{2}\gamma_{13} \\ \frac{1}{2}\gamma_{21} & \varepsilon_{22} & \frac{1}{2}\gamma_{23} \\ \frac{1}{2}\gamma_{31} & \frac{1}{2}\gamma_{32} & \varepsilon_{33} \end{bmatrix} \tag{2.12}$$

Damit kann beispielsweise die Scherung zwischen der 1- und 2-Richtung unter Annahme von $\frac{\partial u_1}{\partial x_1} \ll 1$ und $\frac{\partial u_2}{\partial x_1} \ll 1$ wie folgt beschrieben werden [Glü16]:

$$\gamma_{12} = \tan^{-1}\left(\frac{\frac{\partial u_2}{\partial x_1}}{1 + \frac{\partial u_1}{\partial x_1}}\right) = \tan^{-1}\left(\frac{\frac{\varepsilon_{\mathrm{xy}}}{1+\varepsilon_{\mathrm{x}}} + \frac{\varepsilon_{\mathrm{xy}}}{1+\varepsilon_y}}{1 - \frac{\varepsilon_{\mathrm{xy}}}{1+\varepsilon_x} \cdot \frac{\varepsilon_{\mathrm{xy}}}{1+\varepsilon_y}}\right) \approx \tan^{-1}\left(\frac{\partial u_1}{\partial x_2}\right) \approx \frac{\partial u_2}{\partial x_1} \tag{2.13}$$

Die DIC-Messung eines Prüfkörpers liefert demnach ein Feld an Verzerrungstensoren $\boldsymbol{\varepsilon}$ für den facettierten Messbereich.

2.3 Bestimmung des relativen Faservolumenanteils φ

Die Werkstoffkennwerte (Elastizitätsmoduln, Festigkeiten, thermische Ausdehnungskoeffizienten, usw.) eines FKVs sind Funktionen in Abhängigkeit des relativen Faservolumenanteils φ. Dieser ist ein zentraler Konstruktionsparameter bei der Entwicklung von Bauteilen aus FKV. Der relative Faservolumenanteil kann durch Material- und Fertigungseinflüsse im Bauteil schwanken. Aus diesem Grund ist ein Verfahren zur zuverlässigen Bestimmung notwendig.

Ein Vergleich gängiger Verfahren am Beispiel von CF-EP[2] ist in [Ble12b] zu finden. Eine Methode ist die nasschemische Lösungsmittelextraktion. Dabei wird die Matrix aus dem Verbund chemisch gelöst und anschließend die getrockneten Fasern verwogen. Somit ist eine Bestimmung des relativen Faservolumenanteils mit geringer Streuung und hoher Genauigkeit möglich. Nachteilig ist jedoch die aufwendige Umsetzung des Verfahrens in der Praxis. Aus diesem Grund wird diese Methode im Folgenden nicht weiter verfolgt.
Die Standardmethode zur Bestimmung des relativen Faservolumenanteils ist die Glühverlustbestimmung. Dabei wird die Matrix des Verbunds unter oxidativer Atmosphäre verascht und so das Verhältnis aus Fasern und Matrix bestimmt. Bei FKV mit Kohlenstofffasern ist dieses Verfahren fehleranfällig, da sich die Kohlenstofffaser beim Veraschen thermisch abbaut. In [Ble12b]

[1] Der Verschiebungsgradient wird $\frac{\partial \mathbf{u}}{\partial \mathbf{X}} \to 0$ als infinitesimal betrachtet.
[2] Faser: T700 SC 24k, Matrix: Araldite LY556/HY917/DY070

wird daher ein Korrekturverfahren vorgestellt, das den Abbau der Kohlenstofffasern berücksichtigt und korrigiert. Durch diesen Ansatz kann der relative Faservolumenanteil auf eine Differenz von $< 0{,}5\%$ im Vergleich zur nasschemischen Lösungsextraktion bestimmt werden. Weitere Untersuchungen zu diesem Verfahren zeigen [Mey16], dass die Prozesstemperatur und -dauer beim Veraschen großen Einfluss auf die Abbaurate der Kohlenstofffasern hat. Dies ist insbesondere bei FTV problematisch, da meist höhere Temperaturen zur Veraschung notwendig sind (z. B. hat PEEK eine Zersetzungstemperatur von 450 °C).

Eine Alternative zur Glühverlustbestimmung ist die Planimetrie (Faserzählen). Dabei wird ein Schliffbild des Werkstoffs senkrecht zur Faserrichtung erstellt. Das Schliffbild zeigt kontrastreich die Fasern und die Matrix. Durch das Verhältnis der Faserfläche zur Gesamtfläche kann der relative Faservolumenanteil bestimmt werden. Entscheidend für die Qualität der Ergebnisse ist die exakte Erkennung der Fasern bzw. der Faserflächen. Dabei sind zwei Verfahren möglich:

- Das Schliffbild wird optisch aufgearbeitet, um die Konturen zwischen Fasern und Matrix kontrastreich darzustellen. Anschließend wird durch optische Algorithmen (z. B. *Hough*-Transformation, *Watershed*) eine Erkennung der Fasern durchgeführt (Faserzählmethode). Das Ergebnis liefert die Anzahl der Fasern. Ist der mittlere Faserdurchmesser bekannt, kann so der relative Faservolumenanteil berechnet werden.

- Das Schliffbild wird in ein Grauwertbild konvertiert und anschließend unter Berücksichtigung vorgegebener Schwellwerte binearisiert. Durch das Zählen der einzelnen Pixel kann die Fläche der Fasern bestimmt werden (Pixelzählmethode).

Die Pixelmethode erfordert artefaktfreie Schliffbilder mit sehr hoher Auflösung, um den relativen Faservolumenanteil exakt bestimmen zu können. Zudem entsteht eine hohe Messunsicherheit durch die Wahl der Schwellwerte zur Binearisierung der Pixel. Aus diesem Grund wird dieses Verfahren im Rahmen dieser Arbeit nicht weiter verfolgt. In [Ble12b], [Mey16] konnte nachgewiesen werden, dass die Faserzählmethode gute Ergebnisse für die relative Faservolumenanteilbestimmung von FDV liefert. Entscheidend hierfür ist die zuverlässige Erkennung der Fasern durch den gewählten optischen Algorithmus. Dies kann insbesondere bei FTV problematisch sein. Bild 2.14 zeigt ein Schliffbild eines CF-PA6 Prüfkörpers unter 200-facher Vergrößerung. Die Fasern sind teilweise nicht vollständig im Schliffbild sichtbar. Die duktile PA6 Matrix neigt beim Schleifen und Polieren zum Verschmieren des Schliffs, wodurch Fasern verdeckt werden. Die Anwendung der Faserzählmethode auf Basis der Konturerkennung von Fasern ist somit nicht möglich. Helldunkel-Übergänge können nicht fehlerfrei einer einzelnen Faser zugeordnet werden. Daher wird im Rahmen dieser Arbeit das TFA-Verfahren (*trainierte Faservolumenanteil-Analyse*) vorgestellt. Dieses neu entwickelte Verfahren führt auf eine robuste Erkennung von Fasern in einem Schliffbild mithilfe neuronaler Netze.

2.3.1 Objekterkennung mithilfe künstlicher, neuronaler Netze

Ein künstliches, neuronales Netz (KNN) besteht aus einzelnen Neuronen. Je nach Aufgabe eines Neurons wird zwischen Eingangs-, Verstecktes- oder Ausgangsneuron unterschieden. Die Eingangsneuronen speisen Informationen in das neuronale Netzwerk in Form von Signalen ein und die Ausgangsneuronen geben Informationen aus dem neuronalen Netz zurück [Cho18]. Eine mögliche Anordnung solcher Neuronen ist das sogenannte Perzeptron. Es stellt den Grundbaustein für

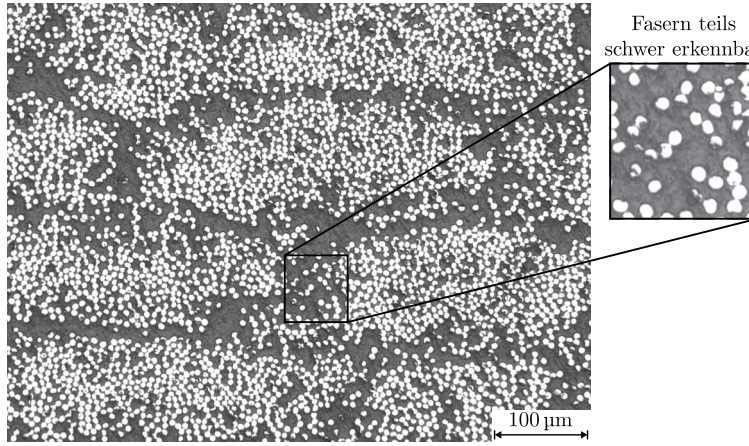


Bild 2.14: Schliffbild eines CF-PA6-Verbunds mit 200-facher Vergrößerung. Trotz unterschiedlichster Schleif- und Polierroutinen mit ausreichend Kühlung sind manche Fasern nur partiell erkennbar. Die duktile PA6 Matrix verschmiert das Schliffbild und deckt Fasern teilweise ab. Zusätzlich kommt es an manchen Stellen zu kleinen Ausbrüchen von Faserenden, die ebenfalls die Darstellung beeinflussen.

KNNs dar (Bild 2.15a). Die Eingangssignale x_i (Eingangsneuronen) werden mit den Skalaren w_i gewichtet und summiert, sodass ein skalarer Ausgabewert entsteht. Dieser wird einer nichtlinearen Aktivierungsfunktion g zugeführt. Das Ergebnis ist das Ausgangssignal $\hat{y}$ (Ausgangsneuron) des Perzeptrons:

$$\hat{y} = g\left(w_0 + \sum_{i=1}^{n} x_i \cdot w_i\right) = g\left(\underbrace{w_0 + \mathbf{x}^T\mathbf{w}}_{\mathbf{z}}\right) \tag{2.14}$$

Durch die Anpassung der Gewichte w_i und der Aktivierungsfunktion g lassen sich so beliebig komplexe Funktionen approximieren. Die Wahl der Aktivierungsfunktion ist dabei von besonderer Bedeutung. Sie stellt den Zusammenhang zwischen den Eingabesignalen und dem Aktivitätslevel eines Neurons dar. Da viele reale Problemstellungen ein nichtlineares Verhalten aufweisen, muss ein Perzeptron dies ebenfalls abbilden können. Diese Nichtlinearität wird durch die Aktivierungsfunktion implementiert[1].

Durch die Verknüpfung der Eingänge x_i mit verschiedenen Aktivierungsfunktionen lässt sich ein Perzeptron mit mehreren Ausgängen modellieren. Betrachtet man dabei die Eingabewerte der Aktivierungsfunktionen als separate Funktionen z_i, werden diese als versteckte Neuronen bezeichnet:

$$z_i = \mathbf{w}^{(1)} + \mathbf{x}^T\mathbf{w}^{(1)} \tag{2.15}$$

[1] z. B. werden kognitive Prozesse durch eine *Sigmoide*-Aktivierungsfunktion abgebildet [MIT19].

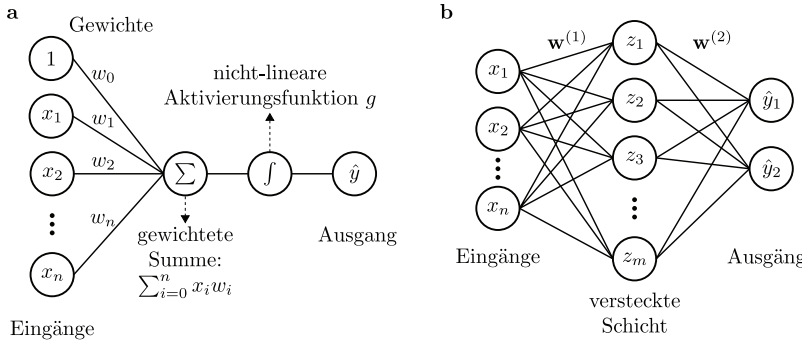


Bild 2.15: Grundbausteine eines KNN: **a** Die Eingangsneuronen x_i werden mit den Gewichten w_i gewichtet. Die Summe daraus wird einer nichtlinearen Aktivierungsfunktion zugeführt. Das Ergebnis ist der Ausgabewert bzw. das Ausgangsneuron $\hat{y}$. Diese Anordnung wird als Perzeptron bezeichnet; **b** Beispiel für ein neuronales Netz bestehend aus einer Schicht. Die Eingangsneuronen x_i werden dabei mit verschiedenen Aktivierungsfunktionen verknüpft, was zu einer Zwischenschicht (versteckte Schicht) führt. Diese Anordnung wird auch als *mehrlagiges Perzeptron* (engl.: multilayer perceptron) bezeichnet. (nach [MIT19])

Die versteckten Neuronen bilden eine Ebene, die sogenannte *versteckte* Schicht, zwischen den Eingangs- und Ausgangsneuronen. Zusammen mit den Ausgängen $\hat{y}_i$ wird diese Anordnung (Bild 2.15b) als ein neuronales Netz mit einer Schicht bezeichnet. Die Ausgangssignale $\hat{y}_i$ dieses Netzes sind:

$$\hat{y}_i = g\left(\mathbf{w}^{(2)} + \mathbf{z}^T \mathbf{w}^{(2)}\right) \tag{2.16}$$

Zusammenfassend kann die Architektur eines KNNs wie folgt interpretiert werden:
Die versteckten Neuronen bilden auf Basis der Eingangsneuronen ein internes Informationsmuster ab und verbinden Eingangs- mit Ausgangsneuronen. Die verschiedenen Neuronen sind untereinander mit Gewichtungen verbunden. Der Ausgang eines Neurons kann somit den Eingang eines anderen Neurons darstellen. Die Unterscheidung neuronaler Netze erfolgt auf Basis der Anordnung der jeweiligen Neuronen, Anzahl der versteckten Neuronen und der Richtung des Informationsflusses. Die Adaption (auch Training genannt) eines neuronalen Netzes auf eine physikalische Problemstellung erfolgt durch die Wahl der Topologie des Netzes (z. B. Anzahl und Art der Schichten), der Anpassung der Gewichte und der Wahl der Aktivierungsfunktion. Weitere Informationen zum grundlegenden Aufbau neuronaler Netze sind in [Cho18] zu finden.

Faltende neuronale Netze (CNN, engl.: convolutional neural network) sind eine spezielle Art von KNN, die sich insbesondere zur Bilderkennung eignen. CNNs gehören zur Gruppe der mehrlagigen, neuronalen Netze (engl.: multilayer perceptron). Diese besitzen spezielle Filtertechniken und Verarbeitungsschichten (Faltungs-, Pooling-, und vollvernetzte Schichten) zur Extraktion von Bildinformationen [Kar16].

Jedes Pixel eines Bilds kann als Eingangskanal (Eingangsneuron) eines neuronalen Netzes betrachtet werden. Je nach Farbtiefe kann ein Bild als n-dimensionale Matrix dargestellt werden. Somit hat z. B. ein Bild mit einer Auflösung von 10 Megapixel im RGB-Farbraum in etwa 30 Millionen Ka-

näle. Ziel bei der Objekterkennung ist es aus den Eingangssignalen (Pixel) Muster zu erkennen, die letztlich das gesuchte Objekt repräsentieren. Die Verarbeitung der Eingangskanäle innerhalb eines herkömmlichen neuronalen Netzes (Bild 2.15b) führt zu einer hohen Anzahl an Querverbindungen zwischen den einzelnen Neuronen und damit zu sehr hohen Rechenzeiten. Um dieses Problem zu umgehen, nutzen CNNs einzelne Verarbeitungsschichten, die nur Teilbereiche bzw. -informationen eines Eingangsbilds verarbeiten und damit die Effizienz der Bilderkennung steigern. Bild 2.16 zeigt den prinzipiellen Aufbau eines CNN zur Objekterkennung. Ein Bild wird in eine n-dimensionale Matrix umgewandelt und einer Reihe an Verarbeitungsschichten (CONV1,...,CONVn) zugeführt. Jede dieser einzelnen Schichten kann auf eine spezielle Art der Extraktion von Informationen aus einem Bild trainiert werden und besteht aus folgenden Grundbausteinen:

– Durch eine Faltungsschicht (engl.: convolutional layer) lassen sich einzelne Merkmale wie Formen, Kanten oder Linien aus Eingabedaten erkennen. Bild 2.16 a-c zeigt exemplarisch die Funktionsweise einer Faltungsschicht am Beispiel eines Binärbildes als 5x5-Matrix. Durch die Matrixmultiplikation einer Filtermatrix mit Untermatrizen des Bildes (grüne Markierung) kann eine Extraktion von Bildeigenschaften in Form einer Eigenschaftskarte (engl.: feature map) erzeugt werden. Die Art der gewonnenen Informationen wird durch die Wahl der Filtermatrix festgelegt. So lassen sich beispielsweise Kontrastkanten im Bild verstärken. Gängige Filter aus der Bildverarbeitung sind zum Beispiel:

$$\underbrace{\begin{bmatrix} 0 & 1 & 0 \\ 1 & -4 & 1 \\ 0 & 1 & 0 \end{bmatrix} \quad \begin{bmatrix} 1 & 0 & -1 \\ 0 & 0 & 0 \\ -1 & 0 & 1 \end{bmatrix}}_{\text{Kantenerkennung}} \quad \underbrace{\begin{bmatrix} 0 & -1 & 0 \\ -1 & 5 & -1 \\ 0 & -1 & 0 \end{bmatrix}}_{\text{Schärfen}} \quad \underbrace{\begin{bmatrix} -2 & -1 & 0 \\ -1 & 1 & 1 \\ 0 & 1 & 2 \end{bmatrix}}_{\text{Relief}} \tag{2.17}$$

– Durch eine nichtlineare Schicht (Bild 2.16d) können elementweise Operationen (je Pixel) auf eine extrahierte Bildeigenschaft angewendet werden. Beispielsweise können durch eine sogenannte ReLu-Funktion (engl.: rectified linear unit) alle negativen Pixelwerte durch den Wert 0 ersetzt werden. [Kar16].

$$f_{\mathrm{ReLu}}(x) = \max(0,x) \tag{2.18}$$

Auf diese Weise kann eine Nichtlinearität in das Modell eingebaut werden. Dies ist notwendig da die Faltungsschicht eine rein lineare Operation darstellt, was meist nicht den physikalischen Gegebenheiten von Bilddaten entspricht. Auf diese Weise lässt sich die Verarbeitungsschicht besser an reale Daten anpassen [Kar16].

– Durch eine Pooling-Schicht kann eine Reduzierung der erkannten Merkmale und damit einer Verdichtung der Informationen erfolgen. Diese Schicht wird auch als *Sammel*-Schicht (engl.: subsampling layer) bezeichnet, da überflüssige Informationen verworfen und die Datenmenge reduziert wird. Es gibt verschiedene Strategien für das Datenpooling. Als Beispiel wird in Bild 2.16e das Maximalwertpooling gezeigt, das in festgelegten Untermatrizen Maximalwerte extrahiert und somit die Datenmenge reduziert [Kar16].

Nachdem verschiedenste Verarbeitungsschichten auf ein Bild angewendet wurden, wird mithilfe vollständig vermaschter Schichten die Verbindung zwischen den Ausgabewerten der einzelnen Verarbeitungsschichten hergestellt (Vollvernetzung). Das Prinzip ist dabei das gleiche wie das eines

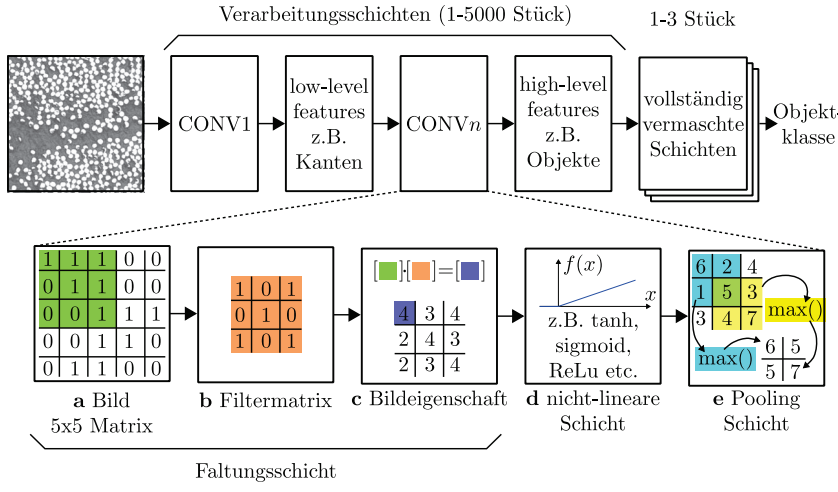


Bild 2.16: Prinzip eins *faltenden neuronalen Netzes* zur Objekterkennung in Bildern. Mit Hilfe einer Aneinanderreihung der Verarbeitungsschichten (**a** bis **e**) lassen sich Informationen aus einem Bild extrahieren. Die Ergebnisse daraus werden durch vollständig vermaschte Schichten vernetzt, was die Objekterkennung in einem Bild ermöglicht. (nach [Wäl18], [Kar16])

Perzeptrons mit mehreren versteckten Schichten (Bild 2.15b). Die vollständig vermaschte Schicht folgt auf eine beliebige, vorgelagerte Anordnung von Faltungs- und Poolingschichten und sorgt für eine Vollvernetzung aller Merkmale und Elemente. Durch die Verarbeitung dieser Schicht kann letztlich die finale Objekterkennung im Bild erfolgen.

Die Anordnung und Konfiguration der Faltungs- und Pooling-Schichten wird als *Lernprozess* bezeichnet und hat großen Einfluss auf die Leistungsfähigkeit. Die Art des Lernprozesses stellt das Hauptunterscheidungsmerkmal verschiedener CNNs dar. In den letzten Jahren wurden zahlreiche Objektdetektoren auf Basis von CNNs entwickelt (z. B. R-CNN[Ren15], R-FCN[Dai16], Multibox[Sze14], SSD[Liu16], YOLO[Red15]) und mithilfe umfangreicher Bilddaten und dem Einsatz von Großrechnern trainiert. Eine Zusammenfassung über die Leistungsfähigkeit der bekanntesten CNNs ist in [Hua16] zu finden. Die einzelnen Ansätze unterscheiden sich größtenteils durch Rechenaufwand bei der Bilderkennung und der Qualität der Ergebnisse.

2.3.2 TFA-Verfahren zur Bestimmung des Faservolumenanteils

Bild 2.17 zeigt den Ablauf der trainierten Faservolumenanteil-Analyse (TFA) zur automatischen Bestimmung des Faservolumenanteils. Das Verfahren basiert auf der Auswertung von Schliffbildern und ist der Gruppe der Planimetrie (Faserzählmethode) zuzuordnen. Der Unterschied zu den herkömmlichen Zählverfahren ist das Vorgehen bei der Erkennung der Fasern. Dabei wird ein KNN mit Faltungsschichten zur Bildverarbeitung auf die Auswertung von Schliffbildern trainiert. Das KNN ist in der Lage auch verschmierte oder beschädigte Faserbereiche als einzelne Fasern zu erkennen. Dabei ist der Algorithmus weitestgehend unabhängig von der Auflösung, dem Kontrastverhältnis und möglicher Artefakte des Schliffbilds. Nach Erkennen der einzelnen Fasern

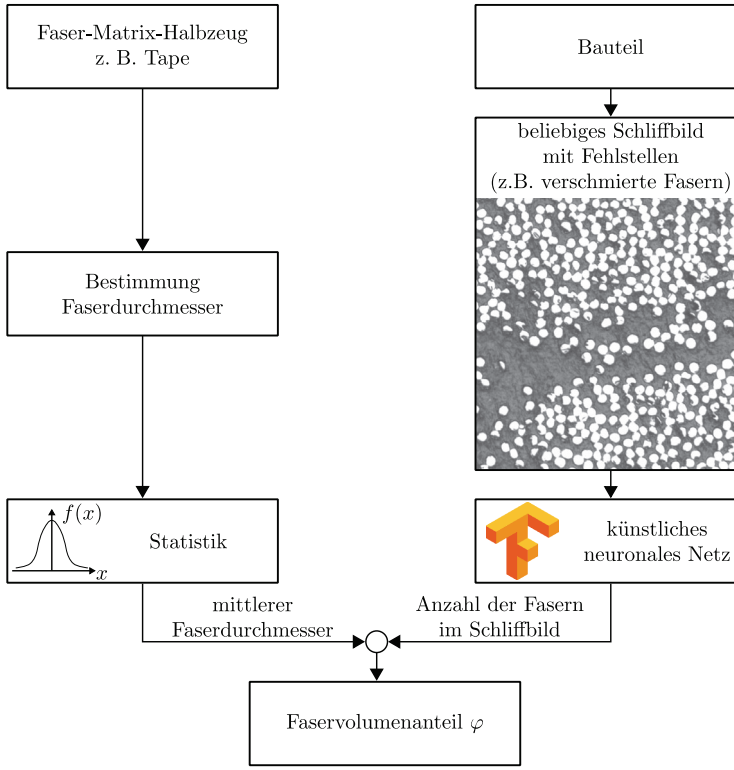


Bild 2.17: Trainierte Faservolumenanteil-Analyse (TFA): Vorgehen zur Bestimmung des relativen Faservolumenanteils φ mithilfe neuronaler Netze.

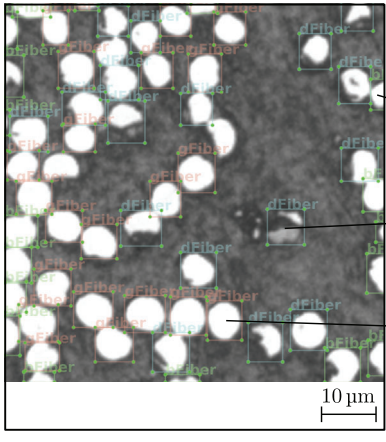
kann die Faseranzahl in einem lokalen Bereich des Schliffbilds bestimmt werden. Zusammen mit dem mittleren Faserdurchmesser des Faser-Matrix-Halbzeugs lässt sich somit der lokale Faservolumenanteil berechnen. Der mittlere Faserdurchmesser kann entweder aus Herstellerangaben oder durch eine Detailanalyse anhand von hochauflösenden Schliffbildern bestimmt werden.

2.3.3 Training eines neuronalen Netzes zur Erkennung von Fasern und Anwendung des TFA-Verfahrens

Die Implementierung des neuronalen Netzes und des Trainingsalgorithmus erfordert eine passende Programmierschnittstelle. Hierfür wird die Softwarebibliothek *Tensorflow* der Firma *Google* verwendet. Zur Objekterkennung von Fasern in einem Schliffbild wird ein bereits trainiertes, neuronales Netz (Single Shot MultiBox Detector (SSD)) um eine weitere Schicht der Objekterkennung ergänzt und anschließend trainiert. Die Entwicklung eines vollständig neuen Netzwerks ist nicht zielführend. Es existieren bereits Modelle[1], die mehrere tausend Stunden Training auf Groß-

[1] Ein Überblick implementierter Modelle in *Tensorflow* ist in [Goo19] zu finden.

rechnern zur Erkennung von Basisobjekten in Bildern absolviert haben und nachweislich gute Ergebnisqualität liefern [Hua16]. Für alle weiteren Arbeiten wird daher als Basis das SSD-Modell *ssd_mobilenet_v1* aus *Tensorflow* verwendet. Das Training eines neuronalen Netzes auf die Erkennung neuer Objekte erfordert Trainings- und Testdaten. Der Lernvorgang besteht folglich aus dem ständigen Vergleich der Soll- und Ist-Ergebnisse, die zur Anpassung der Verknüpfung der einzelnen Neuronen dient. Als Datensatz werden hierfür Schliffbilder eines CF-PA6-Tapes benutzt. Die Lernobjekte in den Schliffbildern werden händisch annotiert und dem Trainingsalgorithmus zur Verfügung gestellt. Dabei werden drei Gruppen von Fasern in Schliffbildern unterschieden (Bild 2.18).



Randfaser:
Faser, die auf Grund des gewählten Bildausschnitts nicht komplett sichtbar dargestellt ist.

Faser (beschädigt):
Faser, die entweder nur teilweise oder durch mehrere Einzelteile repräsentiert wird.

Faser (vollständig):
Nicht beschädigte, vollständig erkennbare Faser im Schliffbild.

Bild 2.18: Erstellung von Trainings- und Testdaten für die Erkennung von Fasern: Es wird zwischen drei verschiedenen Arten von Fasern in einem Schliffbild unterschieden.

Durch die Einteilung der Fasern in Objektklassen kann bei der Bestimmung des Faservolumenanteils die Faserfläche korrigiert und der Anteil der schwer erkennbaren Fasern angegeben werden. Liegt beispielsweise eine erkannte Faser auf dem Rand des Bildausschnitts, darf je nach Koordinaten des Fasermittelpunkts nicht die vollständige Faserfläche zur Bestimmung des Faservolumenanteils benutzt werden, da sonst das Ergebnis verfälscht wird. Tabelle 2.5 zeigt die Anzahl der Bilder, die dem SSD-Modell zum Trainieren der Erkennung von Fasern zur Verfügung gestellt wurden.

Tabelle 2.5: Anzahl der Trainings- und Testbilder zum Anlernen der Fasererkennung in Schliffbildern auf Basis des SSD-Modells.

	Trainingsbilder	Testbilder
Faser (vollständig)	1800	600
Faser(beschädigt)	1080	360
Randfaser	720	240

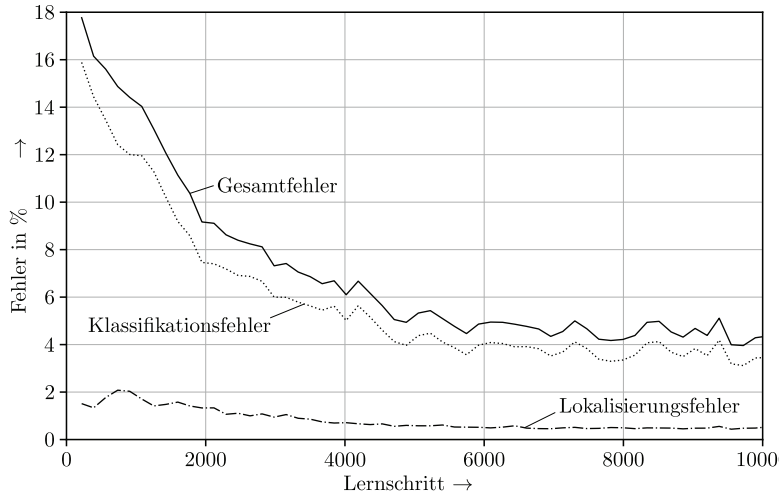


Bild 2.19: Lernprozess eines neuronalen Netzes zur Erkennung von Fasern in Schliffbildern. Nach jedem Lernschritt wird die Qualität der Objekterkennung durch Testbilder verifiziert. Nach 10000 Lernschritten (entspricht einer zweitägigen Lernphase auf einem Großrechner) bleibt ein Gesamtfehler von etwa 4%.

Bild 2.19 zeigt die Ergebnisse der Qualität der Objekterkennung des Modells während einer zweitägigen Trainingsphase auf dem Großrechner *Elwetritsch* der TU Kaiserslautern. Der Gesamtfehler setzt sich aus einem Klassifikations- (Objekt konnte nicht erkannt werden) und einem Lokalisierungsfehler (Position eines Objekts konnte nicht exakt bestimmt werden) zusammen. Nach jedem Lernschritt wendet der Trainingsalgorithmus das aktuelle Modell auf die Testbilder an. Daraus ergibt sich ein prozentualer Fehler bei der Erkennung der Objekte eines vorgegebenen Testbilds. Die Berechnung wird abgebrochen, sobald kein weiterer Lernerfolg zu verzeichnen ist. Ab Berechnungsschritt 6000 kann die Objekterkennungsqualität durch weiteres Anlernen nicht weiter verbessert werden. Daher wird das Modell im Lernschritt 10000 als Ergebnis der Lernphase benutzt.

Durch Anwendung des trainierten Modells auf beliebige, dem Lernalgorithmus unbekannte Schliffbilder kann die Qualität der Lernphase quantifiziert werden. Bild 2.20 ist ein Schliffbild von CF-PA6 und für das trainierte neuronale Netz unbekannt. Das Schliffbild weist typische Fehlstellen auf, wodurch nicht alle Fasern vollständig sichtbar sind. Bild 2.20 zeigt die Ergebnisse der Objekterkennung des trainierten CNN. Die Farben der Kreuzmarkierungen entsprechen dabei den drei definierten Faserobjektgruppen. Es können fast alle Fasern unabhängig der Schliffbildqualität identifiziert werden. Es bleibt ein Restanteil an Objekten, die nicht erkannt werden können. Dies betrifft insbesondere Randfasern und Faseransammlungen, bei denen keine Abtrennung der Fasern im Schliffbild erkennbar sind. Grund hierfür ist die reduzierte Anzahl an Trainingsbildern (Tabelle 2.5), die diese spezielle Bildinformation widerspiegeln. Eine Vergrößerung des Trainingsdatensatzes mit diesen Spezialmerkmalen könnte die Erkennungsqualität demnach deutlich verbessern.

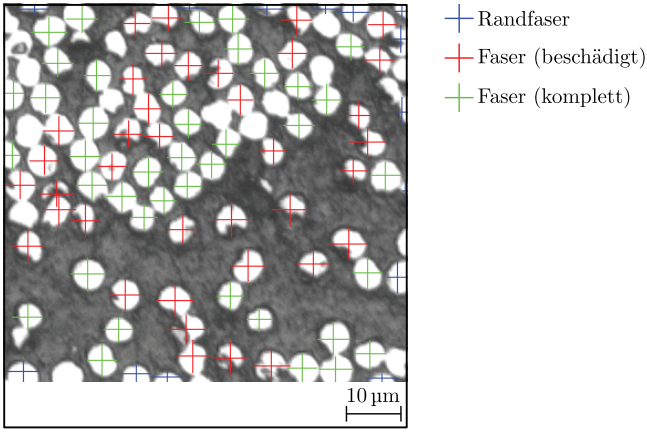


Bild 2.20: Qualität der Objekterkennung von Fasern in einem Schliffbild von CF-PA6 Tape nach zweitägiger Trainingsphase mithilfe von etwa 3600 Trainingsbildern. Es wird durch das TFA-Verfahren ein Faservolumenanteil von 46,9% berechnet.

Die Auswertung von Bild 2.20 unter Anwendung des TFA-Verfahrens (Bild 2.17) ergibt einen Faservolumenanteil von 46,9% bei einem mittleren Faserdurchmesser von 6,916 µm. Laut Herstellerangaben hat das Halbzeug einen Faservolumenanteil von 48,5%. Damit ist das Ergebnis der Bestimmung des Faservolumenanteils durch das TFA-Verfahren um 1,6% niedriger als die Angabe des Halbzeugherstellers. Dies entspricht einem relativen Fehler von 3,3%, was in etwa den Gesamtfehler von 4% aus dem Lernprozess widerspiegelt.
Im Vergleich dazu wird durch die Anwendung der Pixelmethode ein Faservolumenanteil von 40,1% berechnet. In wie weit diese Werte vom realen Faservolumenanteil abweichen muss durch z. B. chemische Lösungsextraktion separat untersucht werden.

2.4 Bestimmung der faserparallelen, mechanischen Werkstoffkennwerte

Es existieren zahlreiche Prüfmethoden zur Bestimmung der faserparallelen, mechanischen Werkstoffkennwerte von FKV [Ble12b]. Im folgenden Kapitel werden zwei Methoden zur Bestimmung dieser Kennwerte speziell für den Einsatz bei FTV vorgestellt.

2.4.1 Zugprüfung von UD-Faser-Matrix-Halbzeug zur Ermittlung des Elastizitätsmoduls $E_{\parallel}$, des Sekantenmoduls $E_{\parallel\mathrm{s}}$ und der Festigkeit $R_{\parallel}^{+}$

Unter hohen Längszugspannungen $\sigma_{\parallel}^{+}$ können sich die Graphitkristallebenen der Fasern in Lastrichtung orientieren [Sch07] und somit einen Anstieg des Sekantenmoduls $E_{\parallel\mathrm{s}}$ bewirken (Bild 2.21). Die Kenntnis über dieses nichtlineare Verhalten parallel zur Faserrichtung ist insbesondere für die Auslegung von hochbeanspruchten Bauteilen wichtig. Je höher die Last und damit die Ausnutzung der Faser im Verbund ist, desto größer wird der Einfluss der nichtlinearen Elastizität. Ein Überblick gängiger Methoden zur Bestimmung faserparalleler Zugkennwerte und eine Bewertung hinsichtlich deren Genauigkeiten bei der Ermittlung des Sekantenmoduls $E_{\parallel\mathrm{s}}$ und der Festigkeit $R_{\parallel}^{+}$ ist in [Ble12a] zu finden.

In dieser Arbeit wird ein Verfahren zur Ermittlung faserparalleler Kennwerte speziell für bandförmige Faser-Thermoplast-Halbzeuge (Tapezugprüfung) verwendet. Die Längszugkennwerte werden direkt an einem 1/2 Zoll breiten Faser-Matrix-Halbzeug (Tape) mit einer Dicke von 0,13 mm bestimmt, wodurch Prüfkörper-Herstelleinflüsse auf die Messergebnisse ausgeschlossen sind. Das Verfahren und die Prüfvorrichtung (Bild 2.21a) wurden am Institut für Verbundwerkstoffe in Kaiserslautern entwickelt und hinsichtlich der Reduktion von Spannungsspitzen nahe dem Einspannbereich der Prüfkörper optimiert. Die Prüfmethode wurde zudem mit vergleichbaren, bekannten Methoden (u.a. Flachprüfkörper- und Split-Disk-Versuche) verifiziert [Ken18], [Ken19].
Die Aufnahme von Feuchtigkeit eines CF-PA6-Verbunds erfolgt ausschließlich durch die Matrix. Bei Längszugbelastung sind die Elastizitäts- und Festigkeitskennwerte faserdominiert und daher nahezu unabhängig von den Klimabedingungen. Die Prüfkörper werden deshalb im trockenen Zustand bei 23 °C getestet.

Die Ermittlung der Längszugkennwerte erfolgt durch die Auswertung des gleitenden, arithmetischen Mittelwerts von 6 Einzelversuchen (Bild 2.21b). Die Längsdehnung wird mithilfe optischer Feldmesstechnik auf der Prüfkörperoberfläche bestimmt (Kapitel 2.2.2). Der Werkstoff erreicht eine mittlere Festigkeit von $R_{\parallel}^{+} = 1988{,}5 \pm 72{,}5\,\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$ bei einer Bruchdehnung von $\varepsilon_{\parallel\mathrm{b}} = 0{,}0175 \pm 0{,}0007$. Die Ergebnisse zeigen eine Progression der Sekantenmoduls $E_{\parallel\mathrm{s}}$ von fast 10% zwischen linear elastischem Werkstoffverhalten ($\varepsilon_{\parallel} \leq 0{,}0025$) und Bruch. Dies entspricht beim getesteten CF-PA6 Werkstoff einem absoluten Anstieg des Längsmoduls von 15697 $\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$. Das nichtlineare, progressive Verhalten zeigt sich ab etwa einer Längsdehnung $\varepsilon_{\parallel} \approx 0{,}005$.

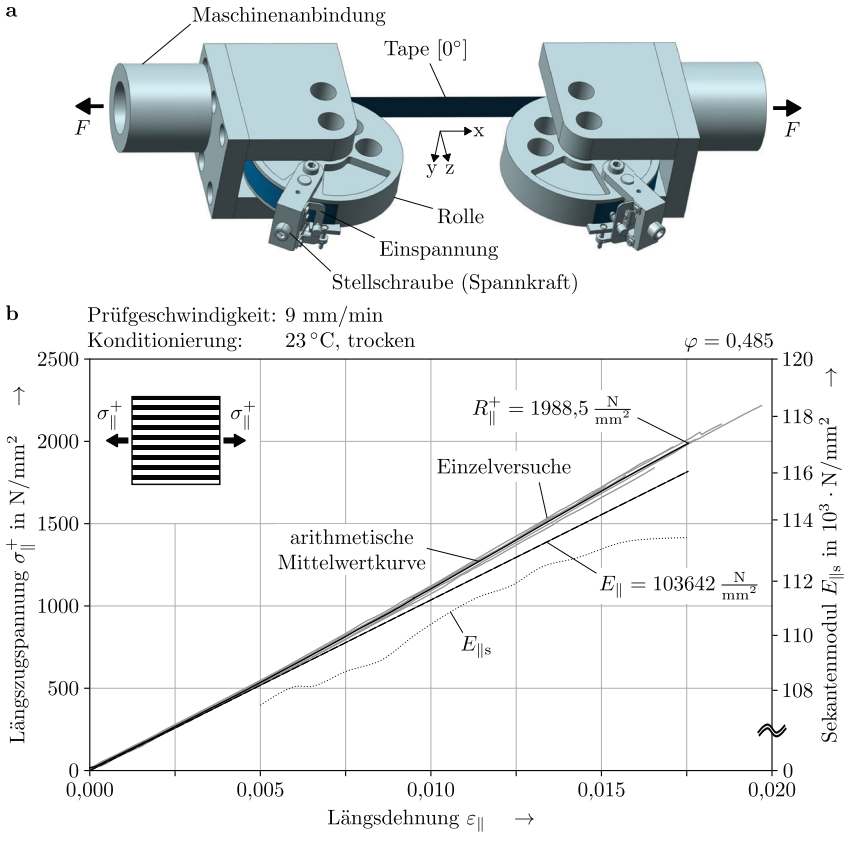


Bild 2.21: **a** Vorrichtung zur Durchführung faserparalleler Zugversuche UD-Tape [Ken19]. **b** Ergebnisse der Tapezugversuche mit berechneter arithmetischer Mittelwertkurve aus 6 Einzelversuchen.

2.4.2 Würfel-Druckversuche zur Bestimmung der Festigkeit $R_\parallel^-$

Eine unidirektionale Schicht versagt unter faserparalleler Druckbeanspruchung durch mikromechanisches Schubknicken der Fasern. Ein klassisches Druckversagen des Verbunds durch Überschreiten der lokalen Druckfestigkeit der Fasern findet nicht statt. Die Festigkeit $R_\parallel^-$ kann demnach als Stabilitätskennwert interpretiert werden und ist dominiert durch den Schubmodul G_m der Matrix [Sch07]. Folglich ist die Längsdruckfestigkeit $R_\parallel^-$ von FTV, aufgrund reduzierter Matrixsteifigkeit, geringer als von FDV. Die meisten FTV zeigen zudem einen Temperatur- und Feuchtigkeitseinfluss auf das Elastizitätsverhalten der Matrix. Die damit verbundene, zusätzliche Beeinflussung des Schubmoduls der Matrix stellt ein zentrales Problem von FTV dar und muss bei der Auslegung von Bauteilen berücksichtigt werden.

Das Standardverfahren zur Bestimmung der faserparallelen Druckfestigkeit ist durch ISO 14126 genormt. Das Verfahren basiert auf der Druckprüfung von rechteckigen Flachprüfkörpern. Die Prüfkörper werden durch Querdruck auf das Laminat eingespannt, wodurch eine Zusatzbelastung

entsteht. Dabei kann die ermittelte Längsdruckfestigkeit $R_{\parallel}^{-}$ durch frühzeitige Versagen der Prüfkörper verfälscht werden.

Im Folgenden wird die faserparallele Längsdruckfestigkeit $R_{\parallel}^{-}$ durch Druckversuche an Würfeln bestimmt. Dazu wird eine $[\pm 0^{\circ}_{100}]$-Platte im Autoklavprozess (Anhang B.1) durch Schichtung von 300 mm breiten Bandhalbzeug gefertigt. Die Würfel werden anschließend aus dieser Platte durch spanende Bearbeitung (Fräsen) hergestellt. Durch das Fräsen wird sichergestellt, dass die Prüfflächen planparallel zueinander sind. Die Würfel haben im Prüfzustand eine Grundfläche von 12x12 mm und eine Höhe in Prüfrichtung von 13 mm. Die Konditionierung der Würfel im Versuch wird auf ein trockenes Klima bei 23 °C eingestellt. Dies entspricht dem Zustand der Prüfkörper nach der Herstellung im Autoklav. Auf eine Versuchsdurchführung bei Normklima 23 °C, 50% r.F. wird verzichtet, da vorerst die Eignung der Würfeldruckversuche zur Bestimmung der Längsdruckkennwerte evaluiert wird.

Tabelle 2.7: Druckversuche an gefrästen CF-PA6 Würfeln (trocken) zur Ermittlung der faserparallelen Druckfestigkeit $R_{\parallel}^{-}$. Die Messwerte zeigen eine große statistische Unsicherheit, die auf den Versuchsaufbau zurückzuführen ist.

Versuch	Festigkeit $R_{\parallel}^{-}$ in $\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$
1	389,37
2	294,56
3	299,04
4	242,25
5	261,14
6	302,99

Statistik			
arithmetischer Mittelwert	$\bar{x}$	298,225	$\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$
Standardabweichung (Stichprobe)	σ_{x}	50,701	$\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$
Studentfaktor für 1σ	$t_{1\sigma}$	1,11	
Studentfaktor für 2σ	$t_{2\sigma}$	2,65	
68,3%-Konfidenzbereich	$\Delta\bar{x}_{\sigma}$	22,975	$\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$
95,5%-Konfidenzbereich	$\Delta\bar{x}_{2\sigma}$	109,702	$\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$

Die Längsdruckversuche werden mithilfe von planparallel geschliffenen Druckplatten aus 42CrMo4 auf einer Druckprüfmaschine mit 250 kN Maximalkraft durchgeführt (Bild 2.22a). Die Kraft wird durch einer Messdose unterhalb der unteren Druckplatte aufgezeichnet.
Dabei ergibt sich eine mittlere Längsdruckfestigkeit des CF-PA6 Werkstoffs von $298 \pm 23\,\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$, auf Basis einer Stichprobe mit 6 Einzelversuchen (Tabelle 2.7). Auffällig ist dabei die große Unsicherheit der Messung. Im 95%-Vertrauensintervall zeigt die Messung eine statistische Unsicherheit von $\Delta\bar{x}_{2\sigma} = 109\,\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$. Man kann bei FDV mit Kohlenstofffasern davon ausgehen, dass die Druckfestigkeit bei 60-70% der Zugfestigkeit liegt. Dies würde bei dem untersuchten CF-PA6 Werkstoff einer Festigkeit $R_{\parallel}^{-}$ von etwa $1200\,\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$ entsprechen (Kapitel 2.4.1). Selbst unter Berücksichtigung der großen Streuungen lässt sich dieses Ergebnis nicht rechtfertigen. Die große Abweichung der Versuche kann daher nur durch einen Fehler im Versuchsaufbau argumentiert werden.

Das Schadensbild der Würfel (Bild 2.22c) ist durch ein markantes Abspalten der Seitenflächen gekennzeichnet. Dieser Effekt kann in allen Versuchen beobachtet werden. Ein Mikroknicken der Fasern im Randbereich der Würfel ist nicht erkennbar. Eine Auswertung der Spannungsanstrengungen im Würfel durch eine FE-Analyse gibt Aufschluss über die Schadensursache (Bild 2.22b). Die Berechnung wird geometrisch nichtlinear mit einem Würfel aus CF-PA6 und einer Stahl-

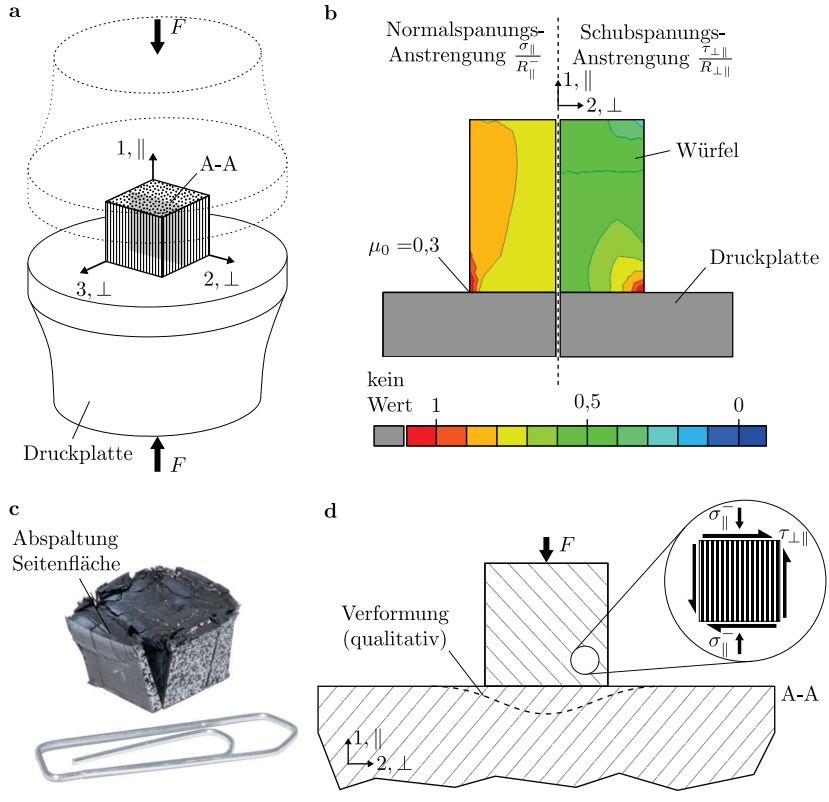


Bild 2.22: Druckversuche an Würfeln zur Bestimmung der Längsdruckkennwerte von CF-PA6: **a** Versuchsaufbau der Würfeldruckversuche durch zwei planparallele Druckplatten; **b** FE-Analyse der Normal- und Schubspannungsanstrengung im Querschnitt A-A des Würfels: Die Lastspitzen im Randbereich des Würfels sorgen für ein frühzeitiges Versagen. **c** Qualitative Entstehung der ungleichmäßigen Beanspruchung des Würfels durch Verformung der Druckplatten; **d** Schadensbild eines getesteten Würfels mit sichtbarer Abspaltung der Seitenflächen.

Druckplatte durchgeführt. Die Kontaktbedingung zwischen den beiden Körpern ist reibungsbehaftet mit einem Haftbeiwert $\mu_0 = 0{,}3$. Die Auswertung der Spannungen in Längs- und Quer-Längs-Richtung wird im Bild auf die jeweilige Festigkeit normiert, so dass diese als Werkstoffanstrengung interpretiert werden können. Interaktionen durch mehrachsige Spannungszustände werden im Rahmen dieses qualitativen Vergleichs vernachlässigt.
Die Ergebnisse zeigen eine Konzentration der Werkstoffanstrengungen im Randbereich des Würfels. Dies ist für die Ermittlung der Werkstoffkennwerte ungünstig. Idealerweise sollte der Prüfkörper einen gleichmäßigen, einachsigen Spannungszustand erfahren. Im Fall des Würfeldruckversuchs ist dies die Normalspannung $\sigma_\parallel$, die damit eindeutig der Festigkeit $R_\parallel^-$ beim Versagen zugeordnet werden kann. Im Gegensatz dazu zeigen die FE-Ergebnisse (Bild 2.22b, linke Bildhälfte) einen Verlauf der Normalspannungsanstrengung über den Querschnitt. Es kann demnach ein

vorzeitiges Versagen im Randbereich des Würfels auftreten. Zusätzlich erfährt der Würfel eine großflächige $\tau_{\perp\parallel}$-Beanspruchung, die zu einem mehrachsigen Spannungszustand führt (Bild 2.22b, rechte Bildhälfte). Die daraus resultierende Schubspannungsanstrengung ist für das Abspalten der Seitenflächen im Versuch verantwortlich. Beide Effekte führen gemeinsam zu frühzeitigem Versagen des Würfels und damit zu einer Verfälschung der ermittelten Querdruckkennwerte.
Die mehrachsige und ungleiche Spannungsverteilung im Würfel kann durch den hohen Elastizitätsmodul der Fasern in Längsrichtung und der Steifigkeit der Druckplatten erklärt werden. Durch die hohe Längsdrucksteifigkeit der CF-PA6 Würfel wird lokal im Einspannbereich auf die Druckplatten ein hoher Kontaktdruck ausgeübt. Dies führt zur Verformung der Druckplatten (Bild 2.22d), und damit zu einer unebenen Auflagefläche der Würfel im Versuch. Die Kontaktdrücke können dabei die Streckgrenze der 42CrMo4-Druckplatten $R_{\mathrm{p}0,2} \approx 900\,\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$ lokal überschreiten. Beide Effekte führen zu einer ungleichen Normalspannungsverteilung $\sigma_{\parallel}$ über den Würfelquerschnitt und zu einer zusätzlichen $\tau_{\perp\parallel}$-Beanspruchung auf den Würfel.

Die Ergebnisse der Versuche aus den Längsdruckwürfelversuchen können aufgrund der Lasteinleitungsproblematik nicht für die Beschreibung des CF-PA6 Werkstoffs verwendet werden. Es ist davon auszugehen, dass die ermittelten Festigkeiten $R_{\parallel}^{-}$ das reale Potential des Werkstoffs unterschätzen. Daher sind Druckversuche an Würfeln mit Druckplatten aus Stahl nicht geeignet für die Ermittlung der Längsdruckfestigkeit $R_{\parallel}^{-}$.

2.5 Bestimmung der mechanischen Werkstoffkennwerte senkrecht zur Faserrichtung

Eine UD-Schicht ist je nach Lastrichtung unterschiedlich hoch beanspruchbar. Bei FDV ist bekannt, dass in einem beliebigen Schnitt die Beanspruchbarkeit einer UD-Schicht früher überschritten werden kann, als in der Wirkebene der Belastung. In diesem Fall sind Bruch- und Wirkebene des Werkstoffs unterschiedlich und die Basisfestigkeiten des Werkstoffs entsprechen nicht der gemessenen Festigkeiten der wirkenden Beanspruchung. Diese spezielle Eigenart des Werkstoffs tritt u. a. bei Beanspruchungen senkrecht zur Faserrichtung auf, und wird daher maßgeblich durch das Verhalten der Matrix bestimmt. [Sch07]
Eine experimentelle Charakterisierung dieses Werkstoffverhaltens erfordert geeignete Versuche auf Basis undirektionaler Schichten. Es darf dabei keine Verfälschung der Messergebnisse durch die Krafteinleitungsstellen in den Prüfkörper stattfinden. Die Arbeiten von Bleier [Ble12a] zeigen, dass eine rohrförmige Prüfkörperform ideal zur Bestimmung der Elastizitätsmoduln und Festigkeiten senkrecht zur Faserrichtung einer UD-Schicht eignet. Durch die Zug-/Druck-Torsionsprüfung an Rohren mit einem Laminataufbau von $[+87^{\circ}_{n}]$ ist es möglich Querzug-/Querdruck- und Schubbelastungen auf ein Laminat aufzubringen. Die Durchführung solcher Prüfungen ist in ASTM D5448-D5450 beschrieben. Die Versuche sind nach dieser Norm nur mit großem Aufwand durchführbar, da die Lasteinleitung in die Prüfkörper komplex ist. Aus diesem Grund wird von Schürmann in [Puc82] eine Weiterentwicklung in Form eines selbsthemmenden Kegelschnellspannsystems mit einem Rohrprüfkörper mit Ringarmierung vorgestellt. Diverse Untersuchungen in [Kno08], [Deu10] und [Hin04] bestätigen, dass sich dieses Vorgehen zur Kennwertbestimmung senkrecht zur Faserrichtung eignet. Im Folgenden wird dieses Vorgehen zur Bestimmung der matrixdominierten Werkstoffkennwerte von CF-PA6 angewandt.

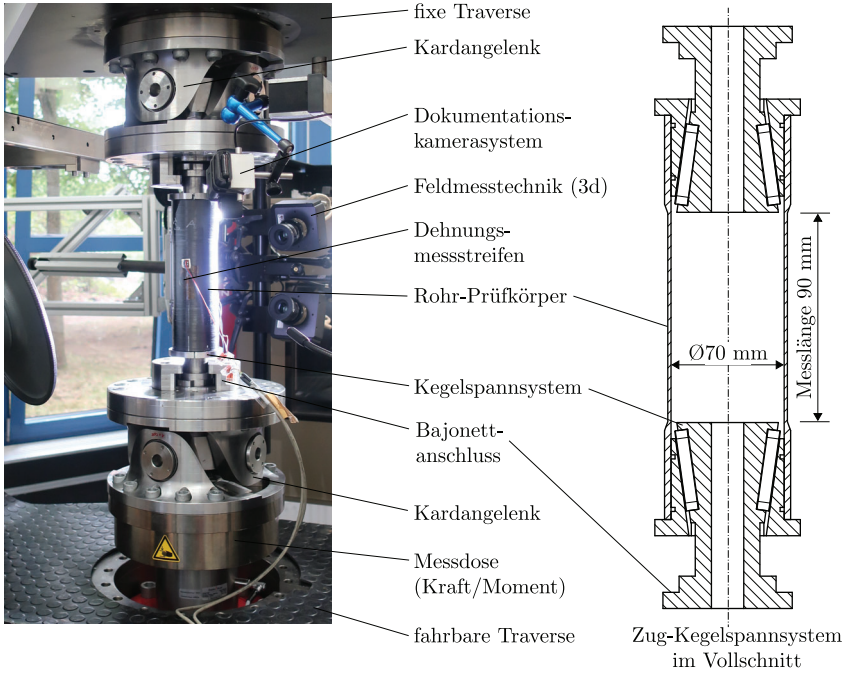


Bild 2.23: Links: Prüfstandaufbau zur Ermittlung der mechanischen Werkstoffkennwerte von FKV senkrecht zur Faserrichtung; Rechts: Schnitt-Darstellung der Prüfkörpereinspannung zur Zugprüfung in Anlehnung an [Puc82]. Durch den Einpressdruck der selbsthemmenden Kegelsegmente kann der Einspanndruck wiederholgenau eingestellt werden. Für Druckversuche werden Kegelsegmente mit negativem Kegelwinkel verwendet.

Der Versuchsaufbau (Bild 2.23) besteht – in Anlehnung an [Puc82] – aus einer elektromechanischen Zug-/Druck-Prüfmaschine mit einem zusätzlichen Torsionsantrieb[1]. Das Einspannen der Prüfkörper erfolgt über ein selbsthemmendes Kegelspannsystem, das für Zug- und Druckprüfungen konstruiert wurde. Zusätzlich wird durch eigens entwickelte, spielfreie Kardangelenke sichergestellt, dass der Prüfkörper im Versuch keine überlagerten Biegebeanspruchungen erfährt. Die Kraft-/Momentenmessung erfolgt durch eine kombinierte Messdose auf der Axialtraverse. Die Bestimmung der Dehnungen wird mittels 3D-Feldmesstechnik (Kapitel 2.2.2) durchgeführt. Die Parameter der Versuchsdurchführung werden in den folgenden Unterkapiteln je nach Versuchsart separat erläutert.

Die $[+87^\circ_n]$-Rohrprüfkörper werden durch die Verarbeitung von Bandhalbzeug (Tape) in einem laserunterstützten Prozess (Lasertapelegen) hergestellt. Das Herstellungsverfahren lässt sich hinsichtlich der Prozessparameter exakt steuern, so dass die Prüfkörper mit gleichbleibender Qualität produziert werden können. Hierdurch wird Vergleichbarkeit der verschiedenen matrixdominierten Kennwerte sichergestellt, was für die Anwendung in einem Materialmodell für die Bauteilberech-

[1] $F_{\max} = 250\,\text{kN}$, $M_{\max} = 4000\,\text{Nm}$

nung entscheidend ist. Weitere Informationen zu den Prozessparametern des Fertigungsprozess sind in Anhang B.3 zu finden. Zudem wird in Kapitel 2.7 der Fertigungsprozess hinsichtlich dem Einfluss auf die mechanischen Werkstoffkennwerte der gefertigten Prüfkörper erörtert.

2.5.1 Zugprüfung von Rohrprüfkörpern zur Bestimmung des Elastizitätsmoduls $E_\perp$, des Sekantenmoduls $E_{\perp\mathrm{s}}^+$ und der Festigkeit $R_\perp^+$

Durch Längszugversuche an $[+87^\circ_{15}]$-Rohrprüfkörper können der Elastizitätsmodul $E_\perp$ und die Festigkeit $R_\perp^+$ ermittelt werden. Dabei wird mithilfe von zwei Kardangelenken (Bild 2.23, links) verhindert, dass der Prüfkörper eine überlagerte Biegebeanspruchung erfährt. Die Rohrprüfkörper sind prozessbedingt mit einem Wickelwinkel von 87° gefertigt. Hierdurch kann durch Querzugbeanspruchung ein Torsionsmoment resultieren, das im Prüfkörper zu einem mehrachsigen Spannungszustand führt. Durch den Torsionsantrieb der Maschine werden auftretende Torsionsmomente während der Prüfung ausgeregelt, um einen ausschließlichen Zugspannungszustand in Rohrprüfkörper zu erzeugen. Die Versuche werden lagegeregelt mit Prüfkörpern bei Normklima durchgeführt.

Auf Grund einer beschränkten Anzahl an verfügbaren Prüfkörpern werden insgesamt nur 3 Querzugversuche durchgeführt. Daher wird an dieser Stelle darauf hingewiesen, dass die Ergebnisse aufgrund der geringen Anzahl der Versuche nicht repräsentativ sind. Für eine umfangreiche statistische Absicherung müssen gegebenenfalls weitere Versuche durchgeführt werden.
Die Ergebnisse zeigen ein nichtlineares Verhalten des Sekantenmoduls $E_{\perp\mathrm{s}}$ in Abhängigkeit der Querdehnung $\varepsilon_\perp$ (Bild 2.24) mit großer Messunsicherheit. Dabei ist der ermittelte Elastizitätsmodul im Vergleich zu Versuchen an CF-PA6 aus der Literatur[1] reduziert. Ebenso ist die Querzugfestigkeit $R_\perp^+ = 11{,}6 \pm 1{,}79\,\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$ deutlich geringer als vergleichbare Literaturkennwerte (um etwa 50%, [Fab16]).
Durch die Zugprüfung von $[+87^\circ_{15}]$-Rohrprüfkörpern erfährt der Werkstoff eine Querzug-Beanspruchung $\sigma_\perp^+$. Das Versagen des Werkstoffs entsteht durch Zwischenfaserbrüche senkrecht zur Faserrichtung, die sich bereits bei kleinsten Anrissen bzw. Defekten ungehindert in Dickenrichtung des Laminats ausbreiten. Daher ist der Querzugversuch an unidirektionalen Schichten sehr sensitiv gegenüber der Qualität des Laminats. Schlechte Faser-Matrix-Haftung oder auch eingebrachte Defekte durch den Fertigungsprozess können dabei einen signifikanten Einfluss auf die resultierende Querzugfestigkeit haben.

Geht man davon aus, dass keine fertigungsbedingten Defekte vorliegen und eine ideale Anbindung von Faser und Matrix gegeben ist, stellt die Dehnungsvergrößerung den größten Einfluss auf die Querzugfestigkeit einer UD-Schicht dar. Die Fasern wirken im Verbund mit der Matrix als Fehlstellen, so dass die Festigkeit von FKV senkrecht zur Faserrichtung geringer ist, als die Festigkeit der unverstärkten Matrix [Sch07]. Die unterschiedlichen Elastizitätsmoduln von Faser und Matrix sorgen dafür, dass die Matrix unter Belastung lokal deutlich höhere Dehnungen als der

[1] Untersuchung der mechanischen Werkstoffkennwerte von *Ultratape B3WC12 UD02* der Firma *BASF* durch FABER in [Fab16].

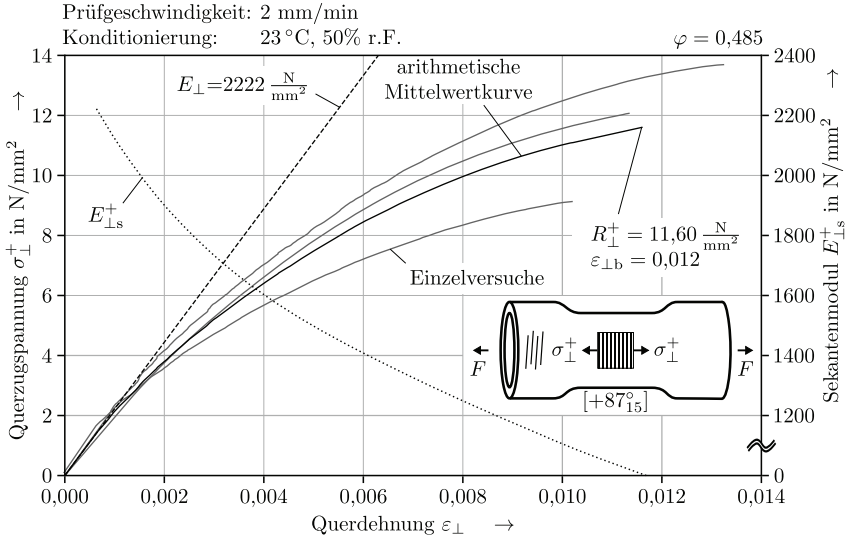


Bild 2.24: Zugversuche an $[+87^\circ_{15}]$-Rohrprüfkörpern aus CF-PA6 in konditioniertem Zustand bei Normklima zur Bestimmung des Sekantenmoduls $E_{\perp\mathrm{s}}$ und der Festigkeit $R^+_\perp$. Der Werkstoff zeigt ein nichtlineares Spannungs-Dehnungsverhalten bis zum Bruch.

Verbund ertragen muss. Durch das *Puck*sche Scheibchenmodell lässt sich dieser Zusammenhang in Form der Dehnungsvergrößerung f_ε näherungsweise, wie folgt analytisch berechnen [Sch07]:

$$f_\varepsilon = \frac{1}{1 - \frac{2}{\sqrt{\pi}}\sqrt{\varphi}\left(1 - \frac{E_\mathrm{m}}{E_{\mathrm{f}\perp}}\right)} \tag{2.19}$$

Das verwendete CF-PA6 Halbzeug besteht aus hochfesten Kohlenstofffasern (Qualität: HT), mit einem Quermodul von etwa $E_{\mathrm{f},\perp} = 28000\ \frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$ [Sch07]. Unter Annahme eines Elastizitätsmoduls der PA6-Matrix[1] von $E_\mathrm{m} = 1844\ \frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$ bei Normklima 23 °C, 50% r.F. und einem Faservolumenanteil von $\varphi = 0{,}485$ ergibt sich ein Dehnungsvergrößerungsfaktor von $f_\varepsilon = 3{,}76$. Das bedeutet die Matrix muss unter Querzug-Beanspruchung des Verbunds lokal fast die 4-fache Dehnung des Verbunds ertragen, was in hinsichtlich der CF-PA6 Querzugversuche folgende Forderung an die Matrix stellt:

$$\varepsilon_{\mathrm{PA6,b}} \geq 4 \cdot 0{,}012$$

Untersuchungen an PA6 unter Normklima Bild 3.3 zeigen, dass der Werkstoff eine deutlich größere Bruchdehnung hat. Daher kann nicht allein die Bruchdehnung der Matrix Grund für das Querzugversagen der CF-PA6 Rohrprüfkörper sein. (Anmerkung: Bei dieser vereinfachten Betrachtungsweise wird der Einfluss der Mehrachsigkeit des Spannungszustands auf das Versagen des Kunststoffs vernachlässigt.)

[1] aus experimentellen Untersuchungen an unverstärktem PA6 (Bild 3.3)

Um den sukzessiven Versagensvorgang der Querzugversuche genauer analysieren zu können, wurden die einzelnen Versuche mithilfe optischer 3D-Feldmesstechnik ausgewertet. Bei einem der drei Versuche ist es gelungen, den Beginn des Versagens zu lokalisieren. Es scheint, als ob fertigungsbedingt die Stoßstellen zweier Ablegebahnen des Tapehalbzeugs beim Lasertapelegen eine lokale Übergangszone erzeugen, welche Ausgangspunkt für das spätere Versagen des Prüfkörpers sind. Bereits ab 60% der Versagenslast (Bild 2.25a) entsteht eine lokale Querdehungsüberhöhung im Abstand von 12,47 mm, was in etwa der Tapehalbzeugbreite von 12,70 mm entspricht. Mit steigenden Querzugspannungen (Bild 2.25, b-d) verstärkt sich dieser Effekt, wodurch die Ränder der einzelnen Tapebahnen durch die lokale Querdehnungsüberhöhung im Ablegewinkel von $87°$ sichtbar werden. Kurz vor Versagen des Prüfkörpers werden lokal im Bereich des Bruchbeginns Dehnungen von $\varepsilon_{\perp,\mathrm{lokal}} \approx 6\%$ gemessen. Der darauf entstehende Riss läuft beidseitig in Umfangsrichtung um den Rohrprüfkörper und trennt diesen in zwei Einzelteile (Bild 2.25, Detailanalyse). Besonders interessant ist der Zustand des Prüfkörpers nach dem Versagen und Abfall der Querzugspannungen. An den beiden unbelasteten Bruchstücken kann noch immer eine Querdehnungsüberhöhung ähnlich zu der vor dem Bruch gemessen werden. Der Verlauf der geometrischen Position dieser Überhöhungen ist dabei identisch mit der vor dem Bruch, jedoch sind die absoluten Werte unterschiedlich. Eine beispielhafte Auswertung der Dehnung eines Punktes $\varepsilon_{\perp,\mathrm{P}}$ vor und nach dem Bruch zeigt einen Abfall der Querdehnung von $\Delta\varepsilon_{\perp,\mathrm{P}} = 1{,}55\%$. Dies entspricht dem elastischen Anteil der Gesamtdehnung. Die verbleibende Dehnung nach dem Versagen entspricht demnach der plastischen Querdehnung $\varepsilon_{\perp,\mathrm{P}} \approx 2{,}52\%$.

Durch weitere Untersuchungen konnte nachgewiesen werden, dass das verwendete Fertigungsverfahren einen signifikanten Einfluss auf die Querzugkennwerte hat. Dieser Sachverhalt wird detailliert in Kapitel 2.7 erörtert.

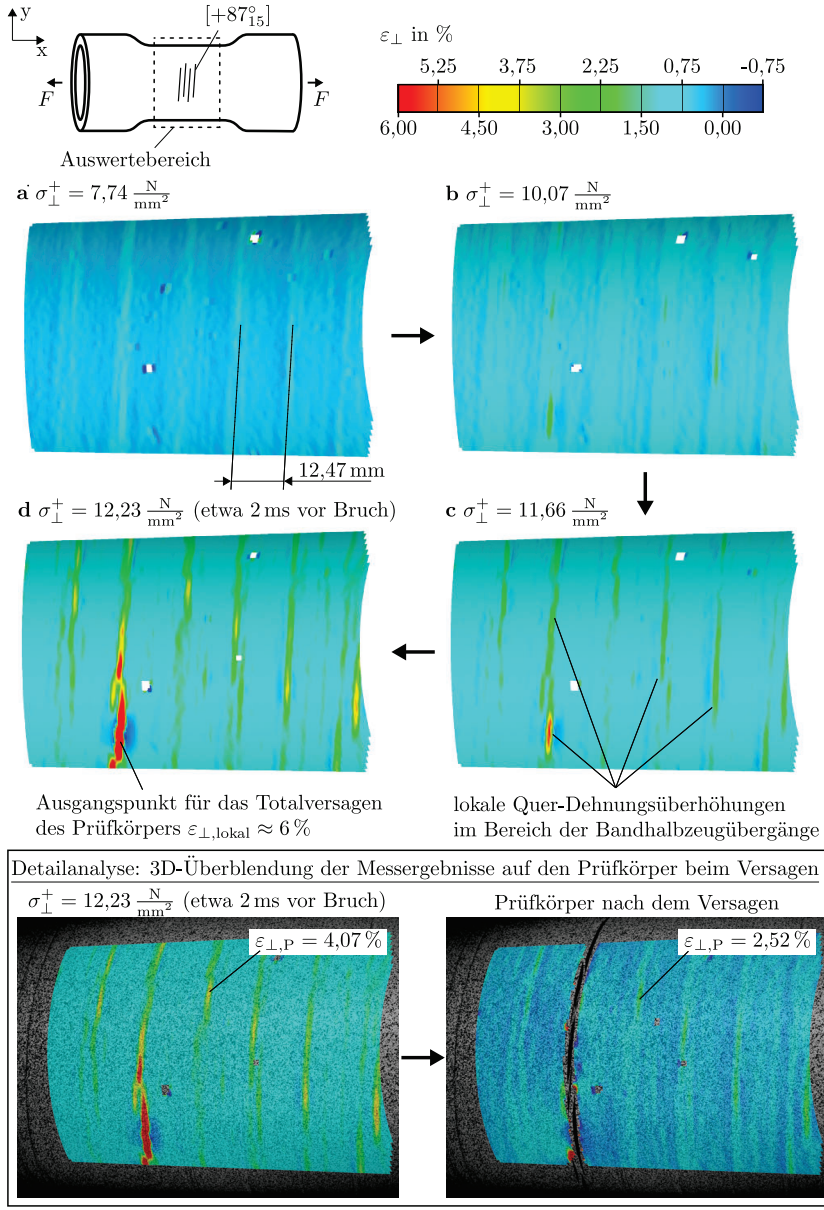


Bild 2.25: Auswertung der Querzugdehnungen $\varepsilon_{\perp}^{+}$ an $[+87^{\circ}_{15}]$-Rohrprobekörpern unter Querzug-Beanspruchung mithilfe optischer 3D-Feldmesstechnik. Die Bilder **a** bis **d** zeigen einen sukzessiven Anstieg lokaler Querdehnungsüberhöhungen mit Steigerung der Querzugspannung $\sigma_{\perp}^{+}$. Die lokalen Dehnungsüberhöhungen von $\varepsilon_{\perp,\text{lokal}} \approx 6\%$ treten reproduzierbar im Bereich der Überlappungen des Tapehalbzeugs (Halbzeugbreite=12,7 mm) auf und sind Ausgangspunkt für das Versagen des Prüfkörpers (Detailanalyse, 3D-Überblendung).

2.5.2 Druckprüfung von Rohrprüfkörpern zur Bestimmung des Sekantenmoduls $E_{\perp\mathrm{s}}^{-}$ und der Festigkeit $R_{\perp}^{-}$

Der Sekantenmodul $E_{\perp\mathrm{s}}^{-}$ und die Festigkeit $R_{\perp}^{-}$ werden mithilfe eines Längsdruckversuchs an $[+87_{15}^{\circ}]$-Rohrprüfkörpern bestimmt. Für diesen Versuchsaufbau werden die Kardangelenke der Prüfmaschine (Bild 2.23) gesperrt, so dass diese unter Druckbelastung nicht auslenken können. Die Prüfungen werden quasistatisch und lagegeregelt mit Prüfkörpern im konditionierten Zustand bei Normalklima durchgeführt.

Es muss durch die Geometrie der Prüfkörper sichergestellt sein, dass es sich beim Versagen um ein Querdruckversagen des Werkstoffs und nicht um ein Stabilitätsproblem handelt. Im Fall einer dünnwandigen, orthotropen Kreiszylinderschale mit mittlerer Länge kann ein Stabilitätsversagen in Form von Beulen eintreten. Je nach Laminataufbau kann es in diesem Fall zu Schachbrett-, Ring- oder Längsbeulen durch eine Längsdruckbeanspruchung kommen. Durch die Differentialgleichungen der schwach gekrümmten Schale lässt sich nach [Wie07] ein analytischer Zusammenhang für das Längsdruckbeulen orthotroper Kreiszylinderschalen herleiten. Die theoretischen Betrachtungen unterliegen dabei folgenden Annahmen [Wie07]:

- Es findet kein Stabknicken statt, da die Kreiszylinderschale hinreichend gedrungen ist.
- Die Beulformen können sich unabhängig von den Randbedingungen ausbilden.
- Die Kreiszylinderschale ist dünnwandig und es wirkt ein Membranspannungszustand: $t \ll r$
- linear elastisches Werkstoffverhalten
- Es werden kleine Verformungen angenommen und daher findet keine Berücksichtigung geometrischer Nichtlinearitäten statt.

Aufgrund der ersten beiden Annahmen ist die Theorie von der Zylinderlänge unabhängig. Durch die *Scherzahl* ζ der Scheibe und die *Kreuzzahl* η der Platte (Gleichung 2.20) kann das Beulen orthotroper Schalen durch zwei Parameter[1] erfasst werden. Dazu müssen die Scheiben- und Biegesteifigkeiten des Laminats mithilfe der klassischen Laminattheorie ermittelt werden.

$$\begin{aligned} \text{Scherzahl} \quad \zeta &= \frac{\sqrt{D_{\mathrm{x}} D_{\mathrm{y}}}}{D_{\mathrm{xy}}} \quad \text{mit den Laminat Scheiben-Steifigkeiten } D_{\mathrm{x}}, D_{\mathrm{y}}, D_{\mathrm{xy}} \\ \text{Kreuzzahl} \quad \eta &= \frac{B_{\mathrm{xy}}}{\sqrt{B_{\mathrm{x}} B_{\mathrm{y}}}} \quad \text{mit den Laminat Biege-Steifigkeiten } B_{\mathrm{x}}, B_{\mathrm{y}}, B_{\mathrm{xy}} \end{aligned} \tag{2.20}$$

[1] Sonderfall Isotropie: $\zeta = \eta = 1$

Zusammen mit dem Verhältnis der Trägheitsradien ε_{T} (Gleichung 2.21) kann das Beulseitenverhältnis β^2_{wmn} (Gleichung 2.22) der Platte bestimmt werden. Dieses bestimmt letztlich welche Beulform auftreten wird:

$$\varepsilon_{\mathrm{T}} = \sqrt{\frac{B_{\mathrm{x}} D_{\mathrm{y}}}{B_{\mathrm{y}} D_{\mathrm{x}}}} = 0{,}9\bar{9} \tag{2.21}$$

$$\beta^2_{\mathrm{wmn}} = \frac{\left[(1-\varepsilon_{\mathrm{T}}) + \sqrt{((1-\varepsilon_{\mathrm{T}}^2)^2 + 4(\zeta\varepsilon_{\mathrm{T}} - \eta\varepsilon_{\mathrm{T}}^2)(\zeta\varepsilon_{\mathrm{T}} - \eta))}\right]}{2(\zeta\varepsilon_{\mathrm{T}} - \eta)} = 1{,}0 \tag{2.22}$$

Für $\varepsilon_{\mathrm{T}} = 1$ gilt für das wirksame Beulseitenverhältnis $\beta_{\mathrm{wmn}} = \varepsilon_{\mathrm{T}} = 1$ und es tritt Schachbrettbeulen als Stabilitätsversagen auf. Die beulkritische Last $p_{\mathrm{kr,Schach}}$ bzw. die beulkritische Spannung $\sigma_{\mathrm{kr,Schach}}$ kann für das Schachbrettbeulen wie folgt berechnet werden [Wie07]:

$$p_{\mathrm{kr,Schach}} = \frac{t^2}{r_{\mathrm{i}}} \sqrt{\frac{E_{\mathrm{x}} E_{\mathrm{y}} (1+\eta)}{3(1-\nu_{\mathrm{yx}}\nu_{\mathrm{xy}})(1+\zeta)}} = t \cdot \sigma_{\mathrm{kr,Schach}} \tag{2.23}$$

Die Parameter E_{x} und E_{y} sind dabei die Zugmoduln in x,y-Richtung des Laminats mit den zugehörigen Querkontraktionen ν_{yx} und ν_{xy}. Als Radius der Kreiszylinderschale wird der Innenradius r_{i} gewählt, da dies einen konservativen Auslegungsfall darstellt. Zusammen mit Gleichung 2.20 können die beulkritischen Spannungen am Beispiel der Rohrprüfkörper mit einem Laminataufbau von $[+87^{\circ}_{15}]$ berechnet werden (Tabelle 2.8).

Tabelle 2.8: Beulkritische Spannungen σ_{kr} von $[+87^{\circ}_{15}]$-Rohrprüfkörpern unter Längsdruckbeanspruchung. Die analytischen Berechnungen zeigen die Ergebnisse unter Berücksichtigung verschiedener Quermoduln. $E_{\perp}$ wurde mittels mikromechanischer Analyse bestimmt (Tabelle 2.10) und $E_{\perp,\mathrm{t}}$ entspricht dem gemessenen Tangentenmodul der CF-PA6 Versuche kurz vor Bruch (Bild 2.26). Die analytische Untersuchung nach [Wie07] zeigt, dass zuerst Schachbrettbeulen eintreten wird. Dies deckt sich mit den Ergebnissen aus einer numerischen Untersuchung mithilfe der FEM.

Beschreibung	verwendeter Quermodul $E_{\perp}$	Beulspannung σ_{kr}	Berechnungsmethode
Schachbrettbeulen	$E_{\perp} = 3342\,\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$	$219{,}37\,\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$	analytisch nach [Wie07]
Längsbeulen		$621{,}12\,\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$	
Ringbeulen		$1103{,}39\,\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$	
Beulen (1. Eigenwert)		$150{,}83\,\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$	numerisch
Schachbrettbeulen	$E_{\perp,\mathrm{t}} = 117\,\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$	$76{,}94\,\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$	analytisch nach [Wie07]
Längsbeulen		$122{,}53\,\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$	
Ringbeulen		$217{,}67\,\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$	

Zur Verifikation der analytisch berechneten Beulspannungen wird das Eigenwertproblem des Kreiszylinderbeulens mithilfe einer numerische Berechnung auf Basis der FEM-Methode gelöst. Das

Modell besteht aus einem Rohrabschnitt mit fester Randeinspannung. Das verwendete Werkstoffmodell ist linear elastisch und entspricht dem Verhalten von CF-PA6, das im Rahmen dieser Arbeit experimentell bestimmt wird. Der erste Beuleigenwert wird in der numerischen Berechnung bei 150,83 $\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$ erreicht (Tabelle 2.8).

Die Versuchsergebnisse zeigen einen nichtlinearen Verlauf der Querdruckspannung $\sigma_\perp^-$ in Abhängigkeit der Querdehnung $\varepsilon_\perp^-$ (Bild 2.26). Es werden dabei Bruchdehnungen von $\varepsilon_{\perp\mathrm{b}}^- > 0{,}08$ erreicht, was für FKV außergewöhnlich hoch ist. In [Hin04] werden zum Vergleich an einem T300-Epoxidharz-Verbund (BSL914C) Bruchdehnungen quer zur Faserrichtung von $\varepsilon_{\perp\mathrm{b}}^- = 0{,}018$ gemessen.
Das Versagen der Prüfkörper ist durch einen schlagartigen Bruch gekennzeichnet. Die Bruchstellen zeigen ein klassisches Abgleiten der Bruchflächen in einem geneigten Winkel senkrecht zur Faserrichtung des $[+87^\circ_{15}]$-Laminats. Das Versagensbild ähnelt dem von FDV, und lässt auf ein Modus C Bruchversagen durch Überschreiten des $R_{\perp\perp}^{\mathrm{A}}$-Bruchwiderstands schließen. Dies würde bedeuten, dass FTV, trotz der duktilen PA6-Matrix, ein sprödes Versagen ähnlich zu FDV zeigen. Um diesen Sachverhalt aufzuklären, werden im Folgenden Druckversuche an Würfelprüfkörpern durchgeführt.

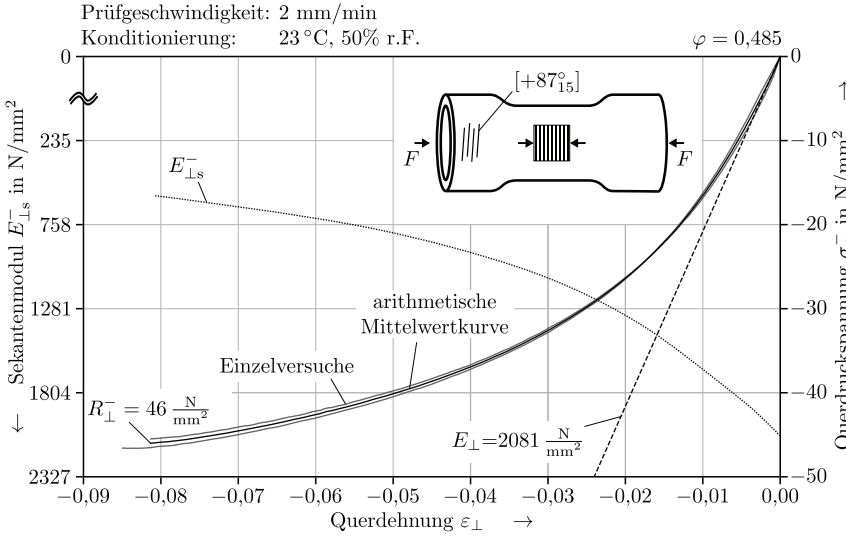


Bild 2.26: $(\sigma_\perp^-,\varepsilon_\perp)$-Diagramm: Die Kennwerte werden durch Druckversuche an $[+87^\circ_{15}]$-Rohrprüfkörpern aus CF-PA6 bei Normklima ermittelt. Die Messung der Querdehnung erfolgt durch digitale Bildkorrelation auf der Oberfläche des Prüfkörpers.

2.5.3 Würfeldruckversuche zur Untersuchung des Bruchverhaltens unter Querdruckbeanspruchung senkrecht zur Faserrichtung

Druckversagen von Werkstoffen kann allgemein auf drei verschiedene Arten stattfinden (Bild 2.27). Bei spröden Werkstoffen wie z. B. Gusseisen, die eine höhere Beanspruchbarkeit auf Druck als

auf Zug haben, tritt das Druckversagen in Form eines Schubbruchs auf (Bild 2.27a). FDV unter Belastung senkrecht zur Faserrichtung zeigen ebenfalls dieses Verhalten. Durch das Überschreiten der Festigkeit $R_{\perp\perp}^{\mathrm{A}}$ kommt es zum Bruch auf einer Schnittebene, die um etwa $53°$ senkrecht zur Faserrichtung geneigt ist [Sch07]. Bei duktilen Werkstoffen kann es entweder zum Versagen durch plastisches Fließen (z. B. Baustahl) oder durch Mikrorissbildung (z. B. unverstärkte Thermoplaste) kommen (Bild 2.27, a-b). Auch eine Kombination dieser Effekte ist denkbar.

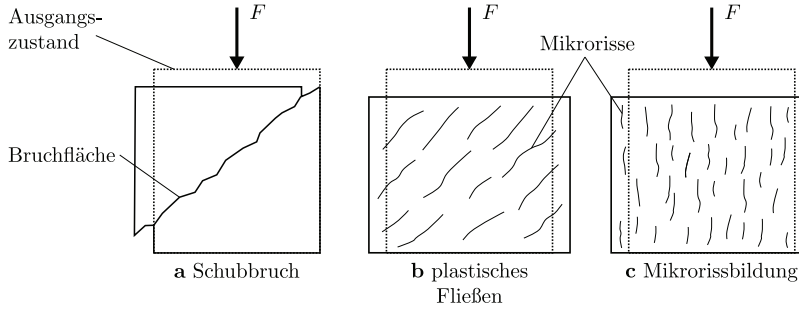


Bild 2.27: Bruchbilder beim Versagen von Werkstoffen unter Druckbeanspruchung: **a** Bei spröden Werkstoffen (z. B. Gusseisen) tritt Druckversagen im Form eines Schubbruchs auf. Diese Werkstoffe sind meist durch eine höhere Beanspruchbarkeit auf Druck als auf Zug gekennzeichnet. **b** Bei Werkstoffen mit ausgeprägter Fließgrenze (z. B. Baustahl) ist das Versagen unter hoher Druckbeanspruchung durch plastisches Fließen gekennzeichnet. **c** Thermoplastische Kunststoffe zeigen meist beim Druckversagen zusätzlich zum Fließen Mikrorissbildung an der Oberfläche.

FDV zeigen beim Versagen von UD-Schichten klar erkennbare Bruchebenen. Diese resultieren aus der geringen Bruchdehnung der Matrix in Kombination mit dem Einbringen von Fehlstellen in Form der Fasern. Thermoplastische Matrixsysteme, wie z. B. PA6, zeigen unter Feuchtigkeitsaufnahme und/oder erhöhter Einsatztemperatur höhere Bruchdehnungen als Duroplaste. Daher gilt die Vermutung, dass sich FTV beim Versagen anders verhalten als FDV. Da dies den Querdruckuntersuchungen an Rohrprüfkörpern aus Kapitel 2.5.2 widerspricht, wird im folgenden Kapitel mithilfe von Würfelprüfkörpern das Querdruckversagen von CF-PA6 im Detail analysiert.

Die CF-PA6-Würfel (Kantenlänge 25 mm) werden aus einer Platte gefräst, die mithilfe von Prepreg-Halbzeug im Autoklaverfahren hergestellt wurde (Bild 2.28a). Die Querdruckprüfung wird mit parallelen Druckplatten bei einer Prüfgeschwindigkeit von 2 mm/min durchgeführt. Die Dokumentation der Prüfung erfolgt durch 2D-Feldmessung senkrecht zur 1,3-Ebene des Würfels. Dadurch können Risse durch den Würfel senkrecht zur Faserrichtung visuell dargestellt werden.
Die Prüfkörper versagen unter der Querdruck-Beanspruchung $\sigma_{\perp}^{-}$ schlagartig. Die Ebene des entstehenden Bruchs ist in der Würfelmitte um den Winkel Θ_{fp} zur Wirkebene der Belastung gedreht (Bild 2.28, b-c). Lediglich am Rand des Würfels, nahe der Einspannflächen, ist der Bruchwinkel unterschiedlich. Dieser Effekt ist bei allen Prüfkörpern zu sehen und auf eine Dehnungsbehinderung durch die Reibung in der Einspannung (engl.: *shear-lag* Effekt) zurückzuführen.
Eine Auswertung aller Prüfkörper ergibt einen mittleren Bruchwinkel von $\Theta_{\mathrm{fp}} = 54{,}55 \pm 1{,}58°$. Die Ergebnisse sind vergleichbar mit Literaturkennwerten von FDV (Bruchwinkel $\approx 53°$) [Sch07].

Folglich ist das makroskopische Bruchverhalten des CF-PA6 Werkstoffs unter Querdruckbeanspruchung vergleichbar mit dem Verhalten von FDV, und kann deshalb als Sprödbruchversagen interpretiert werden. Plastisches Fließen oder auch Mikrorissbildung (Bild 2.27) konnte – trotz der duktilen, thermoplastischen Matrix – in keinem der Versuche beobachtet werden.

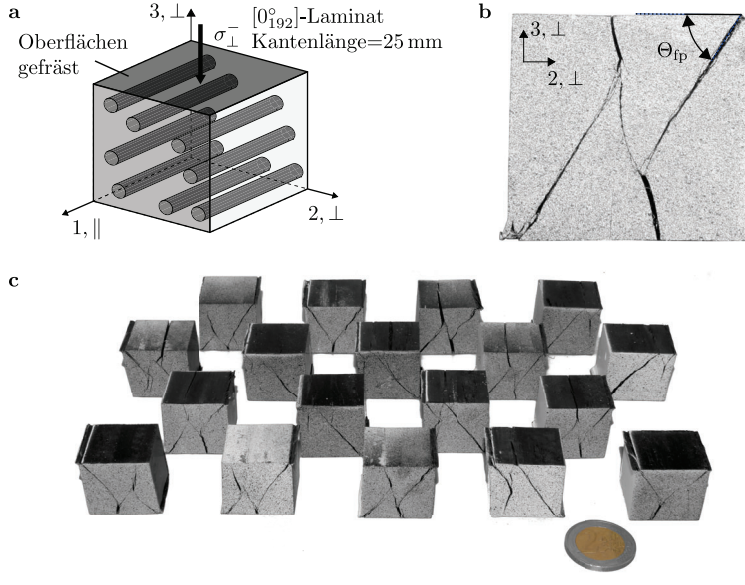


Bild 2.28: **a** Prüfaufbau: Querdruckversuche an quaderförmigen, trockenen CF-PA6 UD-Würfeln senkrecht zur Faserrichtung; **b** Die Prüfkörper zeigen ein schlagartiges Versagen bei Bruch. Die Bruchebene ist um den Winkel Θ_{fp} zur Wirkebene der Belastung gedreht und das Bruchbild gleicht dem bekannten Modus C Versagen von FDV. **c** Die Auswertung der Bruchwinkel aller geprüften Würfel ergibt einen mittleren Bruchwinkel von $\Theta_{fp} = 54{,}55 \pm 1{,}58°$.

Im Folgenden wird durch den Einsatz eines mikromechanischen, numerischen Berechnungsmodells die Ursache für das makroskopische Sprödbruchversagen der CF-PA6 Würfel erklärt. Der Berechnungsablauf besteht aus drei Schritten. Im ersten Schritt wird ein zweidimensionales repräsentatives Mikromodell (RMM) mithilfe einer elastischen Mehrkörpersimulation erzeugt (Kapitel 3.1.1). Das Modell repräsentiert einen quadratischen Berechnungsausschnitt von 150 µm des Gesamtwürfels. Die minimal notwendige Größe des Modells kann aus dem mittleren Faserdurchmesser berechnet werden [Tri06]. Die Fasern sind mit einem konstanten Durchmesser von 6 µm und einem Faservolumenanteil $\varphi = 0{,}4$ modelliert. Im zweiten Schritt wird auf Basis des geometrischen RMM ein implizites FE-Globalmodell erzeugt (Bild 2.29a). Die Ränder des Globalmodells werden durch Verschiebungsrandbedingungen periodisch gekoppelt. Details zu den Randbedingungen sind in Kapitel 3.1.1.1 zu finden. Das Werkstoffverhalten der Kohlenstofffasern ist linear elastisch und das der PA6-Matrix elastisch-plastisch modelliert. Der Fließbeginn der PA6 Matrix wird durch eine kegelförmige Äquipotentialfläche beschrieben. Nach Fließbeginn reagiert die PA6 Matrix auf eine Steigerung der Beanspruchung mit isotroper Verfestigung. Das Kegelpotential

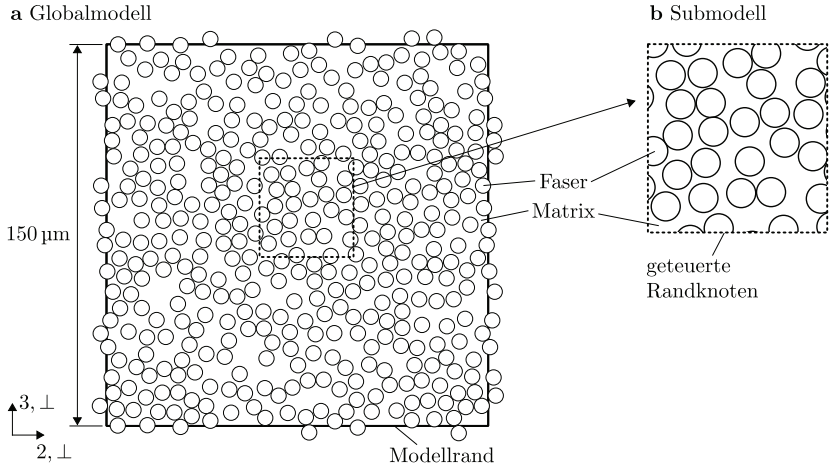


Bild 2.29: Ebenes, repräsentatives, mikromechanisches Modell für die numerische Detailanalyse des Versagens von FKV auf Faser-Matrix-Ebene: **a** Globales Berechnungsmodell zur Berechnung eines periodischen Verschiebungsfelds; **b** Submodell mit verschiebungsgesteuerten Randknoten zur Detailanalyse der Spannungen zwischen den Einzelfasern.

und die Verfestigungseigenschaften wurden in Rahmen dieser Arbeit für PA6 – unter Normklima 23 °C, 50% r.F. – ermittelt (Kapitel 3.1.2).
Die Berechnung des RMM wird für eine Dehnung von $\varepsilon_\perp = -0{,}08$ durchgeführt. Dies entspricht der gemessenen Bruchdehnung aus den Querdruckversuchen (Bild 2.26). Das Ergebnis des Globalmodells ist ein Verschiebungsfeld für das RMM. Die Spannungen zwischen den Fasern sind mit diesem Modell nicht auswertbar, da zu wenige FE-Elemente die Matrix diskretisieren. Eine angemessene Elementkantenlänge würde die Rechenzeit des Globalmodells vervielfachen und ist daher nicht praktikabel. Aus diesem Grund wird eine Submodellierungstechnik der FEM angewandt. Durch das Ausschneiden eines definierten Bereichs aus dem Globalmodell wird ein Submodell des RMM erzeugt (Bild 2.29b). Dieses wird mit einer Feinheit von etwa 100 FE-Einzelelementen zwischen den Fasern modelliert. Die Belastung auf das Submodell wird durch eine numerische Interpolation der Verschiebungen des Globalmodells auf die Randknoten des Submodells realisiert. Durch die Auswertung des Submodells kann im Folgenden eine Detailanalyse der Beanspruchung zwischen einzelnen Fasern erfolgen.

Die Auswertung der plastischen Dehnung im Submodell zeigt eine ungleichmäßige Beanspruchung der Matrix (Bild 2.30a). Es bilden sich parallel zur Belastungsrichtung Lastbänder aus, auf welchen die Matrix hohe plastische Dehnungen erfährt. An einem Punkt im Modell mit dem geringsten Faserabstand können bei einer globalen Bruchdehnung des RMM von $\varepsilon_{\perp\mathrm{b}} = -0{,}08$ lokale, plastische Dehnungen von $\varepsilon_{\perp\mathrm{b}}^{\mathrm{pl}} = -0{,}33$ gemessen werden. Im Gegensatz dazu sind Matrixbereiche außerhalb der Lastbänder gering beansprucht. Ein globales Plastifizieren und damit Fließen des FTV auf makroskopischer Ebene ist damit nicht zu beobachten.

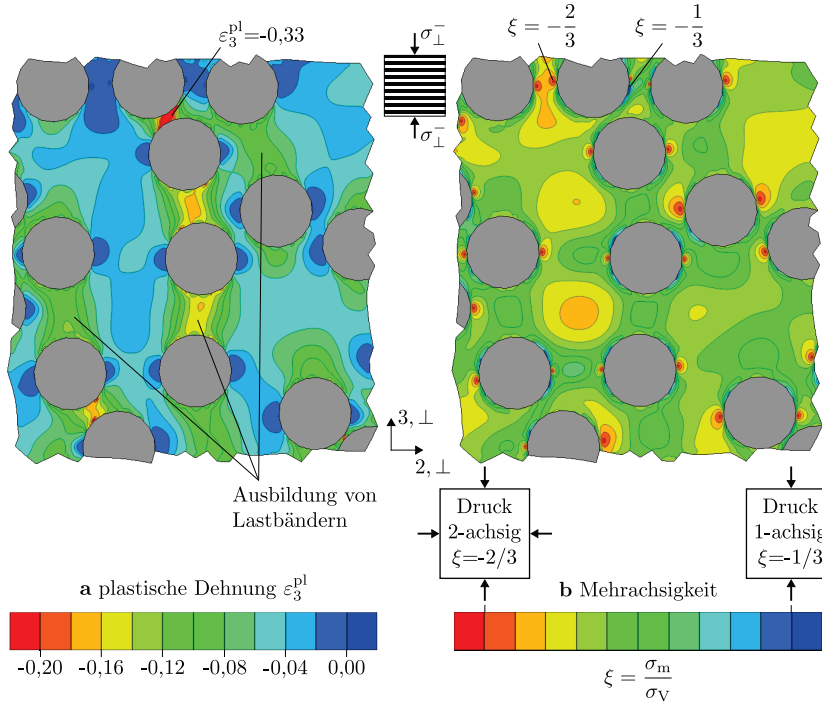


Bild 2.30: Submodellanaylse der PA6 Matrix zwischen den einzelnen Fasern bei globaler Dehnung der Schicht von $\varepsilon_{\perp\mathrm{b}} = -0{,}08$ und einem Faservolumenanteil von $\varphi = 0{,}485$: **a** Die plastische Dehnung $\varepsilon_3^{\mathrm{pl}}$ quer zur Faserrichtung tritt nur vereinzelt und konzentriert zwischen den Fasern in Lastrichtung auf. **b** Die Bereiche mit reduzierter plastischer Dehnung sind durch eine gesteigerte Mehrachsigkeit der Spannungen gekennzeichnet.

Zusätzlich zeigen Bereiche außerhalb der Lastbänder einen mehrachsigen Beanspruchungszustand in Form zweiachsiger Druckspannungen (Bild 2.30a). Dies kann durch die Mehrachsigkeit mit dem Kennwert ξ visualisiert werden (Gleichung 2.24).

$$\xi = \frac{\sigma_{\mathrm{m}}}{\sigma_{\mathrm{V}}} = \frac{\frac{1}{3}\left(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3\right)}{\frac{1}{\sqrt{2}}\sqrt{\left(\sigma_1 - \sigma_2\right)^2 + \left(\sigma_2 - \sigma_3\right)^2 + \left(\sigma_3 - \sigma_1\right)^2}} \tag{2.24}$$

mit: σ_{m} – mittlere Normalspannung

σ_{V} – *von Mises* Vergleichsspannung

Die Untersuchungen von BARDENHEIER in [Bar82] zeigen für PA6 eine ausgeprägte Beeinträchtigung des Anstrengungsvermögens unter mehrachsigen Spannungszuständen. So kann PA6 unter hoher mehrachsiger Beanspruchung lokal spröde versagen. Ein plastisches Fließen findet in diesem Fall nicht statt. Die Mehrachsigkeit im Zusammenhang mit der Dehnungsüberhöhung in Form von lokalem Fließen auf den Lastbändern erklärt das schlagartige Versagen der CF-PA6 Würfeldruckversuche.
Trotz des elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens übernimmt die Matrix lokal mehr als die 4-fache Dehnung im Vergleich zur mittleren, makroskopischen Querdehnung. Je geringer der Abstand einer Faser zu seinen Nachbarfasern ist, desto größer wird der Anteil der Dehnung die von der Matrix aufgebracht werden muss. Zusätzlich führt ein einachsiger globaler Belastungszustand des Laminats zu einem lokalen, mehrachsigen Beanspruchungszustand der Matrix. Zusammen begünstigt dies ein Sprödbruchversagen des Verbunds. Damit kann davon ausgegangen werden, dass auch thermoplastische FKV spröde versagen.

2.5.4 Torsionsprüfung von Rohrprüfkörpern zur Bestimmung des Schubmoduls $G_{\perp\parallel}$, Sekantenmoduls $G_{\perp\parallel\mathrm{s}}$ und der Festigkeit $R_{\perp\parallel}$

Durch Torsionsbelastung eines $[+87_n^\circ]$-Rohrprüfkörpers erfährt der Werkstoff eine $\tau_{\perp\parallel}$-Schubbeanspruchung. Die Versuche werden mit konditionierten Prüfkörpern bei Normklima lagegeregelt durchgeführt. Es muss durch die Geometrie des Rohrprüfkörpers sichergestellt sein, dass es sich beim Versagen der Prüfkörper um ein Werkstoffversagen und nicht ein Stabilitätsversagen handelt. Dies kann durch eine ungünstige Wahl der Geometrieparameter vorzeitig in Form von Torsionsbeulen auftreten. Für dünnwandige Kreiszylinderschalen mit isotropem Werkstoff kann die beulkritische Schubspannung $\tau_{\mathrm{kr,iso}}$ nach Gleichung 2.25 berechnet werden [Wie07].

$$\tau_{\mathrm{kr,iso}} = \frac{4{,}6}{2\pi r^2 t} \cdot E \cdot \frac{r^{1,25} t^{2,25}}{l^{0,5}} \tag{2.25}$$

Ein Vorgehen für dir Berechnung der beulkritischen Schubspannung speziell für orthotrope, dünnwandige Kreiszylinderschalen wird von SIMITSES in [Sim67], [Sim06] vorgeschlagen:

$$\tau_{\mathrm{kr,Simitses}} = k_{\mathrm{S}} \cdot \frac{2\pi}{12^{\frac{3}{8}}} \cdot \underbrace{\frac{r^{\frac{5}{4}} t^{\frac{3}{8}}}{l^{\frac{1}{2}} W_{\mathrm{p}}}}_{\text{Geometrie}} \cdot \underbrace{\hat{E}_{\mathrm{x}}^{\frac{3}{8}} \hat{D}_{\mathrm{y}}^{\frac{5}{8}}}_{\text{Werkstoff}} \quad \text{mit} \quad \hat{D}_{\mathrm{y}} = \frac{\hat{E}_{\mathrm{y}} t^3}{12 \cdot (1 - \nu_{\mathrm{xy}} \nu_{\mathrm{yx}})} \tag{2.26}$$

mit:
- k_{S} – 0,925 für gelenkige Lagerung
  1,030 für momentenfeste Lagerung
- W_{p} – polares Widerstandsmoment
- $\hat{E}_{\mathrm{x}}$ – Laminat-Membransteifigkeit in x-Richtung
- $\hat{E}_{\mathrm{y}}$ – Laminat-Membransteifigkeit in y-Richtung
- $\hat{\nu}_{\mathrm{xy}}$,$\hat{\nu}_{\mathrm{xy}}$ – Laminat Querkontraktionen
- r – Radius
- t – Laminatdicke
- l – Länge

Die Gleichung nach SIMITSES basiert auf Geometrie und Werkstoffdaten für orthotrope Kreiszy-

linderschalen. Dabei ist die wirkungsvollste Maßnahme zur Steigerung der beulkritischen Schubspannung $\tau_{\mathrm{ki,Simitses}}$ die Erhöhung der Laminatdicke t. In [Dic16], [Dic14] wird die Näherungsgleichung nach SIMITSES zur Berechnung der beulkritischen Schubspannung zur Auslegung von Antriebswellen aus FKV erweitert. Die Untersuchungen zeigen, dass die Gleichung keine systematische Qualifizierung für FKV-Wellen darstellt und Abweichungen zu Versuchen entstehen können [Dic14]. Aus diesem Grund wird von DICKHUT eine modifizierte Näherungsbeziehung vorgeschlagen. Diese korrigiert das Ergebnis aus Gleichung 2.26 durch einen Abminderungsfaktor k_{I}, der den Einfluss geometrischer Nichtlinearität, Imperfektionen und nichtlinearem Werkstoffverhalten mit berücksichtigt.

$$\tau_{\mathrm{kr,Dickhut}} = k_{\mathrm{I}} \cdot \tau_{\mathrm{kr,Simitses}} \tag{2.27}$$

DICKHUT schlägt hierfür $k_{\mathrm{I}} = 0{,}7$ für eine konservative Auslegung vor. Durch die analytische Betrachtungsweise kann die Geometrie der Prüfkörper bestimmt werden, sodass kein Stabilitätsversagen auftritt.

Die experimentelle Ermittlung des Schubspannungs-Schiebungsverhaltens von CF-PA6 wird an Rohrprüfkörpern mit einem Laminataufbau von $[+87^{\circ}_{15}]$ durchgeführt. In Tabelle 2.9 sind die berechneten beulkritischen Schubspannungen für diese Prüfkörpergeometrie zu finden. Zur Berechnung werden die CF-PA6 Werkstoffkennwerte durch eine mikromechanische Abschätzung ermittelt (Tabelle 2.10). Es muss im Versuch sichergestellt sein, dass die ermittelte Schubfestigkeit $R_{\perp\parallel}$ geringer ist als die beulkritische Schubspannung τ_{kr}. Ansonsten kann das Versagen des Prüfkörpers nicht auf ein ausschließliches Spannungsproblem zurückgeführt werden. Durch das nichtlineare Verhalten der PA6-Matrix kommt es im Schubversuch zu einer signifikanten Degradation des Schubmoduls. Dies hat wiederum Einfluss auf die beulkritische Schubspannung (vgl. Gleichung 2.26), wodurch der Prüfkörper zu einem frühzeitigem Stabilitätsversagen neigt. Vergleichsweise wurde daher die Berechnung für einen um 80% reduziertem Zugmodul $\hat{E}_{\mathrm{x}}$ des Rohrprüfkörpers durchgeführt. Die Ergebnisse zeigen einen Abfall der beulkritischen Schubspannung um etwa 45%. Bei der Interpretation der Versuchsergebnisse muss daher, abhängig von der auftretenden maximalen Schubspannung, ein mögliches Stabilitätsversagen des Prüfkörpers mit in Betracht gezogen werden.

Tabelle 2.9: Ergebnisse für die Berechnung der beulkritischen Schubspannungen τ_{kr} der $[+87^{\circ}_{15}]$-Rohrprobekörper ($t_{\mathrm{Laminat}} = 1{,}95$ mm, Prüfkörpergeometrie nach Bild 2.23, Rohrlänge $l = 90$ mm) nach verschiedenen Näherungsbeziehungen speziell für orthotrope Kreiszylinderschalen. Die Werkstoffkennwerte für CF-PA6 stammen aus einer mikromechanischen Abschätzung (Tabelle 2.10). Zusätzlich wurde in einer der Berechnungen ein Abfall des Zugmoduls $\hat{E}_{\mathrm{x}}$ in Längsrichtung des Rohrprüfkörpers um 80% berücksichtigt, um den Effekt der Werkstoffdegradation auf die beulkritische Schubspannung sichtbar zu machen.

Näherungsbeziehung	Quelle	Formelzeichen	Beulspannung
nach SIMITSES	[Sim06]	$\tau_{\mathrm{kr,Simitses}}$	37,93 $\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$
nach DICKHUT	[Dic16]	$\tau_{\mathrm{kr,Dickhut}}$	26,55 $\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$
nach DICKHUT (mit $\hat{E}_{\mathrm{x}}$ um 80% reduziert)	[Dic16]	$\tau_{\mathrm{kr,Dickhut,red}}$	14,53 $\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$

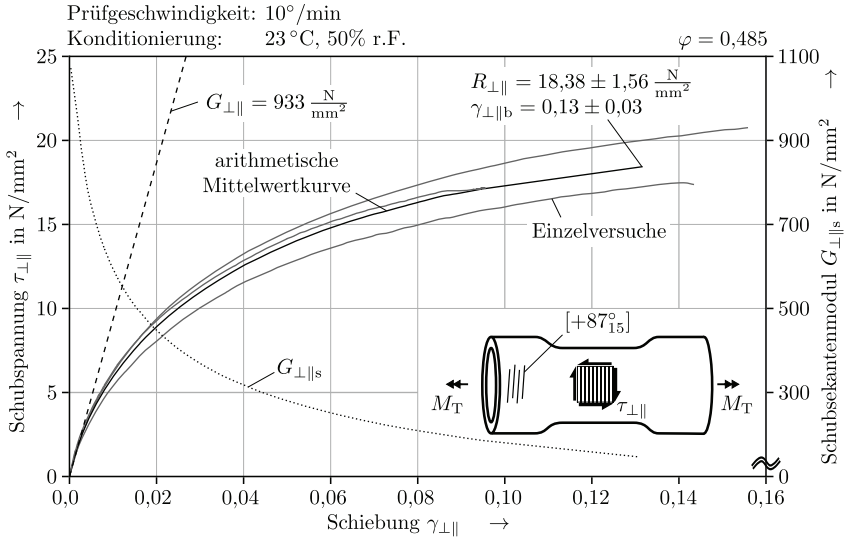


Bild 2.31: ($\tau_{\perp\parallel}$,$\gamma_{\perp\parallel}$)-Schubspannungs-Schiebungs-Diagramm: Die Kennwerte werden durch Torsionsversuche an $[+87^\circ_{15}]$-Rohrprüfkörpern aus CF-PA6 bei Normklima ermittelt. Die Messung der Schiebung erfolgt durch digitale Bildkorrelation auf der Oberfläche des Prüfkörpers.

Die Ergebnisse der Torsionsversuche zeigen ein nichtlineares Schubspannungs-Schiebungsverhalten (Bild 2.31). Dabei sinkt der Schubsekantenmodul $G_{\perp\parallel\mathrm{s}}$ bis kurz vor dem Versagen auf einen Bruchteil des Schubmoduls $G_{\perp\parallel}$ ab. Das Versagen erfolgt durch schlagartigen Bruch bei $\gamma_{\perp\parallel\mathrm{b}} = 0{,}13$. Der Schubmodul $G_{\perp\parallel}$ ist vergleichbar zu dem der Flachzugprüfkörper, die unter gleicher Konditionierung experimentell ermittelt wurden (Bild 2.7).

Eine Detailanalyse zum Versagensbeginn und der Bruchursache wird durch Auswertung des Schiebungsfelds exemplarisch für einen der Torsionsversuche durchgeführt (Bild 2.32). Die global gemessene Bruchschiebung von $\gamma_{\perp\parallel\mathrm{b}} = 0{,}15$ erzeugt kurz vor Versagen des Prüfkörpers lokale Schubüberhöhungen in Form von Schubbändern in Umfangsrichtung. Es können dabei im Bereich des Bruchbeginns lokale Schiebungen von $\gamma_{\perp\parallel,\mathrm{max}} = 0{,}31$ gemessen werden. Dies führt lokal zur Plastifizierung und Verfestigung des PA6 Werkstoffs, was durch Versuche an unverstärktem PA6 (Kapitel 3.1.2) nachgewiesen werden kann. Diese lokalen Schubüberhöhungen sind Ausgangspunkt für das Versagen des Prüfkörpers. Durch die Auswertung mithilfe der optischen Feldmesstechnik konnten keine Hinweise auf ein frühzeitiges Stabilitätsversagen der Rohrprüfkörper gefunden werden. Daher sind die ermittelten Werkstoffkennwerte auf ein ausschließliches Spannungsproblem zurückzuführen.

Die Beobachtungen zum Bruchgeschehen der CF-PA6 Versuche sind unterschiedlich zu FDV. Bei spröder Duroplastmatrix entstehen beim Versagen mikroskopische Anrisse in der Wirkebende der Hauptzugspannungen zwischen den Fasern. Diese verlaufen unter 45° bis zur Faseroberfläche und werden dort in Umfangsrichtung umgelenkt [Sch07]. Dadurch werden global am Prüfkörper deutlich geringe Bruchschiebungen als bei den CF-PA6 Versuchen gemessen.

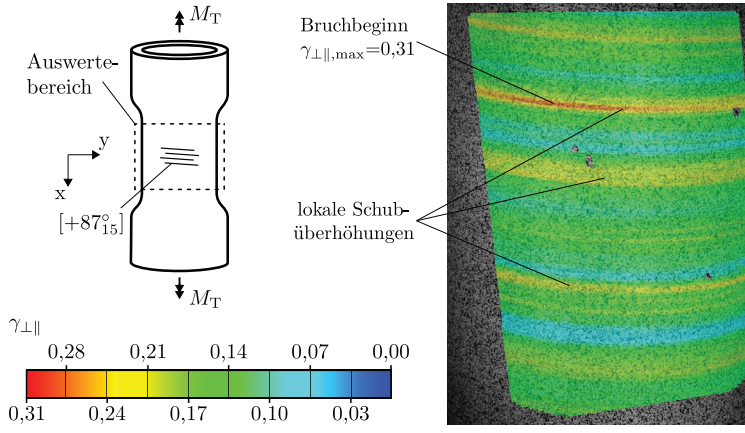


Bild 2.32: Auswertung der Schiebung $\gamma_{\perp\parallel}$ eines Rohrprüfkörpers unter Schubbeanspruchung mithilfe optischer 3D-Feldmesstechnik. Das Bild zeigt eine 3D-Überblendung des Schiebungsfelds kurz vor Versagen des Prüfkörpers bei einem Torsionsmoment von $M_T = 365{,}72\,\text{Nm}$. Dies entspricht einer mittleren Schubspannung von $\tau_{\perp\parallel} = 20{,}9\,\frac{\text{N}}{\text{mm}^2}$. Der Prüfkörper versagt bei einer globalen, mittleren Schiebung von $\gamma_{\perp\parallel} = 0{,}15$. Durch ein 3D-Feldmesssystem wird lokal im Bereich des Bruchbeginns mehr als die doppelte Schiebung gemessen.

2.6 Ermittlung der (σ_2, τ_{21})-Interaktionsbeziehungen im ebenen Schichtspannungszustand

Zur Beschreibung des Werkstoffversagens von FKV ist die Kenntnis über die Interaktion einzelner Spannungskomponenten notwendig. Die einachsig gemessenen Festigkeiten einer UD-Schicht werden durch mehrachsige Beanspruchung reduziert. Die gegenseitige Beeinflussung der Belastungen und zugehörigen Festigkeitskennwerte müssen durch geeignete Interaktionsbeziehungen beschrieben werden. Zu diesem Zweck werden CF-PA6 Rohrprüfkörper unter mehrachsiger Belastung geprüft. Die Auswertung der Ergebnisse erlaubt eine Beschreibung der Interaktionsbeziehungen für den ebenen Schichtspannungszustand bei $\sigma_1 = 0$.

Zug-/Druck-Torsionsprüfung von CF-PA6 Rohrprüfkörpern

Die Versuche werden mit kombinierter Zug/Druck-Torsionsbelastung an $[+87°_{15}]$-Rohrprüfkörpern aus CF-PA6 bei Normklima 23 °C, 50% r.F. durchgeführt. Für die Lastkombination Druck-Torsion werden die Kardangelenke zusätzlich gesperrt, um ein Ausknicken des Prüfkörpers zu verhindern (Bild 2.23, links).

Durch ein vorgegebenes Verhältnis aus Torsionsmoment und Kraft bzw. Schubspannung und Normalspannung kann ein Versagenspunkt des Werkstoffs unter definiertem Belastungsverhältnis bestimmt werden. Dieses Verhältnis wird im Folgenden als Prüfwinkel ϕ bezeichnet:

$$\phi = \tan^{-1}\left(\frac{\tau_{21}}{\sigma_2}\right) \tag{2.28}$$

Die Versuche müssen im Gegensatz zu lagegeregelten, einachsigen Versuchen aus Kapitel 2.5 kraft- bzw. momentengeregelt durchgeführt werden. Auf diese Weise kann ein definierter Versa-

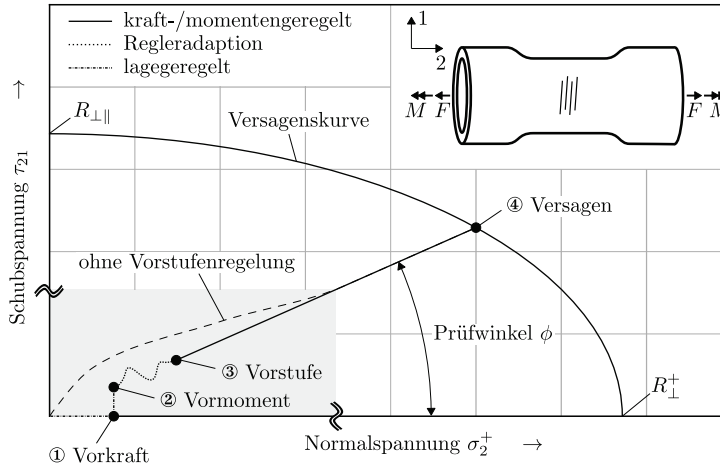


Bild 2.33: Qualitatives Vorgehen zur Bestimmung des Versagens eines Rohrprüfkörpers unter zweiachsiger Belastung: Der Versuch wird kraft- und drehmomentgeregelt durchgeführt. Durch die Vorgabe des Prüfwinkels ϕ kann das Versagen für ein definiertes τ_{21}-σ_2-Verhältnis bestimmt werden. Nach Erreichen der Vorkraft ① und dem Vormoment ② wird adaptiv der Regler der Maschine auf die Prüfkörpersteifigkeit eingestellt. Im Anschluss ③-④ kann der Prüfkörper auf einer Ursprungsgeraden bis zum Bruch belastet werden. Die sogenannte Vorstufenregelung (①-③) findet dabei bei sehr geringen Belastungen statt.

genspunkt unter vorgegebenem Prüfwinkel experimentell bestimmt werden. Dabei ist die gleichzeitige Ansteuerung zweier Prüfachsen zur Aufbringung des Torsionsmoments und der Axialkraft regelungstechnisch problematisch, da eine gegenseitige Beeinflussung der Stellgrößen stattfindet. Daher wird für die Versuchsdurchführung für kombinierte Zug-/Torsionsversuche an den CF-PA6 Rohrprüfkörpern ein mehrstufiger Prüfprozess (Vorstufenregelung) zur Ermittlung des Versagens bei vorgegebenem Prüfwinkel verwendet (Bild 2.33). In Punkt ① wird der Prüfkörper axial, lagegeregelt bis zu einer Vorkraft von 50 N belastet. Dadurch wird der gesamte Prüfaufbau geringfügig vorgespannt und die Kardangelenke können sich in Lastrichtung ausrichten. Anschließend wird unter Konstanthaltung der Axialkraft ein Vormoment lagegeregelt auf den Prüfkörper aufgebracht (Punkt ②). Das Vormoment wird automatisch so berechnet, dass der resultierende Lastpunkt auf einer Ursprungsgeraden mit gewünschtem Prüfwinkel liegt. Ab Punkt ② bis zum Erreichen einer Vorstufe in Punkt ③ versucht die Maschine kraft- und drehmomentgeregelt den Prüfkörper unter dem vorgegebenen Prüfwinkel zu belasten. Dabei kommt es zu Abweichungen zwischen gemessenem und vorgegebenem Prüfwinkel, da die Prüfkörpersteifigkeit für die Maschine unbekannt ist. Mit Hilfe einer adaptiven Regelung wird zwischen Punkt ②-③ ein Regelparametersatz für den eingespannten Prüfkörper ermittelt. Nach Erreichen der Vorstufe in Punkt ③ sind die Parameter für die Achsenregelung der Maschine bekannt und der Prüfkörper kann bis zum Versagen ④ belastet werden. Die Darstellung der Position von Punkt ③ entspricht nicht den realen Größenverhältnissen der Kräfte und Momente im Versuch. Die Vorkraft und das Vormoment der Vorstufe haben kleine Absolutwerte, um den Prüfkörper nicht zu schädigen. Die Summe der Ergebnisse aus Versuchen mit unterschiedlichen Prüfwinkeln entspricht der zweiachsigen Interaktionsbeziehung zwischen der Schubspannung τ_{21} und der Normalspannung σ_2 in Form einer Versagenskurve. Führt man die

Versuche ohne Vorstufenregelung durch, so wird zwar der Versagenspunkt ④ richtig bestimmt, die Belastungshistorie des Prüfkörpers kann aber unterschiedlich sein (Bild 2.33). Dies kann je nach Belastungszustand zu Vorschädigungen im Prüfkörper führen, die das spätere Versagen beeinflussen.

Das Versagen der CF-PA6 Prüfkörper kann unter mehrachsiger Beanspruchung ähnlich zu den Versuchen in Kapitel 2.5 als Bruch beschrieben werden. Dieser tritt im Versuch – bei großen Verzerrungen – schlagartig auf. Aus diesem Grund wird im Folgenden die Versagenskurve beim Erreichen der maximalen Werkstoffanstrengung als Bruchkurve bezeichnet (Bild 2.33). Diese Nomenklatur folgt der Annahme von PUCK, dass Zwischenfaserbrüche in einer UD-Schicht spröde erfolgen [Puc96]. Alle weiteren Erläuterungen basieren auf dieser Hypothese, die durch Untersuchungen an Mehrschichtverbunden in Kapitel 4 validiert wird.

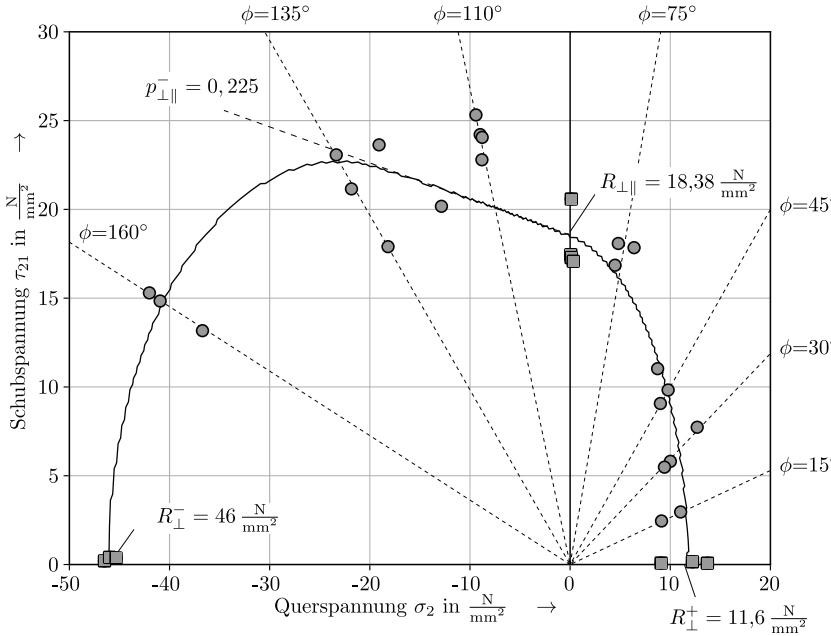


Bild 2.34: Versagen einer CF-PA6 UD-Schicht bei Normklima 23 °C, 50% r.F. unter mehrachsiger Beanspruchung im ebenen $\sigma_\perp$-$\tau_{\perp\parallel}$-Spannungszustand. Die einzelnen Punkte stellen jeweils den ermittelten Bruchwiderstand eines Versuchs bei vorgegebenem Prüfwinkel dar. Die quadratischen Symbole sind die Ergebnisse der einachsigen Versuche aus Kapitel 2.5. Die Kurve repräsentiert die Anpassung der Versuchsergebnisse mithilfe der Methode der kleinsten Fehlerquadrate an das wirkebenen-bezogene Bruchkriterium nach VDI 2014-3.

Die CF-PA6 Bruchkurve wird durch insgesamt 30 Versuche bei verschiedenen Prüfwinkeln unter Normklima 23 °C, 50% r.F. erzeugt (Bild 2.34). Aufgrund der beschränkten Anzahl an verfügbaren Prüfkörpern können meist nur 3 Einzelversuche pro Prüfwinkel durchgeführt werden. Die einzelnen Punkte beschreiben dabei das Versagen der Prüfkörper beim jeweiligen Prüfwinkel. Die

quadratischen Punkte markieren die Ergebnisse aus einachsigen Versuchen senkrecht zur Faserrichtung (Kapitel 2.5). Besonders auffällig sind die Ergebnisse beim Prüfwinkel $\phi = 110°$. Aus der Literatur ist bekannt, dass der Bruchwiderstand von FKV bei Schubbelastung τ_{21} mit überlagerter Querdruckbelastung σ_2^- ansteigt [Puc96]. Die Druckspannung erzeugt auf der Bruchebene einen Reibungswiderstand der den Bruchwiderstand gegenüber dem Bruch durch τ_{21}-Schub erhöht [Sch07]. Diese Beobachtung kann auch bei den CF-PA6 Prüfkörpern gemacht werden. Jedoch passt der Betrag der Werkstoffanstrengung bei Bruch nicht mit den Nachbarpunkten bei 135° bzw. 90° zusammen. Dieser Sachverhalt lässt sich insbesondere durch Anpassung eines wirkebenen-bezogenen Bruchkriteriums an die Versuchsergebnisse verdeutlichen. Die Kurven in Bild 2.34 beschreiben eine Näherungslösung für das PUCK-Kriterium nach VDI 2014-3. Die Parameter werden numerisch durch die Methode der kleinsten Fehlerquadrate aus den einzelnen Versagenspunkten ermittelt. $p_{\perp\parallel}^-$ entspricht dabei einem Neigungsparameter, der die Erhöhung des Bruchwiderstands bei Schub- mit überlagerter Querdruckbeanspruchung beschreibt. Die Kurve für den Neigungsparameter $p_{\perp\parallel}^- = 0{,}225$ entspricht dem Ergebnis der Näherungslösung. Im Vergleich zu FDV ist $p_{\perp\parallel}^-$ etwa 36% kleiner. Vergleichbare Werte für Kohlenstofffaser-Epoxidharz-Verbunde liegen bei $p_{\perp\parallel}^- = 0{,}35$. Das bedeutet der Werkstoff zeigt weniger Potential den Bruchwiderstand bei Schubbelastung durch überlagerte Querdruckbelastung zu steigern. Diese Theorie wird jedoch nicht durch die Ergebnisse der Versagenspunkte beim Prüfwinkel $\phi = 110°$ gestützt. Diese sind deutlich überhöht und passen nicht zu den restlichen Ergebnissen. Ein möglicher Grund hierfür ist ein ungünstiger Eigenspannungszustand im Werkstoff, der durch das Fertigungsverfahren der Prüfkörper entsteht. Eine Analyse dazu findet sich in Kapitel 2.7.5.

2.7 Beeinflussung der Werkstoffkennwerte durch das Fertigungsverfahren

Die Auswertung der Versuche zur Werkstoffkennwertbestimmung von CF-PA6 in Kapitel 2.5.1-2.6 zeigt folgende Unstimmigkeiten:

– Der aus dem Versuch ermittelte Elastizitätsmodul quer zur Faserrichtung $E_\perp$ und die Festigkeit $R_\perp^+$ sind geringer als erwartet. In [Fab16] werden von FABER geschleuderte Rohrprüfkörper aus CF-PA6 untersucht. Die Prüfkörper von FABER erreichen im Versuch unter Normklima 23 °C, 50% r.F. eine Festigkeit von $R_\perp^+ = 31{,}3\,\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$. Dies entspricht mehr als dem 2,5-fachen Wert der Festigkeit verglichen mit den Versuchen aus Kapitel 2.5.

  Eine mikromechanische Abschätzung des Elastizitätsmoduls $E_\perp$ bestätigt diese Beobachtung. Tabelle 2.10 zeigt die Ergebnisse der Berechnung von $E_\perp$ auf Basis der Faser- bzw. Matrixkennwerte unter Berücksichtigung verschiedener Berechnungsverfahren. Demnach ist der gemessene Wert für $E_\perp$ aus Kapitel 2.5.1 in etwa 50% geringer als erwartet (im Vergleich zur Bestimmung mittels FE-Analyse).

– Im Versuch ist mithilfe optischer Feldmesstechnik eine Dehnungsüberhöhung nahe der Tapeübergänge bei Belastung (Kapitel 2.5.1, Kapitel 2.5.4) sichtbar. Diese können als Ausgangspunkt für das Versagen der Prüfkörper identifiziert werden. Zusätzlich sind durch augenscheinliche Begutachtung der Prüfkörper nach der Fertigung (und vor der Prüfung) die Abgrenzungen der einzelnen Tapebahnen an der Oberfläche zu erkennen. In wie fern dies mit den Beobachtungen aus dem Versuch zusammenhängt, wird gesondert erörtert werden.

Tabelle 2.10: Mikromechanische Abschätzung des Elastizitätsmoduls $E_\perp$ durch verschiedene Berechnungsverfahren. Der ermittelte Elastizitätsmodul aus den Versuchen in Kapitel 2.5.1 ist im Vergleich dazu um etwa 50% geringer.

Faser: CF (HT) (Literaturkennwerte aus [Sch07])		Matrix: PA6 (Versuchskennwerte aus Kapitel 3.1.2)	
$E_{\mathrm{f}\parallel}$	230000 $\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$	E_{m}	1844 $\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$
$E_{\mathrm{f}\perp}$	28000 $\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$	ν_{m}	0,41
$\nu_{\mathrm{f}\perp\parallel}$	0,23		

Methode zur Bestimmung des Kennwerts	$E_\perp$
Mikromechanische Formel nach PUCK [Puc67]	5527 $\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$
FE-Analyse (repräsentatives Mikromodell)	4392 $\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$
Mischungsregel [Sch07]	3342 $\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$
Versuch (Kapitel 2.5.1)	2222 $\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$

– Die Ergebnisse der zweiachsigen Untersuchungen an CF-PA6 in Kapitel 2.6 zeigen beim Prüfwinkel von $\phi = 110°$ einen erhöhten Bruchwiderstand der nicht zu den übrigen Versuchen passt (Bild 2.34).

Durch die aufgeführten Beobachtungen wird vermutet, dass die mechanischen Eigenschaften der Rohrprüfkörper durch das Fertigungsverfahren (Lasertapelegen) beeinflusst sind. Für eine erste Voruntersuchung zur Bestätigung dieser Hypothese werden Rohr- und Flachprüfkörper aus dem gleichen Halbzeug und Laminataufbau hergestellt. Die Rohrprüfkörper werden äquivalent zu den Prüfkörpern in Kapitel 2.5 durch Lasertapelegen und die Flachprüfkörper durch einen Pressprozess hergestellt. Dabei sind die maximalen Verarbeitungstemperaturen ($T_{\max} = 280\,°\mathrm{C}$) beider Prozesse identisch. Die Formwerkzeuge werden nicht separat temperiert. Um einen vergleichbaren Ausgangszustand (Konditionierungs- und Eigenspannungszustand) beider Prüfkörper einzustellen, werden beide nach der Herstellung getrocknet.

Die Flachprüfkörper werden zusätzlich in Anlehnung an ISO 527-4 mit Aufleimern versehen, um ein Werkstoffversagen nahe der Einspannung zu vermeiden. Die Auswertung der Querzugversuche an beiden Prüfkörpern zeigt einen deutlichen Unterschied sowohl beim Elastizitätsmodul als auch bei der Festigkeit (Bild 2.35). Die mittlere Querzugfestigkeit der Flachprüfkörper ist $R^+_{\perp,\mathrm{Flach}} = 30{,}98 \pm 2{,}43\,\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$. Dies entspricht vergleichbaren Werten aus der Literatur [Fab16]. Im Gegensatz dazu ist die Festigkeit der Rohrprüfkörper $R^+_{\perp,\mathrm{Rohr}}$=17,23 $\pm$ 0,86 $\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$ in etwa halbiert. Trotz des Festigkeitsunterschieds findet der Bruch bei beiden Versuchen bei vergleichbaren Dehnungen von etwa $\varepsilon_{\mathrm{b}} = 0{,}0055$ statt. Dieser Effekt ist bereits bei der Auswertung des Elastizitätsmoduls deutlich zu erkennen. Dieser ist bei den Rohrprüfkörpern um 63% kleiner als bei den Flachprüfkörpern. Die Versuche zeigen deutlich, dass ein Einfluss des Fertigungsverfahrens auf die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs besteht. In den folgenden Unterkapiteln wird

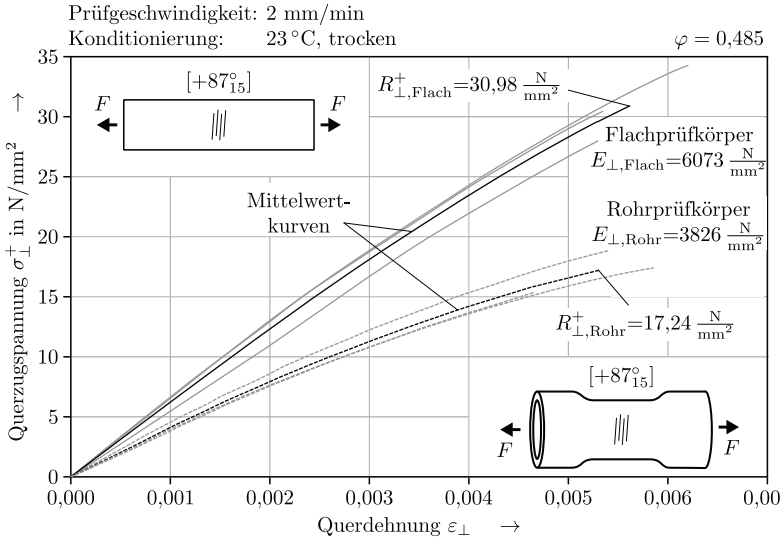


Bild 2.35: Untersuchung des Fertigungseinflusses auf die Querzugeigenschaften von trockenem CF-PA6. Die Querzugkennwerte gepresster Flachprüfkörper zeigen eine doppelt so große Festigkeit $R^+_\perp$ im Vergleich zu Versuchen an lasertapegelegten Rohrprüfkörpern. Die Prüfkörper sind aus dem gleichen Halbzeug hergestellt, haben einen identischen Laminataufbau und wurden unter gleichen Prüfbedingungen bezüglich der Prüfgeschwindigkeit und Konditionierung getestet. Besonders auffällig ist die unterschiedliche Steifigkeit der beiden Prüfkörper.

daher das Fertigungsverfahren am Beispiel der Querzugversuche aus Kapitel 2.5.1 genauer analysiert. Dadurch können mögliche Ursachen für die Beeinflussung der Werkstoffkennwerte durch das Lasertapelegen identifiziert werden.

2.7.1 Untersuchungen zur Faser-Matrix-Haftung

Der Zugversuch quer zur Faserrichtung einer UD-Schicht ist sehr sensitiv hinsichtlich Fehlstellen im Laminat. Durch die fehlende Verstärkungswirkung der Fasern in Lastrichtung können sich Risse ungehindert durch den Werkstoff ausbreiten, wodurch kleinste Defekte bereits zu einem vorzeitigem Versagen der gesamten Schicht führen können. Solche Defekte könnten der Grund für die niedrigen, gemessenen Querzugfestigkeiten $R^+_\perp$ aus Kapitel 2.5.1 sein. Ein häufiger Defekt resultierend aus dem Fertigungsverfahren ist die fehlende Haftungswirkung der Faser an der Matrix. Durch z. B. hohe Temperaturen bei der Verarbeitung oder die falsche Faserschlichte kann die Klebeverbindung zwischen Faser und Matrix eine reduzierte Festigkeit aufweisen. Durch diesen Effekt kann unter Querzugbeanspruchung adhäsives Versagen zwischen Faser und Matrix beobachtet werden. In diesem Fall ist die Querzugfestigkeit durch die Faser-Matrix-Haftung begrenzt. Die Untersuchungen der Bruchflächen durch Rasterelektronenmikroskopie (REM) von Querzugversuchen an CF-PA6 zeigen Rückstände der PA6-Matrix auf den Fasern (Bild 2.36). Es kann deutlich ein kohäsives Versagen der Matrix zwischen den Fasern beobachtet werden, sodass ein

Adhäsionsbruch aufgrund zu geringer Faser-Matrix-Haftung ausgeschlossen wird.

Der signifikante Abfall der Querzugfestigkeit unter Annahme eines kohäsiven Werkstoffversagens ist durch eine Vorschädigung des Werkstoffs zu erklären. Aus diesem Grund wird vermutet, dass ein anderer Effekt während des Fertigungsverfahrens zur Herstellung der Rohrprüfkörper die Querzugeigenschaften des Verbunds beeinflusst.

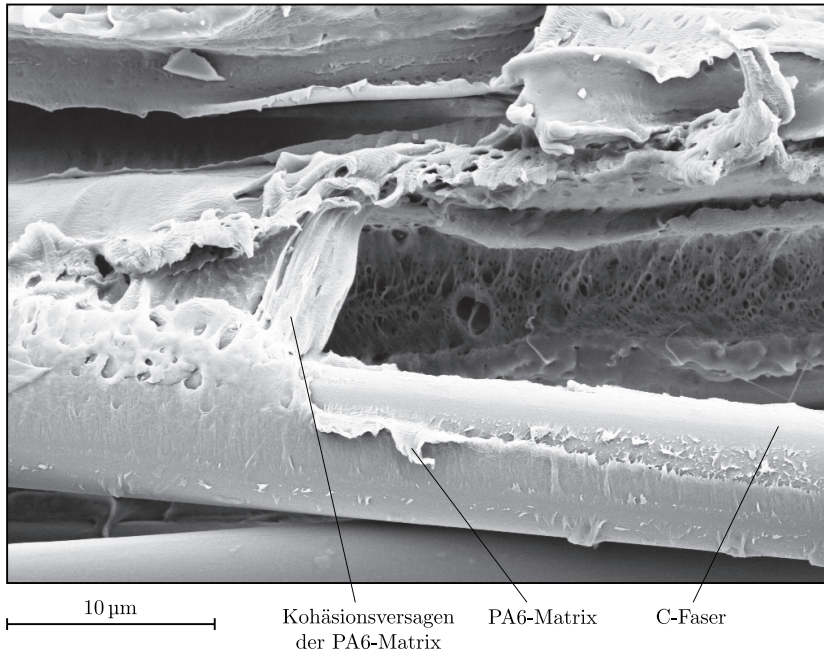


Bild 2.36: REM-Untersuchung einer Bruchfläche eines $[+87^{\circ}_{15}]$-Rohrprüfkörpers aus CF-PA6 infolge von Querzugversagen: Die Analyse verdeutlicht ein kohäsives Versagen der Matrix in Kombination mit starker plastischer Deformation. Ein adhäsives Versagen aufgrund schlechter Faser-Matrix-Haftung kann ausgeschlossen werden.

2.7.2 Mikroskopische Untersuchungen an Schliffbildern

Zur Detailuntersuchung der Prüfkörperqualität werden mikroskopische Untersuchungen an Schliffbildern am Beispiel von versagten Querzugprüfkörpern durchgeführt. Das Schaubild in Bild 2.37 verdeutlicht den Ort der Probenentnahme. Alle weiteren Informationen zur Erstellung und Präparation der Schliffbilder sind in Anhang B.4 zu finden.

Bild 2.37, Schliffbild ① zeigt eine Aufnahme des Laminatquerschnitts über den Rissbereich. Besonders auffällig ist der sichtbare Ausbruch auf der Rohrinnenseite des Prüfkörpers, der gleichzeitig mit dem Querriss in Dickenrichtung des Laminats korreliert. Diese Beobachtung konnte bei allen untersuchten Querzugprüfkörpern gemacht werden. Jeder der analysierten Querzugrisse hatte auf

der Innenseite der Rohrprüfkörper einen daran anschließenden, keilförmigen Ausbruch. Gleichzeitig ist auf der Rohraußenseite im Bereich des Risses keine merkliche Schädigung des Laminats zu beobachten. Es wird daher vermutet, dass die Ausbrüche auf der Rohrinnenseite Ausgangspunkt für das Querzugversagen der Rohrprüfkörper sind.
Durch die Analyse ungeprüfter Rohrprüfkörper konnte zudem nachgewiesen werden, dass die Ausbrüche auf der Rohrinnenseite bereits nach der Fertigung vorhanden sind und nicht durch die Versuchsdurchführung entstehen. Bild 2.37, Schliffbild ① verdeutlicht dies am Beispiel des 4 mm Einspannbereichs am selben Rohrprüfkörper. Trotz fehlender Querzugrisse sind an der Rohrinnenseite Ausbrüche in unregelmäßigen Abständen zu sehen. Dabei ist die Größenordnung dieser Ausbrüche in etwa vergleichbar mit der Dicke einer Einzelschicht.

Eine Vorschädigung des Rohrprüfkörpers in Form eines Ausbruchs auf der Rohrinnenseite wirkt unter Querzugbeanspruchung vergleichbar einer Kerbe. Diese kann zum einen vorzeitiges Versagen des Prüfkörpers begünstigen. Zum anderen wird dadurch der wirksame Querschnitt unter Belastung reduziert, wodurch sich der berechnete Elastizitätsmodul $E_\perp$ ändert.
Um diesen Effekt quantifizieren zu können, wird mithilfe eines FE-Modells der Einfluss eines Ausbruchs auf der Rohrinnenseite analysiert. Dazu wird der Messbereich des Rohrprüfkörpers (Bild 2.38b) als 3°-Segment[1] modelliert. Durch den Vergleich der zwei Modelle ① und ② kann der Einfluss einer Vorschädigung in Form eines Ausbruchs auf der Rohrinnenseite berechnet werden. Durch ein nichtlinear elastisches Werkstoffmodell mit Degradation wird zusätzlich der Effekt von Lastumverteilungen durch das nichtlineare Verhalten des Werkstoffs und durch Schädigung berücksichtigt.
Für die Auswertung werden die Reaktionskräfte des Modells bestimmt und mithilfe eines vorgegebenen Rohrquerschnitts die Querzugspannungen $\sigma_\perp^+$ berechnet. Zur Vereinfachung wird angenommen, dass das Modell mit Vorschädigung über die geschädigte Schicht keine Last übertragen kann und damit der wirksame Querschnitt um eine Laminatschicht reduziert ist. Durch diese Annahme wird ein Extremfall abgebildet. Das Ergebnis entspricht demnach der maximal möglichen Änderung des Elastizitätsmoduls durch Vorschädigungen an der Rohrinnenseite.
Die Ergebnisse der Berechnung beider Modellberechnungen sind in Bild 2.38c zu sehen. Durch die Vorschädigung kann sich der Elastizitätsmodul maximal um 6,9% erhöhen. Im Vergleich mit den mikromechanischen Abschätzungen aus Tabelle 2.10 steht damit fest, dass die Vorschädigungen auf der Rohrinnenseite in Form der Ausbrüche nicht allein für den geringen Elastizitätsmodul aus den Querzugversuchen verantwortlich sein können. Der ermittelte Elastizitätsmodul $E_\perp$ aus den Versuchen in Kapitel 2.5.1 ist im Vergleich dazu um etwa 50% geringer. Es muss demnach weitere Einflüsse des Fertigungsverfahrens geben.

[1] zyklisch symmetrisches Modell

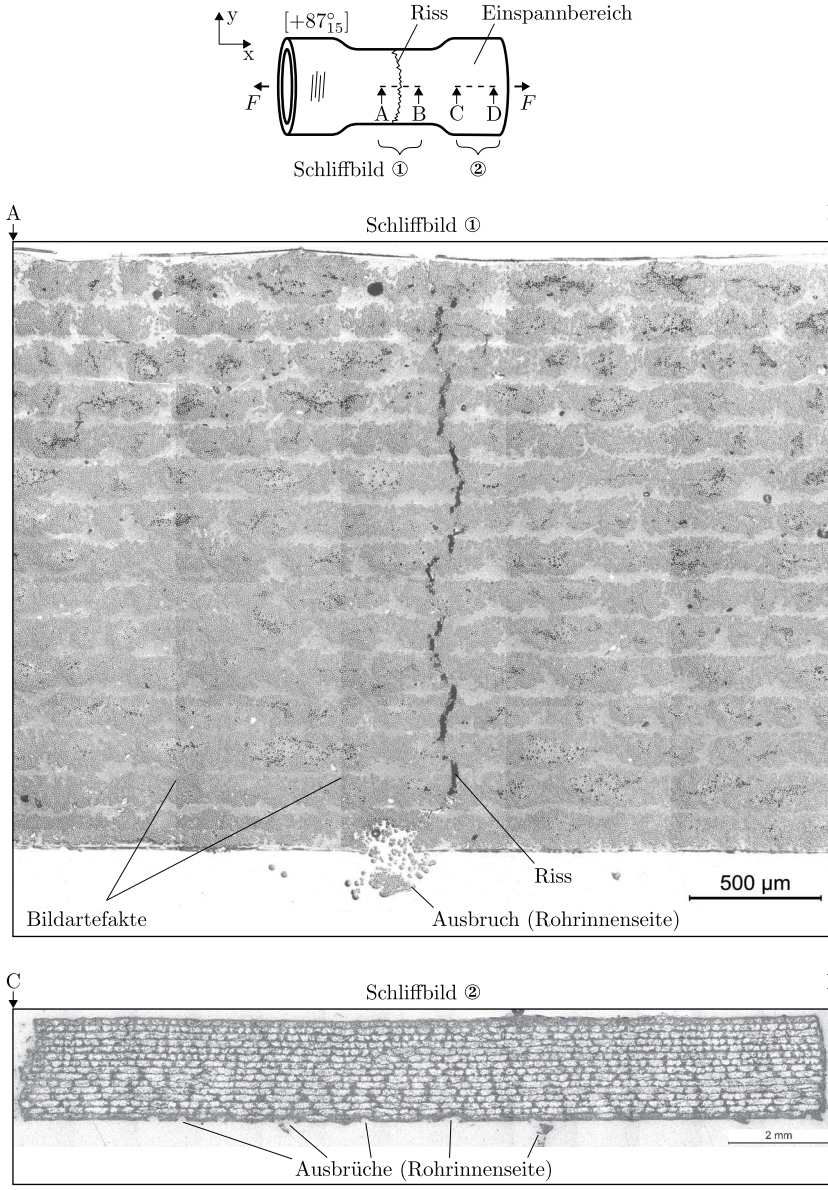


Bild 2.37: Schliffbild ①: Risszone eines versagten Rohrprüfkörpers aus CF-PA6 unter Querzugbeanspruchung $\sigma_{\perp}^{+}$. Der Rissbeginn korreliert mit einem markanten, keilförmigen Ausbruch auf der Rohrinnenseite. Die leicht sichtbaren, senkrechten Schattierungen sind Bildartefakte aus der Mikroskopie, die durch die Aneinanderreihung mehrerer Einzelaufnahmen entstehen. Schliffbild ②: Einspannbereich eines Rohrprüfkörpers mit sichtbaren Ausbrüchen auf der Rohrinnenseite.

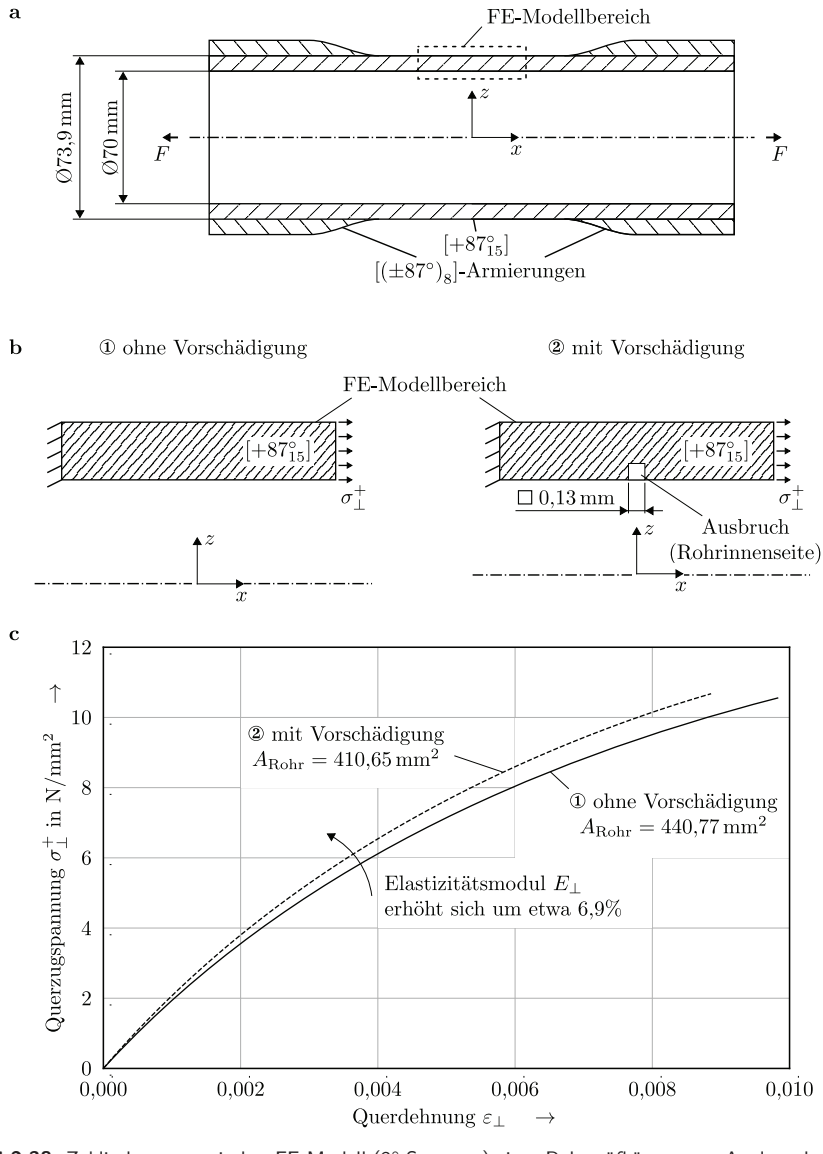


Bild 2.38: Zyklisch symmetrisches FE-Modell (3°-Segment) eines Rohrprüfkörpers zur Analyse des Einfluss von Vorschädigungen auf den Elastizitätsmodul $E_\perp$: **a** Rohrprüfkörper mit Kennzeichnung des Modellbereichs der FE-Berechnung; **b** FE-Modelle: ① Modell ohne Vorschädigung, ② Modell mit Vorschädigung in Form eines quadratischen Ausbruchs auf der Innenseite des Rohrprüfkörpers in Anlehnung an die Schliffbilduntersuchung in Bild 2.37;
c $(\sigma_\perp^+,\varepsilon_\perp)$-Diagramm: Ergebnis der FE-Berechnung der Modelle ① und ②.

Hinsichtlich der Festigkeit haben die Ergebnisse aus Bild 2.38c nur eine geringe Aussagekraft. Es steht fest, dass die Ausbrüche eine Kerbwirkung auf die Prüfkörper haben, wodurch die Festigkeit reduziert wird. Dies wird in der FE-Berechnung durch das nichtlineare Werkstoff- und Degradationsmodell berücksichtigt. Durch das verwendete Degradationsmodell wird bei Schädigung der Sekantenmodul des Werkstoffs sukzessive bis zum Erreichen einer vorgegebenen Reststeifigkeit abgemindert. Dies ist notwendig, da sonst die nichtlineare FE-Berechnung instabil wird und Konvergenzprobleme auftreten. Ab welchem Zeitpunkt der Prüfkörper als gesamtes versagt muss anschließend durch ein separates Kriterium festgelegt werden, und ist nicht Gegenstand dieser Untersuchung. Dadurch kann der genaue Spannungszustand bei Totalversagen aus dieser Berechnung nicht ermittelt werden.

2.7.3 Untersuchung der Rohrprüfkörperoberfläche

Nach Fertigung der Rohrprüfkörper durch das Lasertapelegen sind auf der äußeren Oberfläche Streifen im Bereich der Tapeübergänge augenscheinlich zu erkennen. Die Auswertung der Querzugversuche mithilfe der optischen Feldmesstechnik (Bild 2.25) zeigt, dass sowohl erste Schädigungen als auch das Totalversagen des Prüfkörpers im Bereich der Tapeübergänge stattfinden. Es stellt sich daher die Frage, ob die sichtbaren Streifen auf der Prüfkörperoberfläche bereits Anzeichen möglicher Kerben im Bereich der Tapeübergänge sind.
Durch die Auswertung der Querzugversuchschliffbilder konnte dies nicht bestätigt werden (Tapeübergänge sind in den Schliffen nicht sichtbar). Daher wird zur Ergänzung der mikroskopischen Schliffbilduntersuchungen im weiteren ein Weißlichtmikroskop (WLM) verwendet, um den Bereich der Tapeübergänge auf der Rohraußenseite im Detail genauer zu analysieren.

Bild 2.39 zeigt einen Linienscan des WLM quer zu einem der sichtbaren Streifen an der Oberfläche eines Rohrprüfkörpers. Der Auswertebereich wurde nach der Fertigung mit einem Klebeband versiegelt, so dass die Oberfläche nicht durch weitere Bearbeitungsschritte beeinflusst ist. Der Linienscan wird mit 200 Messpunkten pro Millimeter über eine Länge von $x_{\mathrm{WLM}} = 10\,\mathrm{mm}$ um den sichtbaren Streifen durchgeführt. Das Ergebnis entspricht der Höhenprofil entlang des Linienscans. Die Auswertung zeigt, dass der Höhenunterschied der Prüfkörperoberfläche im Bereich des sichtbaren Streifens etwa 53 µm entspricht. Aufgrund dieser Größenordnung kann der sichtbare Streifen nicht als Kerbe bzw. technischer Anriss in Form einer Vorschädigung interpretiert werden. Es wird daher vermutet, dass die sichtbaren Streifen durch ein geändertes optisches Spiegelungsverhalten der Oberfläche zurückzuführen sind. Inwiefern sich zusätzlich unterschiedliche Werkstoffeigenschaften der PA6-Matrix – z. B. Kristallisationsgrad – auf diesen Effekt auswirken, konnte durch diese Untersuchung nicht abschließend geklärt werden.

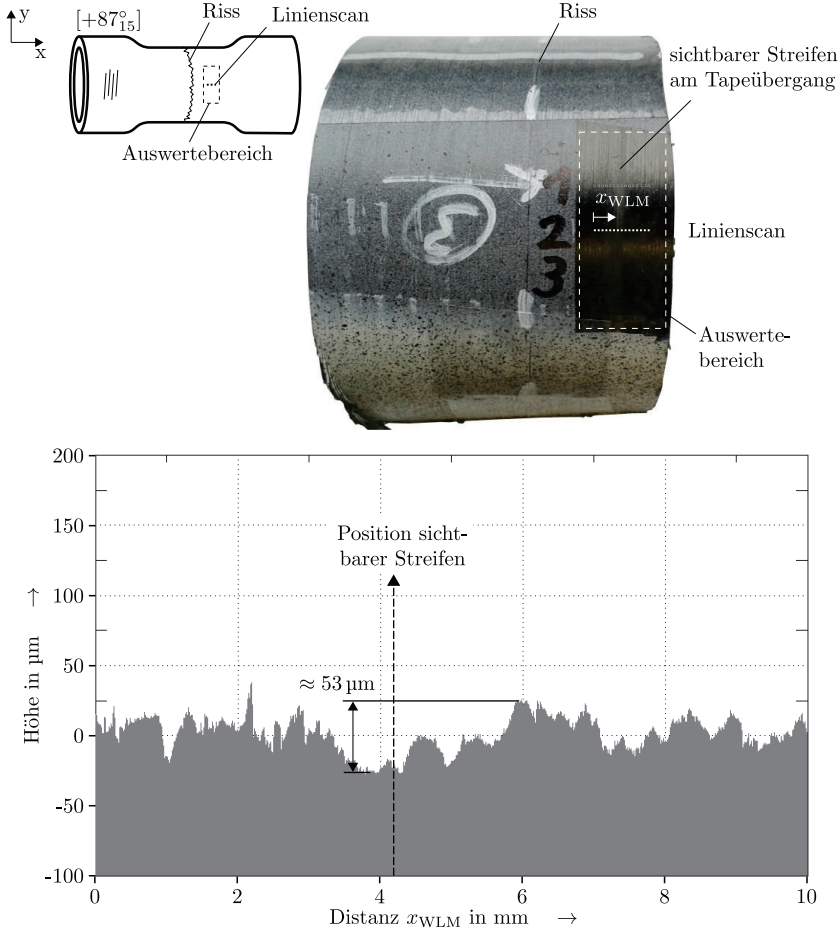


Bild 2.39: Untersuchung der Rohrprüfkörper mithilfe eines Weißlichtmikroskops: Die Oberfläche des Prüfkörpers wird quer zum sichtbaren Streifen am Tapeübergang vermessen. Dazu wird ein Linienscan mit 200 Messpunkten pro Millimeter entlang x_{WLM} durchgeführt.

2.7.4 Einfluss der Fertigungsstrategie

Durch die Untersuchungen in Kapitel 2.7.1-2.7.3 kann die Ursache für den geringen, gemessenen Elastizitätsmodul $E_\perp$ und Festigkeit $R_\perp^+$ nicht vollständig geklärt werden. Die Ergebnisse der optischen Feldmesstechnik der Querzugversuchen lassen jedoch einen deutlichen Zusammenhang zwischen dem Ort des Versagens und der Tapeübergänge erkennen (Bild 2.25). Daher wird folgende Hypothese aufgestellt:

Es findet eine Werkstoffdegradation im Bereich der Tapestoßstellen verursacht durch den Fertigungsprozess des Lasertapelegens statt.

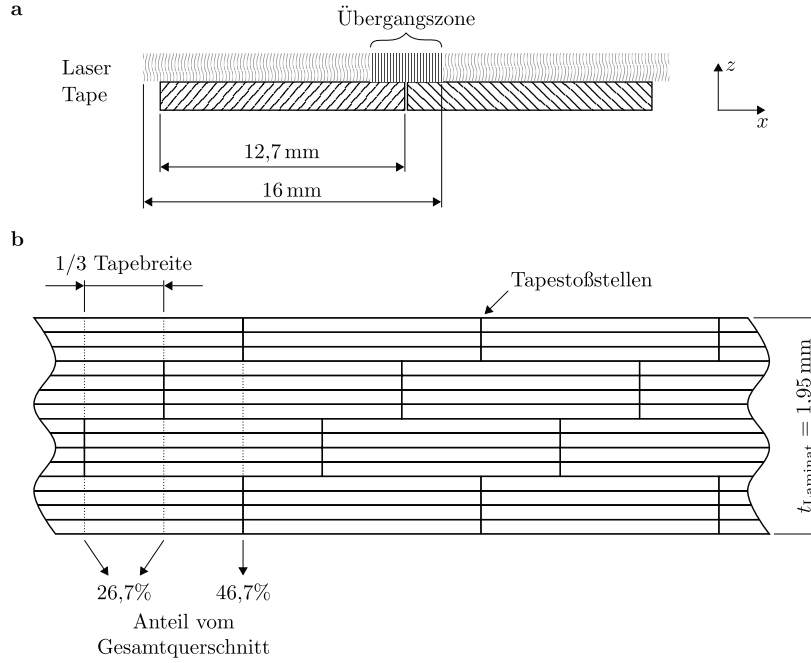


Bild 2.40: **a** Qualitative Darstellung des Energieeintrags nahe der Stoßstelle zwischen zwei Tapes. Durch das Verwenden einer Homogenisierungsoptik bildet sich eine Übergangszone mit überlagertem Energieeintrag zwischen den einzelnen Tapebahnen aus. **b** Verteilung der Tapestoßstellen über die Laminatdicke am Beispiel der gewickelten $[+87°_{15}]$-Rohrprüfkörper.

Bild 2.40a entspricht einer qualitativen Darstellung des Energieeintrags beim Ablegen zweier benachbarter Tapebahnen. Um eine möglichst gleichmäßige Erwärmung des 12,7 mm breiten Tapes zu gewährleisten, wird der Laserstrahl über eine spezielle Optik auf 16x45 mm homogenisiert. Durch die 3,3 mm breitere Optik werden Toleranzen in der Tapebreite ausgeglichen und die Anbindung zu bereits abgelegten Nachbarschichten verbessert. Aus dieser Prozessführung resultiert eine Übergangszone zwischen zwei benachbarten Tapes. Diese Übergangszone erfährt während des Tapelegens einen wiederholten Temperatureintrag, mit unterschiedlichen Abkühlkurven. Sollten

beispielsweise diese den Werkstoff nachhaltig verändern (z. B. durch Beeinflussung des Kristallisationsverhaltens), kann eine Schwächung der jeweiligen Einzelschicht im Bereich der Übergangszone resultieren.
Betrachtet man das Gesamtlaminat der Rohrprüfkörper hinsichtlich der Position der Tapestoßstellen, ergibt sich eine Verteilung gemäß Bild 2.40b. Im Fertigungsprozess werden immer vier Einzelschichten um ein Drittel der Tapebreite versetzt abgelegt. Dadurch entstehen abhängig von der Position in x-Richtung des Laminats Querschnitte mit Tapestoßstellenanteilen zwischen 26,7-46,7$\%$. Durch diese fertigungsbedingten, geometrischen Randbedingungen kann im ungünstigsten Fall fast die Hälfte des Laminatquerschnitts Tapestoßstellen und deren Übergangszonen aufweisen. Trifft die anfangs aufgestellte Hypothese einer Werkstoffdegradation im Bereich der Tapestoßstellen zu, so kann dies folglich einen signifikanten Abfall der mechanischen Werkstoffkennwerte verursachen. Inwiefern dieser Effekt zum Tragen kommt, muss durch weitere Analysen hinsichtlich des Werkstoffs im Bereich der Tapestoßstellen untersucht werden.

2.7.5 Einfluss von Eigenspannungen

Die Abkühldauer auf Umgebungstemperatur nach Aufschmelzen des Werkstoffs ist durch den Fertigungsprozess festgelegt. Beim Lasertapelegen findet ein schnelles Abkühlen innerhalb weniger Sekunden statt, da eine wassergekühlte Anpressrolle für die Konsolidierung des Laminats sorgt. Es ist daher anzunehmen, dass hierdurch ein ungünstiger Eigenspannungszustand im Werkstoff entsteht, der die die Querzugkennwerte des Werkstoffs beeinflusst.

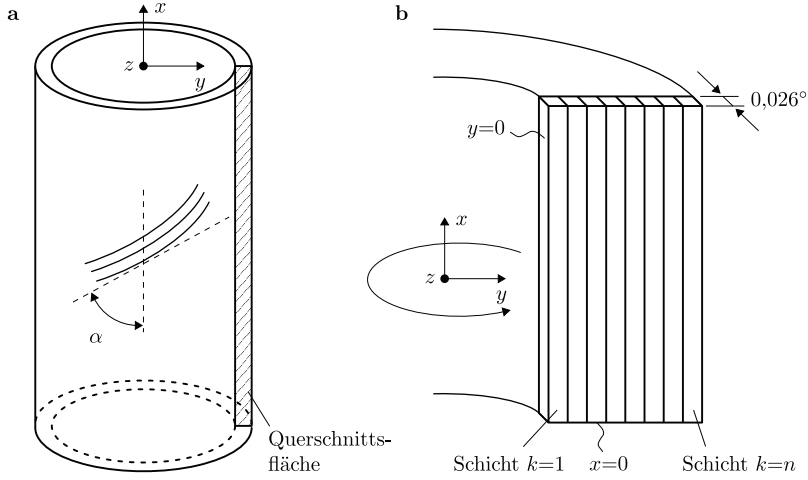


Bild 2.41: Schematischer Aufbau eines zyklisch symmetrischen FE-Modells zur Berechnung der Eigenspannungen über die Laminatdicke eine FKV-Rohrprüfkörpers: **a** Prinzipskizze des Rohrprüfkörpers und des Querschnitts, der durch das FE-Modell abgebildet wird; **b** Einzelsegment des zyklischen Modells mit den Verschiebungsrandbedingungen an den Rändern. Das Modell besteht aus 16 einzelnen UD-Schichten.

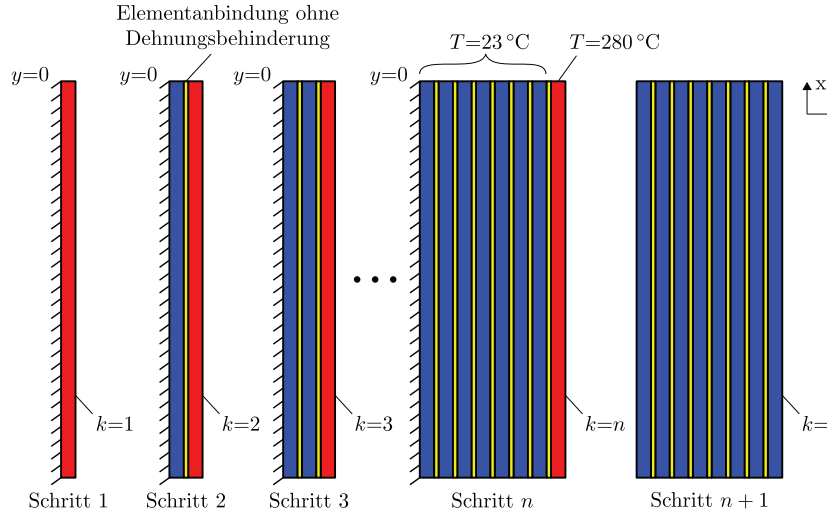


Bild 2.42: Sukzessiver Simulationsablauf in n-Schritten. Je Simulationsschritt wird eine Schicht mit einer Temperatur von 280 °C auf das 23 °C kalte Laminat darunter abgelegt. Im Anschluss wird das Temperaturproblem und die damit entstehenden Verformungen durch gemeinsames Abkühlen des vorliegenden Gesamtlaminats bis zu diesem Simulationsschritt berechnet.

Mit Hilfe einer FE-Analyse kann die Entstehung solcher Eigenspannungen durch das Lasertapelegen analysiert werden. Zu diesem Zweck wird ein zyklisch symmetrisches Modell auf Basis eines Längsquerschnitts des Rohrprüfkörpers generiert (Bild 2.41a). Das Modell besteht aus einem 1/14000-Segment des Prüfkörpers (0,026°), das durch zyklische Randbedingungen numerisch vervielfältigt wird (Bild 2.41b). Durch diese Simulationsstrategie kann mit überschaubarem Rechenaufwand das Strukturverhalten in Dickenrichtung (y-Koordinate) des Laminats exakt analysiert werden. Jede Schicht k wird mit 20 FE-Elementen über die Dicke modelliert und hat einen identischen Schichtwinkel α. Der untere Rand des Modells wird in x-Richtung fest eingespannt. Dadurch ist dieser Modellrand als Bezugspunkt des Modells festgelegt. An der Rohrinnenfläche wird die Verschiebung in y-Richtung unterbunden, um die Stützwirkung des Wickelkerns im Inneren des Prüfkörpers nachzustellen. Der Simulationsablauf erfolgt in sukzessiven Schritten, bei denen jeweils eine Schicht auf das Gesamtlaminat abgelegt wird (Bild 2.42). Der Ablagevorgang erfolgt durch Auftragen einer Schicht mit einer Temperatur von 280 °C auf das bereits vorhandene Laminat mit 23 °C. Die aufgelegte Schicht wird ohne Dehnungsbehinderung an die Schicht aus dem letzten Schritt angebunden. Dieses Vorgehen unterliegt der Annahme, dass der Elastizitätsmodul des CF-PA6 Werkstoffs im aufgeschmolzenem Zustand bei 280 °C sehr gering ist. Nach Ablegen der Schicht erfolgt eine implizite Lösungsfindung für das entstandene Temperaturproblem. Dazu wird das Gesamtmodell auf 23 °C abgekühlt, wodurch sich ein Eigenspannungszustand zwischen den Schichten einstellt.

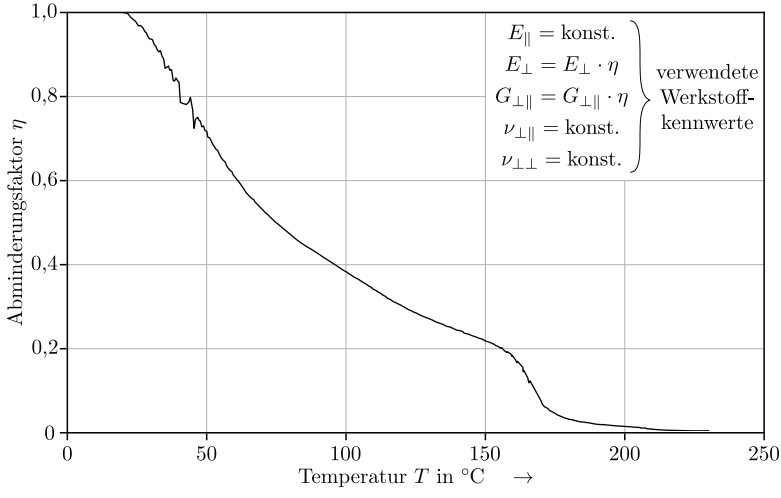


Bild 2.43: Temperaturabhängige Anpassung der Werkstoffkennwerte einer unidirektionalen CF-PA6 Schicht. Der Quer- und Schubmodul werden durch den Abminderungsfaktor η temperaturabhängig reduziert. Der Abminderungsfaktor wurde durch eine dynamisch mechanische Thermoanalyse (DMTA) ermittelt [Sch18].

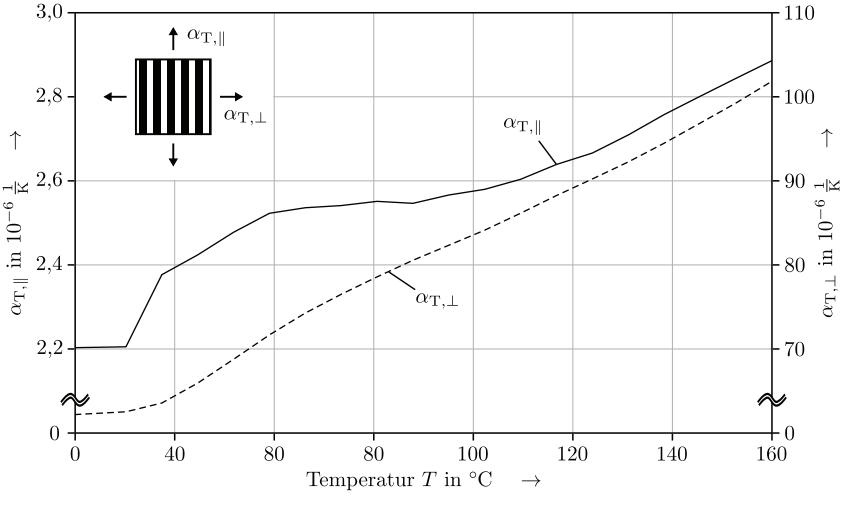


Bild 2.44: Richtungsabhängige thermische Längenausdehnungskoeffizienten α_T einer unidirektionalen CF-PA6 Schicht. Die Kennwerte wurden mit einem Dilatometer bestimmt [Sch18].

Die Werkstoffkennwerte für das orthotrope Verhalten des CF-PA6 sind temperaturabhängig in der Simulation hinterlegt. Dazu wurde die Abminderung des Quermoduls $E_\perp$ in Abhängigkeit der Temperatur durch eine dynamisch mechanische Thermoanalyse (DMTA) gemessen [Sch18]. Der daraus ermittelte Abminderungsfaktor η wird für die temperaturabhängige Korrektur des Quer- und Schubmoduls in der Simulation verwendet (Bild 2.43). Der faserparallele Elastizitätsmodul und die Querkontraktionen werden als konstant angenommen.
Die thermischen Ausdehnungskoeffizienten von CF-PA6 werden längs und quer zur Faserrrichtung mit einem Dilatometer bestimmt (Bild 2.44) [Sch18]. Die Messungen konnten nur bis zu einer Temperatur von 160 °C durchgeführt werden. In der Simulation werden daher für höhere Temperaturen die thermischen Ausdehnungskoeffizienten von 160 °C verwendet.

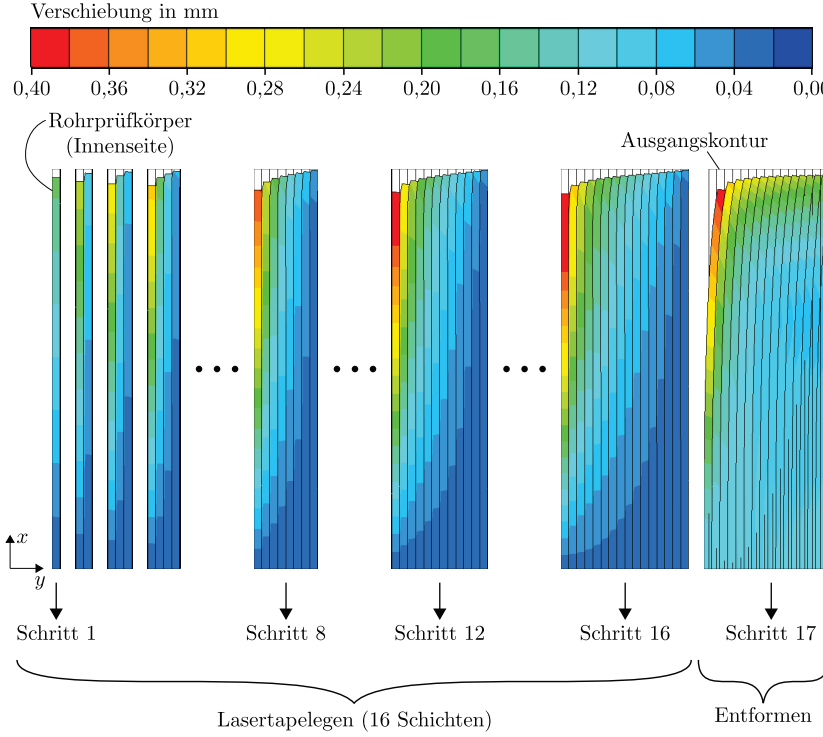


Bild 2.45: Verformungsanalyse der Prozesssimulation beim schrittweisen Tapelegen einer Welle mit 87°-Schichtwinkel. Schritt 1-16 zeigt den Verformungszustand während des Tapelegeprozesses. In Schritt 17 wird die Verschiebungsrandbedingung am Innenradius des Rohrprüfkörpers entfernt, was dem Verformungszustand nach der Entformung des Wickelkerns entspricht.

Die Ergebnisse der Verformungsanalyse der Berechnung für einen Faserwinkel $\alpha = 87°$ verdeutlichen den entstehenden Eigenspannungszustand durch das Ablegen der heißen Schichten auf das abgekühlte Laminat (Bild 2.45). Schritt 1-16 beschreibt dabei das Auflegen der 16 Schichten durch Lasertapelegen. In Schritt 17 wird die Verschiebungsrandbedingung am Innenradius

des Rohrprüfkörpers entfernt. Es stellt sich darauf hin ein Verformungszustand ein, der dem des Rohrprüfkörpers nach der Entformung des Wickelkerns entspricht. Die überblendeten Konturen in Bild 2.45 stellen neben der aktuellen Verformung des Prüfkörpers die Ausgangskontur des Laminats ohne Eigenspannungen dar. Die Auswertung der Verschiebungen verdeutlicht die Dehnungsbehinderung der Schichten untereinander durch sukzessive Fertigung bei hoher Temperatur. Nach Entformen entstehen auf der Innenseite des Rohrs Druck- und auf der Außenseite des Rohrs Zugeigenspannungen in Längsrichtung (x-Richtung) des Rohprüfkörpers.

Die Auswertung der Zug-/Druckeigenspannungen über die Dicke der Schichten (Bild 2.46, Pfadkoordinate r) beschreibt den Spannungszustand im Gesamtlaminat (Wickelwinkel $\alpha = 87°$). Dabei werden die Spannungen in x-Richtung auf den Maximalwert nach der Entformung (Schritt 17) normiert, um eine qualitative Auswertung des Spannungsverlaufs zu ermöglichen. In entformtem Zustand wirkt auf der Innenseite eine Druckeigenspannung mit 3-fach höherem Betrag als die Zugeigenspannungen an der Außenseite des Rohrprüfkörpers. Die neutrale Faser liegt dabei leicht nach innen versetzt bei $r \approx 0{,}625$ mm.

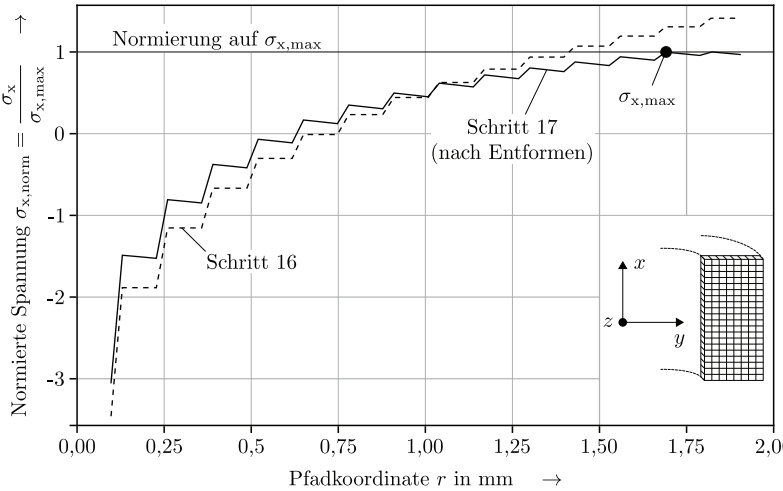


Bild 2.46: Zug-/Druckeigenspannungen über die Dicke der Schichten in Form der Pfadkoordinate r. Die Spannungen sind auf die maximal auftretende Zugspannung in x-Richtung $\sigma_{x,max}$ normiert. Es bildet sich an der Innenseite ein günstiger Druckeigenspannungszustand und an der Außenseite des Rohrprüfkörpers ein ungünstiger Zugeigenspannungszustand.

Die thermische Dehnung einer Schicht bei Abkühlung des Laminats ist längs und quer zur Faserrichtung unterschiedlich. Dies ist durch richtungsabhängige thermische Ausdehnungskoeffizienten begründet (Bild 2.44). Die Entstehung des Zug-/Druckeigenspannungszustands ist daher abhängig vom Faserwinkel α des Laminats. Bild 2.47 zeigt die Auswertung der normierten Spannungen in x-Richtung bei verschiedenem Faserwinkeln. Die viereckigen Kurvenmarker markieren die Ergebnisse für $\alpha = 87°$ aus Bild 2.46. Mit zunehmendem Faserwinkel α steigt der Betrag der Eigenspannungen in x-Richtung aufgrund des größeren thermischen Ausdehnungskoeffizienten des Werkstoffs quer zur Faserrichtung.

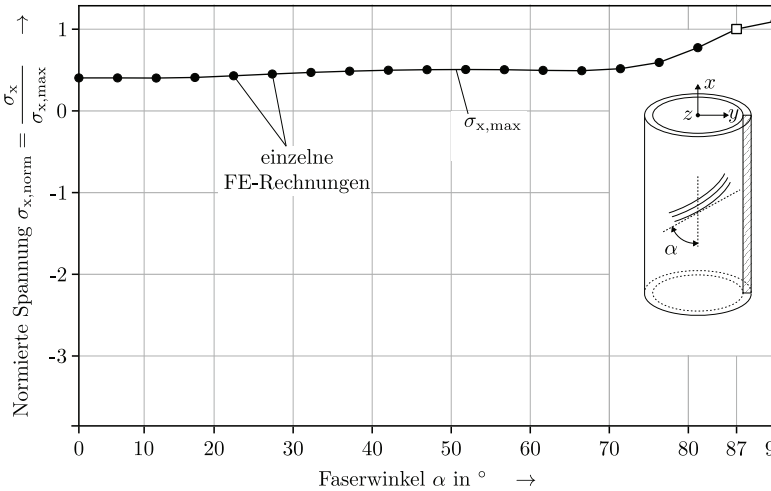


Bild 2.47: Abhängigkeit der Zug-/Druckeigenspannungen im Abhängigkeit des Faserwinkels α. Die experimentell untersuchten Rohrprüfkörper aus Kapitel 2.5 sind mit $\alpha = 87°$ gewickelt (quadratische Kurvenmarker) und damit besonders ungünstig hinsichtlich dieses Eigenspannungsproblems.

Die experimentell getesteten Prüfkörper zur Bestimmung der Querzugeigenschaften in Kapitel 2.5 haben einen Faserwinkel von $\alpha = 87°$. Die durchgeführte FE-Berechnung stützt die Annahme, dass ein Eigenspannungszustand durch den Fertigungsprozess im Prüfkörper vorliegt. Dabei bedingt der signifikante Unterschied der thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Faser und Matrix eine Wickelwinkelabhängigkeit der Eigenspannungen.

Die Zug- und Druckeigenspannungen wirken sich bei Ermittlung der Querzugfestigkeit unterschiedlich auf die Ergebnisse aus. Dabei wirken Druckeigenspannungen entgegen der Querzugbelastung und steigern damit die Belastbarkeit. Im Gegensatz dazu reduzieren Zugeigenspannungen die Belastbarkeit. Das Versagen unter Querzugbeanspruchung findet schlagartig statt. Der Versagensbeginn ist abhängig vom Erstversagen einer einzelnen Schicht, bzw. eines Laminatbereichs, da sich Risse ungehindert durch fehlende Rissstopperwirkung der Fasern quer durch das Laminat ausbreiten können. Daher können trotz der größeren Druckeigenspannungen die Zugeigenspannungen zu frühzeitigerem Versagen des gesamten Laminats führen. Das Entstehen der Zugeigenspannungen an der Außenseite der Rohrprüfkörper durch den Fertigungsprozess ist deshalb als ungünstig hinsichtlich der Belastbarkeit der Rohrprüfkörper zu bewerten.

In welchem Maß sich der Eigenspannungszustand auch auf die Änderung der Steifigkeit (Bild 2.35) der Rohrprüfkörper auswirkt, kann durch die vorliegenden Simulationsergebnisse nicht hinreichend bewertet werden. Eine mögliche Erklärung ist eine vorzeitige, lokale Plastifizierung der Matrix in Bereichen hoher Eigenspannungen. Zug- bzw. Druckversuche an PA6 (Kapitel 3.1.2) zeigen bereits bei Dehnungen kleiner 3% einen ausgeprägten Abfall des Tangentenmoduls.

2.7.6 Zusammenfassung der Erkenntnisse zum Einfluss des Fertigungsverfahrens

Die Ergebnisse der verschiedenen Untersuchungen zum Einfluss des Fertigungsverfahrens Lasertapelegen auf die mechanischen Werkstoffkennwerte von CF-PA6 Querzugversuchen können wie folgt zusammengefasst werden:

– Es konnte keine verminderte Faser-Matrix-Haftung nachgewiesen werden. REM-Aufnahmen bestätigen ein kohäsives Versagen der PA6-Matrix.

– Aus den Schliffbildern lassen sich keine Tapeübergänge – z. B. durch matrixarme Zonen – erkennen.

– Die Schliffbilder zeigen charakteristische Ausbrüche auf der Innenseite der Rohrprüfkörper, die mit den entstandenen Querzugrissen geometrisch korrelieren.

– Es konnte nachgewiesen werden, dass die Ausbrüche bereits nach der Fertigung und vor der Prüfung der Rohrprüfkörper vorhanden sind.

– Durch den Einsatz eines Weißlichtmikroskops konnte nachgewiesen werden, dass die augenscheinlich sichtbaren Streifen an der Rohraußenseite im Bereich der Tapestöße keine Kerben sind.

– Aus der Analyse der Fertigungsstrategie geht hervor, dass in Übergangsbereichen der Tapestoßstellen mit einer Breite von etwa 3,3 mm ein mehrfacher Temperatureintrag stattfindet. Eine lokale Werkstoffdegradation kann somit aufgrund der Position der Tapestoßstellen bis zu 46,7% des Querschnitts beeinflussen.

– Durch das Lasertapelegen entsteht ein ungünstiger Zugeigenspannungszustand an der Außenseite der Rohrprüfkörper. Dieser kann Ursache für ein frühzeitiges Versagen der Prüfkörper sein.

3 Modelluntersuchungen zum mechanischen Verhalten von thermoplastischen, unidirektionalen Schichten

In Kapitel 2.5 wurde das Werkstoffverhalten von CF-PA6 quer zur Faserrichtung durch Versuche bestimmt. Die Untersuchungen zeigen teils ähnliches Verhalten dieses Werkstoffs im Vergleich zu Versuchen an FDV. Es kann beispielsweise nachgewiesen werden, dass das Versagen von UD-Laminaten aus CF-PA6 bei Querdruck durch Auftreten einer schrägen Bruchebene gekennzeichnet ist (Kapitel 2.5.3). Diese ist um einen Winkel zur Wirkebene geneigt, der in einer ähnlichen Größenordnung zu denen von FDV liegt. Allerdings gibt es dabei einen entscheidenden Unterschied: Bei Querdruckversuchen an CF-PA6 wird ein Vielfaches der Querbruchdehnung $\varepsilon_{\perp\mathrm{b}}$ im Vergleich zu Versuchen an FDV erreicht.
Ein weiterer Unterschied zeigt sich bei kombinierten Schub- und Querdruckversuchen an UD-Schichten. Es kann keine markante Steigerung der Belastbarkeit (Bild 2.34) durch die Querdrucküberlagerung festgestellt werden. Dadurch werden deutlich niedrigere Steigungsparameter für CF-PA6 als für typische FDV errechnet. Diverse Literaturquellen bestätigen diese Beobachtungen und geben bereits Hinweise auf mögliche Unterschiede beim Versagensverhalten solcher Laminate. Kuhnel untersucht in [Kuh10] das Versagensverhalten von FTV am Beispiel verschiedener Faser-Matrix-Paarungen[1]. Die Ergebnisse zeigen – ähnlich zu FDV – ein meist sprödes Bruchverhalten der Werkstoffe. Jedoch kann bei einer kombinierten Querdruck-/Schubbeanspruchung an Rohrprobekörpern ein Versagen ohne das Eintreten vorangegangener Matrixrisse beobachtet werden. Kuhnel vermutet, dass es bei den Versuchen zu lokalen, plastischen Verformungen kommt und dadurch keine Zwischenfaserbrüche bis zum Versagen des Laminats entstehen [Kuh10].
Löhr beobachtet in [Löh13], dass im Vergleich zum Zfb-Verhalten bei FDV keine Erhöhung der Schubbelastbarkeit bei überlagertem Querdruck $\sigma_{\perp}^{-}$ stattfindet. Es kann im Rahmen der Arbeit von Löhr nicht geklärt werden, was die Ursache für dieses mechanische Verhalten ist.
Faber untersucht in [Fab16] das Verhalten von CF-PA6 unter Querzugbeanspruchung $\sigma_{\perp}^{+}$. Die Ergebnisse zeigen – je nach Konditionierung der Matrix – Querbruchdehnungen von $\varepsilon_{\perp\mathrm{b}} \approx 0{,}02$. Da die Längsbruchdehnung der meisten Faserwerkstoffe geringer ist, kann z. B. bei Kreuzverbunden unter Zugbelastung das Erstversagen ein Faserbruch (Fb) ohne vorherige Zfb-Degradation erfolgen [Fab16].

Im folgenden Kapitel wird der Einfluss thermoplastischer Matrix auf das mechanische Verhalten einer UD-Schicht untersucht. Es besteht die Vermutung, dass die Beobachtungen von Kuhnel und Löhr auf die Fließeigenschaften thermoplastischer Matrixsysteme zurückzuführen sind. Damit sind Parameter, wie der Faservolumenanteil und die Art der Matrixbelastung, entscheidend für das Verhalten des Verbunds. Ziel ist die Abhängigkeit dieser Parameter qualitativ auf Basis mikromechanischer Analysen beurteilen zu können.
Alle Untersuchungen werden beispielhaft an CF-PA6-Verbunden durchgeführt. Zu diesem Zweck werden mechanische Werkstoffkennwerte an unverstärktem PA6 experimentell[2] bestimmt und ein numerisches Simulationsmodell aufgebaut.

[1] AS4C-PA12, AS4C-PEEK und AS4-PEEK
[2] unter Normklimabedingungen bei 23 °C und 50% r.F.

3.1 Erzeugung eines repräsentativen Mikromodells für numerische, mikromechanische Detailanalysen

Das makroskopische, mechanische Verhalten heterogener Materialien lässt sich mit Hilfe von repräsentativen Mikromodellen (RMM) auf mikromechanischer Ebene analysieren. Die Anwendbarkeit dieser Methode für FKV wurde durch Li in [Li99] bestätigt. Ein umfassender Überblick bewährter Methoden zur Modellierung ist zudem in [Bar18] zu finden.
Im Folgenden soll ein RMM zur Analyse des Werkstoffverhaltens einer thermoplastischen CF-PA6 UD-Schicht unter Berücksichtigung folgender Randbedingungen modelliert werden:

– korrektes physikalisches Verhalten der thermoplastischer Matrix einbeziehen

– qualitativ physikalisch korrektes Abbilden des Steifigkeits- und Festigkeitsverhaltens der Faser-Matrix-Interaktion

– Generierung eines statistisch homogenen Modells

– hinreichend großer Ausschnitt zum vollständigen Abbilden von Faser-Matrix-Interaktionen

– Möglichkeit der Berechnung großer Verzerrungen

.

3.1.1 Generierung statistisch verteilter Faserpackungen

Ziel der mikromechanischen Geometrieerzeugung ist ein Modell, das repräsentativ das makroskopische, mechanische Verhalten des modellierten Werkstoffs abbildet und nicht durch Randeffekte verfälscht wird. Daher sollte die Kantenlänge eines kubischen RMMs zur Modellierung von FKV mindestens 50 Mal größer als der kleinste Faserdurchmesser sein [Tri06]. Zusätzlich müssen die Fasern auf dem Querschnitt und damit im Modell zufällig verteilt sein, da es sonst zur Musterbildung in den Ergebnissen kommt [Gus00].
Die Mikrostruktur endlosfaserverstärkter FKV entspricht einer zufälligen, nicht-periodischen, nicht-überlappenden Verteilung von Fasern auf einem Querschnitt. Die Fasern sind – in einer vereinfachten Annahme – Kreisquerschnitte, die in faserparalleler Richtung extrudiert werden. Die gängigen Verfahren zur Erzeugung solcher Geometrien können in drei Gruppen eingeteilt werden [Bar18]:

– Digitalisierung von Schliffbildern

– Randomisierung einer regelmäßigen, periodischen Anordnung

– zufällige Platzierung durch einen sequentiellen Zufallsalgorithmus

Die erste Gruppe umfasst meist sehr aufwendige Methoden, die experimentelle Daten für die Modellerzeugung nutzen. Die beiden anderen Gruppen erzeugen ein RMM auf Basis statistischer Daten. Ein Überblick der bekanntesten Methoden ist in [Bar18] zu finden. Der Unterschied liegt meist in der Qualität der zufälligen Faserverteilung, der notwendigen Rechenzeit und dem maximal erreichbaren Faservolumenanteil. Nutzt man beispielsweise eine zufällige Faserplatzierung auf einem vorgegebenen Querschnitt (engl.: ply disk method) kann maximal ein Faservolumenanteil

von etwa 45% erreicht werden. Soll der Faservolumenanteil in einem solchen Modell weiter erhöht werden, ist ein zusätzlicher Algorithmus notwendig. Durch gezieltes Verschieben einzelner Fasern muss zwischen den bereits erzeugten Fasern Platz für Neue geschaffen werden. Dabei dürfen Randbedingung – z. B. Zufälligkeit der Anordnung der Fasern – nicht verletzt werden. Die praktische Umsetzung dieser Methoden ist mit großem Aufwand verbunden und fehlerbehaftet. Aus diesem Grund wird im Folgenden ein Verfahren zur Erzeugung statistisch verteilter Faserpackungen für RMM auf Basis einer Mehrkörpersimulation genutzt. Das Verfahren wird in Anlehnung an die Arbeiten aus [Mey16] umgesetzt.

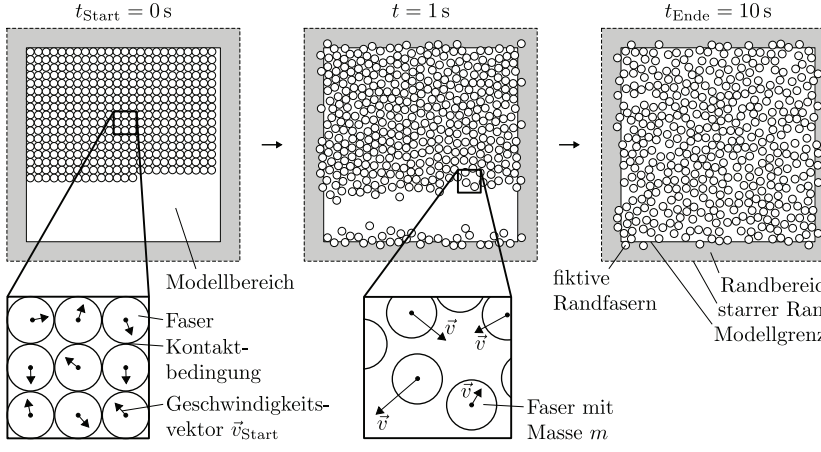


Bild 3.1: Mehrkörpersimulation elastischer Einzelfasern zur Generierung eines repräsentativen Volumenmodells. Zum Zeitpunkt t_{Start} wird der Modellbereich durch strukturierte Anordnung von Fasern auf einen vorgegebenen Faservolumenanteil $\varphi = 0{,}5$ initialisiert. Jede Einzelfaser repräsentiert dabei einen massebehafteten, elastischen Körper mit einem zufällig orientierten Geschwindigkeitsvektor $\vec{v}_{\mathrm{Start}}$. Im Zeitraum $t_{\mathrm{Start}} < t < t_{\mathrm{Ende}}$ wird eine Mehrkörpersimulation mit den Anfangsbedingungen aus t_{Start} durchgeführt. Dabei können sich die Fasern gegenseitig abstoßen (elastisch) und den Modellbereich durch Überschreiten der Modellgrenzen verlassen. Ein Kontrollalgorithmus erzeugt für diesen Fall auf der Gegenseite eine neue Faser, so dass die Periodizität des Modells erhalten bleibt. Zum Zeitpunkt t_{Ende} wird die Simulation gestoppt und die Modellgenerierung ist abgeschlossen.

Der Aufbau des Modells besteht aus einem 2D-Modellbereich in dem Fasern strukturiert angeordnet sind (Bild 3.1, t_{Start}). Dabei ist die Anzahl der Fasern durch den gewünschten Faservolumenanteil vorgegeben. Die einzelnen Faserobjekte haben eine vorgegebene Masse, Steifigkeit und Kontaktbedingungen an den Rändern. Jede Faser bekommt zum Startzeitpunkt t_{Start} einen Geschwindigkeitsvektor mit zufälliger Orientierung und gleichem Betrag. Nach Beginn der Simulation $t > t_{\mathrm{Start}}$ erfolgt eine Mehrkörpersimulation der Fasern im Modellbereich. Es wirken dabei keine Gravitationskräfte. Die Fasern können durch die Kontaktbedingungen untereinander elastische Stöße ausüben. Dadurch wird die Bahnkurve der bewegten Fasern beeinflusst, wodurch sich eine regellose Anordnung im Modellbereich einstellt. Zusätzlich ist ein Mindestabstand der einzelnen Fasern zueinander vorgegeben, um einen Restanteil an Matrix zwischen den Fasern zu erzwingen.

Die Fasern können den Modellbereich während der Simulation durch Überschreiten der Modellgrenze verlassen. In diesem Fall wird auf der gegenüberliegenden Modellgrenze eine neue Faser erzeugt. Somit wird sichergestellt, dass die Periodizität des Modells erhalten bleibt. Der Randbereich des Modells ist dabei ein Hilfswerkzeug für die Generierung neuer Fasern. Der Algorithmus erkennt bereits frühzeitig das Verlassen einer Faser aus dem Modellbereich. So kann auf der Gegenseite eine virtuelle Faser im Randbereich erzeugt werden. Dies verhindert ein sprunghaftes Verhalten des Modells und sorgt dafür, dass beim Verlassen einer Faser des Modellbereichs Platz für eine neue Faser auf der Gegenseite existiert.
Der Modellaufbau wird durch Programmierung in *Python* realisiert. Zur Implementierung der Mehrkörperphysik wird die Bibliothek *Chipmunk* [Lem19] verwendet. Mit *Chipmunk* können Mehrkörpersimulationen an zweidimensionalen, elastischen Körpern mit Kontaktbedingungen durchgeführt werden.

Zum Zeitpunkt t_{Ende} (Bild 3.1) wird die Mehrkörpersimulation angehalten. Die aktuelle Position der Fasern kann im nächsten Schritt als Eingangsdaten für die Erstellung eines FE-Modells verwendet werden. Die notwendige Dauer der Simulation ist abhängig vom gewünschten Faservolumenanteil, dem Faserdurchmesser und der Parameter der Mehrkörpersimulation (Anfangsgeschwindigkeit, Steifigkeit, Kontaktbedingungen). Es muss sichergestellt sein, dass eine ausreichende Durchmischung der Fasern stattgefunden hat. Dies kann durch Auswertung der Faserpositionen mithilfe von Korrelationsfunktionen erfolgen. Die Methodik stammt aus der Molekulardynamik und beschreibt die Wahrscheinlichkeit mit der ein Teilchen in einer bestimmten Entfernung zu seinen Nachbarteilchen zu finden ist. Eine gebräuchliche Korrelationsfunktion für die Bewertung der Faserverteilungsgüte von RMM ist die *Ripley's-K*-Funktion, die auch bei der Qualitätsbeurteilung der Mikromodelle dieser Arbeit verwendet wurde. Informationen zur Vorgehensweise sind in [Bai95], [ElS02] zu finden und werden im Rahmen dieser Arbeit nicht weiter erläutert. Ein Überblick zum Einfluss der Geometrieparameter und Statistik auf die Ergebnisse von RMM ist zudem in [Tri06] zu finden.

3.1.1.1 Randbedingungen des FE-Modells

Nach Generierung der Geometrie des RMM wird automatisch ein FE-Berechnungsmodell erzeugt. Dabei können Vernetzungen und Randbedingungen vorgegeben werden.
Die Ränder u des Globalmodells werden durch Verschiebungsrandbedingungen miteinander gekoppelt, so dass ein periodischer Randbedingungszustand entsteht:

$$u_3^{\mathrm{oben}} - u_3^{\mathrm{unten}} + u_3^{\mathrm{ref}} = 0 \tag{3.1}$$

$$u_2^{\mathrm{links}} - u_2^{\mathrm{rechts}} + u_2^{\mathrm{ref}} = 0 \tag{3.2}$$

Durch die Verschiebung der Referenzknoten u^{ref} kann das Modell quer zur Faserrichtung zweiachsig belastet werden. Außer den Koppelrandbedingungen zwischen den Modellrändern existieren keine zusätzlichen Einspannungen. Des Weiteren wird die Haftung zwischen Faser- und Matrix als ideal angenommen.

Das RMM ist ein 2D-Modell und repräsentiert das mikromechanische Verhalten eines FKV durch einen ebenen Spannungszustand. Dadurch wird im Gegensatz zu einer 3D-Modellierung mit Kon-

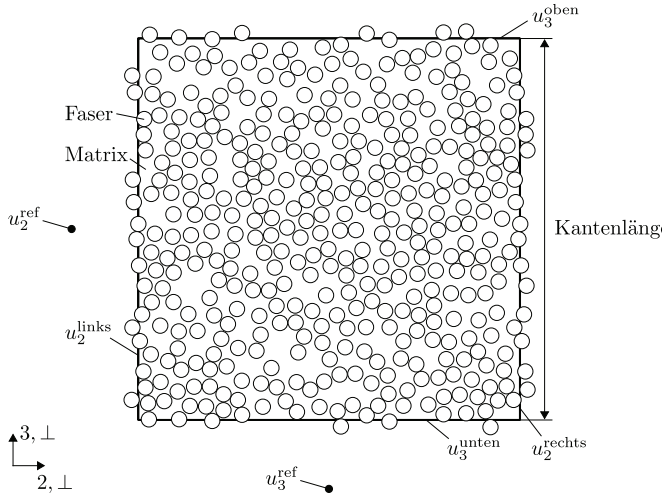


Bild 3.2: Repräsentatives, mikromechanisches Modell für die numerische Detailanalyse des Versagens von FKV auf Faser-Matrix-Ebene. Das Modell repräsentiert ein Ergebnis der Mehrkörpersimulation für einen Faservolumenanteil von $\varphi = 0{,}5$. Durch die Referenzknoten u^{ref} können Verformungen auf das Modell aufgeprägt werden.

tinuumselementen die Gesamtsteifigkeit des Modells unterschätzt, da keine Querkontraktionsbehinderung parallel zur Faserrichtung berücksichtigt werden kann. Deshalb sind nur qualitative Vergleiche der nachfolgenden Parameterstudien dieses Kapitels zulässig.
Im Rahmen dieser Arbeit wird sich bewusst für diese vereinfachte Art der Modellierung entschieden. Grund hierfür ist die notwendige Rechenzeit zur Lösung des Modells. Soll das plastische Werkstoffverhalten der Matrix durch das RMM exakt abbildbar sein, ist eine Mindestanzahl an Elementen zwischen den Einzelfasern notwendig. Mit steigendem Faservolumenanteil muss demnach das FE-Netz feiner aufgelöst werden. Dadurch steigt die notwendige Rechenzeit im Fall eines 3D-Modells überproportional und ist für eine Parameterstudie ungeeignet.

3.1.2 Numerische Modellierung von unverstärktem PA6

PA6 ist ein teilkristalliner Thermoplast, dessen Versagen durch Fließvorgänge gekennzeichnet ist. Dabei werden im Versuch Bruchdehnungen von mehr als 40% mit großem plastischen Dehnungsanteil gemessen. Die mathematische Beschreibung des elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens benötigt drei Grundbausteine, die im Folgenden durch Versuche an PA6 experimentell ermittelt werden. Eine Berücksichtigung der viskosen Eigenschaften dieses Werkstoffs findet dabei nicht statt.

Fließbedingung
Die Fließbedingung beschreibt den Übergang vom elastischen Werkstoffverhalten zum plastischen Fließen. Sie ist eine sogenannte Äquipotentialbedingung und vergleichbar mit einem Bruchkriterium. Äquipotentialbedingungen ermöglichen eine Beschreibung von Grenzanstrengungen durch mehrachsige Spannungszustände, die zum Versagen eines Werkstoffs führen. Allgemein kann jede Art von Werkstoffversagen – z. B. Erreichen der Streckgrenze, erstes Auftreten irreversibler Werkstoffschädigungen oder das Erreichen einer Grenzverformung – mit einer Äquipotentialbedingung beschrieben werden. Je nach Charakteristik des Versagens sind verschiedene Benennungen gebräuchlich. Bei sprödem Werkstoffversagen (Trennbruch) wird die Äquipotentialbedingung als Bruchkriterium und bei duktilem Versagen (Gleitbruch) als Fließbedingung bezeichnet [Bar82]. Im Folgenden wird allgemein das Erreichen der Grenzanstrengung und damit der Fließbeginn als Versagen bezeichnet.

Im Gegensatz zu plastisch inkompressiblen Werkstoffen (z. B. Stahl) ist das Versagen von PA6 abhängig vom Anteil hydrostatischer Spannungen [Bar82]. Diese können durch additive Zerlegung aus dem Spannungstensor $\boldsymbol{\sigma}$ berechnet werden [Bec02]:

$$\boldsymbol{\sigma} = \sigma_0 \boldsymbol{I} + \boldsymbol{s} = \underbrace{\begin{bmatrix} \sigma_0 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_0 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_0 \end{bmatrix}}_{\substack{\text{hydrostatischer} \\ \text{Spannungsanteil}}} + \underbrace{\begin{bmatrix} s_{11} & s_{12} & s_{13} \\ s_{21} & s_{22} & s_{23} \\ s_{31} & s_{32} & s_{33} \end{bmatrix}}_{\text{Spannungsdeviator}} \tag{3.3}$$

Experimentell kann die Abhängigkeit des Werkstoffversagens vom hydrostatischen Spannungszustand durch einachsige Zug- bzw. Druckversuche charakterisiert werden. Die im Versuch gemessenen Druckversagenskennwerte sind dabei größer als die Zugversagenskennwerte. Dieser Effekt wird in der Literatur auch als *Bauschinger*-Effekt bezeichnet und kann durch den molekularen Aufbau von Polymeren erklärt werden. Die Verformung von Polymeren basiert auf der Beweglichkeit (Verschiebung, Rotation) von Kettensegmenten und Seitengruppen der Makromoleküle [Bar82]. Bei amorphen und teilkristallinen Thermoplasten steigt diese Beweglichkeit mit der Vergrößerung des freien Volumens in der amorphen Phase des Kunststoffs an. Durch Druckbeanspruchung des Polymers, wird dieses freie Volumen reduziert und die molekulare Beweglichkeit eingeschränkt [Whi67]. Die Verformung eines Polymers erfordert demnach mit steigender Kompressionsbeanspruchung größere Kräfte [Bar82]. Bardenheier schlägt für die Beschreibung des Fließbeginns für PA6 – unter Berücksichtigung des kompressiblen Verhaltens – eine kegelförmige Äquipotentialfläche (Kegelpotential) vor (Bild 3.5a) [Bar82].

Das PA6-Kegelpotential wird experimentell durch Parameter aus Zug- und Torsionsversuchen an Rohrprüfkörpern berechnet. Dazu werden Prüfkörper aus dem Werkstoff *B40* der Firma *BASF* im Schleuderverfahren hergestellt [Ehl02], und auf Normklima 23 °C, 50% r.F. konditioniert (Kapitel 2.1). Mit Hilfe von aufgeschobenen CF-EP Armierungen (Bild 3.3) können die Prüfkörper durch ein Kegelsystem (Bild 2.23) eingespannt werden. Als Dehnungsaufnehmer wird ein 3D-Feldmesssystem verwendet.

Die Ergebnisse der quasi-statischen Zugversuche zeigen ein nichtlineares Verhalten der Zugspannungen σ in Abhängigkeit der Längsdehnung ε (Bild 3.3). Dabei findet ein kontinuierlicher Fließbeginn statt, der keine eindeutige Bestimmung einer Streckgrenze ermöglicht. Aus diesem Grund

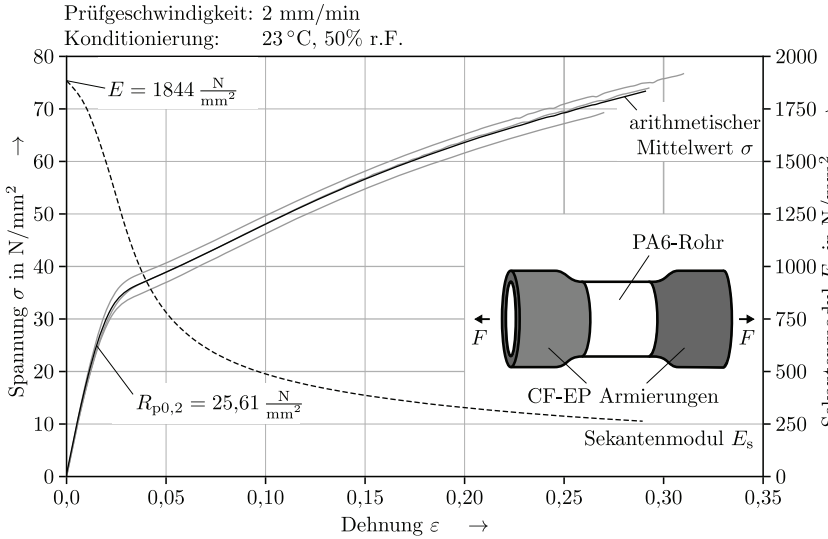


Bild 3.3: Zugversuche an Rohrprüfkörpern aus PA6 zur Bestimmung von Werkstoffkennwerten unter einachsiger Zugbeanspruchung σ. Die Versuche werden bei $\varepsilon \approx 0{,}3$ manuell abgebrochen.

wird für den Zugversuch eine Ersatzstreckgrenze in Form der 0,2%-Dehngrenze $R_{\mathrm{p0,2}}$ bestimmt. Nach Überschreiten plastifiziert der Werkstoff nichtlinear und der Sekantenmodul reduziert sich auf $E_\mathrm{s} \approx 250\ \frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$. Die Versuche werden manuell abgebrochen, da das Feldmesssystem den Messbereich bei Dehnungen $\varepsilon > 0{,}3$ nicht vollständig aufnehmen kann.

Für die Durchführung der Torsionsversuche muss sichergestellt sein, dass kein vorzeitiges Versagen des Rohrprüfkörpers durch Torsionsbeulen auftritt. Dabei kann die beulkritische Schubspannung $\tau_{\mathrm{kr,iso}}$ für isotrope Kreiszylinderschalen nach Gleichung 2.25 berechnet werden. Diese steigt direkt proportional mit dem Elastizitäts- bzw. Schubmodul. Da der Innenradius und die Wanddicke der Rohrprüfkörper durch das Schleuderverfahren und die Kegeleinspannsysteme vorgegeben sind, kann nur durch Änderung der Rohrlänge das Stabilitätsversagen durch Beulen beeinflusst werden. Aus diesem Grund werden die Rohrprüfkörper mit einer freien Einspannlänge von $l_0 = 5\,\mathrm{mm}$ geprüft (Bild 3.4).
Ähnlich zu den Zugversuchen kann bei Torsionsversuchen kein diskreter Fließbeginn beobachtet werden. Entsprechend wird zur 0,2%-Dehngrenze $R_{\mathrm{p0,2}}$ für die Torsionsversuche eine 0,4%-Schiebungsgrenze $\tau_{\mathrm{t0,4}}$ bestimmt. Die Charakteristik der Ergebnisse der Torsionsversuche ist ähnlich zu den Zugversuchen. Ab der Schiebungsgrenze 0,4% bei $\tau_{\mathrm{t0,4}} = 15{,}87\ \frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$ zeigt der Werkstoff ein nichtlineares Verhalten der Schubspannung mit steigender Schiebung. Der Schubsekantenmodul G_s sinkt ab einer Schiebung $\gamma > 0{,}4$ auf einen Wert unter $200\ \frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$. Dies führt trotz der kurzen Einspannlänge zum Beulen der Rohrprüfkörper. Dies konnte durch Einsatz optischer Feldmesstechnik bestätigt werden. Die Versuche werden daher manuell bei einer Schiebung von $\gamma \approx 0{,}4$ abgebrochen.

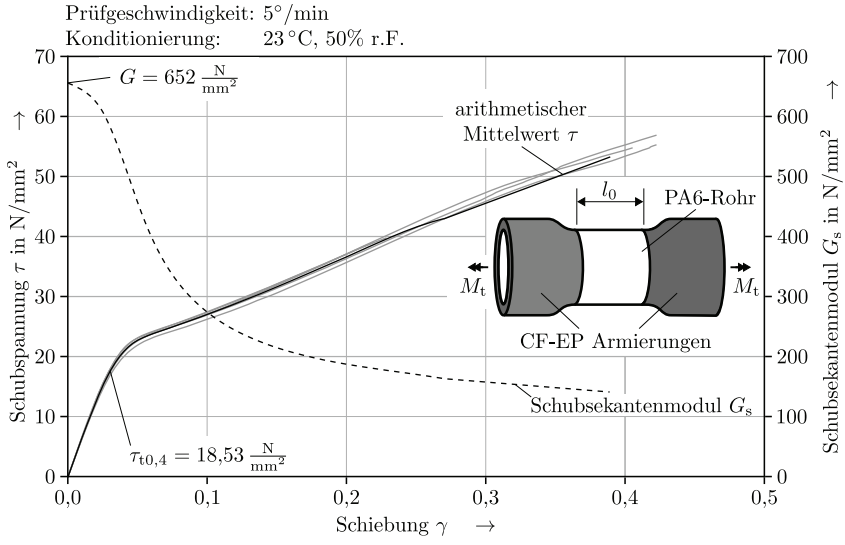


Bild 3.4: Torsionsversuche an Rohrprüfkörpern aus PA6 zur Bestimmung von Werkstoffkennwerten unter einachsiger Schubbeanspruchung τ. Die Versuche werden bei $\gamma \approx 0{,}4$ manuell abgebrochen.

Durch die Auswertung der Zug- und Torsionsversuche können die Ansatzfreiwerte (Bild 3.5b) zur Beschreibung des Kegelpotentials nach Gleichung 3.4 und 3.5 berechnet werden. Zusammen mit den linear elastischen Werkstoffkennwerten (Tabelle 3.1) ist somit das mechanische Verhalten von PA6 bis zum Fließbeginn mathematisch beschreibbar.

$$\tan\beta = \pm\sqrt{2}\cdot\left(\sqrt{3}\cdot\frac{\tau_{\mathrm{t}0,4}}{R_{\mathrm{p}0,2}} - 1\right) \tag{3.4}$$

$$z = \frac{\tau_{\mathrm{t}0,4}}{\sqrt{3}\cdot\frac{\tau_{\mathrm{t}0,4}}{R_{\mathrm{p}0,2}} - 1} \tag{3.5}$$

mit: $R_{\mathrm{p}0,2}$ – 0,2%-Dehngrenze aus dem einachsigen Zugversuch (Bild 3.3)
$\tau_{\mathrm{t}0,4}$ – 0,4%-Schiebungsgrenze aus dem einachsigen Torsionsversuch (Bild 3.4)

Die Bestimmung der Querkontraktion ν erfolgt dabei durch die Kompatibilitätsbeziehung aus den elastischen Konstanten:

$$\nu = \frac{E}{2\cdot G} - 1 \tag{3.6}$$

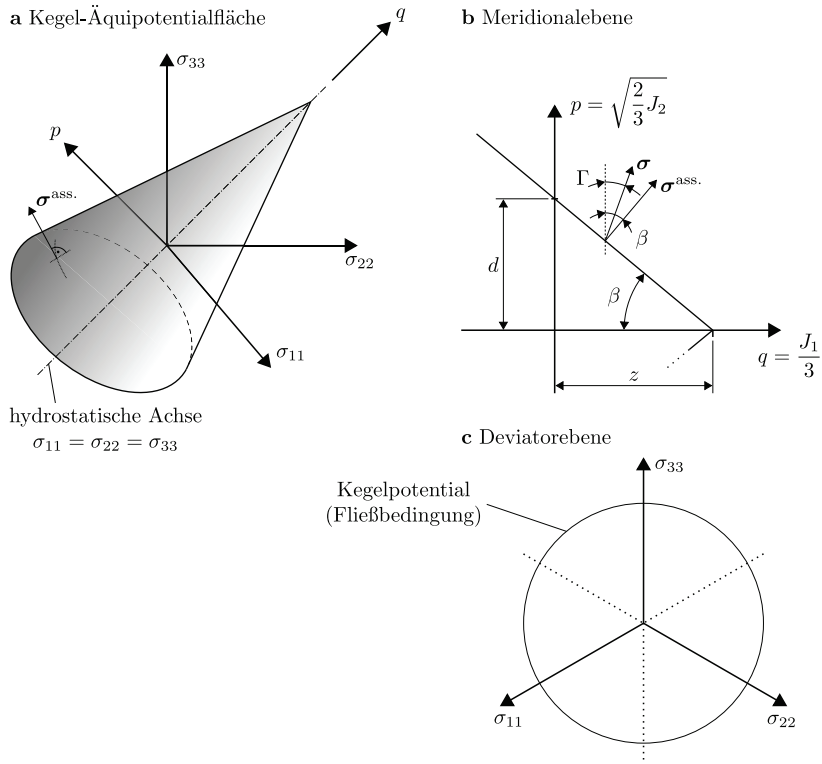


Bild 3.5: **a** Definition einer Kegel-Äquipotentialfläche im Hauptspannungsraum **b** Schnitt p-q durch die Kegel-Äquipotentialfläche mit den Ansatzfreiwerten α,d,z. Die Achse p liegt in der Deviatorebene und q entspricht der hydrostatischen Achse. **c** Deviatorebene eines Kegelpotentials (nach [Bar82])

Fließregel und Verfestigungsgesetz

Nach Fließbeginn kann durch eine Fließregel – auch Fließgesetz genannt – die plastische Verformung bei Steigerung der Werkstoffanstrengung berechnet werden. Sie dient demnach zur mathematischen Beschreibung der Evolution der infinitesimalen Inkremente der plastischen Verzerrung über die Belastungsgeschichte des Werkstoffs. Durch ein Verfestigungsgesetz kann zusätzlich die Änderung der Fließfläche während der plastischen Verformung mitberücksichtigt werden.

Man unterscheidet zwischen assoziierten und nicht-assoziierten Fließregeln. Das Wort assoziiert bezieht sich dabei auf den Zusammenhang zwischen Fließregel und Fließbedingung. Im Fall einer assoziierten Fließregel (Gleichung 3.7) hat der Gradientenvektor $\boldsymbol{\sigma}^{\text{ass.}}$ am aktuellen Spannungsort der Fließfläche die gleiche Orientierung wie das plastische Dehnungsinkrement $\mathrm{d}\boldsymbol{\varepsilon}^{\mathrm{p}}$ und steht damit senkrecht zur Fließfläche [Man13] (Bild 3.5a):

$$\mathrm{d}\boldsymbol{\varepsilon}^{\mathrm{p}} = \mathrm{d}\lambda \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\sigma}^{\mathbf{ass.}}} \tag{3.7}$$

mit: f – Funktion der Fließbedingung

Tabelle 3.1: Aus Zug- und Schubversuchen berechnete Parameter zur Beschreibung des elastisch-plastischen Verhaltens von unverstärktem PA6 bei 23 °C, 50% r.F.; Mit Hilfe der Parameter β, z und d wird das Versagen des Werkstoffs durch eine kegelförmige Fließbedingung beschrieben.

Werkstoffkennwert	Formelzeichen	Wert
Elastizitätsmodul	E	1844 $\frac{\text{N}}{\text{mm}^2}$
Schubmodul	G	652 $\frac{\text{N}}{\text{mm}^2}$
Querkontraktion	ν	0,41
0,2%-Dehngrenze	$R_{\text{p0,2}}$	25,61 $\frac{\text{N}}{\text{mm}^2}$
0,4%-Schiebungsgrenze	$\tau_{\text{t0,4}}$	18,53 $\frac{\text{N}}{\text{mm}^2}$
Kegelwinkel	β	19,7°
Schnittpunkt Kegel/q-Achse	z	73,18 $\frac{\text{N}}{\text{mm}^2}$
Schnittpunkt Kegel/p-Achse	d	26,21 $\frac{\text{N}}{\text{mm}^2}$

Der skalare Faktor $\mathrm{d}\lambda$ wird *Konsistenzparameter* genannt und definiert den Vektorbetrag des plastischen Dehnungsinkrements.
Im Fall einer nicht-assoziierten Fließregel wird der Spannungsgradient durch ein plastisches Potential Q beschrieben [Mer10]:

$$\mathrm{d}\boldsymbol{\varepsilon}^{\mathrm{pl}} = \mathrm{d}\lambda \frac{\partial Q}{\boldsymbol{\sigma}} \tag{3.8}$$

Dabei kann der Gradientenvektor $\boldsymbol{\sigma}$ in einem beliebigen Winkel Γ zur Fließfläche stehen (Bild 3.5b). Dies ist besonders praktikabel, da der Konsistenzparameter $\mathrm{d}\lambda$ durch einachsige Versuchsdaten für eine vorgegebene Äquipotentialbedingung ermittelt werden kann. Für die Beschreibung des PA6 Werkstoffs wird daher eine nicht-assoziierte Fließregel mit folgendem plastischen Potential verwendet [Mer10]:

$$Q = q - p \cdot \tan \Gamma \tag{3.9}$$

mit: Γ – Dilatationswinkel, Bild 3.5b
q – hydrostatischer Anteil des Spannungstensors $\boldsymbol{\sigma}$
p – deviatorischer Anteil des Spannungstensors $\boldsymbol{\sigma}$

Die einachsigen Versuchsdaten (Bild 3.3) dienen dabei der Bestimmung des Konsistenzparameters und der Beschreibung eines isotropen Verfestigungsverhaltens [Sim16]:

$$\mathrm{d}\lambda = \frac{|\,\mathrm{d}\varepsilon_{11}^{\mathrm{pl}}|}{1 - \frac{1}{3}\tan \Gamma} \tag{3.10}$$

Die Versuchsdaten der Verfestigung werden bis zu einer Dehnung von $\varepsilon = 0{,}3$ im Werkstoffmodell abgebildet. Erfährt der Werkstoff größere Dehnungen wird der Tangentenmodul auf null reduziert,

wodurch keine weitere Laststeigerung mehr möglich ist. Durch diesen Modellierungsansatz kann ein Zustand vollständiger Werkstoffschädigung abgebildet werden. Man trifft damit die Annahme, dass die PA6 Matrix im Verbund keine größeren Dehnungen ertragen kann. Die Implementierung dieser Theorie erfolgt in der FE-Berechnung durch die Verwendung eines vorhanden[1] Drucker-Prager Plastizitätsmodells mit zusätzlicher Verfestigungsroutine. Das Werkstoffmodell wird dazu durch die Kennwerte in Tabelle 3.1 kalibriert.

3.2 Einfluss des relativen Faservolumenanteils

Der Faservolumenanteil ist ein zentraler Konstruktionsparameter für die Auslegung von Bauteilen aus FKV, da fast alle Werkstoffkennwerte von ihm beeinflusst sind. Im Folgenden wird daher der Einfluss dieses Parameters auf das mechanische Verhalten von CF-PA6 dargestellt. Dazu werden Zugversuche quer zur Faserrichtung mithilfe des RMM für verschiedene Faservolumenanteile durchgeführt.

Für jeden Versuch werden 10 Einzelmodelle nach Kapitel 3.1.1 erzeugt. Somit wird ähnlich zu Versuchen die Streuung der Messwerte durch unterschiedliche Faserverteilungen berücksichtigt. Die Berechnungsergebnisse der Einzelversuche werden arithmetisch gemittelt und repräsentieren die folgenden Auswertungen. Das mechanische Verhalten der PA6 Matrix wird durch ein Kegelpotential aus Versuchsdaten bestimmt (Kapitel 3.1.2) und für die Kohlenstofffaser wird ein Quermodul von $E_{\mathrm{f}\perp} = 28000\,\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$ angenommen [Sch07].

Beim Zugversuch wird das RMM durch die Verschiebung von einem der Referenzknoten (Bild 3.2) quer zur Faserrichtung belastet. Dabei wird die Verschiebung so gewählt, dass die globale Dehnung des RMM der experimentell ermittelten Bruchdehnung $\varepsilon_{\perp\mathrm{b}} = 0{,}1$ der Querzugversuche an CF-PA6 aus Kapitel 2.5 entspricht.
Die Verschiebung in 3-Richtung wird nicht behindert, sodass durch die Querkontraktion eine Einschnürung des Modells stattfinden kann und damit ein einachsiger Spannungszustand vorliegt. Durch Auswerten der Reaktionskräfte an den Referenzknoten kann die resultierende Werkstoffbeanspruchung $\sigma_{\perp}^{+}$ gemittelt über den Querschnitt in der $\perp\|$-Ebene des RMM berechnet werden.

Bild 3.6 zeigt die Ergebnisse der RMM-Zugversuche für verschiedene Faservolumenanteile. Die Kurve für $\varphi = 0$ entspricht dem Verhalten von unverstärkter PA6-Matrix. Der Fließbeginn und das Verfestigungsverhalten dieser Kurve ist somit identisch mit den Versuchen aus Bild 3.3. Mit zunehmendem Faservolumenanteil steigt die Querzugsteifigkeit des Modells. Ab einer Dehnung $\varepsilon_{\perp}^{+} \approx 0{,}01$ finden in allen Modellen Degradationseffekte statt und die Steifigkeit sinkt. Grund hierfür ist der Beginn plastischer Deformationen der Matrix. Wird die Dehngrenze der Matrix lokal überschritten und damit die Fließbedingung erfüllt, findet plastisches Fließen statt. Dabei wird der Fließbeginn im Modell durch das erste Ereignis definiert, in dem die Werkstoffanstrengung eines beliebigen FE-Integrationspunkts der Fließbedingung entspricht. Diese Punkte sind exemplarisch durch Kreismarker in Bild 3.6 verdeutlicht. Auffällig ist hierbei die Abhängigkeit des Fließbeginns mit steigendem Faservolumenanteil. Bereits eine 20%ige Faserverstärkung sorgt für einen Fließbeginn bei 39% geringerer Querdehnung im Vergleich zu unverstärktem PA6. Demnach kommt es durch die Faserverstärkung zur Überbeanspruchung der Matrix und damit schneller zum Fließen.

[1] *Abaqus* extended Drucker-Prager plasticity model

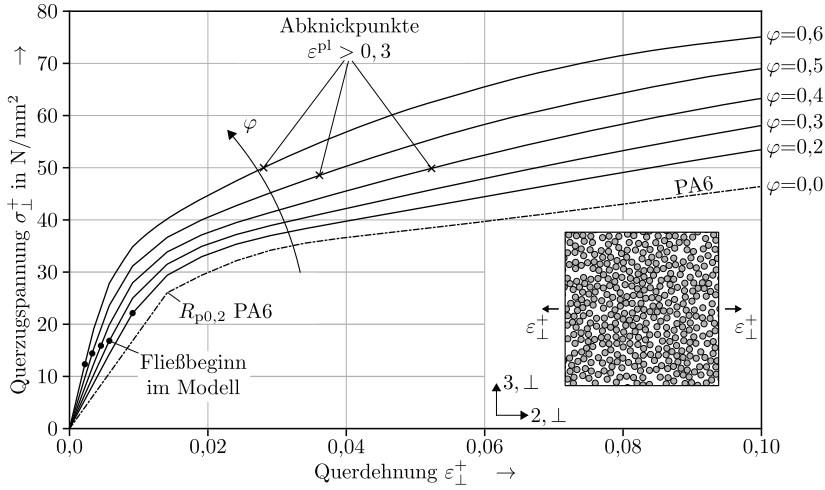


Bild 3.6: Untersuchung zum Einfluss des Faservolumenanteils auf das Querzugverhalten von CF-PA6 mithilfe eines RMM.

Unterhalb eines Faservolumenanteils von etwa $\varphi \approx 0{,}4$ wird dieser Effekt abgeschwächt, da der Faserabstand im Modell einen Grenzwert erreicht. Die Fasern sind im RMM als Kreise modelliert. Durch eine geometrische Randbedingung wird zusätzlich der minimal mögliche Abstand der Fasern untereinander im Modell festgelegt. Somit ist sichergestellt, dass jede Faser stets komplett von Matrix umgeben ist. Hinsichtlich der Berechnung hat dies den Effekt, dass eine weitere Steigerung des Faservolumenanteils nur geringen Einfluss auf den Fließbeginn im Modell hat.

Nach Überschreiten der Fließgrenze findet plastisches Fließen in der PA6 Matrix statt. Bei unverstärktem PA6 kann eine konstante Verfestigung und damit Steigerung der Zugspannung bei konstanter Steifigkeit beobachtet werden. Mit zunehmender Faserverstärkung ändert sich dieses Verhalten und der Spannungs-Dehnungsverlauf wird degressiv nichtlinear. Dabei sinkt die Steifigkeit ab $\varphi \approx 0{,}4$ umso schneller je höher der Faservolumenanteil ist. Da das RMM keine Degradation durch Schädigung in Form von Rissen abbilden kann, muss diese Steifigkeitsreduktion durch das Verhalten des Kunststoffs erklärbar sein. Das Verfestigungsgesetz des PA6-Werkstoffs kann nur plastische Dehnung bis $\varepsilon^{\mathrm{pl}} = 0{,}3$ abbilden. Für größere Dehnungen gilt die Matrix als geschädigt und es ist lokal keine weitere Laststeigerung mehr möglich. Daher müssen in den Berechnungen mit $\varphi > 0{,}4$ lokal in der Matrix plastische Dehnungen größer $\varepsilon^{\mathrm{pl}} > 0{,}3$ auftreten, die folglich zur lokalen Degradation des Sekantenmoduls der Matrix führen. Je größer der Faservolumenanteil wird, desto früher erreicht die Matrix lokal diesen Grenzzustand. In Bild 3.6 sind die Punkte bei Auftreten einer ersten plastischen Dehnung $\varepsilon^{\mathrm{pl}} > 0{,}3$ als Abknickpunkte markiert. Beim Faservolumenanteil $\varphi = 0{,}6$ führt dieser Effekt zu einer nahezu vollständigen Reduktion der Quersteifigkeit des RMM.

Zusammenfassend zeigen die Untersuchungen zum Einfluss des Faservolumenanteils folgende Ergebnisse:

- Eine Steigerung des Faservolumenanteils begünstigt eine vorzeitige, lokale Plastifizierung der Matrix. Dieser Effekt tritt bereits ab geringen Faservolumenanteilen von $\varphi \approx 0{,}2$ auf.

- Je höher der Faservolumenanteil ist, desto früher können Querdehnungen zur Degradation der Quersteifigkeit führen, da die Matrix lokal nicht weiter verfestigen kann. Inwieweit eine Plastifizierung diesen Grades zum Versagen eines Bauteils führt, muss separat geklärt werden. In durchgeführten Berechnung ist keine Laststeigerung in der Matrix ab einer plastischen Dehnung von $\varepsilon^{\mathrm{pl}} > 0{,}3$ mehr möglich. Zudem gelten die Ergebnisse nur für FKV bei denen kein frühzeitiger Adhäsivbruch zwischen Faser und Matrix stattfindet, da in der Berechnung von idealer Faser-Matrix-Haftung ausgegangen wird.

3.3 Einfluss mehrachsiger Belastung

In diesem Kapitel wird der Einfluss mehrachsiger Belastung am Beispiel von CF-PA6 für zwei verschiedene Faservolumenanteile (20% und 50%) untersucht. Dazu wird das RMM-Modell durch eine kombinierte Verschiebung über die Referenzknoten u_2^{ref} und u_3^{ref} belastet. Das Dehnungsverhältnis Ω wird so vorgegeben, dass die elastische Gesamtenergie bei Simulationsbeginn konstant ist. Das bedeutet, das Modell muss eine vorgegebene Gesamtenergie bei verschiedenen Lastkombinationen aufnehmen. Dabei entspricht die Gesamtenergie, der eines einachsigen Zugdehnungszustands von $\varepsilon_2 = 0{,}3$.

$$\Omega = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_3} \tag{3.11}$$

Es werden drei verschiedene Modelle gerechnet:

- $\Omega = 1{,}00...1{,}75$: zweiachsige Druckbelastung

- $\Omega = -1{,}75...-1{,}0$: Zug- und Druckbelastung mit unterschiedlichem Vorzeichen

- $\Omega = 1{,}00...1{,}75$: zweiachsige Zugbelastung

Die Auswertung der Versuche im Modell erfolgt durch Bilanzierung der elastischen Energie E^{el} und der plastischen Energie E^{pl} zur Gesamtenergie E_{ges}.

$$E_{\mathrm{ges}} = E^{\mathrm{el}} + E^{\mathrm{pl}} \tag{3.12}$$

Durch Normierung der elastischen und plastischen Anteile auf die Gesamtenergie E_{ges} wird eine Vergleichbarkeit der einzelnen Berechnungen durch die normierte Gesamtenergie E_{norm} ermöglicht:

$$E_{\mathrm{norm}} = \frac{E^{\mathrm{el}}}{E_{\mathrm{ges}}} + \frac{E^{\mathrm{pl}}}{E_{\mathrm{ges}}} = 1 \tag{3.13}$$

Dadurch besteht eine messbare Größe, die den Grad der Plastifizierung im Modell widerspiegelt. Je schneller die plastische Energie im Modell ansteigt, desto früher können in der Matrix plastische Grenzdehnungen auftreten und Auslöser für das Versagen des Verbunds sein. Die maximal

mögliche plastische Energie des Modells ist dabei durch den Faservolumenanteil und das Werkstoffmodell der Matrix festgelegt. Ab einer plastischen Dehnung der Matrix von $\varepsilon^{\mathrm{pl}} = 0{,}3$ findet keine weitere Verfestigung und damit Steigerung der Fließspannung statt. In den folgenden Diagrammen (Bild 3.7-3.9) bezieht sich dabei der Abszissenwert auf den prozentualen Anteil der Gesamtverformung, die zum Erreichen der vorgegeben Gesamtenergie aufgebracht werden muss. Dies kann auch als Lastschritt interpretiert werden.

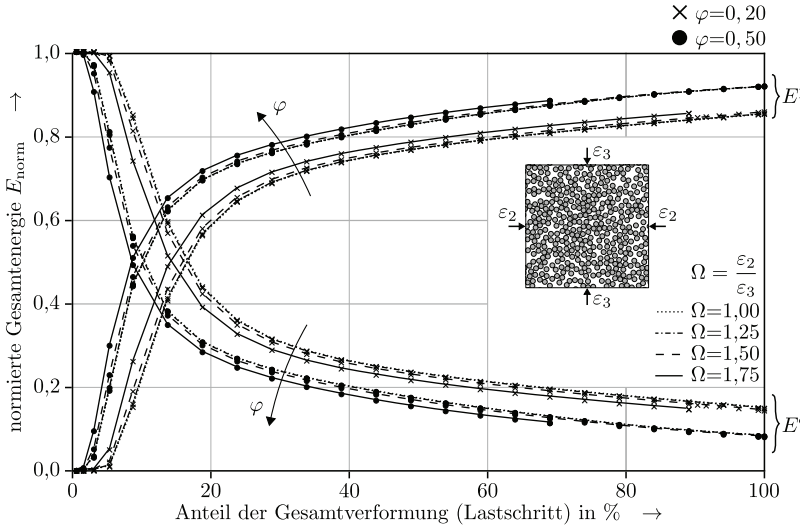


Bild 3.7: Zweiachsige Druckbelastung: Einfluss des Dehnungsverhältnisses und Faservolumenanteils auf den Anteil der plastischen und elastischen Energie. Die maximale Gesamtenergie E des Modells ist für jede berechnete Variante gleich und wird bei einem Lastschritt von 100% erreicht.

Bei zweiachsiger Druckbelastung (Bild 3.7) nimmt die plastische Energie mit steigendem Dehnungsverhältnis Ω ab und die elastische Energie zu. Dieser Effekt ist begründet durch den kegelförmigen Anstieg der Fließfläche des PA6 unter hydrostatischer Druckbelastung (Bild 3.5). Der Werkstoff kann mehr elastische Energie unter zweiachsigem Druck speichern, bevor die Fließbedingung erreicht wird. Geht man davon aus, dass große, lokale, plastische Dehnungen zum Erstversagen von FKV führen, ist daher eine zweiachsige Druckbelastung als Vorteil zu werten. Ein Anstieg des Faservolumenanteils wirkt diesem positiven Effekt entgegen und lässt die Plastifizierung der Matrix schneller ansteigen. Dies entspricht den Ergebnissen zum Einfluss des Faservolumenanteils aus Kapitel 3.2.

Bei unterschiedlichem Vorzeichen der Verschiebungsrandbedingungen kommt es zur zweiachsigen Zug-/Druckbelastung (Bild 3.8). Diese zeigt ein gegensätzliches Verhalten im Vergleich zur zweiachsigen Druckbelastung. Dabei nimmt die Plastifizierung der Matrix mit steigendem Dehnungsverhältnis Ω weiter zu, und hat damit den gleichen Effekt wie eine Zunahme des Faservolumenanteils. Beide Effekte verstärken sich somit und führen zu frühzeitigem Erreichen der Gesamtplastifizierung der Matrix. Mechanisch kann dieser Effekt durch die Analyse der deviatorischen Ebene der PA6-Kegelpotentialbedingung erklärt werden (Bild 3.5c). Durch eine gleichzeitige

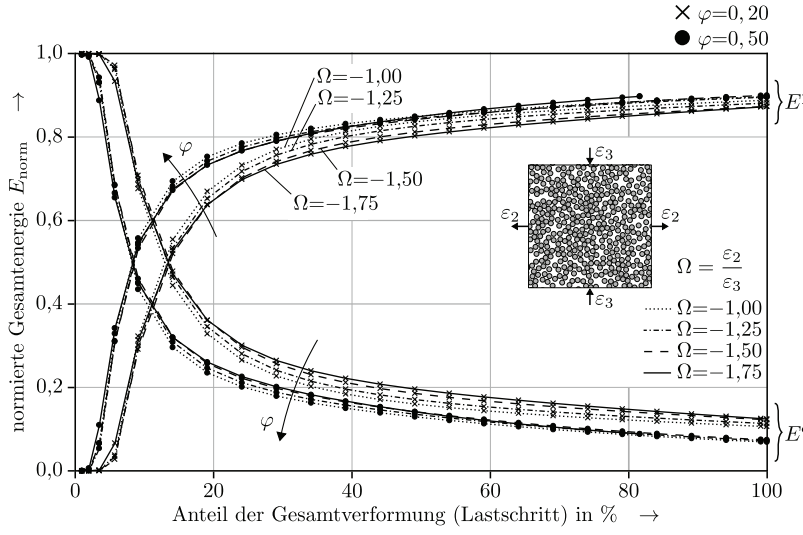


Bild 3.8: Zweiachsige Zug-/Druckbelastung: Einfluss des Dehnungsverhältnisses und Faservolumenanteils auf den Anteil der plastischen und elastischen Energie. Die maximale Gesamtenergie E des Modells ist für jede berechnete Variante gleich und wird bei einem Lastschritt von 100% erreicht.

Zug- und Druckbelastungskombination wird die Fließbedingung früher erfüllt und die Verfestigung der Matrix findet schneller statt. Zweiachsige Belastungen mit unterschiedlichem Vorzeichen sind daher als nachteilig zu betrachten.

Die Beeinflussung der Plastifizierung durch zweiachsige Zug-/Druckbelastungen kann eine Begründung für das Verhalten von FTV unter kombinierter Schub- und Querdruckbelastung sein. Die Vorzeichen der zweiachsigen Belastung sind hierbei identisch. Durch die Plastifizierung der Matrix kann die Querdruckbelastung keine Steigerung der Werkstofffestigkeit unter gleichzeitiger Schubbelastung bewirken. Der Werkstoff fängt an auf der Bruchebene zu fließen, wodurch keine weitere Laststeigerung mehr möglich ist.

Unter zweiachsiger Zugbelastung ist der Einfluss des Dehnungsverhältnisses Ω gering (Bild 3.9). Der Abstand der Fließfläche zur hydrostatischen Achse der PA6 Matrix nimmt mit zunehmender hydrostatischer Spannung ab, wodurch der Fließbeginn bereits bei geringen, deviatorischen Spannungsanteilen stattfinden kann. Dadurch tritt bereits bei sehr geringen Dehnungen plastisches Fließen in der PA6 Matrix auf. Die Plastifizierung kann für diesen Belastungsfall fast ausschließlich durch den Faservolumenanteil gesteuert werden.

Durch den Vergleich eines definierten Referenzpunktes kann ein weiterer Aspekt zum Einfluss von Lastkombinationen sichtbar gemacht werden. Betrachtet man die notwendige Verformung der drei zweiachsigen Modelle bis zum Erreichen einer plastischen Energie von 80% der Gesamtenergie (Referenzpunkt), so zeigen sich deutliche Unterschiede (Tabelle 3.2). Bei zweiachsiger Zug und

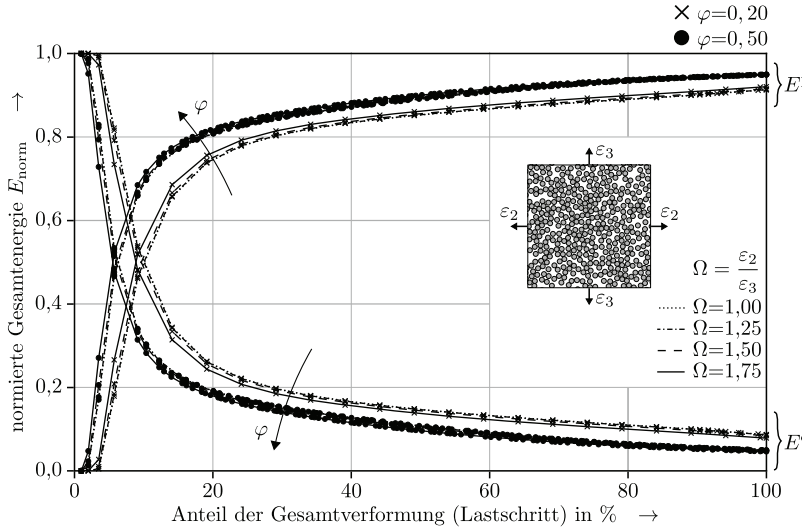


Bild 3.9: Zweiachsige Zugbelastung: Einfluss des Dehnungsverhältnisses und Faservolumenanteils auf den Anteil der plastischen und elastischen Energie. Die maximale Gesamtenergie E des Modells ist für jede berechnete Variante gleich und wird bei einem Lastschritt von 100% erreicht.

kombinierter Zug-/Druckbeanspruchung wird der Referenzpunkt unabhängig vom Faservolumenanteil bei etwa der Hälfte der Verformung im Vergleich zur zweiachsigen Druckbelastung erreicht. Das hat zur Folge, dass für diese Belastungen eine deutlich frühere Plastifizierung der Matrix stattfindet und damit vermutlich Werkstoffversagen früher eintritt. Auch in dieser Betrachtung ist eine zweiachsige Druckbelastung für FTV als Vorteil zu bewerten.

Tabelle 3.2: Detailauswertung der zweiachsigen Versuche für $\Omega = |1{,}0|$: Je nach Belastung verzögert sich die Plastifizierung der Matrix im Modell.

	Anteil der Gesamtverformung bei $\varepsilon^{\text{pl}} = 0{,}8$	
Belastung	$\varphi = 0{,}2$	$\varphi = 0{,}5$
Zug (zweiachsig)	34%	23%
Druck (zweiachsig)	67%	41%
Zug/Druck	36%	28%

Zusammengefasst können folgende Hinweise bzgl. des Einflusses der zweiachsigen Querdruckbelastung auf das Verhalten von FTV abgeleitet werden:

– Zweiachsige Druckbelastungen und kombinierte Zug-/Druckbelastungen zeigen eine Abhängigkeit der plastischen Energie bei Verformung mit sich änderndem Lastverhältnis Ω.

– FTV unter zweiachsiger Druckbelastung zeigen mit steigendem Lastverhältnis Ω eine frühzeitigere Plastifizierung. Bei Zug-/Druckbelastungen ist der Effekt genau gegensätzlich.

– Die Plastifizierung durch zweiachsige Zugbelastungen sind in erster Näherung nicht durch das Lastverhältnis Ω beeinflusst.

– Bei zweiachsiger Zugbelastung und kombinierter Zug-/Druckbelastung ist die Plastifizierung der Matrix bei gleicher Verformung in etwa doppelt so groß wie bei zweiachsiger Druckbelastung (mit konstantem Lastverhältnis Ω). Dieser Effekt ist unabhängig vom Faservolumenanteil.

4 Berechnung multiaxialer Laminate aus Faser-Thermoplast-Verbunden

Das Berechnen von Bauteilen aus MSV ist in mehrere Analyseschritte untergliedert. Die Spannungs- und Verformungsanalyse erfordert ein MSV-Werkstoffgesetz, das durch mathematische Formulierung aus den Eigenschaften der einzelnen Schichten abgeleitet werden kann. Dieses Grundprinzip sorgt für eine Übertragbarkeit der Eigenschaften einzelner Schichten auf das Verhalten eines Laminats und hat sich in der Praxis bewährt. Somit können die notwendigen Versuche zur Beschreibung verschiedener Laminataufbauten reduziert werden.
FKV-Schichten zeigen vor dem Erstversagen ein nichtlineares Steifigkeitsverhalten. Dies kann zum einen durch Änderungen der Faserwinkel unter Belastung oder durch nichtlineares Verhalten der polymeren Matrix begründet sein. Es handelt sich hierbei nicht um Schädigungen in Form von Rissen oder Schichtrennungen, sondern um eine Werkstoffnichtlinearität.
Durch die Festigkeitsanalyse wird schichtenweise überprüft, ob ein berechneter Spannungszustand zur Schädigung einer Schicht führt. Tritt Versagen einzelner Schichten in einem Laminat auf, kommt es meist nicht zum Versagen der Struktur eines Bauteils. Vielmehr lagern sich Lasten um und das Strukturverhalten reagiert mit einer Änderung der Steifigkeit auf die Schädigung. Dieses sukzessive Versagensverhalten und damit die Änderung der Laminatsteifigkeit wird durch eine Degradationsanalyse berechnet.

Es existiert eine Vielzahl von theoretischen Ansätzen zur Bruchanalyse von MSV. Durch einen weltweit durchgeführten Wettbewerb der *Word-Wide Failure Exercise (WWFE)* wurden 19 der bekannten Theorien untersucht [Hin04]. Die Teilnehmer mussten ihre Theorie zur Berechnung von 14 unterschiedlichen Testlaminaten unter Beweis stellen und mit Versuchen vergleichen. Die Testlaminate bestanden dabei aus unidirektionalen Glasfaser- bzw. Kohlenstofffaser-Epoxidharz-Verbunden. Die Ergebnisse der WWFE-Untersuchung zeigen, dass sich insbesondere physikalisch fundierte Berechnungsmethoden zur Beschreibung des Versagens von FKV eignen. Das von Puck vorgeschlagene Bruchkriterium [Puc02] schnitt im Test besonders gut ab und hat sich im deutschsprachigen Raum in den letzten Jahren verstärkt zur Berechnung von FKV durchgesetzt. Es basiert auf einer Weiterentwicklung der Überlegungen von Mohr [Moh00] und Hashin [Has80] und setzt ein Sprödbruchversagen von FKV voraus. Dabei geht Puck von einem Versagen auf ausgewiesenen Ebenen im Werkstoff aus, die als *Bruchebenen* bezeichnet werden. Dieser Ansatz zur Festigkeitsanalyse von Laminaten wird demnach als *wirkebenen-bezogene Bruchkriterien* bezeichnet. Er ist physikalisch fundiert und basiert auf dem Sprödbruchcharakter von FDV. Eine detaillierte Dokumentation dieser Theorie ist der VDI-Richtlinie 2014 Blatt 3 und folgender Literatur zu entnehmen [Puc96], [Sch07], [Kno08].

In Kapitel 2 wurde das Verhalten von FTV am Beispiel von CF-PA6 experimentell untersucht. Die Ergebnisse zeigen ein vergleichbares, makroskopisches Versagensverhalten im Vergleich zu FDV. Beispielsweise konnte durch Druckversuche an Würfelprüfkörpern quer zur Faserrichtung Bruchversagen mit identischer Orientierung der Bruchebene nachgewiesen werden. Auch Querzug- und Schubversuche zeigen ein vergleichbares Verhalten. Daher liegt die Vermutung nahe, dass auch für FTV wirkebenen-bezogene Bruchkriterien zur Festigkeitsanalyse anwendbar sind. Nach VDI 2014 wird dies auch bestätigt, so lange das grundsätzliche Werkstoffverhalten (Sprödbruch-

charakter) vergleichbar bleibt. Bei den CF-PA6 Versuchen trifft dies zwar zu, jedoch zeigen die Versuche unter matrixdominierter Belastung deutlich höhere Bruchdehnungen. In wie fern sich dieser Effekt auf die Festigkeits- und Degradationsanaylse auswirkt, soll im Folgenden überprüft werden. Dazu wird ein Werkstoffgesetz, bestehend aus einem wirkebenen-bezogenen Bruchkriterium und einer Degradationsroutine, in ein FE-Berechnungsprogramm implementiert. Anschließend wird das Werkstoffgesetz zur Analyse von CF-PA6 Mehrschichtverbunden unter quasi-statischer Belastung verwendet. Durch einen Vergleich der Ergebnisse mit Versuchen wird die Qualität der Berechnung validiert.

4.1 Werkstofffunktionen zur Beschreibung des mechanischen Verhaltens von unidirektionalen Schichten

Das nichtlineare mechanische Werkstoffverhalten wird in der FE-Berechnung durch mathematische Funktionen abgebildet. Das verwendete FE-Berechnungsprogramm *Abaqus* verwendet zur Lösung der nichtlinearen Gleichungen das Newton-Raphson-Verfahren. Zum Finden einer Lösung muss dazu der Spannungstensor und der Tangentenmodul in den Integrationspunkten berechnet werden. Dabei kann die Berechnung nur durch eine möglichst exakte Bestimmung der Spannungstensoren konvergieren. Im Gegensatz sind die Anforderungen an die Genauigkeit der Berechnung des Tangentenmoduls reduziert. Wird dieser nicht exakt bestimmt, hat dies in erster Linie einen Einfluss auf die Konvergenzgeschwindigkeit und nicht das Berechnungsergebnis [Mey16]. Aus diesem Zusammenhang ist es für die Implementierung einer Werkstoffroutine – mit experimentellen Versuchsdaten als Eingabeparameter – von Vorteil und zulässig anstatt des Tangentenmoduls den Sekantenmodul zu verwenden. Dadurch ist eine robuste und einfache Umsetzung der Modulberechnung im Programmcode möglich. Im Folgenden werden die mathematischen Funktionen zur Beschreibung des nichtlinearen Verhaltens von FTV am Beispiel von CF-PA6 unter Verwendung der jeweiligen Sekantenmoduln vorgestellt.

4.1.1 Faserparalleler Sekantenmodul $E^{+}_{\|\mathrm{s}}$

Durch die Orientierung von Graphitkristallebenen zeigt der faserparallele Modul von Kohlenstofffasern ein progressives Verhalten mit steigender Längsdehnung (Bild 4.1). Für die Auslegung hochbeanspruchter Bauteile ist es notwendig diese Nichtlinearität exakt abzubilden. Ein Anstieg des Zugsekantenmoduls $E^{+}_{\|\mathrm{s}}$ von wenigen Prozent kann sich bereits signifikant auf das Strukturverhalten und die Festigkeitsberechnung eines Bauteils auswirken.

Als mathematische Funktion für die Beschreibung des $\sigma_{\|}$-$\varepsilon_{\|}$-Verhaltens wird ein wird ein Polynom zweiten Grades verwendet:

$$\sigma^{+}_{\|}(\varepsilon_{\|}) = a \cdot \varepsilon^{2}_{\|} + b \cdot \varepsilon_{\|} \tag{4.1}$$

Dadurch folgt für den faserparallelen Zugsekantenmodul $E^{+}_{\|s}$ (Gleichung 4.2) folgender Ausdruck:

$$E^{+}_{\|\mathrm{s}} = \frac{\sigma_{\|}}{\varepsilon_{\|}} = 2a \cdot \varepsilon_{\|} + b \tag{4.2}$$

Die Polynomfunktion $E^+_{\|s}$ wird durch die Versuchsdaten aus Kapitel 2.4 an das Verhalten von CF-PA6 angepasst. Dazu werden die freien Parameter a und b durch numerische Ausgleichsrechnung[1] bestimmt (Bild 4.1).
Eine nichtlineare Implementierung des Drucksekantenmoduls $E^-_{\|s}$ ist im Rahmen dieser Arbeit nicht vorgesehen, da die Druckversuche aus Kapitel 2.4.2 keine verlässlichen Daten liefern konnten. Der Druckmodul wird daher als konstant angenommen und entspricht dem des linear elastischen Moduls $E_\| = 103642\ \frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$ aus den Längszugversuchen (Bild 2.21). Die Längsdruckfestigkeit $R^-_\|$ wird dabei auf einen Wert von 50% der Längszugfestigkeit festgelegt ($R^-_\| = 0{,}5 \cdot R^-_\| = 994\ \frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$). Dies entspricht Erfahrungswerten aus der Literatur [Sch07].

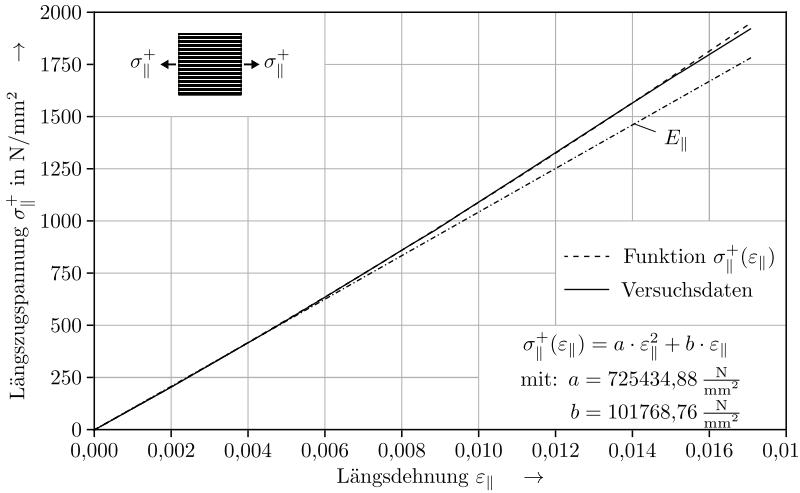


Bild 4.1: Beschreibung des $\sigma_\|$-$\varepsilon_\|$-Verhaltens mithilfe eines Polynom zweiten Grades. Die Koeffizienten a und b wurden durch numerische Ausgleichsrechnung an die Versuchsdaten angepasst.

[1] Methode der kleinsten Fehlerquadrate

4.1.2 Funktionen zur Beschreibung der matrixdominierten Sekantenmoduln $E_{\perp s}$ und $G_{\perp\|s}$

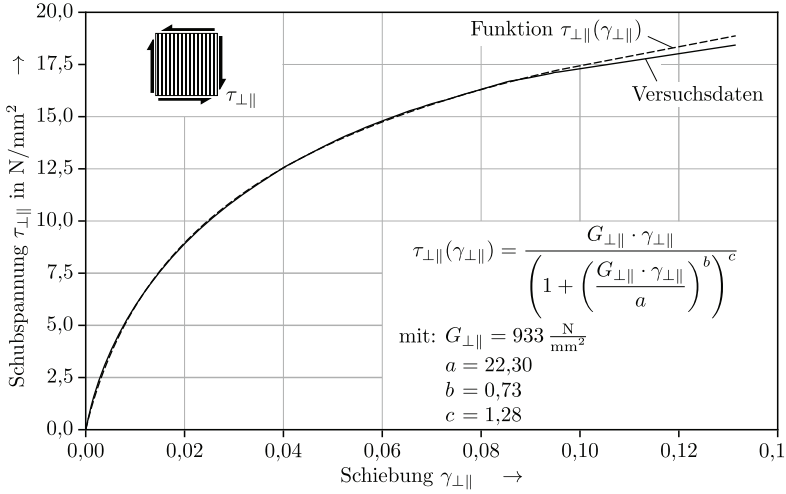


Bild 4.2: Beschreibung des $\tau_{\perp\|}$-$\gamma_{\perp\|}$-Verhaltens einer UD-CF-PA6-Schicht mithilfe einer 3-Parameterfunktion. Die Koeffizienten a, b und c werden durch numerische Ausgleichsrechnung an die Versuchsdaten angepasst.

Im Rahmen der WWFE wurden von mehreren Autoren Exponentialfunktionen mit zwei freien Parametern zur Beschreibung der Sekantenmoduln senkrecht zur Faserrichtung verwendet [Puc07], [Bog04]. Damit konnte das Verhalten der untersuchten FDV hinreichend genau abgebildet werden. Für die Anpassung der experimentellen Ergebnisse aus Kapitel 2.5 ist dies nicht möglich. Die Querzugversuche und Schubversuche an CF-PA6 zeigen deutlich größere Verzerrungen und sind nur bedingt durch zweiparametrige Funktionen beschreibbar.
Mit Gleichung 4.3 wird daher am Beispiel des Schubsekantenmoduls $G_{\perp\|s}$ eine neue Funktion mit drei Parametern vorgeschlagen:

$$G_{\perp\|\mathrm{s}} = \frac{\tau_{\perp\|}}{\gamma_{\perp\|}} = \frac{G_{\perp\|}}{\left(1 + \left(\frac{G_{\perp\|} \cdot \gamma_{\perp\|}}{a}\right)^b\right)^c} \tag{4.3}$$

mit: $G_{\perp\|}$ – linear elastischer Schubmodul
a,b,c – freie Parameter

Die Besonderheit dieser neuen Parameterfunktion stellt die universelle Einsetzbarkeit dar. Durch die Anpassung der drei freien Parameter und der Vorgabe des Elastizitätsmoduls ist es mit nur einer Art von Funktion möglich den Schubsekantenmodul $G_{\perp\|s}$ sowie die Zugsekantenmoduln $E^+_{\perp s}$ und $E^+_{\perp s}$ zu charakterisieren. Die Beschreibung des nichtlinearen Werkstoffverhaltens erfordert neben den Elastizitätsmoduln demnach nur 9 weitere Parameter. Die Ergebnisse der Ausgleichsrechnungen zeigen eine gute Übereinstimmung mit den Versuchsdaten (Bild 4.2 und Anhang B.5).

4.2 FE-Beschreibung des nichtlinearen Werkstoffverhaltens und der Degradation von Laminaten

Als FE-Berechnungsprogramm wird die Software *Abaqus*[1] in Kombination mit deren impliziten, direkten Gleichungslöser (*Sparse*-Löser) verwendet [Sim16], [Dör13]. Der Berechnungsablauf ist für jeden Lastschritt in Einzelschritte (Inkremente) zur Lösungsfindung untergliedert. Während eines Inkrements versucht der Gleichungslöser ein algebraisches Gleichungssystem in mehreren Iterationen numerisch zu lösen. Dabei werden durch ein Werkstoffgesetz Elementsteifigkeitsmatrizen aufgestellt und resultierende Kräfte an Elementknoten berechnet. Nach Erfüllung eines Konvergenzkriteriums gilt die Iteration als abgeschlossen und das nächste Inkrement wird berechnet. Die Lösung aller Inkremente eines Lastschritts repräsentiert eine sukzessive Berechnung des mechanischen Verhaltens eines Körpers unter vorgegeben Randbedingungen.

Das Werkstoffgesetz wird durch eine separate Werkstoffroutine beschrieben. Dafür wird vom Gleichungslöser ein Verzerrungstensor $\mathrm{d}\boldsymbol{\varepsilon}_n$ in der n-ten Iteration vorgegeben, für das ein resultierender Spannungstensor $\mathrm{d}\boldsymbol{\sigma}_n$ und eine tangentiale Steifigkeitsmatrix[2] $\mathrm{d}\boldsymbol{J}_n$ berechnet werden muss. Die Implementierung des wirkebenen-bezogenen Bruchkriteriums und der Degradationsroutine in das FE-Berechnungsprogramm erfolgt durch Programmierung einer solchen Werkstoffroutine.

4.2.1 Berechnungsablauf und Werkstoffroutine

Die Werkstoffroutine besteht aus drei Unterprogrammen (Bild 4.3 ①-③) und wird in jedem Integrationspunkt eines FE-Elements aufgerufen. An dieser Stelle wird darauf hingewiesen, dass die vorgestellte Theorie nur für die Berechnung von quasi-statischer, einmaliger Belastung zulässig ist. Viskoses Werkstoffverhalten oder der Einfluss zyklischer Beanspruchung wird nicht abgebildet.
Aus einem vorgegebenen Verzerrungsinkrement $\mathrm{d}\boldsymbol{\varepsilon}_n$ der aktuellen Iteration n und der Verzerrung im letzten Inkrement $\boldsymbol{\varepsilon}_{n-1}$ wird die aktuelle Gesamtverzerrung $\boldsymbol{\varepsilon}_n$ berechnet. Wenn für den aktuellen Integrationspunkt noch keine Werkstoffschädigung vorliegt, wird das Unterprogramm zur Beschreibung des nichtlinearen Werkstoffmodells gestartet (Bild 4.3 ①). Grundlage hierfür sind die Versuchsdaten in Form mathematischer Funktionen aus Kapitel 4.1. Durch das nichtlineare Werkstoffmodell werden die Sekantenmoduln für die vorgegebene Gesamtverzerrung auf Basis einachsiger Versuche berechnet. Durch Querkontraktion sind die Spannungen und Dehnungen längs und quer zur Faserrichtung einer Schicht miteinander gekoppelt. Daher ist es nicht zulässig, die Sekantenmoduln einer kombinierten $\sigma_\parallel$-$\sigma_\perp$-Beanspruchung an einachsigen Spannungs-Dehnungs-Diagrammen zu ermitteln (VDI 2014-3). Für die Berechnung ist deshalb eine Kombinationsdehnung $\varepsilon_n^{\mathrm{comb}}$ notwendig:

$$\varepsilon_n^{\mathrm{comb}} = \frac{\varepsilon_2 + \nu_{\perp\parallel}\varepsilon_1}{1 - \nu_{\perp\parallel}\nu_{\parallel\perp}} \tag{4.4}$$

Diese stellt eine Vergleichsdehnung zwischen Längs- und Querdehnung dar. Somit sind die Sekantenmoduln auf Grundlage eines Dehnungsmaßes aus verschiedenen, einachsigen Versuchen ablesbar.

[1] Version 2019, Hotfix 4 (FP.CFA.1931)
[2] auch Jakobimatrix genannt

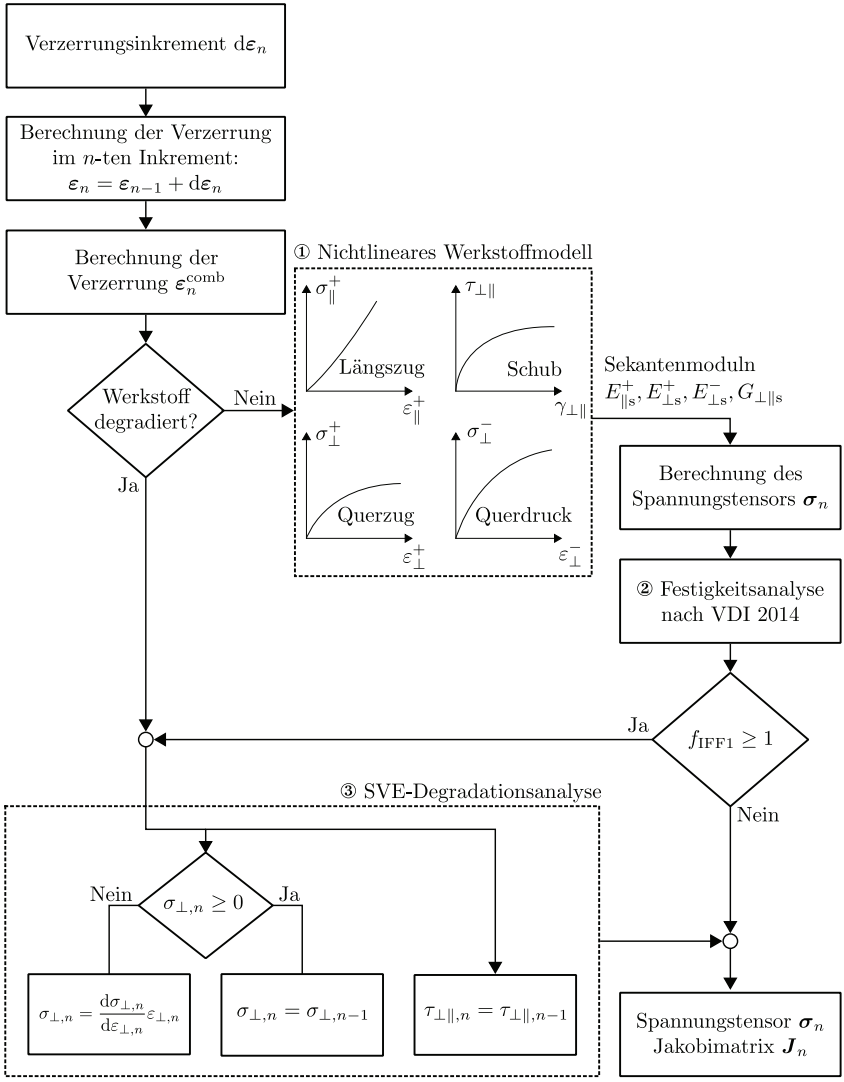


Bild 4.3: Entwickelte Werkstoffroutine zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens von FKV in Anlehnung an VDI 2014: Es handelt sich um eine inkrementelle Formulierung zur Anwendung in einer impliziten FE-Berechnung.

Durch das programmierte, nichtlineare Werkstoffmodell werden folgende Sekantenmoduln der unidirektionalen Schicht abhängig von der Verzerrung berechnet:

– Zugsekantenmodul in faserparalleler Richtung $E^{+}_{\parallel \mathrm{s}}$

– Sekantenmodul $E^{+}_{\perp \mathrm{s}}$ und $E^{-}_{\perp \mathrm{s}}$ quer zur Faserrichtung unter Zug- und Druckbeanspruchung

– Schubsekantenmodul $G_{\perp \parallel \mathrm{s}}$

Die Querkontraktionszahlen $\nu_{\perp\parallel}$ und $\nu_{\parallel\perp}$ werden im nichtlinearen Werkstoffmodell nicht auf Basis von Versuchsdaten angepasst, da hierzu keine Daten vorliegen. Bei der nichtlinearen Berechnung wird daher eine der beiden Querkontraktionszahlen konstant gehalten. Durch die *Maxwell-Betti*-Beziehung kann anschließend die andere Querkontraktionszahl berechnet werden. Sollte diese Werte größer 0,5 erreichen, bleibt die Querkontraktion konstant und es wird ein Fehler von der Werkstoffroutine ausgegeben. Eine detaillierte Betrachtung dieser Thematik und experimentelle Untersuchungen zur Abhängigkeit der Querkontraktionszahlen ist in [Kno08] zu finden.

Nach Bestimmung der Sekantenmoduln wird die tangentiale Steifigkeitsmatrix $\boldsymbol{J}_n$ bestimmt und der Spannungstensor $\boldsymbol{\sigma}_n$ kann für das aktuelle Inkrement berechnet werden. Dieser dient anschließend als Eingangswert für die Festigkeitsanalyse nach VDI 2014 (Bild 4.3 ②). Tritt kein Werkstoffversagen auf, wird der aktuelle Spannungstensor und die tangentiale Steifigkeitsmatrix als Iterationsergebnis an die FE-Berechnung zurückgegeben.
Zeigt das Ergebnis der Festigkeitsanalyse Zwischenfaserbrüche, wird eine Degradationsanalyse gestartet (Bild 4.3 ③). Hierfür wird die sogenannte *Spannungs-Verzerrungs-Extrapolation (SVE)* nach Schürmann verwendet [Web09]. Diese hat im Vergleich zur Degradationsmethode aus VDI 2014 den Vorteil, dass nach einer Werkstoffschädigung das Verhalten einer Schicht mathematisch einfach abgebildet wird. So kann beispielsweise eine Schicht mit Zwischenfaserbrüchen weiterhin Querdruckbeanspruchungen $\sigma^{-}_{\perp}$ ertragen, da diese rissschließend wirken. Im Gegensatz dazu ist in geschädigten Schichten unter Querzugbeanspruchung $\sigma^{+}_{\perp}$ oder Schubbeanspruchung $\tau_{\perp\parallel}$ lokal keine weitere Laststeigerung mehr möglich. Detaillierte Informationen zur SVE-Methode und ein Vergleich mit anderen Verfahren wurden in [Web09] erarbeitet.
Nach der Degradation wird mit den geänderten Sekantenmoduln eine neue Steifigkeitsmatrix und Spannungstensor berechnet. Diese werden als Ergebnis der Werkstoffroutine an die aktuelle Iteration der FE-Berechnung zurückgegeben.
Die Änderung der Laminatsteifigkeit durch Umorientierung der Faserwinkel unter Belastung erfolgt durch Berücksichtigung der geometrischen Nichtlinearität außerhalb der Werkstoffroutine.

4.2.2 Schrittweitenabhängigkeit

Ein impliziter FE-Berechnungsablauf erfolgt für einen vorgegebenen Lastschritt inkrementell. In jedem Einzelinkrement wird für eine vorgegebene Verzerrung das Werkstoffverhalten und die sich daraus ergebenden Knotenkräfte als Lösung gesucht. Tritt Schädigung im Werkstoff auf, ist die Lösung abhängig von der Belastungshistorie. Steifigkeitsreduktionen in einer Schicht können die Beanspruchung anderer Schichten signifikant steigern. Dies kann letztlich Auslöser für ein finales Bauteilversagen sein. Daher ist der Zeitpunkt ab dem die Schädigung auftritt entscheidend für das sukzessive Schädigungsverhalten und daher die Qualität der Lösung.
Die Werkstoffroutine hält die Schrittweite der Inkremente über den gesamten Lastschritt auf

einem konstanten Minimalwert. Dieser wird durch Vergleichsrechnungen iterativ bestimmt, bis kein Einfluss der Ergebnisse durch die Schrittweite feststellbar ist. Ein adaptiver Algorithmus wurde nicht implementiert.

4.2.3 Elementauswahl

Die Werkstoffroutine ist für die Anwendung mit Strukturelementen in Form von Schalen und für Kontinuumselemente geeignet. Da es sich bei Bauteilen aus FKV meist um dünnwandige Strukturen handelt, ist die Verwendung von Schalenelementen aufgrund der geringeren Rechenzeit von Vorteil.
Das verwendete FE-Programm *Abaqus* unterstützt Schalenelemente mit zwei verschiedenen kinematischen Ansätzen. Bei den sogenannten *dünnen Schalen* wird die KIRCHHOFF'sche Plattentheorie zur Beschreibung der Schalenkinematik angewandt. Dies setzt eine verzerrungsfreie Schalenmittelebene und einen ebenen Schalenquerschnitt unter Verformung voraus. Die Schale verhält sich demnach schubstarr in Dickenrichtung und es gilt näherungsweise ein ebener Spannungszustand. Die Verwendung solcher Schalenelemente ist nur für hinreichend kleine Deformationen zulässig [Sim16].

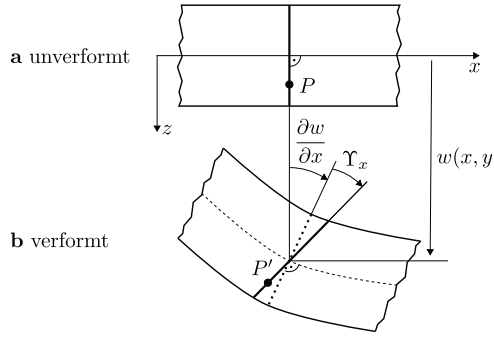


Bild 4.4: Kinematisches Verhalten von Schalenelementen auf Grundlage der Plattentheorie nach MINDLIN-REISSNER: **a** Querschnitt durch eine Platte in einem unverformten Ausgangszustand; **b** Die Querschnitte der Platte bleiben bei Durchbiegung eben aber nicht senkrecht zur Mittelebene. Durch die zusätzlichen Freiheitsgrade Υ_x,Υ_y kann somit ein Schubspannungsverlauf $\hat{\tau}_{\mathrm{xz}}$ über den Querschnitt der Platte entstehen.

Die sogenannten *dicken Schalen*, bilden die Schalenkinematik auf Grundlage der MINDLIN-REISSNER Plattentheorie[1] ab und werden für die vorliegende Arbeit verwendet. Die Kinematik der dicken Schalenelemente basiert ebenfalls auf der KIRCHHOFF'schen Plattentheorie, jedoch mit zusätzlichen Freiheitsgraden zur Beschreibung der Verformung der Schalenmittelebene (Bild 4.4). Der Querschnitt eines Schalenelements kann sich damit unter Biegebeanspruchung zur Schalenmittelebene verformen. Auf diese Weise kann in dicken Schalenelementen ein Schubspannungsverlauf $\hat{\tau}_{\mathrm{xz}}$ über den Querschnitt approximiert werden.

[1] auch *Schubdeformationstheorie 1. Ordnung* genannt

4.2.4 Abbruchkriterien

Es findet in der FE-Berechnung keine Elementlöschung statt, da dies bei impliziter Zeitintegration zu Konvergenzproblemen führt. Aus diesem Grund müssen Abbruchkriterien für die Simulation definiert werden. Die Berechnung gilt als beendet und das Bauteil als versagt, wenn eines der folgenden Kriterien erfüllt ist:

– Faserbruch in einer beliebigen Schicht

– Degradation eines gesamten Laminatquerschnitts durch Zwischenfaserbrüche

– Keilbruchversagen (Modus C) in einer beliebigen Schicht

4.3 Experimentelle Versuche an CF-PA6 Mehrschichtverbunden

Die Qualität der Berechnung von Mehrschichtverbunden wird durch einen Vergleich mit Versuchsergebnissen bestimmt. Dazu werden Rohrprüfkörper aus CF-PA6 in einem laserunterstützten Ablegeverfahren (Lasertapelegen) hergestellt (Bild 4.5a) und auf Normklima 23 °C, 50% r.F. konditioniert. Das Verfahren und die Parameter der Fertigung sind dieselben wie für die Herstellung der Prüfkörper zur Ermittlung der Werkstoffkennwerte aus Kapitel 2.5. Auf diese Weise wird eine Übertragbarkeit der Werkstoffkennwerte auf das Laminat und eine Minimierung von Fertigungseinflüssen ermöglicht.
Die Rohrprüfkörper bestehen aus einem MSV-Rohr mit mittensymmetrischem Laminataufbau (Bild 4.5). Dabei sind die Schichtwinkel so gewählt, dass Zug- oder Druckbelastungen matrixdominierte Beanspruchungen im Laminat erzeugen und ein sukzessives Versagensverhalten des MSV stattfindet. Ziel ist es, durch die FE-Berechnung die Steifigkeitsdegradation des Verbunds unter Zug- und Druckbelastung exakt vorhersagen zu können.
Der Einspannbereich ist durch eine $[+87^{\circ}_{n}]$-Armierung zusätzlich verstärkt, so dass die Rohrprüfkörper auf dem Innenradius mit einem Kegelspannsystem eingespannt werden können (Bild 2.23).

Die Versuche werden lagegeregelt mit konstanter Geschwindigkeit von 2 $\frac{\text{mm}}{\text{min}}$ durchgeführt. Die Kraft wird durch eine Kraftmessdose nahe der Rohrprüfkörpereinspannung aufgezeichnet. Die Bestimmung der Verzerrung erfolgt durch Punktverfolgung mit einem optischen Messsystem im Mittenbereich des Rohrprüfkörpers. Dazu werden die Prüfkörper mit Punkten präpariert, die im Versuch durch das optische System erkannt werden. Das Ergebnis entspricht einer mittleren Verzerrung über den Prüfbereich. Eine flächige Verzerrungsmessung durch ein 3D-Feldmesssystem ist bei diesen Versuchen nicht möglich, da die Oberfläche teils frühzeitige Schädigungen der obersten Laminatschicht aufweist und dadurch das Messergebnis verfälscht wird.

4.3.1 Zugversuch von MSV-Rohrprüfkörpern

Im Folgenden wird ein einzelner Versuch mit den Ergebnissen der FE-Berechnung verglichen, um die Berechnungsqualität der Werkstoffroutine beurteilen zu können. Eine arithmetische Mittelung mehrerer Versuche ist hierbei nicht zielführend, da Unstetigkeiten im Kurvenverlauf geglättet werden. Die Analyse einzelner Knicke im Kraft-Dehnungsverlauf erlaubt hingegen Rückschlüsse auf das sukzessive Versagen des Laminats.

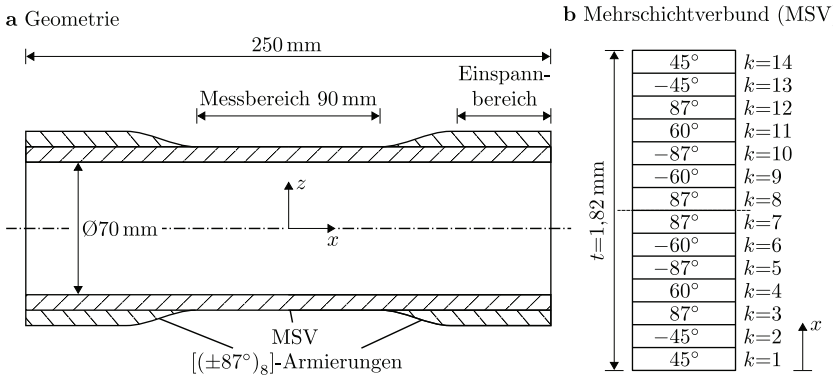


Bild 4.5: Mehrschichtverbund (MSV) Rohrprüfkörper: **a** Abmessungen des Prüfkörpers; Die Einspannung erfolgt durch ein Kegelspannsystem auf dem Innenradius im Einspannbereich. **b** symmetrischer, multiaxialer Laminataufbau des Rohrprüfkörpers

Die Auswertung der Versuche zeigt einen nichtlinearen Zusammenhang zwischen der Längszugkraft $\hat{F}_\mathrm{x}$ über der Dehnung von $\hat{\varepsilon}_\mathrm{x}$ (Bild 4.6a). Dabei ändert sich die Dehnsteifigkeit des Rohrprüfkörpers bereits ab einer Dehnung $\hat{\varepsilon}_\mathrm{x} < 0{,}005$ und reduziert sich um insgesamt 17,6% bis zum Bruch (Bild 4.6b). Das Versagen tritt schlagartig bei einer Längszugkraft von 73,6 kN auf.
Die Ergebnisse der FE-Berechnung zeigen ein ähnliches Verhalten. Die anfänglich linear elastische Dehnsteifigkeit ist identisch zum Experiment. Im Gegensatz dazu ist der weitere Verlauf der Dehnsteifigkeit beider Ergebnisse unterschiedlich. In der Berechnung findet das Erstversagen in einer der 87°-Schichten statt. Die Dehnsteifigkeitsreduktion bis zu diesem Punkt ist auf das nichtlineare Werkstoffverhalten der Matrix zurückzuführen. Weitere Zfb entstehen nacheinander in den 60°-Schichten und den ±45°-Schichten und sorgen für eine sukzessive Degradation der Dehnsteifigkeit des Rohrprüfkörpers bis zum Bruch. Das Versagen wird in der Berechnung durch eines der Abbruchkriterien (Degradation aller Schichten eines Querschnitts im Modell) bestimmt. Die berechnete Bruchlast ist demnach 64,5 kN und damit etwa 12,4% kleiner als im Versuch. Im Gegensatz dazu ist Dehnsteifigkeit bei Bruch nur 0,8% geringer als die des Experiments und damit fast identisch.

Der größte Unterschied zwischen Versuch und Berechnung ist der Verlauf der Dehnsteifigkeit. Trotz vergleichbarer Werte bei Bruch findet in der Berechnung die Steifigkeitsdegradation erst bei größeren Dehnungen im Vergleich zum Versuch statt. Dies kann an einer Unterschätzung von Eigenspannungen durch das Lasertapelegen im MSV liegen. Bereits bei der Bestimmung der Werkstoffkennwerte an Rohrprüfkörpern konnte nachgewiesen werden, dass Eigenspannungen durch den Fertigungsprozess zu ungünstigen Druck- bzw. Zugeigenspannungen über den Laminatquerschnitt führen (Kapitel 2.7). Diese stellen eine Zusatzbelastung für die einzelnen Schichten dar, wodurch ein frühzeitiges Versagen auftritt. Das könnte ein Grund für die vorzeitige Degradation der Rohrprüfkörper im Versuch sein und erklären, warum nach Degradation des gesamten Laminatquerschnitts die Dehnsteifigkeiten von Berechnung und Versuch fast identisch sind.

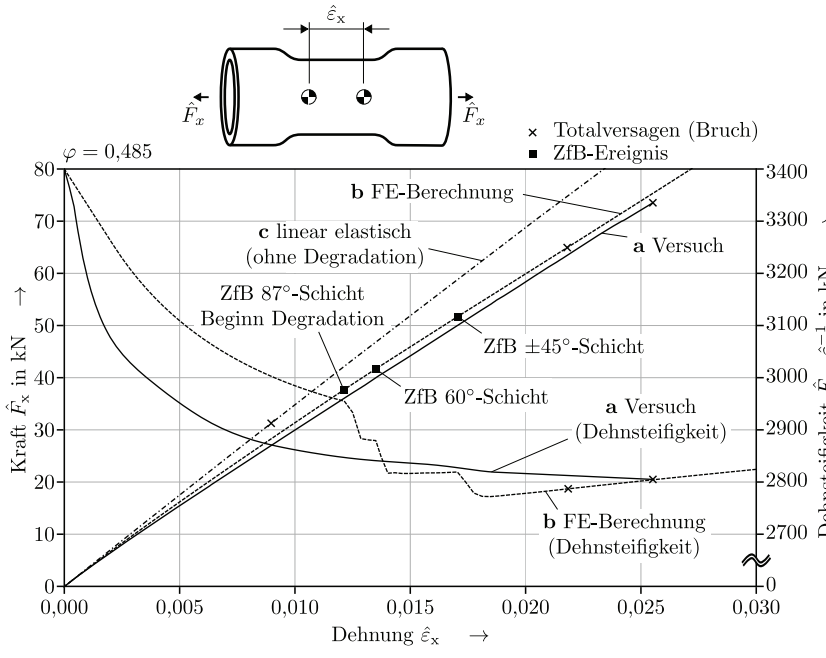


Bild 4.6: Vergleich der FE-Berechnungsergebnisse mit Längszugversuchen an CF-PA6 MSV-Laminaten unter Normklima 23 °C, 50% r.F. (Prüfgeschwindigkeit: 2 mm/min): **a** Versuchsdaten; **b** FE-Berechnung mit nichtlinearem Werkstoffgesetz und Degradation durch die SVE-Methode; **c** linear elastische FE-Berechnung und Festigkeitsanalyse nach VDI 2014 (ohne Degradation)

Da keine Elementlöschung implementiert ist, kann nach Erreichen des Abbruchkriteriums die Berechnung weiter fortgesetzt werden. Es folgt daraufhin ein Anstieg der Dehnsteifigkeit, da sich die Fasern in Lastrichtung orientieren.

Im Vergleich zu den bereits vorgestellten Ergebnissen wird zusätzlich die Berechnung des Längszugversuchs mit einem linear elastischen Werkstoffgesetz ohne Degradation durchgeführt. Bereits bei 20,0 kN tritt ein Zfb-Erstversagen in einer der 87°-Schichten auf (Bild 4.6c). Bei 31,1 kN wird das Abbruchkriterium (Schädigung aller Schichten eines Querschnitts) erreicht. Die Versagenslast ist damit etwa 59,1% geringer und die Dehnsteifigkeit bei Bruch 22% höher im Vergleich zum Versuch. Die Ergebnisse der linearen Berechnung zeigen eine deutlich konservativere Auslegung, was zu einer schlechten Ausnutzung des Werkstoffs führt.

4.3.2 Druckversuch von MSV-Rohrprüfkörpern

Es wurden drei Druckversuche mit den MSV-Rohrprüfkörpern durchgeführt. Die Versuche sind durch einen linearen Verlauf der Kraft $\hat{F}_x$ bis etwa -20 kN charakterisiert (Bild 4.7a). Bis zu diesem Punkt sind die Ergebnisse aus der FE-Simulation und dem Versuch identisch. Danach ist im Versuch eine deutliche Degradation der Dehnsteifigkeit durch einen nichtlinearen Kraft-

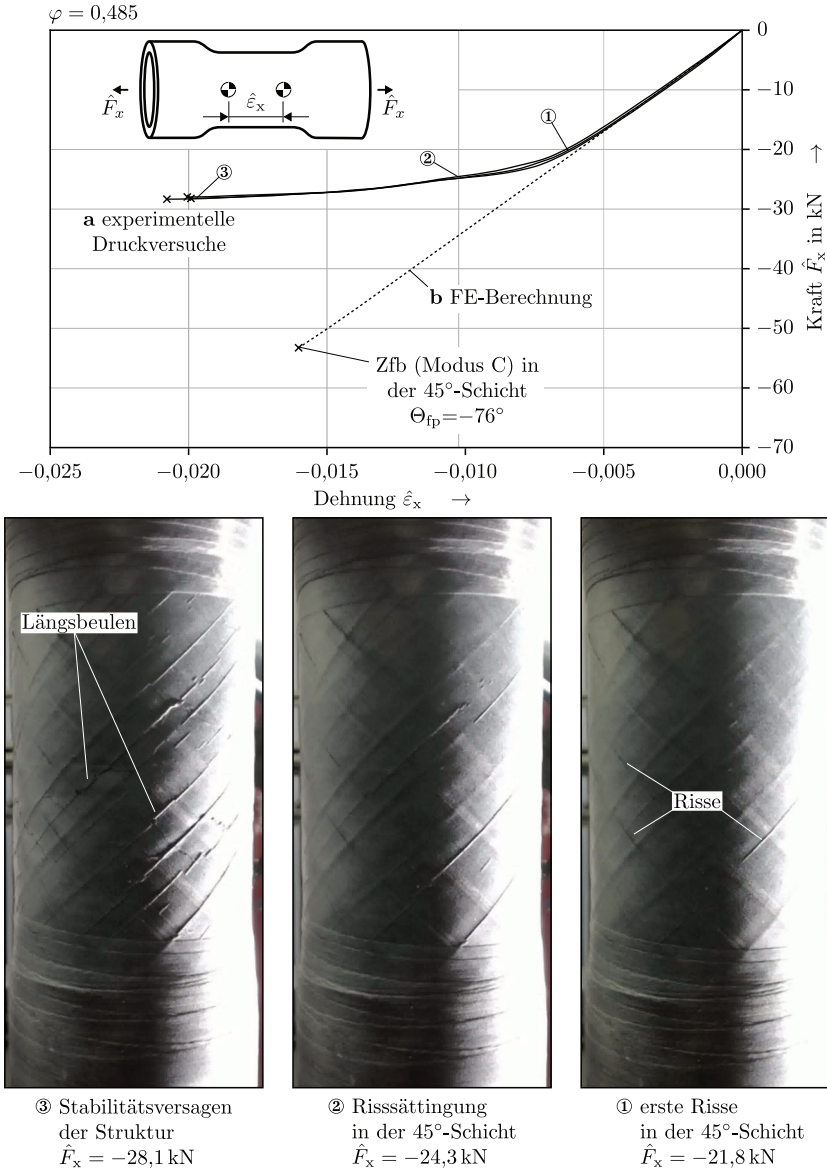
Dehnungsverlauf bis zum Versagen sichtbar. Eine Auswertung synchronisierter Videobilddaten des Versuchs zeigt bereits ab $\hat{F}_{\mathrm{x}} = -21{,}8\,\mathrm{kN}$ erste Risse in der 45°-Schicht an der Oberfläche des Rohrprüfkörpers (Bild 4.7 ①). Die FE-Berechnung zeigt diese Degradation der Dehnsteifigkeit nicht. Grund hierfür ist die geringe Dehnung $\hat{\varepsilon}_{\mathrm{x}}$. Aus den Versuchen zur Bestimmung der Werkstoffkennwerte an CF-PA6 (Kapitel 2.5) ist bekannt, dass der Werkstoff sowohl bei Beanspruchung quer zur Faserrichtung als auch unter Schubbeanspruchung mehrere Prozent Bruchdehnung aufweist. Ein deutlich nichtlineares Verhalten der 87°-Schichten ist daher erst ab Querdehnungen $\varepsilon_{\perp} < -0{,}02$ zu erwarten.
Bei weiterer Laststeigerung ist bei $\hat{F}_{\mathrm{x}} = -24{,}3\,\mathrm{kN}$ die Oberfläche nahezu vollständig mit Rissen gesättigt (Bild 4.7 ②). Kurz vor $\hat{F}_{\mathrm{x}} = -30\,\mathrm{kN}$ versagen die Prüfkörper durch Beulen der Seitenflächen (Bild 4.7 ③), wodurch keine weitere Steigerung der Längsdruckkraft möglich ist. Die Auswertung der Versuche wird daher am absoluten Kraftmaximum abgebrochen.

Die Fasern der 45°-Schichten haben den geringsten Differenzwinkel zur Lastrichtung und sind daher am höchsten beansprucht. In der FE-Berechnung findet daher das Versagen des Rohrprüfkörpers bei $\hat{F}_{\mathrm{x}} = -53{,}4\,\mathrm{kN}$ durch ein Zfb-Versagen (Modus C) der 45°-Schicht statt. Dieses Versagen tritt unter einem Bruchwinkel Θ_{fp} von $-76°$ auf und erzeugt somit einen Keilbruch im Laminat. Da sich die 45°-Schichten am äußeren bzw. inneren Rand des Laminats befinden, ist ein Aufsprengen des Gesamtlaminats durch die Keilwirkung nicht zu erwarten. Vielmehr wird ein Abplatzen dieser Schichten stattfinden und das Laminat im Inneren intakt bleiben. Verliert der MSV durch diese Art der Degradation die Stützwirkung der 45°-Schichten kann es in Folge zu einem Stabilitätsversagen des Rohrpüfkörpers kommen. Eine numerische Berechnung der beulkritischen Lasten bestätigt diese Theorie (Tabelle 4.1). Demnach fällt die beulkritische Kraft $\hat{F}_{\mathrm{x,kr}}$ durch ein Versagen der 45°-Schichten um 56% ab, was zum Längsbeulen des Rohrprüfkörpers führt.

Tabelle 4.1: FE-Untersuchung zum Stabilitätsverhalten von MSV-Rohrprobekörpern unter Längsdruck-Beanspruchung.

	beulkritische	
Laminataufbau	Kraft $\hat{F}_{\mathrm{x,kr}}$	Spannung $\hat{\sigma}_{\mathrm{x,kr}}$
$[\pm 45°/87°/60°/-87°/-60°/87°]_{\mathrm{S}}$	292,42 kN	712,1 $\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$
$[87°/60°/-87°/-60°/87°]_{\mathrm{S}}$	128,6 kN	313,0 $\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$

Die FE-Ergebnisse zur Beschreibung des Schadensvorgangs stimmen daher qualitativ mit den Beobachtungen aus den Versuchen überein. Es muss eine Degradation und damit Rissbildung in den äußeren Schichten stattfinden, die letztlich Auslöser für das Stabilitätsversagen sind. Trotzdem zeigt die Berechnung eine deutlich höhere Druckbelastbarkeit als die Versuche. Die Analyse der Videoauswertung zeigt bereits bei geringer Belastung erste Risse. Es wird daher vermutet, dass die Anstrengung in den 45°-Schichten durch die Berechnung deutlich unterschätzt wird. Dies könnte zum einen durch Eigenspannungen aus dem Fertigungsprozess begründet sein oder zum anderen durch eine frühzeitige Keilwirkung im Laminat. Zusätzlich ist anzumerken, dass die Berechnung der Beulanalyse durch ein idealisiertes FE-Modell durchgeführt wurde. Der Einfluss von Imperfektionen wurde nicht abgebildet, weshalb die berechneten Werte in Tabelle 4.1 höher sind als in der Realität.



③ Stabilitätsversagen der Struktur $\hat{F}_x = -28{,}1\,\mathrm{kN}$

② Risssättingung in der 45°-Schicht $\hat{F}_x = -24{,}3\,\mathrm{kN}$

① erste Risse in der 45°-Schicht $\hat{F}_x = -21{,}8\,\mathrm{kN}$

Bild 4.7: Vergleich der FE-Berechnungsergebnisse mit Axialdruckversuchen an CF-PA6 MSV-Laminaten unter Normklima 23 °C, 50% r.F. (Prüfgeschwindigkeit: 2 $\frac{\mathrm{mm}}{\mathrm{min}}$):
a Versuchsdaten; **b** FE-Berechnung mit nichtlinearem Werkstoffgesetz und Degradation durch die SVE-Methode; Die Bilder ①-③ sind synchrone Videodaten zu einem der Versuche.

Bild 4.8 zeigt den Verlauf des berechneten Bruchwinkels und der Zfb-Anstrengung der äußersten 45°-Schicht über die Längsdehnung des Rohrprüfkörpers. Aufgrund der ungünstigen Druckbeanspruchung ist der Bruchwinkel über den gesamten Deformationsvorgang ungleich Null. Die Bruchdehnung bzw. Bruchschiebung von CF-PA6 erreicht mehrere Prozent. Daher ist es denkbar, dass sich bereits vor dem ersten Zfb keilförmige Deformationen im Werkstoff ausbilden. Dies könnte ein Grund für das nichtlineare Verhalten im Versuch und den sukzessiven Stabilitätsverlust der Struktur sein.

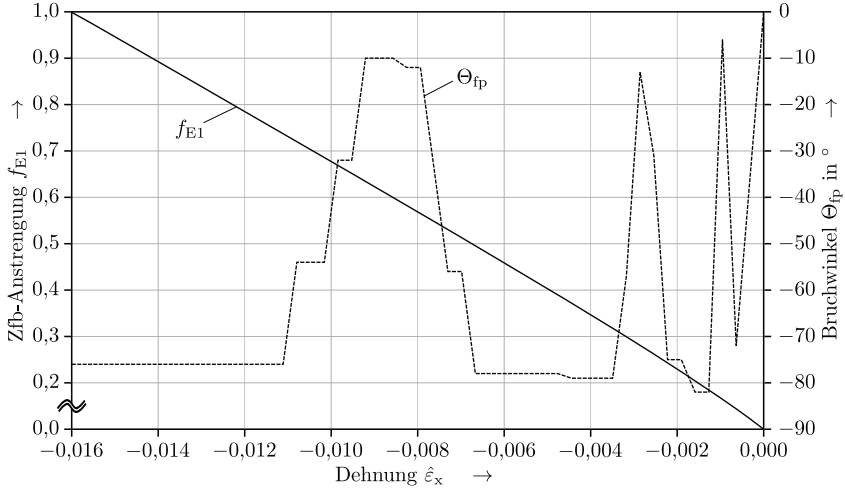


Bild 4.8: Detailanalyse der 45°-Schicht des MSV-Laminats unter Druckbelastung: Bei steigender Zfb-Anstrengung ist der Bruchwinkel Θ_{fp} stets ungleich Null bis zum Versagen.

Zusammengefasst handelt es sich bei dem Versagen der MSV-Rohrprüfkörper unter Längsdruckbelastung um ein Stabilitätsproblem, ausgelöst durch das frühzeitige Versagen der 45°-Schichten. Die FE-Berechnung ist nicht in der Lage, diesen Effekt im Detail abzubilden, da Schalenelemente für die Modellierung verwendet wurden. Für eine Berechnung der Keilwirkung durch ein Modus C Versagen des MSV-Laminats ist daher ein erweiterter Modellierungsansatz mit Kontinuumselementen notwendig.

5 Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit wurde ein Prozess zur Auslegung von Bauteilen aus Faser-Thermoplast-Verbunden (FTV) am Beispiel von CF-PA6 vorgestellt. Die gewonnenen Erkenntnisse und die Entwicklung neuer Verfahren bei der Ermittlung der Werkstoffkennwerte sollen zukünftig die Anwendung dieser Werkstoffe im Konstruktionsalltag erleichtern.

Für die experimentelle Bestimmung der mechanischen Werkstoffkennwerte hygroskopischer FTV wurde ein spezielles Verfahren zur Konditionierung von Prüfkörpern und Bauteilen entwickelt. Das neue Verfahren ist schneller durchführbar und kostengünstiger als die Konditionierung von Werkstoffen im Klimaschrank. Im ersten Schritt des Verfahrens wird durch die Bestimmung der spezifischen Wasseraufnahme des verwendeten Halbzeugs der notwendige Feuchtigkeitsgehalt für einen gewünschten Konditionierungszustand berechnet. Im zweiten Schritt werden die Prüfkörper bzw. Bauteile im temperierten Wasserbad befeuchtet, so dass die aufgenommene Wassermenge dem gewünschten Feuchtigkeitszustand entspricht. Durch eine anschließende Homogenisierungsphase kann sich die aufgenommene Feuchtigkeit im Werkstoff verteilen. Dazu wird ein neues System zur Erzeugung eines vorgegebenen Klimas in einem abgeschlossenem Volumen mit Hilfe von Feuchtigkeitspuffern vorgestellt. Das neue Verfahren wurde durch Versuche an CF-PA6 Prüfkörpern validiert.

Bei der Auslegung hochbeanspruchter Bauteile aus FTV ist der Faservolumenanteil ein entscheidender Konstruktionsparameter und muss daher zuverlässig bestimmbar sein. Die herkömmlichen Verfahren, wie z. B. die Glühverlustbestimmung oder die Grauwertanalyse von Schliffbildern, eignen sich nur bedingt für die Anwendung bei FTV. In der vorliegenden Arbeit wurde daher ein neues Verfahren auf Basis eines selbstlernenden Algorithmus zur Objekterkennung in Schliffbildern vorgestellt. Es konnte die Machbarkeit der neuen Methode am Beispiel der Bestimmung des Faservolumenanteils von CF-PA6 nachgewiesen werden. Dabei wurde insbesondere die Robustheit des neuen Verfahrens zur Analyse von Proben unterschiedlichster Qualität unter Beweis gestellt.

Zur Bestimmung der mechanischen Werkstoffkennwerte von unidirektionalen, endlosfaserverstärktem CF-PA6 wurden verschiedene Versuche durchgeführt. Ziel war das transversal isotrope Werkstoffverhalten unter Berücksichtigung der besonderen Eigenschaften von FTV zu charakterisieren und Unterschiede zum Versagen von Faser-Duroplast-Verbunden (FDV) herauszuarbeiten.
Die Bestimmung der faserparallelen Zugkennwerte wurde durch ein Verfahren mit einem Tapezugprüfstand durchgeführt. Dadurch kann das nichtlineare Spannungs-Dehnungsverhalten der Kohlenstofffasern direkt auf Halbzeugebene ermittelt werden.
Die Bestimmung der matrixdominierten Kennwerte erfolgte durch Versuche an $[87^\circ_n]$-Rohrprüfkörpern. In Kombination mit optischer Feldmesstechnik konnte auf diese Weise das nichtlineare Verhalten von CF-PA6 unter Zug- und Druckbelastung quer zur Faserrichtung und unter Schubbeanspruchung bestimmt werden. Die Ergebnisse zeigen deutlich größere Bruchdehnungen bei matrixdominierter Belastung im Vergleich zu ähnlichen Versuchen an FDV. Besonders auffällig war dabei die geringe Festigkeit des Werkstoffs bei Beanspruchung quer zur Faserrichtung. Mithilfe der optischen Feldmesstechnik konnten in den CF-PA6 Schichten unter Zugbeanspruchung quer zur Faserrichtung lokale Querdehnungsüberhöhungen von 6% bei einer Bruchdehnung von

1,16% als Ursache für das Versagen identifiziert werden. Zudem war es möglich den Ort des Versagens den Ablegebahnen des Tapehalbzeugs zuzuordnen. Durch verschiedene Untersuchungen konnte anschließend ein Einfluss des Fertigungsverfahrens Lasertapelegen auf die mechanischen Werkstoffkennwerte am Beispiel von CF-PA6 Querzugversuchen nachgewiesen werden. Es zeigt sich, dass die Art der Temperaturführung beim Tapelegen, die Fertigungsstrategie hinsichtlich der Tapestoßstellen und die Entstehung von Eigenspannungen relevante Einflussfaktoren auf die mechanischen Werkstoffkennwerte sind.
Des Weiteren wurden Druckversuche an unidirektionalen CF-PA6 Würfeln quer zur Faserrichtung durchgeführt. Die Ergebnisse zeigen ähnlich zu FDV ein sprödes Versagen mit einem reproduzierbaren Bruchwinkel von etwa 54°. Trotz der lokal größeren Bruchdehnungen ist damit das Versagensverhalten von FTV vergleichbar zu dem von FDV.
Durch kombinierte Zug-/Druck-Torsionsversuche an Rohrprüfkörpern wurde das Interaktionsverhalten beim Versagen von CF-PA6 analysiert. Die Ergebnisse zeigen ein qualitativ vergleichbares Verhalten zu FDV. Auffällig ist lediglich, dass die Steigerung der Schubbeanspruchbarkeit durch überlagerten Querdruck für CF-PA6 quantitativ geringer ist als bei FDV üblich.

Mithilfe eines repräsentativen Mikromodells (RMM) wurde eine Detailanalyse zum mechanischen Verhalten von FTV durchgeführt. Dazu wurde ein Modellgenerator zur Erstellung von Mikromodellen auf Basis einer Mehrkörpersimulation programmiert. Die daraus generierten Modelle dienen der Durchführung verschiedenster Parameterstudien mithilfe der Finite Elemente Methode (FEM). Das Werkstoffverhalten der PA6-Matrix wurde experimentell bestimmt und durch ein Kegelpotential beschrieben. Dadurch kann das Fließverhalten der Matrix im Verbund detailliert abgebildet werden.
Eine Studie zum Einfluss des Faservolumenanteils zeigt, dass bereits ab einem geringen Anteil von etwa 20% Fasern im Verbund vorzeitige, lokale Plastifizierungen in der Matrix stattfinden. Diese können bei steigender Beanspruchung zur Degradation der matrixdominierten Kennwerte des Verbunds führen.
Zudem wurden Untersuchungen zum Einfluss mehrachsiger Belastung auf das Plastifizierungsverhalten der Matrix durchgeführt. Die Ergebnisse zeigen, dass die Plastifizierung der Matrix in einem CF-PA6 Verbund bei zweiachsiger Druckbelastungen und kombinierter Zug-/Druckbelastung abhängig vom Lastverhältnis ist. Zudem konnte gezeigt werden, dass die Plastifizierung der Matrix unter zweiachsiger Zugbelastung und kombinierter Zug-/Druckbelastung, bei gleicher Verformung des Verbunds, in etwa doppelt so hoch ist wie bei zweiachsiger Druckbelastung.

Im letzten Schritt der Arbeit wurden die experimentell ermittelten Werkstoffkennwerte und Erkenntnisse zur Berechnung eines Mehrschichtverbunds (MSV) mithilfe der FEM verwendet. Das mechanische Verhalten wurde dabei durch eine programmierte Werkstoffroutine in Anlehnung an VDI 2014 abgebildet. Dabei wurde eine Anpassung der Beschreibung des nichtlinearen Spannungs-Verzerrungs-Verhaltens speziell für FTV vorgenommen. Somit ist es nun möglich, auch große Bruchdehnungen unter matrixdominierter Belastung abbilden zu können. Es wurde die Spannungs-Verzerrungs-Extrapolation (SVE)-Methode zur Berücksichtigung von Degradationsvorgängen durch Rissbildung implementiert.
Mit der neuen Werkstoffroutine wurde ein MSV unter Zug- und Druckbelastung berechnet. Durch den Vergleich der Ergebnisse mit denen aus Versuchen konnte anschließend die Vorhersagequalität der numerischen Berechnung bewertet werden. Die Ergebnisse der Zugversuche zeigen eine gute Übereinstimmung mit der Berechnung. Die Bauteilsteifigkeit kann – unter Berücksichtigung

des nichtlinearen Werkstoffverhaltens und der Degradation – bis zum Bruch exakt berechnet werden. Im Moment des berechneten Bauteilversagens ist die Dehnsteifigkeit der Berechnung 0,8% geringer als die im Versuch. Das Versagen findet dabei in der Berechnung bei einer etwa 12,4% geringeren Last statt als im Versuch. Grund hierfür ist die Wahl des Abbruchkriteriums in der Berechnung.
Bei den Druckversuchen konnte die Dehnsteifigkeit des Bauteils durch die Berechnung nicht bis zum realen Bauteilversagen bestimmt werden. Im Versuch kam es zum vorzeitigen Stabilitätsversagen des Bauteils aufgrund von Längsbeulen. Durch eine Detailanalyse des Versagens und der Auswertung von Videobilddaten zum Versuch konnte nachgewiesen werden, dass frühzeitiges Versagen durch Zwischenfaserbruch mit Modus C einzelner Schichten stattfindet. Dadurch wird die kritische Beulspannung der Struktur um etwa 56% abgemindert. Dieser Effekt konnte aufgrund der gewählten Modellierungsart nicht in der FEM abgebildet werden.

5.1 Fazit

Im Rahmen dieser Arbeit wurde der Prozess der Auslegung eines Mehrschichtverbunds (MSV) aus endlosfaserverstärkten CF-PA6 unter verschieden Aspekten betrachtet. Es konnten dabei folgende neue Erkenntnisse gewonnen werden:

– Es wurde das neue Verfahren *Fast Composite Conditioning (FCC)* zur Konditionierung hygroskopischer Werkstoffe entwickelt. Dadurch kann der Aufwand zur Bestimmung der Werkstoffkennwerte unter definierten Klimabedingungen für Faser-Matrix-Halbzeuge oder unverstärkte Kunststoffe signifikant reduziert werden.

– Mit der *trainierten Faservolumenanteil-Analyse (TFA)* wurde ein neue Methode zur Bestimmung des Faservolumenanteils auf Basis der Auswertung von Schliffbildern mittels künstlicher, neuronaler Netze (KNN) vorgestellt. Diese zeichnet sich im Vergleich zu herkömmlichen Methoden insbesondere durch ihre Robustheit aus.

– Durch den Einsatz optischer Feldmesstechnik (*digital image correlation*), Druckversuchen an Würfeln und Detailanalysen mithilfe der Finite Elemente Methode (FEM) konnte das Versagen unidirektionaler CF-PA6 Schichten analysiert werden. Dabei wurden unter matrixdominierter Beanspruchung größere Bruchdehnungen gemessen als bei herkömmlichen Faser-Duroplast-Verbunden (FDV), jedoch mit einem vergleichbaren Sprödbruchcharakter beim Versagen. Unterschiede konnten hauptsächlich bei kombinierter Belastung festgestellt werden. Die Ergebnisse zeigen eine deutlich geringere Abhängigkeit der Schubbeanspruchbarkeit bei überlagertem Querdruck als für FDV üblich. Durch mikromechanische Analysen mithilfe eines repräsentatives Mikromodells (RMM) konnte das plastische Verhalten der Matrix als Ursache identifiziert werden.

– Es konnte ein Einfluss des Fertigungsverfahrens Lasertapelegen auf die mechanischen Werkstoffkennwerte von CF-PA6 Rohrprüfkörpern identifiziert werden. Eine lokale, fertigungsbedingte Werkstoffdegradation im Bereich der Tapestoßstellen kann die mechanischen Eigenschaften der Rohrprüfkörper maßgeblich beeinflussen. Zudem kann durch Eigenspannungen aus dem Fertigungsprozess ein ungünstiger Zugeigenspannungszustand an der Laminatoberfläche entstehen.

– Die gewonnenen Erkenntnisse aus der Werkstoffcharakterisierung wurden mithilfe einer neuen Werkstoffroutine in ein FE-Programm implementiert und mit Berechnungen an MSV validiert. Die Berechnungsmethodik wurde in Anlehnung an VDI 2014-3 umgesetzt. Dabei werden spezielle, mehrparametrische Werkstofffunktionen zur Beschreibung des nichtlinearen Spannungs-Verzerrungs-Verhaltens auf Basis von UD-Werkstoffversuchen an Faser-Thermoplast-Verbunden (FTV) verwendet. Zudem wurde für die Beschreibung des Degradationsverhaltens die *Spannungs-Verzerrungs-Extrapolation (SVE)*-Methode nach Schürmann [Web09] implementiert.

5.2 Ausblick

Die erzielten Erkenntnisse und neu erarbeiteten Verfahren dieser Arbeit bieten folgende Möglichkeiten für weiterführende Untersuchungen:

– Das FCC-Verfahren hat das Potential auch für andere Faser-Matrix-Halbzeuge oder Kunststoffe verwendet werden zu können. Dazu muss eine detaillierte Absicherung der Werkstoffe für verschiedene Konditionierungszustände durchgeführt werden.

– Die Ergebnisqualität der TFA-Methode kann durch weitere Trainingszeit des Algorithmus gesteigert werden. Zusätzlich ist eine Erweiterung auf die Erkennung anderer Artefakte (z. B. Porengehalt, Winkel der einzelnen Schichten eines MSV, usw.) in Schliffbildern denkbar.

– Die Untersuchungen zum Bruchverhalten von FTV wurden für CF-PA6 unter Normklimabedingungen durchgeführt. Es muss abgeklärt werden, ob auch bei höheren Temperaturen – insbesondere nahe der Glasübergangstemperatur – ein Sprödbruchverhalten beim Versagen des Werkstoffs zu beobachten ist. Daraus kann eine temperaturabhängige Anwendungsgrenze für den Einsatz von wirkebenen-bezogenen Bruchkriterien zur Festigkeitsanalyse von FTV abgeleitet werden. Zudem muss der Einfluss wechselnder Belastung auf das Versagensverhalten dieser Werkstoffe untersucht werden. Die Plastifizierung der Matrix könnte hier eine bedeutende Rolle einnehmen.
  Durch eine Erweiterung der Untersuchungen auf andere thermoplastische Matrixsysteme können diese Erkenntnisse bestätigt werden.

– Es müssen weitere Untersuchungen bzgl. der Qualität der Tapestoßstellen beim Lasertapelegen von Bauteilen durchgeführt werden. Dabei muss der Einfluss unterschiedlicher Temperaturprofile auf die mechanischen Werkstoffkennwerte des Laminats quantifiziert werden. Anschließend muss eine Anpassung der Fertigungsstrategie beim Lasertapelegen erarbeitet werden.

– Hinsichtlich des Eigenspannungsproblems beim Lasertapelegen sind weitere Detailuntersuchungen zum thermischen Ablegeprozess notwendig. Aus diesen Erkenntnissen muss eine neue Prozess- und Temperaturführung zur Reduzierung von Eigenspannungen erarbeitet werden.

– Die entwickelte Werkstoffroutine eignet sich zur Berechnung von MSV bei einmaliger Belastung. Durch eine Erweiterung der Routine mit Zustandsvariablen für das nichtlineare Werkstoffmodell wäre es möglich, eine Belastungshistorie des Werkstoffs abzubilden.

A Hinweise zur Ergebnisdarstellung

Die grafische Darstellung der Ergebnisse dieser Arbeit erfolgt in Anlehnung an DIN 461. Zusätzlich werden in einigen Diagrammen Streuungs- und Lagemaße in Form von Kastengrafiken dargestellt (Bild A.1). Abweichungen hierzu sind den jeweiligen Beschreibungen im Text oder dem Bilduntertitel zu entnehmen.

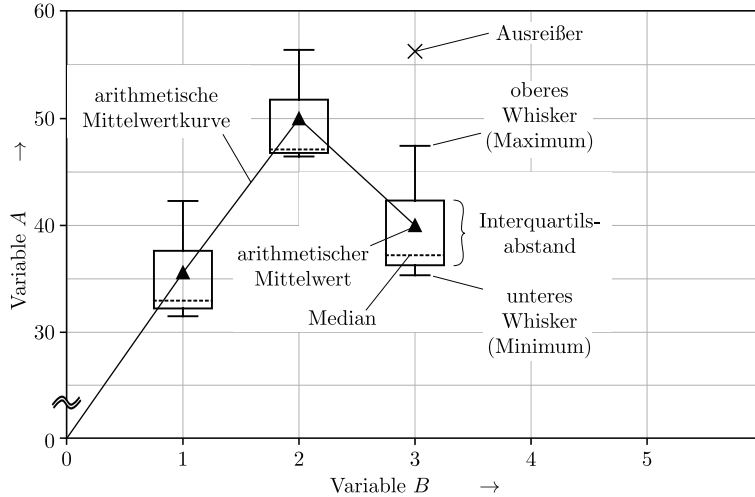


Bild A.1: Beispiel für die grafische Darstellung von Ergebnissen dieser Arbeit mit zusätzlicher Kastengrafik für Streuungs- und Lagemaße

B Werkstoffkennwerte

B.1 Autoklavprozess zur Fertigung von Platten aus CF-PA6

Die Platten werden aus einem Stapel von 300 mm breiten Bandhalbzeug (thermoplastisches Prepreg) hergestellt. Die Konsolidierung erfolgt im Autoklav durch einen Temperaturverlauf gemäß Bild B.1. Der Druck im Autoklav ist dabei 25 bar und die Platten werden zusätzlich in einen Vakuumsack eingepackt.

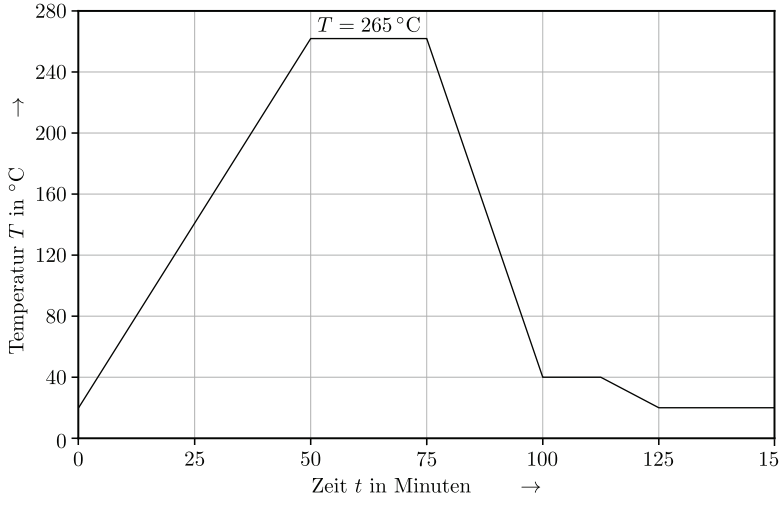


Bild B.1: Temperaturverlauf im Autoklav zur Herstellung von Platten aus CF-PA6 300 mm breiten Bandhalbzeug.

B.2 Oberflächenenergien ausgewählter Kunststoffe

Die Oberflächenenergie ist ein Maß für die notwendige Energie zum Erzeugen neuer Oberflächen einer Flüssigkeit oder eines Festkörpers [Pol19]. Sie teilt sich in einen dispersen und polaren Anteil auf. Der disperse Anteil beschreibt dabei Wechselwirkungen aufgrund der zeitlichen Fluktuationen von Ladungsverteilungen der Atome bzw. Moleküle. Dies sind beispielsweise *Van-der-Waals*-Wechselwirkungen. Unter dem polaren Anteil versteht man Wechselwirkungen wie z. B. *Wasserstoffbrückenbindungen* [Dat19].

Tabelle B.1: Übersicht der Oberflächenenergie ausgewählter Kunststoffe (nach [Pol19])

	Oberflächenenergie in $\frac{mJ}{m^2}$		
Werkstoff	disperser Anteil	polarer Anteil	Gesamt
Epoxidharz	19,5	13,2	32,7
PA6	25,6–39,2	5,0–15,4	38,3–54,6
PC	27,3–37,0	1,8–6,0	33,3–38,3
PE-HD	30,0–35,0	0,0–0,7	30,3–35,7
PE-LD	33,2–35,1	0	33,2–35,1
PET	32,9–43,2	3,1–4,5	37,3–47,3
PMMA	25,7–44,2	4,3–14,6	40,2–51,3
POM	36,0–42,2	5,1–11,1	42,1–47,9
PP	25,8–42,1	0,3–1,3	31,2–42,4
PS	23,3–44,6	0,6–6,9	29,0–45,4
PTFE	18,5–18,6	0,0–0,5	18,5–19,1
PVC	26,0–40,0	1,5–12,7	37,3–51,7

B.3 Prozessparameter Lasertapelegen

Die folgenden Prozessparameter werden zur Herstellung aller Prüfkörper im Rahmen der vorliegenden Arbeit verwendet.

Tabelle B.2: Übersicht der Prozessparameter zur Herstellung der CF-PA6 Rohrprüfkörper durch das Fertigungsverfahren Lasertapelegen.

	Parameter	Sollwert/Beschreibung
Tape	Ablegetemperatur	280 °C
	Ablegegeschwindigkeit	9,2 $\frac{\mathrm{m}}{\mathrm{min}}$
	Versatz	1/3-Tapebreite (je 4 Einzelschichten)
	Konsolidierungsdruck (Silikonrolle)	0,2 $\frac{\mathrm{N}}{\mathrm{mm}^2}$
	Tapezugspannung	65 N
Laser	Typ	Diodenlaser
	Wellenlänge	900 nm
	Betriebsart	gepulst
	Optik	16x45 mm Homogenisierungsoptik
	Temperaturregelung	Thermokamera
Kern	Material	Stahl (geschliffen und poliert)
	Temperatur	60 °C
	Trennmittel	keines

B.4 Schliffpräparation

Tabelle B.3: Vorgehen zur Herstellung von CF-PA6-Schliffbildproben.

Arbeitsschritt	Detail	Wert/Beschreibung
Einbetten	Harz	Struers EpoFix (kaltaushärtend)
	Härter	
	Mischungsverhältnis (Harz/Härter)	25:3
	Aushärtedauer	24h
Schleifen	Körnung (Anzahl der Schleifdurchgänge)	180 (1x)
		280 (1x)
		400 (1x)
		800 (1x)
		1200 (1x)
		2500 (2x)
		4000 (4x)
Polieren	Körnung	3 µm
		1 µm
Reinigen	Ultraschallbad	5 min

B.5 Werkstofffunktionen zur Beschreibung von CF-PA6 Schichten

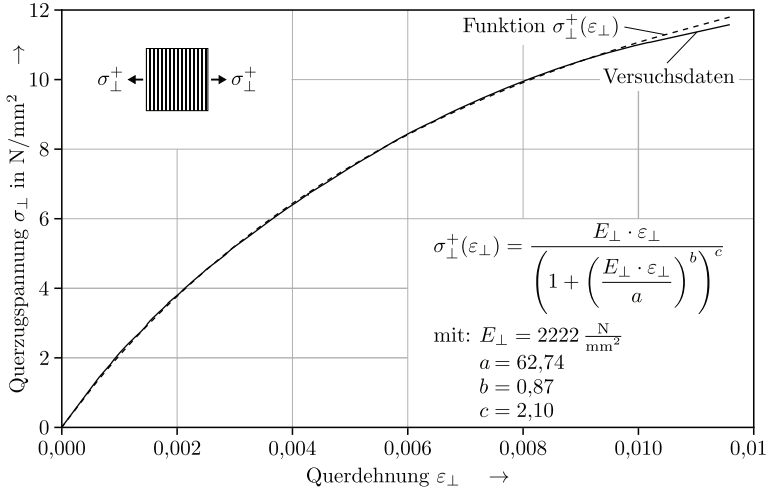


Bild B.2: Beschreibung des $\sigma_\perp^+$-$\varepsilon_\perp$-Verhaltens einer UD-CF-PA6-Schicht mithilfe einer 3-Parameterfunktion. Die Koeffizienten a, b und c werden durch numerische Ausgleichsrechnung an die Versuchsdaten angepasst.

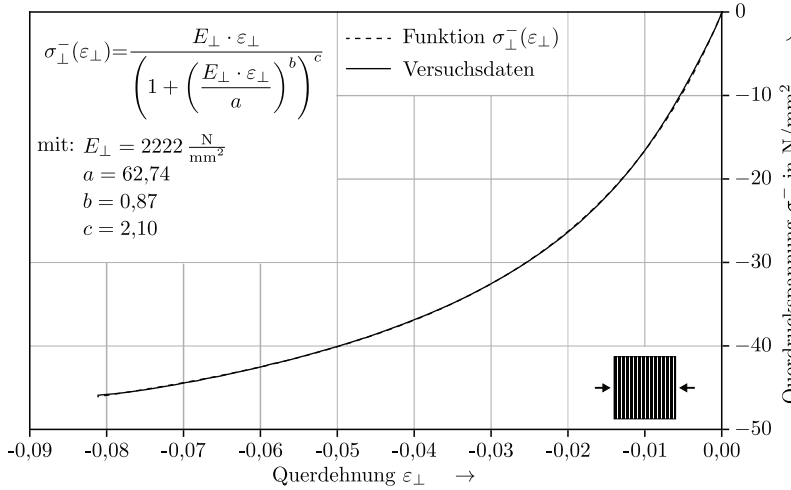


Bild B.3: Beschreibung des $\sigma_\perp^-$-$\varepsilon_\perp$-Verhaltens einer UD-CF-PA6-Schicht mithilfe einer 3-Parameterfunktion. Die Koeffizienten a, b und c werden durch numerische Ausgleichsrechnung an die Versuchsdaten angepasst.

Literaturverzeichnis

Normen, Richtlinien

ASTM Normen:

ASTM D2290 Standard Test Method for Apparent Hoop Tensile Strength of Plastic or Reinforced Plastic Pipe by Split Disk Method. 2000

ASTM D5448 Standard Test Method for Inplane Shear Properties of Hoop Wound Polymer Matrix Composite Cylinders. 1993

ASTM D5450 Standard Test Method for Transverse Tensile Properties of Hoop Wound Polymer Matrix Composite Cylinders. 1993

Internationale Normen:

ISO 62 Kunststoffe - Bestimmung der Wasseraufnahme, 2008

ISO 291 Kunststoffe - Normalklimate für Konditionierung und Prüfung. 2008

ISO 527-4 Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften, Teil 4: Prüfbedingungen für isotrop und anisotrop faserverstärkte Kunststoffverbundwerkstoffe. 1197

ISO 527-5 Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften, Teil 5: Prüfbedingungen für unidirektional faserverstärkte Kunststoffverbundwerkstoffe. 2010

ISO 1110 Kunststoffe - Polyamide: Beschleunigte Konditionierung von Probekörpern. 2019

ISO 1183-1 Kunststoffe - Verfahren zur Bestimmung der Dichte von nicht verschäumten Kunststoffen, Teil 1: Eintauchverfahren, Verfahren mit Flüssigkeitspyknometer und Titrationsverfahren. 2019

ISO 1183-2 Kunststoffe - Verfahren zur Bestimmung der Dichte von nicht verschäumten Kunststoffen, Teil 2: Verfahren mit Dichtegradientensäule. 2019

ISO 1183-3 Kunststoffe - Bestimmung der Dichte von nicht verschäumten Kunststoffen, Teil 3: Gas-Pyknometer-Verfahren. 2000

ISO 11667 Faserverstärkte Kunststoffe - Formmassen und Prepregs - Bestimmung des Gehaltes an Harz, Verstärkungsfaser und Mineralfüllstoff - Auflösungsverfahren. 2019

ISO 11357-3 Kunststoffe - Dynamische Differenz-Thermoanalyse (DSC) - Teil 3: Bestimmung der Schmelz- und Kristallisationstemperatur und der Schmelz- und Kristallisationsenthalpie. 2018

ISO 11357-4 Kunststoffe - Dynamische Differenz-Thermoanalyse (DSC) - Teil 4: Bestimmung der spezifischen Wärmekapazität. 2014

ISO 11357-7 Kunststoffe - Dynamische Differenz-Thermoanalyse (DSC) - Teil 7: Bestimmung der Kristallisationskinetik. 2015

ISO 11359-2 Plastics - Thermomechanical analysis (TMA). 1999

ISO 14126 Faserverstärkte Kunststoffe - Bestimmung der Druckeigenschaften in der Laminatebene. 1999

ISO 14130 Faserverstärkte Kunststoffe - Bestimmung der scheinbaren interlaminaren Scherfestigkeit nach dem Dreipunktverfahren mit kurzem Balken. 1998

ISO 15512 Kunststoffe - Bestimmung des Wassergehaltes. 2019

ISO 22007 Kunststoffe - Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit und der Temperaturleitfähigkeit. 2012-2018

Deutsche Normen:

DIN 461 Graphische Darstellung in Koordinatensystemen. 1973

DIN 2561 Luft- und Raumfahrt: Kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe, unidirektionale Laminate, Zugprüfung parallel zur Faserrichtung. 1995

DIN 2597 Luft- und Raumfahrt: Kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe, unidirektionale Laminate, Zugversuch senkrecht zur Faserrichtung.1998

DIN 7728 Kunststoffe - Kennbuchstaben und Kurzzeichen für Polymere und ihre besonderen Eigenschaften. 1988

DIN 14129 Faserverstärkte Kunststoffe - Zugversuch an 45°-Laminaten zur Bestimmung der Schubspannungs/Schubverformungs-Kurve des Schubmoduls in der Lagenebene. 1998

Richtlinien:

VDI 2014-3 Entwicklung von Bauteilen aus Faser-Kunststoff-Verbund, Berechnungen. 2006

Literaturquellen

[Bai95] T. C. Bailey und A. C. Gatrell. *Interactive spatial data analysis*. Harlow Essex, England: Longman Scientific & Technical; J. Wiley, 1995.

[Bar82] R. Bardenheier. *Mechanisches Versagen von Polymerwerkstoffen: Anstrengungsbewertung mehrachsialer Spannungszustände*. München: Hanser, 1982.

[Bar18] S. Bargmann u. a. *Generation of 3D representative volume elements for heterogeneous materials: A review*. Bd. 96. Progress in Materials Science, Juli 2018.

[Bec02] W. Becker und D. Gross. *Mechanik elastischer Körper und Strukturen*. Berlin: Springer, 2002.

[Ble12a] A. Bleier. *Prüfverfahren zur Ermittlung exakter Werkstoffkennwerte einer unidirektionalen Schicht unter besonderer Berücksichtigung physikalischer Nichtlinearitäten*. Aachen: Shaker, 2012.

[Ble12b] A. Bleier, A. Elter und H. Schürmann. *Zur experimentellen Bestimmung des relativen Faservolumenanteils von CFK*. 2012.

[Bog04] T. A. Bogetti u. a. *Predicting the nonlinear response and progressive failure of composite laminates*. Bd. 64. Composites Science and Technology, März 2004.

[Car18] Carbon Composites e.V. *Composites-Marktbericht*. 2018.

[Cho18] F. Chollet. *Deep learning with Python*. Shelter Island, New York: Manning Publications Co, 2018.

[Dai16] J. Dai u. a. *R-FCN: Object Detection via Region-based Fully Convolutional Networks*. Cornell University, Computer Science, Mai 2016.

[Dat19] Dataphysics. *Disperse & polare Anteile der Oberflächenenergie - DataPhysics Instruments*. https://www.dataphysics-instruments.com/. aufgerufen: 12.11.2019.

[Deu10] H. M. Deuschle. *3D failure analysis of UD fibre reinforced composites Puck's theory within FEA*. Stuttgart: Inst. für Statik und Dynamik der Luft- und Raumfahrtkonstruktionen, 2010.

[Dic14] T. Dickhut. *Beitrag zur Auslegung und Gestaltung von Antriebswellen aus Faser-Kunststoff-Verbunden: Eigenfrequenz, Schlagbelastung, Crashverhalten, Torsionsbeulen, Krafteinleitung*. Aachen: Shaker, 2014.

[Dic16] T. Dickhut, J. Katz und H. Schürmann. *Beitrag zur Berechnung des kritischen Torsionsbeulmoments von Antriebswellen aus Faser-Kunststoff-Verbunden*. Shaker, Sep. 2016.

[Dör13] S. Dörte und S. Meynen. *Die Methode der finiten Elemente in der Strukturmechanik*. Okt. 2013.

[Ehl02] M. Ehleben. *Herstellung von endlosfaserverstärkten Rohren mit thermoplastischer Matrix im Schleuderverfahren*. Aachen: Shaker, 2002.

[Erh08] G. Erhard. *Konstruieren mit Kunststoffen*. Fourth. München: Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, Aug. 2008.

[Fab16] J. Faber. *Beitrag zur konstruktiven Gestaltung offener, verrippter Profile aus Faser-Thermoplast-Verbunden mit lastpfadgerechten Verstärkungen*. Shaker, 2016.

[Glü16] T. Glück, W. Kemmetmüller und A. Steinböck. *Vorlesung Fortgeschrittene Methoden der Modellbildung*. TU Wien, 2016.

[GOM16] GOM. *DIC computation basics*. Nov. 2016.

[Goo19] Google. *Models and examples built with TensorFlow. Contribute to tensorflow/models development by creating an account on GitHub*. Juli 2019.

[Gro04] D. Gross u. a. *Hydromechanik, Elemente der höheren Mechanik, numerische Methoden*. 5. Aufl. Berlin: Springer, 2004.

[Gus00] A. A. Gusev, P. J. Hine und I. M. Ward. *Fiber packing and elastic properties of a transversely random unidirectional glass/epoxy composite*. Bd. 60. Composites Science and Technology, März 2000.

[Has80] Z. Hashin. *Failure Criteria for Unidirectional Fiber Composites*. Bd. 47. Journal of Applied Mechanics, Juni 1980.

[HBM19] HBM. *Einfuehrung in die Technik des Messens mit Dehnungsmessstreifen*. 2019.

[Hin04] M. J. Hinton, A. S. Kaddour und P. D. Soden, Hrsg. *Failure criteria in fibre reinforced polymer composites: the world-wide failure exercise ; this volume contains 34 previously published papers from the journal Special Issue Composites Science and Technology and four new papers*. Amsterdam: Elsevier, 2004.

[Hua16] J. Huang u. a. *Speed/accuracy trade-offs for modern convolutional object detectors*. Cornell University, Computer Science, Nov. 2016.

[HUG19] HUG-Industrietechnik. *Industrietechnik Katalog*. 2019.

[Ing13] V. D. Ingenieure und VDI-Gesellschaft Verfahrenstechnik und Chemieingenieurwesen, Hrsg. *VDI-Wärmeatlas: mit 320 Tabellen*. 11., bearb. und erw. Aufl. Berlin: Springer Vieweg, 2013.

[Jon18] E. Jones u. a. *A Good Practices Guide for Digital Image Correlation*. International Digital Image Correlation Society, Okt. 2018.

[Kar16] U. Karn. *An Intuitive Explanation of Convolutional Neural Networks*. The data science blog, Aug. 2016.

[Ken19] A. Kenf. *Bestimmung der Längszugkennwerte von CF-PA6*. IVW GmbH, 2019.

[Ken18] A. Kenf. *Entwicklung eines Tape-Zugprüfstands zur Ermitllung der faserparallelen Werkstoffkennwerte von Faser-Thermoplast-Halbzeugen*. IVW GmbH, 2018.

[Kno08] M. Knops. *Analysis of Failure in Fiber Polymer Laminates: The Theory of Alfred Puck*. Springer, Juli 2008.

[Kuh10] E. Kuhnel. *Anwendung von Zwischenfaserbruch-Kriterien auf endlosfaserverstärkte Thermoplaste*. 1. Aufl. Aachen: Mainz, 2010.

[Lem19] S. Lembcke. *Chipmunk2D Physics*. https://chipmunk-physics.net/. 2019.

[Li99] S. Li. *On the unit cell for micromechanical analysis of fibre-reinforced composites*. Bd. 455. Proceedings of the Royal Society of London. Series A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences, März 1999.

[Liu16] W. Liu u. a. *SSD: Single Shot MultiBox Detector*. Bd. 9905. Cornell University, Computer Science, 2016.

[Löh13] S. Löhr. *Zur Gestaltung von hochbelasteten Leichtbau-Speichersystemen und -Hydraulikzylindern aus Faser-Thermoplast-Verbunden*. 1., Aufl. Aachen: Shaker, 2013.

[Man13] H. A. Mang, G. Hofstetter und J. Eberhardsteiner. *Festigkeitslehre*. 4., erw. Aufl. Berlin: Springer-Vieweg, 2013.

[Mer10] M. Merkel und A. Öchsner. *Eindimensionale Finite Elemente: Ein Einstieg in die Methode*. Heidelberg: Springer, 2010.

[Mey16] N. Meyer. *Entwicklung einer virtuellen Simulationskette zur Auslegung und Optimierung von gewickelten Faser-Kunststoff-Verbund-Druckbehältern unter Berücksichtigung des nichtlinearen Werkstoffverhaltens*. Shaker, 2016.

[MIT19] MIT. *MIT Introduction to Deep Learning*. http://introtodeeplearning.com. Jan. 2019.

[Moh00] O. Mohr. *Welche Umstände bedingen die Elastizitätsgrenze und den Bruch eines Materials?* VDI, 1900.

[Pol19] Polymer-Service-GmbH. *Oberflächenenergie - Lexikon der Kunststoffprüfung*. 2019.

[Puc07] A. Puck und M. Mannigel. *Physically based non-linear stress–strain relations for the inter-fibre fracture analysis of FRP laminates*. Bd. 67. Composites Science and Technology, Juli 2007.

[Puc82] A. Puck und H. Schürmann. *Die Zug/Druck-Torsionsprüfung an rohrförmigen Probekörpern*. Bd. 72. Kunststoffe, 1982.

[Puc02] A. Puck und H. Schürmann. *Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models*. Bd. 62. Composites Science and Technology, Sep. 2002.

[Puc96] A. Puck. *Festigkeitsanalyse von Faser-Matrix-Laminaten: Modelle für die Praxis*. München: Hanser, 1996.

[Puc67] A. Puck. *Zur Beanspruchung und Verformung von GFK-Mehrschichtenverbund Bauelementen*. Berlin: Shaker, 1967.

[Red15] J. Redmon u. a. *You Only Look Once: Unified, Real-Time Object Detection*. Cornell University, Computer Science, Juni 2015.

[Ren15] S. Ren u. a. *Faster R-CNN: Towards Real-Time Object Detection with Region Proposal Networks*. Cornell University, Computer Science, Juni 2015.

[Sal19] Salzwiki. *Deliqueszenzfeuchte*. https://www.salzwiki.de. aufgerufen: 28.05.2019.

[Sch18] S. Schmidt. *Bestimmung der temperaturabhängigen Werkstoffkennwerte von CF-PA6 UD-Schichten*. IVW GmbH, 2018.

[Sch07] H. Schürmann. *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden: mit 39 Tabellen*. 2., bearb. und erw. Aufl. Berlin: Springer, 2007.

[Sch95] W. Schwarz, Hrsg. *Vermessungsverfahren im Maschinen- und Anlagenbau: vom 8. bis 10. März 1993 beim Deutschen Elektronen-Synchrotron DESY in Hamburg*. Stuttgart: Wittwer, 1995.

[ElS02] A. H. El-Shaarawi und W. W. Piegorsch, Hrsg. *Encyclopedia of environmetrics*. New York: Wiley, 2002.

[Sim67] G. J. Simitses. *Instability of orthotropic cylindrical shells under combined torsionand hydrostatic pressure*. Bd. 5. AIAA Journal, Aug. 1967.

[Sim06] G. J. Simitses und D. H. Hodges. *Fundamentals of structural stability*. Elsevier, 2006.

[Sim16] Simulia. *Abaqus 2016 Documentation*. 2016.

[Sor19] Sorbent-Systems. *Desiccant Chart Comparisons*. https://www.sorbentsystems.com. Mai 2019.

[Sze14] C. Szegedy u. a. *Scalable, High-Quality Object Detection*. Cornell University, Computer Science, Dez. 2014.

[Tri06] D. Trias u. a. *Determination of the critical size of a statistical representative volume element (SRVE) for carbon reinforced polymers*. Bd. 54. Acta Materialia, Aug. 2006.

[Wäl18] J. Wäldchen und P. Mäder. *Machine learning for image based species identification*. Hrsg. von N. Cooper. Bd. 9. Methods in Ecology and Evolution, Nov. 2018.

[Wal19] C. Waller. *Long Life for Art*. Mai 2019.

[Web09] T. Weber. *Nichtlineare Analyse von Faser-Kunststoff-Verbunden: Grundlagen, Methoden und Auswirkungen auf den Konstruktionsprozess*. Aachen: Shaker, 2009.

[Whi67] W. Whitney und R. D. Andrews. *Yielding of glassy polymers: Volume effects*. Bd. 16. Journal of Polymer Science Part C: Polymer Symposia, 1967.

[Wie07] J. Wiedemann. *Leichtbau: Elemente und Konstruktion*. 3. Aufl. Berlin: Springer, 2007.

Betreute studentische Arbeiten

Vom Autor wurden zahlreiche studentische Arbeiten betreut. Folgende haben zu den Ergebnissen dieser Arbeit beigetragen:

– Schreieck, S.: Literaturrecherche zum Crashverhalten von Faser-Kunststoff-Verbunden unter Berücksichtigung der Dehnratenabhängigkeit, Bachelorarbeit, 2016

– Klingelhöfer, J.-D.: Berechnung und Konstruktion einer Prüfstandsvorrichtung für die Bestimmung des Schubmoduls $G_{\perp\parallel}$ und der Schubfestigkeit $R_{\perp\parallel}$ bei unidirektionalen Faser-Kunststoff-Verbunden, Studienarbeit, 2016

– Kenf, A.: Untersuchungen zur Anwendbarkeit von wirkebenen-bezogenen Bruchkriterien bei unidirektionalen Faser-Thermoplast-Verbunden zur Berechnung von fortschreitendem Versagen unter Berücksichtigung von nichtlinearem Werkstoffverhalten, Masterarbeit, 2017

– Grimm, L.: Bestimmung des Schubmoduls und der Schubfestigkeit unidirektionaler Faser-Kunststoff-Verbunde unter Berücksichtigung von nichtlinearem Werkstoffverhalten, Bachelorarbeit, 2018

Alle studentischen Arbeiten sind im Archiv des *Instituts für Verbundwerkstoffe* in Kaiserslautern einsehbar.

Lebenslauf

Persönliche Daten

Name:	Tobias Donhauser
Familienstand:	ledig
Nationalität:	deutsch

Schulbildung

2004–2006	Staatliche Fachoberschule Amberg, Fachhochschulreife

Studium

2006–2011	Studium des Maschinenbaus an der Fachhochschule Amberg-Weiden
2011–2013	Studium des Maschinenbaus an der Technischen Universität Darmstadt

Berufstätigkeit

seit 2014	Wissenschaftlicher Mitarbeiter im Kompetenzfeld Crash und Energieabsorption der Institut für Verbundwerkstoffe GmbH (IVW) in Kaiserslautern